<u>İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ</u>

SÜPER ALAŞIMLARIN KARBONDİOKSİT LAZER KAYNAK ŞARTLARININ OPTİMİZASYONU

DOKTORA TEZİ Akın ODABAŞI

Anabilim Dalı : Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Programı : Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

ARALIK 2010

<u>İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ</u>

SÜPER ALAŞIMLARIN KARBONDİOKSİT LAZER KAYNAK ŞARTLARININ OPTİMİZASYONU

DOKTORA TEZİ

Akın ODABAŞI (506042103)

Tezin Enstitüye Verildiği Tarih :6 Ağustos 2010Tezin Savunulduğu Tarih :13 Aralık 2010

Tez Danışmanı :Prof. Dr. M. Niyazi ERUSLU (İTÜ)Diğer Jüri Üyeleri :Prof. Dr. Ahmet EKERİM (YTÜ)Prof. Dr. Eyüp Sabri KAYALI (İTÜ)Prof. Dr. İrfan YÜKLER (MÜ)Prof. Dr. Mehmet KOZ (MÜ)

ARALIK 2010

Anneme ve babama,

iv

ÖNSÖZ

Öncelikle, on senelik uzun bir süreç içinde yüksek lisans ve doktora eğitimim süresince beni her zaman destekleyen, çalışmalarımda yol gösterici olan, her zaman daha iyiye doğru daha kolay bir şekilde ilerlememi sağlayan çok kıymetli danışmanım Prof. Dr. M. Niyazi ERUSLU'ya minnettarlığımı ifade ederken teşekkürlerimi sunarım.

Doktora tezinin ilerleme aşamalarında değerli değerlendirmelerinden dolayı tez izleme jürisi üyeleri, kıymetli hocalarım Prof. Dr. E. Sabri KAYALI ve Prof. Dr. Mehmet KOZ'a çok teşekkür ederim. Doktora çalışmam esnasında sağladığı laboratuvar imkanları ve calısmalarımın her aşamasında vermiş olduğu destek ve önemli değerlendirmeler nedeniyle kıymetli hocalarım Prof. Dr. Gültekin GÖLLER ve Prof. Dr. Onuralp YÜCEL'e çok teşekkür ederim. Gerektiğinde beraber kaynak islemi gerçekleştirdiğim, gerektiğinde sonuçları tartışarak çalışmalarımı beraberce şekillendirdiğim her konuda bana çok yardımcı olan çok kıymetli mesai arkadaşım Dr. Necip ÜNLÜ'ye çok teşekkür ederim. Kaynak işlemlerindeki yardımlarından dolayı General Electric Marmara Technology Center çalışanları Dr. Bülent MEHMETLİ, Mak. Müh. Kubilay YILDIRIM ve Dr. Hüseyin GÖKCAN'a çok teşekkür ederim. Elektron mikroskop çalışmalarında göstermiş oldukları sabır ve yardımlarından dolayı Teknisyen Hüseyin SEZER ve Teknisyen Talat Tamer ALPAK'a tesekkür ederim. Cekme testleri numunelerinin Marmara Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi'nde elektro erozyon tekniğiyle elde edilmesindeki yardımlarından dolayı Prof. Dr. Mustafa KURT ve Araş. Gör. Barkın BAKIR'a teşekkür ederim. Çekme testlerindeki yardımlarından dolayı Teknisyen Mızrap CANIBEYAZ'a çok teşekkür ederim. Tez yazımındaki verdiği desteklerden dolayı kıymetli arkadaşım Öğretim Görevlisi Dr. A. Hilal ULUKARDEŞLER'e çok teşekkür ederim. Amerika, Wisconsin Üniversitesinden kıymetli arkadaşım Cem GÖĞTAŞ'a literatür desteğinden dolayı teşekkür ederim.

İstanbul Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'ne benim için çok değerli olan doktora çalışmam boyunca sağlanan imkanlar nedeniyle teşekkürlerimi sunarım. Yüksek lisans ve doktora eğitimimde emeği geçen başta sayın hocalarım olmak üzere tüm araştırma görevlisi arkadaşlarıma, teknik ve idari personele teşekkür ederim. Bu çalışmanın İ.T.Ü. Rektörlüğü, Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından (Proje No: 32101) desteklenmesinden dolayı çok teşekkür ederim. Yüksek lisans ve doktora eğitim sürecinin başlamasına vesile olan ve bu süreç içinde her zaman desteklerini aldığım Fırat Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'ne saygılarımı ve teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak, bitmeyen destekleri ve sevgilerinden dolayı kıymetli annem ve babama şükranlarımı sunarım.

Temmuz 2010

Akın ODABAŞI

Metalurji ve Malzeme Y. Müh.

vi

İÇİNDEKİLER

<u>Sayfa</u>

ÖNSÖZ	v
İCİNDEKİLER	. vii
KISALTMALAR	ix
SEMBOLLER	xi
CIZELGE LISTESI	xiii
ŚEKIL LISTESI	. XV
ÖZET	xix
SUMMARY	xxi
1. GİRİŞ	1
2. LİTERATÜR ÇALIŞMASI	5
2.1 Süper Alaşımlar	5
2.1.1 Nikel esaslı süper alaşımlar	7
2.1.2 Kobalt esaslı süper alasımlar	.11
2.2 Lazer Kaynak İslemi	. 14
2.2.1 Lazer iletim ve derin nüfuziyet kaynakları	. 15
2.2.2 Lazer kaynak isleminin ayantaj ve dezavantajlari	. 18
2.2.3 Lazer-malzeme etkilesimi	. 21
2.2.4 Lazer kaynak islem parametreleri	. 24
2.2.5 Katılasma ve mikroyapı	. 26
2.3 Kaynak Hataları	.40
2.4 Inconel 718 Süper Alaşımının Lazer Kaynağı	.44
2.5 Haynes 188 Süper Alaşımının Lazer Kaynağı	. 48
3. DENEYSEL CALIŞMALAR	. 49
3.1 Malzemeler ve Kaynak İşlemine Hazırlık	. 49
3.2 Kaynak İşlemleri	. 51
3.3 Radyografik İnceleme	. 52
3.4 Metalografik İnceleme	. 52
3.5 Mikrosertlik İnceleme	. 53
3.6 Çekme Testleri	. 54
4. SONUÇLAR VE İRDELEME	. 55
4.1 Kaynak Dikişi Boyutsal Durumu	. 55
4.2 Birleştirme Hataları ve Radyografik Tespitler	. 62
4.3 Mikroyapı Karakterizasyonu	. 65
4.4 Mikrosertlik Sonuçları	. 94
4.5 Çekme Testi Sonuçları	101
4.6 Kırık Yüzeyi İnceleme Sonuçları	104
5. GENEL SONUÇLAR	111
KAYNAKLAR	119
ÖZGEÇMİŞ	129

viii

KISALTMALAR

YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
MC	: Metal Karbür
HMT	: Hacim Merkezli Tetragonal
HSP	: Hegzagonal Sıkı Paket
Nd:YAG	: Neodymium Doped Yttrium Aluminium Garnet
ITAB	: Isının Tesiri Altındaki Bölge
IEB	: Isıdan Etkilenen Bölge
SR	: Katılaşma Hızı
CR	: Soğuma Hızı
GTA	: Gas Tungsten Arc
FITNET	: European Fitness for Service Network
ASTM	: American Society for Testing and Materials
TIG	: Tungsten Inert Gas

SEMBOLLER

- : Östenitik gamma fazı γ γ΄ γ΄
 - : Birincil östenit fazı
 - : İkincil östenit fazı
- : Mu fazı μ
- : Sigma fazı σ
- : Delta fazı δ
- : Katılaşma yönü ve hız vektörü arasındaki açı ψ
- : Denge paylaşım katsayısı k

xii

ÇİZELGE LİSTESİ

<u>Sayfa</u>

Çizelge 2.1 : Çeşitli kaynak tekniklerinin kaynak yüzeyine güç girişi yoğunluğu [1]20
Çizelge 2.2 : Lazer kaynak yönteminin diğer kaynak yöntemleri ile kıyaslanması [1]
Çizelge 2.3 : CO2 ve Nd:YAG lazer ışınlarının farklı malzemeler tarafındansoğurulma değerleri [1]
Çizelge 3.1 : Inconel 718'in lazer kaynağında kullanılan parametreler
Çizelge 3.2 : Haynes 188 ve Inconel 718'in lazer kaynağında kullanılan parametreler
Çizelge 4.1 : Inconel 718 süper alaşımının (levha kalınlığı 2,1 mm) lazer alın kaynağında elde edilen dikiş ölçüleri
Çizelge 4.2 : Haynes 188 süper alaşımının (levha kalınlığı 2,1 mm) lazer alın kaynağında elde edilen dikiş ölçüleri
Çizelge 4.3 : Inconel /18/in (1,6 mm) elementel kompozisyonu
Çizelge 4.4 : Inconel 718'ın (2,1 mm) elementel kompozisyonu
Çizelge 4.5 : Haynes 188'in (1,6 mm) elementel kompozisyonu
Çizelge 4.6 : Kaynak bölgesindeki Laves fazının taramalı elektron mikroskobu ile
gerçekleştirilen EDS analizleri ve literatürdeki çalışmalardan bildirilen
analız sonuçları
Çizelge 4.7 : Kaynak bölgesindeki dendrit çekirdeklerinde taramalı elektron
mıkroskobu ile gerçekleştirilen EDS analizleri ve literatürdeki
çalışmalardan bildirilen analiz sonuçları
Çizelge 4.8 : Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 1 ve 4 numaralı numuneleri
için hesaplanan ortalama dağılım katsayıları ve literatürdeki çalışmadan
bildirilen değerler
Çizelge 4.9 : Lazer kaynaklı İnconel 718 süper alaşım numunelerinin kaynak
bölgesinde dendritik katılaşmadaki tesbit edilen büyüme hızları78
Çizelge 4.10 : Isı girdileri sırasıyla 61,29 J/mm, 80,38 J/mm ve 90,09 J/mm olan
lazer kaynaklı İnconel 718 süper alaşımının 1, 5 ve 9 numaralı
numunelerin kaynak metali bölgelerinde gerçekleştirilen EDS analiz
sonuçları (% ağ.)83
Çizelge 4.11 : Lazer kaynaklı İnconel 718 süper alaşımının 1, 5 ve 9 numaralı
numunelerin kaynak metali bölgelerindeki titanyumca zengin
parçacıkların EDS analiz sonuçları (% ağ.)
Çizelge 4.12 : Lazer kaynaklı 2,1 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşım
numunelerinin kaynak bölgesinde dendritik katılaşmadaki tesbit edilen
büyüme hızları87
Çizelge 4.13 : Lazer kaynaklı 2,1 mm kalınlığındaki Haynes 188 süper alaşım
numunelerinin kaynak bölgesinde dendritik katılaşmadaki tesbit edilen
büyüme hızları93

Çizelge 4.14 :	74,5 J/mm ısı girdili 1 numaralı numunenin ISO 9015-2:2003(E)	
	standartına göre gerçekleştirilen sertlik testi sonuçları	.95
Çizelge 4.15 :	126,6 J/mm ısı girdili 9 numaralı numunenin ISO 9015-2:2003(E)	
	standartına göre gerçekleştirilen sertlik testi sonuçları	.96

ŞEKİL LİSTESİ

<u>Sayfa</u>

Şekil 2.1 : Lazer iletim ve derin nüfuziyet kaynağının şematik gösterimi [35,	
36]	16
Şekil 2.2 : Anahtar deliği kaynağında elde edilen kaynak kesitinin görünümü	
[36]	18
Şekil 2.3 : Kaynak bölgesinde 1s1 etkisiyle oluşan bölgeler [49]	27
Şekil 2.4 : Kaynak banyosundaki kuvvetler ve sebep oldukları taşınımlar [52]	29
Şekil 2.5 : Lazer kaynaklı AISI 201 paslanmaz çelik için dendrit kolları arası	
mesafe-soğuma hızı ilişkisi [9, 50]	30
Şekil 2.6 : Ergime bölgesinde ana malzeme tanelerinin epitaksiyal büyümesi [36]	31
Şekil 2.7 : Katılaşmada katı-sıvı arayüzeyleri. a) Düzlemsel, b) Hücresel, c) Kolons	sal
dendritik, d) Eş eksenli dendritik [36, 52]	32
Şekil 2.8 : Katılaşma yapılarının sıvı sıcaklık gradyantı ve katılaşma hızı ilişkisi [30	6,
51, 52]	33
Şekil 2.9 : Kaynak dikişi boyunca katılaşma hızının değişimi [36, 52]	34
Şekil 2.10 : Ergime bölgesi boyunca kaynak mikroyapısının yapısal değişimi	
[50]	34
Şekil 2.11 : Tek kristal Fe-15Ni-15Cr alaşımı için kaynak banyosundaki dendrit	
büyüme yönleri [50, 57]	35
Şekil 2.12 : Soğuma hızının artmasıyla meydana gelen mikroyapısal değişimler	
[9]	37
Şekil 2.13 : Kaynak banyosu etrafındaki yarı katı bölgeler [66]	37
Şekil 2.14 : Nikel ve krom eşdeğerlerine göre oluşabilecek yapıları işaret eden	
Schaeffler diyagramı [52, 69]	38
Şekil 2.15 : Kısmen ergiyen bölgede sıvılaşma çatlağının oluşumu [66, 70]	39
Şekil 2.16 : Ergime bölgesinde porozite [36]	41
Şekil 2.17 : Kaynakta oluşabilecek çatlakların şematik gösterimi [36]	42
Şekil 2.18 : Ergime azlığı hatası [36].	43
Şekil 2.19 : Yetersiz nüfuziyet hatası [36]	43
Şekil 2.20 : Yanma oluğu hatası [36].	44
Şekil 3.1 : Koruyucu gaz uygulaması yapılabilen levha sabitleme aparatı.	49
Şekil 3.2 : PRC STS 3000 model CO2 lazer cihazı ve deney düzeneği	50
Şekil 3.3 : Plazma önleme ve koruyucu gaz uygulaması yapılabılen aparat	50
Şekil 3.4 : Leica DMRX optik mikroskop	53
Şekil 3.5 : Jeol JSM 7000F taramalı elektron mikroskobu	53
Şekil 3.6 : Leica VMHT MOT mikrosertlik ölçüm cihazı.	54
Şekil 3.7 : Instron 1195 model çekme cıhazı	54
Sekil 4.1 : Inconel /18 süper alaşımının lazer kaynağında, farklı ısı girdileriyle elde	Э
edilen kaynak dikişleri. Isi girdileri sirasıyla, (a) 74,5 J/mm, (b) 78,8	
J/mm, (c) 100,5 J/mm ve (d) 126,6 J/mm.	56
Şekil 4.2 : Inconel /18 süper alaşımının lazer kaynağında, isi girdisi değişiminin	

Şekil	4.3 :	Inconel 718 süper alaşımının (levha kalınlığı 2,1 mm) lazer kaynağında
,		elde edilen kaynak dikişlerinin işlem parametrelerine göre değişimi 57
Şekil	4.4 :	Inconel 718 lazer kaynağında ısı girdisinin dikiş ölçülerine etkisi
Şekil	4.5 :	Isı girdileri sırasıyla 61,29, 78,29, 91,63 J/mm olan 1, 2 ve 3 numaralı
-		numunelerin dikiş ölçülerinin değişimi
Şekil	4.6:	İşlem hızı 31,1 mm/sn olan 3, 5 ve 7 numaralı numunelerde uygulanan
-		lazer güçlerinin dikiş ölçülerine etkisi
Şekil	4.7:	Haynes 188 süper alaşımının (levha kalınlığı 2,1 mm) lazer kaynağında
-		elde edilen kaynak dikişlerinin işlem parametrelerine göre değişimi 60
Şekil	4.8:	Haynes 188 lazer kaynağında ısı girdisinin dikiş ölçülerine etkisi
Şekil	4.9:	Isı girdileri sırasıyla 61,29, 78,29 ve 91,63 J/mm olan 1, 2 ve 3 numaralı
		numunelerin dikiş ölçülerinin değişimi
Şekil	4.10	: İşlem hızı 31,1 mm/sn olan 3, 5 ve 7 numaralı numunelerde uygulanan
		lazer güçlerinin dikiş ölçülerine etkisi
Şekil	4.11	: 2500 Watt lazer gücü 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen
		Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında tesbit edilen porozite63
Şekil	4.12	: 2500 Watt lazer gücü 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen
		Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynağında tesbit edilen porozite63
Şekil	4.13	: 2000 Watt lazer gücü 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen
		Inconel 718 süper alaşımının alın kaynağına ait radyografi filmi 64
Şekil	4.14	: 2850 Watt lazer gücü 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen
		Haynes 188 süper alaşımının alın kaynağına ait radyografi filmi65
Şekil	4.15	: Haynes 188 süper alaşımının plaka üzeri lazer kaynaklarında porozite
		varlığının radyografi ile tesbit edilmesi
Şekil	4.16	: Inconel 718 süper alaşımının SEM'de görülen mikroyapısı
Şekil	4.17	: Inconel 718 süper alaşımının genel EDS analizi
Şekil	4.18	: Inconel 718 süper alaşımı mikroyapısındaki niyobyumca zengin
		parçacığa ait EDS analizi (A noktası)
Şekil	4.19	: Inconel 718 süper alaşımı mikroyapısındaki titanyumca zengin parçacığa
		ait EDS analizi (B noktası)
Şekil	4.20	: Inconel 718 lazer kaynağında ısı girdisinin kaynak metali mikroyapısına
		etkisi. Isi girdileri sirasiyla, (a) $74,5$ J/mm, (b) $78,8$ J/mm, (c) 100,5
a		J/mm ve (d) 126,6 J/mm
Şekil	4.21	: Isi girdisi-dendrit kollari arasi mesafe ilişkisi
Şekil	4.22	: Dendrit kolları arası mesafeler ve katılaşma hızları arasındaki ilişki/0
Şekii	4.23	: Inconel /18 in lazer kaynaginda ergime ve isidan etkilenen bolgeler. Isi
		girdileri sirasiyia, (a) $/4,5$ J/mm, (b) $/8,8$ J/mm, (c) 100,5 J/mm ve (d)
Q . I1	4.24	126,6 J/mm
Şekii	4.24	inconel /18 super alaşımının lazer kaynagında kaynak metali hölgəsindən olyuşu taramalı ələlitmən milməslərin görüntüləri. Jay sindiləri
		bolgesinden allnan taramali elektron mikroskop goruntuleri. Isi girdileri
		sirasiyia, (a) /4,5 J/mm, (b) /8,8 J/mm, (c) 100,5 J/mm ve (d) 126,6
Sal-:1	1 75	J/IIIII
Şekii	4.25	inconet /18 super ataşınının tazer kaynaklı /4,5 J/inin isi girdin 1
		numaran numuneue kaynak ulkişinin usuen optik mikroskop goruntusu.
Salei	176	• Incoral 718 sünar alasımının lazar kaymaklı 126.6 I/mm isi airdili 4
ŞCKII	4.20	• monter / 10 super alaşınının iazer kaynaklı 120,0 J/IIIII isi gildili 4 numaralı numunede kaynak dikisinin üstten ontik mikroskon görüntüsü
		numaran numuncuc kaynak ulkişinin usucii optik inikioskop golullusu.

Şekil	4.27	1:	Levha kalınlığı 2,1 mm olan, Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında ısı girdisinin kaynak metali mikroyapısına etkisi. Isı girdileri sırasıyla (a) 61 29 J/mm (b) 80 38 J/mm (c) 90 09 J/mm
Sabil	1 28	2.	Dendrit kolları araşı mesafeler ve katılaşma hızları araşındaki ilişki 80
ŞUKII Gal-il	4.20	· ·	Lavka kaluluži 2.1 mm alan Inaanal 719'in lazar kaunažinda argima va
şekii	4.2>		Levna kannigi 2,1 min olan meoner /18 m lazer kaynaginda ergine ve
			isidan etkilenen bölgelerin optik mikroskop görüntüleri. Isi girdileri
			sırasıyla, (a) 61,29 J/mm, (b) 80,38 J/mm ve (c) 90,09 J/mm
Şekil	4.30):	Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında kaynak metal
-			bölgesinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri. Isi girdileri
			sirasivla (a) 61 29 I/mm (b) 80 38 I/mm ve (c) 90 09 I/mm 82
Sabil	1 31	•	Inconel 718 süner elesiminin lezer keyneğinde keynek meteli
ŞCKII	4.51	•	hölle slevinden alman tanınalı alalıtnan milma alan a öröntülərindəli
			bolgelerinden allnan taramali elektron mikroskop goruntulerindeki
			titanyumca zengin parçacıklar ve Laves fazları. İsi girdileri sırasıyla, (a)
			61,29 J/mm, (b) 80,38 J/mm, (c) 90,09 J/mm85
Şekil	4.32	2:	Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 80,38 J/mm ısı girdili 5
,			numaralı numunede kavnak dikisinin üstten optik mikroskop görüntüsü.
			86
Salvil	1 33		Inconal 718 sünar alaşımının lazar kaynaklı 00.00 I/mm işi girdili 0
ŞCKII	4.55	· ·	medici / 18 super diașininini fazer kaynakii 90,09 J/IIIII ISI girdini 9
			numaralı numunede kaynak dikişinin üstlen optik mikroskop goruntusu.
		-	
Şekil	4.34	:	a) Haynes 188 süper alaşımının SEM'de görülen mikroyapısı, b) Genel
			EDS analizi, c) Volframca zengin parçacığa ait EDS analizi 88
Şekil	4.35	5:	Levha kalınlığı 2,1 mm olan, Haynes 188 süper alaşımının lazer
,			kavnağında ışı girdisinin kavnak metali mikrovanışına etkişi. İşı girdileri
			surgervala (a) 61 20 I/mm (b) 80 38 I/mm (c) 00 00 I/mm
Salvil	1 26		Lavha kalinliği 2.1 mm alan. Haynas 199'in lazar kaynağında argima ya
Şekii	4.30) :	Levia kannigi 2,1 min olan, riaynes 160 m lazer kaynaginua erginie ve
			isidan etkilenen bolgeler. Isi girdileri sirasiyla, (a) 61,29 J/mm, (b) 80,38
			J/mm ve (c) 90,09 J/mm90
Şekil	4.37	1:	Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynağında kaynak metali
			bölgesinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri. Isi girdileri
			strastyla. (a) 61.29 J/mm. (b) 80.38 J/mm. (c) 90.09 J/mm
Sekil	4.38	2 •	Havnes 188 süper alasımının lazer kavnaklı 80 38 I/mm ısı girdili 5
şenn	1.00	•••	numerali numunada kaynak dikiginin üsttan ontik mikraskan görüntügü
			numaran numuneue kaynak ulkişinin üsüen optik miktoskop görüntüsü.
~			
Şekil	4.39):	Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynaklı 90,09 J/mm isi girdili 9
			numaralı numunede kaynak dikişinin üstten optik mikroskop görüntüsü.
Sekil	4.40):	Isı girdisi 74,5 J/mm olan 1 numaralı Inconel 718 süper alasım lazer
· j -			kavnaklı numunenin sertlik profili değisimi 94
Solvil	1 11	•	Isi girdisi 126.6 I/mm olan / numarali Inconel 718 süner alasım lazer
ŞUKII	т.т.	•	lisi girdisi 120,0 J/inin olan 4 numaran meoner /18 super ataşını idzer
a 1 u			kaynakii numunenin seruik profili degişimi
Şekil	4.42	::	Isi girdisi 61,29 J/mm olan 1 numarali Inconel /18 super alaşım lazer
			kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi97
Şekil	4.43	; ;	Isı girdisi 80,38 J/mm olan 5 numaralı Inconel 718 süper alaşım lazer
			kaynaklı numunenin sertlik profili değisimi
Sekil	4.44	۱.	Isi girdisi 90 09 J/mm olan 9 numaralı Inconel 718 süner alasım lazer
şəni		•	kavnakli numunenin sertlik profili dečisimi
S ~1!1	A A F		La girdigi 61 20 I/mm alan 1 numarali Haymaa 190 sümar alasum 1
Şekil	4.43):	Isi giruisi 61,29 J/mm olan 1 numarali Haynes 188 super alaşım lazer
			kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi

Şekil 4.46 :	Isı girdisi 80,38 J/mm olan 5 numaralı Haynes 188 süper alaşım lazer
Şekil 4.47 :	Isi girdisi 90,09 J/mm olan 9 numaralı Haynes 188 süper alaşım lazer kaynaklı numunenin sertlik profili değisimi
Şekil 4.48 :	Inconel 718 süper alaşımı (1,6 mm kalınlık) ana metal ve lazer kaynaklı 1, 2, 3 ve 4 numaralı numunelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafiği.
Şekil 4.49 :	Inconel 718 süper alaşımı (2,1 mm kalınlık) ana metal ve lazer kaynaklı 1, 6 ve 9 numaralı numunelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafiği.
Şekil 4.50 :	Haynes 188 süper alaşımı ana metal ve lazer kaynaklı 1, 5 ve 9 numaralı numunelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafiği
Şekil 4.51 :	(a) Inconel 718 süper alaşımının ana metal kırık yüzeyi, (b) Niyobyumca zengin parçacık, (c) Niyobyumca zengin parçacığın EDS sonucu 104
Şekil 4.52 :	(a) 74,5 J/mm ısı girdili 1 numaralı numunenin kaynak dikişi bölgesindeki kırık yüzeyi, (b) Niyobyumca zengin parçacık, (c) Titanyumca zengin parçacık, (d) Niyobyumca zengin parçacıktan alınan
Şekil 4.53 :	EDS sonucu, (e) Titanyumca zengin parçacığın EDS sonucu
Şekil 4.54 :	parçacığın EDS sonucu
Şekil 4.55 :	Lazer kaynaklı Inconel 718'de kırık yüzeyleri. (a) 61,29 J/mm ısı girdili 1 numaralı numune, (b) 80,38 J/mm ısı girdili 5 numaralı numune, (c) 90,09 J/mm ısı girdili 9 numaralı numune, (d) Niyobyumca zengin parçacığın EDS sonucu, (e) Titanyumca zengin parçacığın EDS sonucu.
Şekil 4.56 :	Haynes 188 ana metal kırık yüzeyi. (a) Kırık yüzeyindeki volframca zengin parçacıklar, (b) Kırık yüzeyinde tesbit edilen lantanca zengin bölge, (c) Volframca zengin parçacığın EDS sonucu, (d) Lantanca zengin bölgenin EDS sonucu
Şekil 4.57 :	Lazer kaynaklı Haynes 188 numunelerinin kırık yüzeyleri. (a) 1 numaralı numune, (b) 9 numaralı numune, (c) 1 numaralı numunede lantanca zengin bölgenin EDS sonucu, (d) 9 numaralı numunede volfram ve lantan içeren bölgenin EDS sonucu

SÜPER ALAŞIMLARIN KARBONDİOKSİT LAZER KAYNAK ŞARTLARININ OPTİMİZASYONU

ÖZET

Yüksek sıcaklık uygulamalarında tercih edilen, nikel esaslı Inconel 718 süper alaşımı hakkında, oldukça çok sayıda ve kapsamlı çalışma olmasına rağmen kaynak teknolojisini ilgilendiren çalışmalar genellikle plaka üzeri kaynak çalışmaları, kaynak eden ısıl işlem uygulamaları ve bunların karakterizasyonu sartlarını taklit seklindedir. Inconel 718'in lazer 1\$111 kullanılarak alın kavnaklarının gerçekleştirilmesi hakkındaki çalışmalar ve içerikleri sınırlıdır. Kobalt esaslı bir süper alaşım olan ve yine yüksek sıcaklık uygulamalarında yoğun şekilde kullanılan Havnes 188 süper alasımı hakkındaki arastırma calısmalarında ise genelde korozif ortamlarda bu malzemenin gösterdiği özellikler araştırılmıştır. Haynes 188 süper alaşımının kaynağı hakkındaki araştırmaların varlığı ise kıyaslanacak olursa Inconel 718 süper alaşımından da sınırlı durumdadır.

Bu doktora tezinde gerçekleştirilen çalışmaların genel amacı, nikel ve kobalt esaslı Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarının, CO₂ lazer ışını ile kaynaklanabilirliklerini, mikroyapısal karakteristiklerini ve kaynaklı yapıların performanslarını ortaya koymak, daha iyi anlaşılır hale getirmektir. Bu amaç doğrultusunda farklı lazer kaynak işlem parametreleri kullanılarak kaynak kalitesine, mikroyapı değişimlerine ve mekanik test sonuçlarına etkisi ortaya çıkarılmıştır.

Lazer ışını ile alın kaynakları gerçekleştirilen numunelere kaynak öncesi ve sonrası mikroyapı değişimine yol açacak başka bir işlem uygulanmamıştır. Tipik dövme yapılı iki süper alaşımının kaynak işlemi sonrasında kaynak dikişinde dendritik yapı katılaşması dolayısıyla döküm yapısı elde edilmiştir. Lazer kaynağının genel karakteristiklerinden olan, çok küçük bir bölgeye odaklanan yüksek yoğunluklu lazer ışını sayesinde dar bir bölgenin ergimesi ve katılaşması sonucunda kaynaklı numunelerin kaynak metallerinde yüksek katılaşma hızlarına ulaşılmıştır. Farklı ısı girdileri uygulanarak elde edilen bu yüksek katılaşma hızlarının kaynak dikişi geometrisine, mikroyapıya ve mekanik test sonuçlarına etkileri açığa çıkarılarak tartışılmıştır.

Nikel esaslı Inconel 718 ve kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımlarının lazer kaynağında tam nüfuziyet elde edilen alın kaynakları gerçekleştirilmiştir. Farklı kaynak ısı girdisi uygulanan kaynak işlemlerinde, ısı girdisi arttıkça, dikiş genişlik ölçülerinde artma kaydedilmiştir. Ergiyen ana malzeme hacmi artışı ile kaynak bölgesi genişliği artmaktadır. Kaynakların radyografik filmleri değerlendirildiğinde porozite, eksik nüfuziyet, yanma oluğu, doldurma eksikliği olan kök bölgesi, hizalama hatası, inklüzyon varlığı, dikiş yönüne paralel ve dik çatlak varlığı, kaynak metali çökmesi gibi hatalar gözlenmemiştir.

Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarının lazer kaynaklı numunelerin, kaynak ergime bölgesinin mikroyapı incelemelerinden katılaşma sonrası yapılarının dendritik olduğu tespit edilmiştir. Isı girdisi arttıkça, katılaşma sonrası elde edilen kaynak bölgesindeki dendritik yapının kabalaştığı görülmektedir.

Numunelerin kaynak metalinde katılaşma hızlarının ortaya çıkarılması için dendrit kolları arası mesafeler ölçülmüştür. Bu ölçümler sonucunda hesaplanan katılaşma hızları 10^3 - 10^6 °C/sn aralığında değişmektedir. Isı girdisi artışıyla dendritik yapı kabalaşmakta ve dendrit kolları arası mesafeler büyümekte, katılaşma hızı ise azalmaktadır.

Inconel 718 süper alaşımının dört numune içeren lazer kaynak numunelerinin mikroyapı fotoğraflarından ısıdan etkilenen bölgelerde mikro çatlaklar oluşmadığı görülmektedir fakat tane sınırlarında sıvılaşma vardır. En fazla tane sınırı sıvılaşması ısı girdisi en yüksek olan 126,6 J/mm ısı girişi olan 4 numaralı numunede olmuştur.

Yüksek lazer gücü ve yüksek kaynak işlem hızı kullanılarak lazer alın kaynağı yapılan düşük ısı girişli numunelerde ısı girişinin düşüklüğü ve bu numunelerdeki meydana gelen yüksek değerdeki hızlı katılaşmadan dolayı, kaynak dikişi ergime bölgesinde ince dendritik yapı elde edilmiş ve mikrosertlik ölçümlerinde de katılaşma şartlarının bir sonucu olarak yüksek değerler ölçülmüştür. Katılaşma hızı düşük olan yüksek ısı girdili numunelerde ise kaynak dikişinde daha düşük sertlik değerleri kaydedilmiştir. Kaynaklı numunelerde kaynak işleminde uygulanan ısı girdisinin artması ile çekme testlerinde ana metalin göstermiş olduğu değerlere kıyasla, daha düşük kopma mukavemeti ve uzama değerleri elde edildiği görülmektedir.

OPTIMIZATION OF PARAMETERS FOR CARBON DIOXIDE LASER WELDING OF SUPERALLOYS

SUMMARY

Although there are many and extended studies on nickel based Inconel 718 superalloy which is preferred for high temperature applications, the studies related to welding technology is about bead on plate welding, heat treatment which simulates the welding conditions and their characterization. There are limited publications about the butt weld using laser beam of Inconel 718. The studies about superalloy Haynes 188, which is cobalt based superalloy and widely used in high temperature applications, are investigated in corrosive environment. The researches about the Haynes 188 superalloy are more limited when compared with Inconel 718 superalloy.

The main aim of the studies carried out in this Ph. D. thesis is to investigate the microstructural characteristics and performance of the weldability of Inconel 718 and Haynes 188 superalloys with CO_2 laser beam welding. The effects on welding quality, microstructure variations and mechanical test results are discovered by using different laser welding parameters.

There is no process applied to the samples, which are butt welded by laser beam, before, and after welding, that causes microstructural changes. After the welding process of the typical wrought structured two superalloys, dendritic structure solidification on weld seam and by this way casting structure are obtained. The general characteristics of laser welding which are rapid solidification rates of weld metals are achieved by focusing on a very small region with high intensity laser beam in a narrow region. The effects of high rapid solidification rates obtained by applying different heat inputs on weld seam geometry, microstructure and mechanical test results were found and discussed.

Butt welding of nickel based Inconel 718 and Haynes 188 cobalt based superalloys were performed as full penetration from laser welding. On the weld processes in which different heat inputs are applied, as heat input is increased, increase in seam width measurement was recorded. The increase in volume of molten parent material increased the weld zone width. When radiographic films of the welds are analyzed, no weld defects were observed such as, porosity, incomplete penetration, undercut, lack of fusion, misalignment defects, inclusion, longitudinal and transverse crack, weld metal collapse.

The weld fusion zone microstructure analyzes of the Inconel 718 and Haynes 188 superalloys laser welded samples showed that, after solidification their structures were dendritic. As heat input was increased, the dendritic structure obtained after solidification in the weld zone was coarsed.

In order to obtain the solidification rates of the samples in weld metal, dendrite arm spacing was measured. As a result of these measurements solidification rates were ranged between 10^3 - 10^6 °C/sec. As heat input in increased, dendritic structure coarses, dendrite arm spacing increases and solidification rate decreases.

Microstructure photographs of the laser weld samples of the Inconel 718 superalloy includes four samples showed that, on the heat affected zone no micro cracks was formed. However, there was grain boundary liquation. The maximum grain boundary liquation occurred in the sample on which the maximum heat input applied.

The samples that are low heat input and laser butt welded by using high laser power and high weld process rate, fine dendritic structure was obtained in weld seam fusion zone and high values were obtained in microhardness measurements as a result of solidification conditions. They were found as a result of high solidification rate of these samples. The samples having high heat input and low solidification rate, on seam weld lower hardness values were recorded. For welded samples, as heat input in welding process was increased lower rupture strength and elongation values were obtained when compared with the values of the parent metal in tensile tests.

1. GİRİŞ

Metallerin birleştirilmesi açısından çok önemli bir teknoloji olan lazer kaynak tekniği henüz ilerleme aşamasındadır ve gelişmelere açıktır. Lazer kaynak işleminin kolaylıkla uygulanan ve genellikle işlerin yolunda gittiği bir yöntem olduğu görülmekle beraber, metallerin lazer ışını ile birleştirilmesi kompleks ve fizikselmetalurjik etkilere açık bir işlemdir. Bu etkiler, optimize edildiğinde kaynakta yüksek kalite ve mekanik özelliklere ulaşmak mümkündür. Kabul edilebilir maliyet ve bilgisayar kontrollü hareket ile yüksek işlem hızlarında tekrarlanabilirlik gibi karakteristikleri lazer kaynak yöntemini birçok endüstri uygulaması içinde çekici kılmaktadır [1].

Hava taşıtlarının toplam ağırlığının ancak % 10'nunu motor kısmı oluştururken bunun geri 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 alasımların gelisimine sebep olmustur. Süper alaşımların gelişimi ise modern jet motorlarının ve endüstriyel türbinlerin yapımına, gelişimine sebep olmuştur. Türbin sistemlerinin gereksinim gösterdiği 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 fazla kullanılmaktadırlar [2]. Türbin motorlarındaki artan verim, performans ve düşük maliyet gibi itici güçler yüksek sıcaklık ve yüksek mukavemet gösterebilme yeteneğine sahip olan süper alaşımların kullanımını arttırmaktadır [3]. Artan bu kullanım paralelinde parça dizaynı ve üretimi esnasında kaynak işleminin rolü de artmakta. üretim mühendisleri akademisyenler ve 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 [2-7].

Yüksek sıcaklık alaşımlarının kaynağı genellikle zordur. Ergime bölgesi katılaşma çatlakları ve ısıdan etkilenen bölgede sıvılaşma çatlakları gibi problemler oluşmaktadır. Ergime bölgesindeki çatlaklara katılaşmanın son aşamalarında ergime bölgesi yakınındaki katılaşan metalin termal ve mekanik gerilmelere karşı koyamaması neden olurken, ısıdan etkilenen bölgede oluşan sıvılaşma çatlakları ise tane sınırlarında oluşan sıvı filmin yine aynı gerilmeleri karşılayamaması nedeniyle oluşmaktadır [8].

Bu problemleri gidermenin bir yolu kaynak işleminde düşük ısı girdisi kullanmaktır. Fakat süper alaşımların doğası gereği aynı zamanda yüksek yoğunlukta bir ısı girdisi gereksinimi vardır. Bu zorunlulukları karşılayan kaynak yöntemleri ise lazer ve elektron ışın kaynaklarıdır. Dar bir bölgede etkili olan, yüksek enerji yoğunluğuna sahip ışınlarla yapılan bu kaynaklarda ısı girdisi düşük tutulur. Sınırlı bir geometriye sahip olan kaynak dikişi ergime bölgesinin hızlı katılaşma sonucunda farklı mikroyapılara sahip olacağı ve sonuç olarak farklı karakteristik özellikler sergileyeceği aşikardır [9].

Son zamanlarda, nikel esaslı süper alaşımlar üzerinde yapılan araştırmalarda [10-16] özellikle Inconel 718 süper alaşımının lazer ve elektron ışın kaynaklarında mikroyapı ve mekanik özelliklerin değişimi, ısıdan etkilenen bölgenin karakterizasyonu, elektron ışın kaynağı sonrası korozyon özellikleri, çatlaksız kaynak yapısının elde edilmesi gibi çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Nikel esaslı süper alaşımlara kıyasla, jet motorlarının ve endüstriyel türbinlerin daha düşük sıcaklık bölümlerinde kullanılan kobalt esaslı alaşımların lazer kaynağı çalışmalarıyla ilgili yayınlara rastlanılmamıştır. Sadece kobalt esaslı Stellite 21 alaşımının ark kaynağı kullanılarak çelik altlık üzerine yapılan sert kaplama çalışmasında mikroyapısal değişimlerin kaynakta kullanılan enerjiye ne kadar bağımlı olduğu araştırılmıştır [17].

Nikel esaslı süper alaşımların kaynağı hakkında yapılan çalışmalardan elde edilen bilgiler özellikle Inconel 718 alaşımının lazer ışını ile kaynaklanabilirliğinin anlaşılması açısından çok değerlidir. Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynak dikişi mikroyapısının karakterizasyonu ve katılaşma yapısının incelenmesi, sonuç olarak elde edilen kaynaklı ürünün özelliklerinin anlaşılması açısından önemlidir.

Tüm bu şartlar altında bu doktora tez çalışmasının temel amacı ve önemi, ülkemiz için hem uygulanan yöntem (lazer kaynak yöntemi) hem de çalışılan malzemeler açısından (nikel ve kobalt esaslı süper alaşımlar, Inconel 718 ve Haynes 188) yenilikler içeren bir araştırma ve sonuç olarak akademik ve endüstriyel çevrelere yeni bilgiler kazandıracak olmasıdır.

Bu araştırmanın amacı, nikel ve kobalt esaslı süper alaşımların, sırasıyla Inconel 718 ve Haynes 188'in CO_2 lazer ışını ile kaynaklanabilirliklerini, mikroyapısal karakteristiklerini ve kaynaklı yapıların performanslarını ortaya koymak, daha iyi anlaşılır hale getirmektir. Bu amaç doğrultusunda farklı lazer kaynak işlem parametreleri kullanılarak kaynak kalitesine, mikroyapı değişimlerine ve mekanik test sonuçlarına etkisi ortaya konarak tartışılacaktır.

2. LİTERATÜR ÇALIŞMASI

2.1 Süper Alaşımlar

II. Dünya Savaşı'ndan kısa bir süre sonra yüksek sıcaklıklarda performans gerektiren jet motorlarının gelişimiyle birlikte "süper alaşım" terimi ilk kez kullanılmıştır [18]. Daha eski çalışmalarda "ısıya dirençli alaşımlar" ya da "yüksek sıcaklık alaşımları" olarak isimlendirilmişlerdir [19].

Süper alaşımların birçok uygulama alanı içinde hava ve yerde kullanılan türbinler, roket motorları, kimyasal ve petrol tesisleri sayılabilir. Uzun sürelerde 650 °C'nin üzerindeki çalışma şartlarında gösterdikleri dayanımdan dolayı bu tür uygulamalar için süper alaşımlar biçilmiş kaftandırlar. Bu yüksek dayanımlarıyla birlikte sergiledikleri düşük sıcaklıktaki iyi süneklikleri ve üstün yüzey özellikleri bu malzemelerin farklı uygulamalara kolayca adapte olmasını sağlar.

Süper alaşımlar periyodik tablodaki VIIIB grubu elementlerini temel alarak çoğunlukla Fe, Ni, Co ve Cr'un çeşitli kombinasyonlarını ve az miktarda W, Mo, Ta, Nb, Ti, ve Al elementlerinin birleşimlerinden oluşmaktadır. Nikel, demir ve kobalt esaslı olmak üzere süper alaşımlar üç ana sınıfa ayrılmaktadır [18, 20].

Süper alaşımlar bu sınıflandırmanın dışında yaşlandırılabilen ve katı çözelti sertleştirilebilen (veya yaşlandırılamayan) alaşımlar olmak üzere iki gruba da ayrılabilir. Yaşlandırılabilen alaşımlar yüksek sıcaklıklarda daha iyi mukavemetler gösterirken katı çözelti sertleştirilebilenler üretimleri daha kolaydır ve genellikle ucuzdurlar. Yaşlandırılabilen alaşımların en fazla kullanıldığı uygulama yeri gaz türbin motorlarındaki sıcak bölgelerdir. Katı çözelti sertleştirilebilen alaşımlar için uygun yerlerde kullanılırlar [21].

Süper alaşımların kimyasal bileşimlerine bakıldığında 10 adetten fazla alaşım elementi içerdiği görülmektedir. Bu durum dikkate alındığında süper alaşımlar en kompleks mühendislik malzemeleri arasında kendilerine kolayca yer bulabilmektedir [22].

Süper alaşımlar katı çözelti sertleştirilmesi sağlanmış kompleks alaşımlardır. Genelde YMK yapıdadırlar ve çökelme sertleşme mekanizması ile sertlik değerleri ileri seviyelere taşınabilir. Yüksek dayanım ve oksitlenme dirençlerinden dolayı genellikle yüksek sıcaklık uygulamalarında kullanılırlar [23].

Alaşım elementleri çok geniş bir aralıkta kullanılmasına rağmen bazı kurallar uygulanmaktadır. Alaşımların çoğu büyük miktarlarda nikel, krom, kobalt, aluminyum ve titanyum içermektedir. Az miktarda bor, zirkonyum ve karbon da ilave edilmektedir. Geçiş elementlerinin 5d bloğunda bulunan renyum, volfram, tantal, hafniyum ve 4d bloğundaki rutenyum, molibden, niobyum ve zirkonyumda her alaşıma olmamak şartıyla ilave edilmektedir. Böylece alaşım elementlerinin çoğunun geçiş elementleri olduğu ortaya çıkmaktadır. Bu alaşım elementlerinin davranışları ve faz kararlılığına etkileri elementlerin periyodik tabloda bulundukları yerler ile yakından alakalıdır.

Nikel, kobalt, demir, krom, rutenyum, molibden, renyum ve volframın atomik yarıçapları nikelinkinden çok farklı olmadığı için bunlar, östenitik gama (γ) fazına katkıda bulunarak kararlı hale getirirler. γ fazı yüzey merkezli kübik yapıdadır (YMK) ve neredeyse bütün durumlar için diğer fazları da içeren matriksi sürekli bir biçimde oluşturmaktadır.

Atomik yarıçapları daha büyük fark gösteren aluminyum, titanyum, niobyum ve tantal elementleri γ' olarak bilinen Ni₃(Al, Ta, Ti) gibi fazların oluşumuna katkıda bulunurlar. Bu oluşum bir çökelti fazı olarak γ matriks ile birbirine uygunluk gösterir ve aluminyum, titanyum ve tantal elementlerince zenginlik gösterir. Demir içeriği yüksek alaşımlarda ise bu faz niobyum elementince zengindir ve γ' yerine γ'' notasyonu ile gösterilir. Bor, karbon ve zirkonyum elementlerinin atomik yarıçaplarının nikele kıyasla çok farklılık gösterdiklerinden γ fazının tane sınırlarında mevcudiyet gösterirler [22].

Krom, molibden, volfram, niobyum, tantal ve titanyum karbür oluşturucu elementlerdir. Ağırlıkça % 0,2'den fazla konsantrasyonlarda bulunan karbon MC tip karbürleri oluşturmak üzere titanyum, tantal ve hafniyum gibi reaktif elementlerle birleşir. İşlemler veya çalışma koşulları altında bu karbürler $M_{23}C_6$ ve M_6C gibi diğer tip karbürlere dönüşürler. Bunlar krom, molibden, volframca zengindirler ve γ tane sınırlarında yerleşirler [22].

Bor elementi ise krom veya molibden gibi elementlerle birleşerek γ tane sınırlarında bulunan borürleri oluşturur. Laves, μ , σ gibi topolojik sıkı paket fazları ise çoğunlukla çalışma koşulları için yaşlandırılan belirli süper alaşımlarda bulunmaktadır.

Süper alaşımları servis koşullarındaki yüksek sıcaklık gereksinmeleri karşılayacak şekilde oluşturmak için bütün sertleşme mekanizmalarını harekete geçirecek olan ısıl işlemlerin yanında kompleks döküm ve hadde işlemlerinin de kullanılması gerekmektedir. Süper alaşımlarının dizaynı aslında tane içi ve tane sınır dayanımlarının uygun bir dengeye sahip olmasını hedefler; öyle ki bu durum tane sınırlarının ortadan kaldırılmasına kadar uzanır [23].

2.1.1 Nikel esaslı süper alaşımlar

Nikel esaslı süper alaşımlar günümüzde bu süper alaşımlar içinde en yaygın olarak kullanılan malzemelerdir. Nikelin elektronik yapısından dolayı kristal kafesi içinde diğer elementlerin çözünürlükleri yüksektir. Ağırlıkça % 80 nikele % 20 krom ilavesi sonucunda elde edilen alaşım ile 1920'lerde nikel esaslı süper alaşımlar için büyük bir adım atılmıştır. Sonraki yıllarda aluminyum ve titanyum ilavesi ile yüksek sıcaklıklarda sürünme dayanımı sağlanmıştır. Bir süre sonra nikel esaslı süper alaşımlarında çökelen metallerarası fazlar yardımıyla sağlanan çökelme sertleşmesi mekanizması da gösterdiği keşfedilmiştir. İngiltere'de 1941'de geliştirilen ilk çökelme sertleşmesi gösteren nikel esaslı süper alaşım Nimonic 80 olmuştur. Alaşım, nikel-% 20 krom katı çözelti, % 2,25 titanyum, % 1 aluminyum ve kobalt, molibden, zirkonyum, bor demir ilaveleri içermektedir [20].

Nikel esaslı yüksek sıcaklık alaşımları temel olarak katı çözelti, çökelme ve oksit dağılımı ile sertleştirilenler olmak üzere üç tipe ayrılabilir. Katı çözelti alaşımları aluminyum, titanyum ve niobyumdan çok az miktarda içerebildikleri gibi hiç içermeyebilirler. Çökelme ile sertleşen alaşımlar ise aluminyum, titanyum ve niobyum içerirler. Oksit dağılımı ile sertleşen alaşımlar ise % 0,5-1 kadar oksit parçacıkları içerirler ve toz metalurjisi ile üretilirler [24].

Nikel esaslı süper alaşımlar γ (gama) ve γ' (gama-prime) fazlarından oluşan Ni-Al ikili sistemini temel alan malzemelerdir. γ fazı YMK yapıdaki nikel veya Ni-Al katı çözeltisidir. γ' fazı ise Ni₃Al olarak gösterilen nikel atomlarının birim hücre ortasında aluminyum atomlarının ise köşelerde bulunduğu YMK yapıdadır. γ' çökeltileri matriks yapıda uyumlu bir şekilde dağılmıştır ve latis uyumsuzlukları % 0-0,5'dir [23].

Yaşlandırma ile sertleşebilen alaşımlar bu özelliklerini aluminyum ve titanyum ilaveleri sayesinde γ' fazının çökelmesi, karbürler ve katı çözelti alaşımlama sayesinde kazanirlar. Yüksek sıcaklık özelliklerinin kazanılmasında γ' fazının önemi büyüktür. Aluminyum ve titanyum içerik miktarı ve oranı ısıl işlem ve kazandırdıkları açısından çok önemlidir. Aluminyum/titanyum oranının artışıyla yüksek sıcaklık özellikleri iyileşir fakat gerilme çatlaklarına yol açtığından kaynaklanabilirliği kötüleşir [2, 3, 20, 24]. γ' fazının hacimce miktarı, büyüklüğü gibi parametreler bu yüksek sıcaklık özelliklerinin kontrolünde büyük önem gösterirler [24].

Nikel esaslı süper alaşımlar yüksek sıcaklık uygulamaları için yaygın olarak kullanılan en kompleks malzemeler olarak metalurji alanında çalışanların çok ilgisini çekmektedir. Uçak motorlarının ağırlığının yaklaşık % 50'sini nikel esaslı süper alaşım parçalar oluşturmaktadır.

Bir alaşım olarak nikelin en önemli özellikleri, yüzey merkezli kübik nikel matriksin yüksek faz kararlılığı ve dolaylı veya direkt yollarla sertleşebilme kabiliyetine sahip olmasıdır. Ayrıca, aluminyum ve krom ilavesiyle yüzey kararlılığı kolayca sağlanmaktadır. Mekanik davranışının uygun bir şekilde tanımlanabilmesi için nikel alaşımlarında kompozisyon ve mikroyapının detaylı incelenmesi gerekmektedir.

Nikel esaslı süper alaşımlar neredeyse bir düzine element içermektedirler. Silisyum, fosfor, oksijen ve azot gibi zararlı elementler uygun ergitme işlemleri uygulanarak kontrol edilmelidirler. Kritik önemdeki parçalarda selenyum, bizmut ve kurşun milyonda bir seviyelerinde tutulmalıdır. Birçok nikel esaslı süper alaşımlar % 10-20 Cr, % 8 Al+Ti, % 5-15 Co ve az miktarlarda bor, zirkonyum, hafniyum, karbon içerirler. Molibden, niobyum, tantal, renyum ve volfram elementleri çözelti sertleştirme ve karbür oluşturma görevlerini yerine getirmek üzere katılırlar [24, 25].

8

Yüzey kararlılığını arttırmak için gerekli olan Cr_2O_3 ve Al_2O_3 oluşumunu sağlamak için krom ve aluminyum ilaveleri gereklidir. Düşük sıcaklık uygulamaları için geliştirilen diğer alaşımlar ise çok az veya hiç ikincil faz içermeyecek şekilde krom, molibden, demir ve volfram içermektedirler.

Nikel esaslı alaşımlardaki ana fazlardan olan γ matriks, oldukça yüksek miktarda kobalt, demir, krom, molibden ve volfram gibi katı çözelti elementlerini içeren, YMK nikel esaslı manyetik olmayan bir fazdır. Bütün nikel esaslı alaşımlar matriks olarak bu fazı içerirler.

Östenitik matriks ile uyumlu çökeltilerden YMK γ' (Ni₃Al, Ti) fazını çökeltmek için gerekli miktarlarda aluminyum ve titanyum ilavesi yapılır. Sürünme direnci ve yüksek sıcaklık mukavemeti için gerekli olan bu faz aynı zamanda niobyum, tantal ve krom elementlerini de içermektedir.

Demir elementinin varlığı durumunda nikel ve niobyum elementleri östenitik matriks ile uyumlu bir fazı olan hacim merkezli tetragonal yapıdaki (HMT) γ'' Ni₃Nb oluşumunu sağlamak için birleşirler. Düşük ve orta sıcaklık değerlerinde çok yüksek dayanım sağlayan bu faz 650 °C'nin üzerinde kararlı değildir.

Isil işlemler veya çalışma şartlarından dolayı tane sınırları boyunca bir γ' fazı filmi oluşmaktadır. Bu fazın kopma özelliklerini iyileştirdiğine inanılmaktadır. Karbonun % 0,02-0,2 değerlerinde bulunması durumunda titanyum, tantal, hafniyum ve niobyum gibi reaktif elementlerle birleşerek metalik karbürleri oluşturmaktadır. Isil işlem veya çalışma şartlarında MC tipdeki bu karbürler bozunarak M₂₃C₆ ve M₆C gibi diğer karbürler oluşur. Tane sınırlarına segrege olan bor elementleri oldukça düşük yoğunluklu borürleri oluştururlar. Plaka ve iğne şekilli topolojik sıkı paket tip σ , μ ve Laves fazları uygun bileşim ve şartlarda meydana gelmektedir. Bu fazlar kopma mukavemeti ve sünekliği kötü yönde etkilemektedir [24].

Nikel esaslı süper alaşımlar döküm, yönlendirilmiş katılaştırılmış (hem çok taneli hem de tek kristal olarak), dövme biçimlerinde ve bazı yeni alaşımlarda toz metalurjisi teknikleriyle üretilmiş halde ticari olarak elde edilebilir. Nikel esaslı süper alaşımların kullanım yerine uç örnek olarak uzay yolculuğu yapılan araçların (uzay mekiği gibi) ana motorunda -196-871 °C'deki hidrojen ortamında Waspalloy, Inconel 718 ve yönlendirilmiş katılaştırılmış Mar-M-246 gibi alaşımların kullanılması verilebilir [26].

9

Alaşımlama elementlerinin ilavesi ile yüksek sıcaklık özellikleri kazanan nikel esaslı süper alaşımlara iyi bir örnek 718 alaşımıdır. Inconel 718 alaşımı, günümüzdeki ismi Special Metals Corporation olan; 1950'lerdeki Huntington firması tarafından geliştirilmiştir. Şirketin o tarihteki başkanı olan Herbert L. Eiselstein alaşımın yüzey özelliklerinden dolayı öncelikli kullanım yerinin fabrikalardaki ana buhar hatları olduğunu aktarmaktadır. Kısa bir süre sonra gelişimini tamamlayan alaşımın hedefi uçak motorlarında kullanım olmuştur. Günümüzde Inconel 718 süper alaşımı havacılık endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır [20].

Inconel 718 alaşımında birçok alaşımlama elementi bulunduğundan kompleks bir mikroyapıya sahiptir. Üretimi, ısıl işlemi ya da serviste kullanımına bağlı olarak ikincil fazlar oluşabilir, çözünebilir, sıvılaşabilir ve dönüşüme uğrayabilir. Inconel 718'deki ikincil fazların morfolojik ve mikroyapısal etkileri kadar matriksin tanımlanması alaşımın karakteristiklerini öğrenmek açısından önemlidir [27].

Inconel 718 süper alaşımı yüksek nikel içerikli (% 52,5) bir alaşımdır. Sertleştirilme mekanizmalarında hacim merkezli tetragonal yapıdaki γ'' (Ni₃Nb) fazı önemli rol oynamaktadır. γ'' fazının oluşumunda demir elementi katalizör gibi davranır. Bu alaşım γ' (Ni₃Al, Ti) fazının oluşumuna yol açan aluminyum ve titanyum elementlerini de içerir.

Özellikleri iyileştirici ısıl işlemler Ni₃Nb kompozisyonuna sahip olan kararlı ve ortorombik yapıdaki δ fazının oluşumuna yol açarlar. Uygun ısıl işlem prosedürlerinin uygulanması zaman-sıcaklık-dönüşüm grafiklerinin kullanımı ile sağlanır. γ'' fazının kararlı olmamasından dolayı Inconel 718 süper alaşımının maksimum çalışma sıcaklığı 650 °C'dir [24].

Diğer bir problem ise alaşımın 525-750 °C'de normal hava ortamında göstermiş olduğu çatlak hassasiyetidir. Yapılan çalışmalarda alaşımın karbon içeriği düşürüldükce daha iyi özelliklere sahip olduğu görülmüştür. Aluminyum, niobyum içeriğinin ve aluminyum/titanyum oranının arttırılması daha fazla γ' , daha az δ fazının oluşumuna neden olduğundan Inconel 718 alaşımının mekanik özelliklerinin iyileşmesine neden olmuştur. Ağırlıkça % 0,003-0,03 bor ve zirkonyum ilavesiyle kopma özellikleri ve sıcak işlenebilirlik iyileşme göstermektedir. Zirkonyum aynı zamanda MC tipdeki ZrC karbürünü de oluşturmaktadır. Başka bir MC tip karbür olan NbC ise niobyum içeren Inconel 718 alaşımında bulunmuştur.

Inconel 718 süper alaşımı düşük sıcaklıklarda en mukavemetli ve en fazla kullanılan süper alaşımlardan biridir fakat 650-815 °C'de bu özelliklerini çok hızlı bir şekilde kaybetmektedir. Inconel 718'in yüksek sıcaklık özelliklerini hızlı bir şekilde kaybetmesi östenitik matriksde γ'' fazının oluşumuyla birlikte büyük latis uyumsuzluğu ile ilişkilendirilmiştir [24].

Sonuç olarak Inconel 718 alaşımı kompleks kimyasından dolayı hem yüksek hem de çok düşük sıcaklıklarda sıradışı özellikler göstermektedir. Yapılan çalışmalarda nikel esaslı süper alaşımlar içinde bazı problemler ortaya çıksa da kaynaklanabilirliği yüksek alaşımlardan biri olduğu görülmüştür. Bunun nedeni düşük aluminyum ve titanyum içeriğiyle birlikte yaşlanma sertleşmesine vermiş olduğu düşük tepki olduğu söylenebilir. Bununla birlikte Inconel 718 alaşımı diğer nikel esaslı süper alaşımlarda görülen çökelme kabiliyeti gösteren benzer fazları ihtiva etmektedir [20].

2.1.2 Kobalt esaslı süper alaşımlar

Süper alaşım endüstrisi Haynes Stellite 31 olarak da bilinen kobalt esaslı Vitallium alaşımının geliştirilmesi ile başlangıç yapmıştır [20]. Günümüzde implant olarak kullanılan bu Co-Cr alaşımı ticari bir marka (Vitallium isminde) haline dönüşmüştür [28]. Kobalt esaslı süper alaşımlar diğer süper alaşımlardan farklı olarak ya katı çözelti alaşımlama ya da karbür çökelmesi ile sertleştirilirler. Katı çözelti ile sertleştirilmiş östenitik yüzey merkezli kübik matriksde dağılmış haldeki karbürler ile karakterize edilmektedirler. Tane sınırlarındaki karbürler tane sınırı kaymasını engellerler [24]. Diğer süper alaşımlardaki γ' ve γ'' fazlarının sertleştirmeye katkı derecede metallerarası fazlar süper yaptığı kobalt eseslı alaşımlarda bulunmamaktadır. Kobalt esaslı süper alaşımlarda gama fazı (γ) kararlı değildir. Kobalt kristali 417 °C'nin altında hegzagonal sıkı paket (HSP) yapısındadır. Bu sıcaklığın üstünde ise YMK yapıya dönüşür. Çalışma şartlarında oluşabilecek böyle bir dönüşümü engellemek ve oda sıcaklığı ile ergime sıcaklığı arasında YMK yapıyı kararlı hale getirmek için nikel ile alaşımlama yapılır. Diğer sistemlerde bulunan karbürler ve Cr₇C₃, M₂₃C₆ karbürlerini de içerebilirler [24, 29, 30].

Demir, kobalt ve nikel esaslı süper alaşımların ergime noktaları bunların sıcaklığa dayanımları hakkında güvenilir bir referans değildir. Çünkü nikel bu alaşımlar arasında en düşük ergime noktasına sahip olmasına rağmen orta ve yüksek derecede yükleme durumlarında yüksek sıcaklığa en iyi dayanım göstermektedir.

Nikel ve kobalt esaslı süper alaşımların ergime noktaları birbirine çok yakındır. Diğer süper alaşımlara kıyasla kobalt esaslı süper alaşımlar 1000 °C'nin üzerinde daha iyi sürünme özellikler sergileyebilirler. Yüksek krom içeriklerinden dolayı yüksek sıcaklıklarda korozif ortamlara daha iyi dayanım gösterirler.

Kobalt esaslı süper alaşımlar genel olarak nikel esaslı süper alaşımlara kıyasla daha iyi kaynaklanabilirlik ve termal yorulma direnci gösterirler. Kobalt esaslı süper alaşımların diğer bir avantajı hava veya argon gazı ortamında ergitilebilmesidir. Nikel ve demir esaslı süper alaşımlar aluminyum ve titanyum gibi reaktif elementler içerdiklerinden vakum ortamında ergitilmeleri gerekmektedir [24].

Dövme kobalt alaşımları % 10 veya daha fazla nikel alaşımlandırması ile elde edilen YMK matrikse sahiptir. Bazı döküm kobalt alaşımları nikel içermemektedirler. Nikel ve demir ilaveleri işlenebilirliği artırırken mangan, demir ve karbon elementleri YMK fazının kararlılığını iyileştirirler. Düşük sıcaklıklarda mevcut olan HSP fazın kararlılığını ise titanyum gibi katı çözelti sertleşmesi için ilave edilen elementler sağlamaktadırlar. Krom ise öncelikle oksitlenme ve korozyon direnci vermesi için eklenir. Bazı kobalt esaslı süper alaşımlarda ağırlıkca % 5 aluminyum ilavesinin korozyon direncini iyileştirdiği gözlenmiştir. Titanyum ilavesi aynı zamanda sertleştirici bir faz olan Co₃Ti çökeltisinin oluşumunu sağlamaktadır. Bu faz γ' (Ni₃Al, Ti) fazına kıyasla düşük olmakla beraber 700 °C'e kadar kararlıdır [24, 29].

Nikel esaslı alaşımlarda olduğu gibi çok fazla çeşitte karbür kobalt esaslı alaşımlarda bulunmaktadır. Bunlar $M_{23}C_6$, M_6C ve MC karbürleridir. Haynes 188 alaşımında M_6C karbürü 816-927 °C'de 3000 saatlik tutma sonucu $M_{23}C_6$ karbürüne dönüşür. MC karbürü sadece tantal, niobyum, zirkonyum, titanyum veya hafniyum içeren alaşımlarda bulunmaktadır [24]. Karbürlere ilaveten Co_3W , Co_2W ve Co_7W_6 gibi metallerarası fazlar L-605 kodlu alaşımda bulunmaktadır. Diğer alaşımlarda mekanik özellikleri kötü yönde etkileyen TSP CoAl, Co_3 Ti ve $Co_2(Ta, Nb, Ti)$ fazlar görülmüştür. Volfram içeren alaşımlarda silisyum bulunması durumunda Laves fazı oluşumu meydana gelmektedir. Özellikleri kötü yönde etkileyen bu problemi ortadan kaldırmak için Haynes 188 alaşımı azaltılmış volfram, arttırılmış nikel, kontrol edilen silisyum içeriğiyle geliştirilmiştir [24]. Bu metallerarası fazlar özellikle düşük sıcaklıklarda gevreklik meydana getirmektedirler. Haynes 188'de yapılan araştırmalar sonucunda alaşım kimyasının kontrolü sayesinde Laves fazı oluşumu engellenmiştir [29].
Çok fazlı alaşımlardaki sertleştirme mekanizmalarına bir ek kaynak olarak γ matriksin gerilme sebebiyle HSP yapıya dönüşmesi verilebilir. Bu dönüşüm kobalt esaslı süper alaşımlardaki istiflenme hatasının oluşumuyla yakından ilişkilidir. Düşük nikel ve yüksek refrakter element içerikleriyle γ matriksin istiflenme hata enerjisinin düşük tutulması bu hatanın kolayca oluşmasına yol açmaktadır [24].

Haynes 188 kobalt esaslı bir süper alaşımdır. Yaşlandırma ile sertleştirilebilir. Bu alaşım öncelikle 650-1150 °C gibi yüksek sıcaklıklarda kullanmak üzere geliştirilen kobalt esaslı süper alaşımlarından birisidir [24].

Haynes 188 özellikle endüstriyel ve jet motoru türbinlerinde yanma bölgesi, geçiş bölgeleri, egzos bölgesinde kullanmak üzere geliştirilen bir kobalt esaslı süper alaşımdır. Lantan, mangan, silisyum ve aluminyum içeriklerinin kontrol edildiği temel bileşim sayesinde 1100 °C'nin üzerindeki sıcaklıklardaki oksitlenme direnci, sıcak korozyon direnci, sürünme direnci, oda sıcaklığında şekillendirilebilme, çalışma şartlarındaki sıcaklıklarda gerçekleşen uzun süreli yaşlandırmadan sonra süneklik göstermesi gibi özellikler sergilemektedir. Katı çözelti sertleştirilmiş nikel esaslı süper alaşımlarla yarışabilecek derecede sürünme mukavemeti gösterebilir [21, 24].

Haynes 188 süper alaşımı kuru havada çok iyi oksitlenme direnci gösterirken nemli havada bu özelliği kötüdür. Haynes 188 süper alaşımı % 50 soğuk şekillendirme ile yüksek sertlik ve çekme dayanımına sahip olacak şekilde çalışma sertleşmesi gerçekleştirilebilir. Haynes 188 alaşımının oda sıcaklığındaki çekme dayanımı 1690 MPa iken 540 °C'de 1585 MPa'dır [24]. Haynes 188 süper alaşımı yüksek sıcaklıklardaki (1095 °C) oksitleyici ortamlarda uzun süreler kullanılabilir. Sülfürik asit içeren sıcak korozyon durumlarına karşı iyi direnç gösterir. Geleneksel yöntemlerle üretilebilir, döküm parçalar halinde kullanılabilirler. Diğer etkileyici özelliklerinden birisi ise ergiyik haldeki klorür tuzlarına ve sülfürlü gazlara karşı göstermiş olduğu dirençtir. Haynes 188 alaşımı nikel esaslı katı çözelti sertleştirilmiş alaşımlardan daha dayanıklıdır. Bu nedenle gaz türbin motorlarında birçok yerde kullanılmaktadır. Kobaltın stratejik öneme sahip olmasından dolayı zaman içinde bu kullanılm yerlerinde mümkün olduğunca nikel esaslı süper alaşımlar kullanılır olmuştur. Fakat kobalt esaslı süper alaşımların vazgeçilmez özellikleri nedeniyle yıllar boyunca kullanılması kaçınılmaz bir sonuçtur [21].

2.2 Lazer Kaynak İşlemi

Lazerler konusunda tarihsel gelişime bakıldığında yakut kristalinden elde edilen lazer salınımının dalga boylarının 1960'da bildirildiğini görmekteyiz. Bunu takip eden çalışmalarda CO₂ gazından dalgaboyu 10,6 µm olan ve Nd:YAG'dan dalgaboyu 1,06 µm olan lazer salınımları sırasıyla 1961 ve 1964'de keşfedilmişlerdir. Bu yeni enerji kaynaklarının bulunmasıyla malzeme işleme açısından birçok yenilikleri de beraberinde getirmişlerdir. Bunlardan birisi de lazer kaynak işlemidir [1].

Lazer ismi "Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation" kelimelerinin ilk harflerinin birleştirilmesinden meydana gelen bir terimdir. Lazer terimi aynı zamanda lazer ışınını üreten cihazlar için de kullanılmaktadır. Lazer ışınının normal ışıktan farkı tek dalga boyuna sahip ve birbiriyle uyumlu olmasıdır. Bu karakteristik farklılıklar onun uyarılmış ışın şeklinde olmasından kaynaklanmaktadır. Uyarılmış ışın neşriyatı fikri 1916'da Albert Einstein tarafından ileri sürülmesine rağmen endüstride kullanılacak duruma gelmesi yaklaşık yarım yüzyıl almıştır. Laserlerin üç önemli parçası vardır bunlar; lazerin oluşturulduğu ortam, optik boşluk ve güç kaynağı. Lazer oluşturmada kullanılan ortamlar katı, sıvı ya da gaz olabilir [31].

Üretilen ortama bağlı olarak lazerler, katı, sıvı ve gaz lazerler olarak sınıflandırılırlar. Katı hal ve gaz lazerlerin kullanımı sıvı lazerlere göre daha yaygındır. Gaz lazerlerin atomik ve moleküler olamak üzere iki çeşidi vardır. He-Ne lazeri atomik lazere, CO₂ lazer ise moleküler lazere iyi birer örnektirler. Patel tarafından 1964'de keşfedilen CO₂ lazeri saf CO₂ kullanarak 1 mW gücünde ışın üretiyordu. Steen tarafından 1991'de lazer üretilen ortama azot ve helyum gazlarının ilave edilmesiyle 100 W güç elde edilmiştir. Gaz karışımını soğutmaya yönelik gelişmelerin olmasıyla endüstriyel uygulamalar için 45 kW, askeri uygulamalar için 150 kW'ye çıkılacak duruma gelinmiştir [31].

İş parçasını işlemeye yönelik; örneğin ergitme ve uzaklaştırma gibi lazerle malzeme işlemleri çok çeşitli endüstriyel çalışmaları temsil etmektedir. Kaynak, delme, kesme, elektronik parçaların kırpılması, ısıl işlem ve alaşımlama gibi işlemler bu uygulamalardan bazılarıdır. Malzeme işleme uygulamalarında lazer ışınının önem arzeden özellikleri arasında ayarları, dağılımı ve odaklanabilirlik sayılabilir. Bu özelliklerin iyi ayarlanmasıyla iş parçası yüzeyine lens ve aynalar yardımıyla düşürülen lazer ışını yüksek enerji yoğunluğuna sahip olacaktır [32].

Günümüzde kullanılan makinaların genellikle sınırlı bir kullanım amaçları vardır. Örneğin programlanabilir torna ve frezeler çok hassas bir şekilde parça işleyebilirler, karbürleme firinlari ön şartlar yerine getirilerek otomatik olarak sertleştirme yapabilirler, otomatik kesme ve kaynak makinaları malzemeleri hızlı ve doğru bir şekilde parçalayabilir veya birleştirebilirler. Bütün bu işlemler uygulanması gereken standartlara bağlı kalarak gerçeştirilebilir fakat görüldüğü üzere bu makinalar sadece tek işlem için kullanılmaktadırlar. Oysa endüstriyel lazerler farklıdır, esnek makinalardır. Ortaya çıkardıkları ışın eşsiz özellikler göstermektedir. Bu ışın malzemeye nüfuz edebilecek şekilde enerji yoğunluğunu arttırmak için odaklanıp ışının çapı çok küçük bir nokta haline getirilebilir veya yüzey ısıl işlemi yapmak için ısı dağılımı geniş hale getirilebilir. Isıl çalışma şekillerinde malzemeler işlenebildiği gibi malzeme atomları ve lazer ısın fotonlarının etkilesimi ile ısı uygulanmadan atom bağlarının kırılması veya yapılması gibi işlemler de sözkonusudur. Lazer ışını optik parçaların etkisiyle çok farklı uygulamalar için uygun hale getirilebilir veya ışının bölünmesiyle farklı yerlere iletimi ve farklı işlerin gerçekleştirilmesi mümkündür [33].

Lazer kaynak işlemi, metalik ve metalik olmayan çeşitli malzemelerin birleştirilmesi için kullanılan önemli bir endüstriyel üretim yöntemidir. Günümüzde yüksek güçteki lazer teknolojilerinin gelişimiyle kalın kesitlerin mümkün olan en yüksek hızda ve en iyi kaynak kalitesine sahip olarak birleştirilmesi gerçekleştirilebilmektedir. İş parçasına temas etmeden malzeme işlenebildiği için lazer kaynak işlemi otomasyona uygun bir işlemdir ve böylece ekonomik avantajlar da sağlamaktadır.

Lazer kaynak işlemi basit bir işlem gibi gözükmesine rağmen yüksek hızlarda hatasız ve tekrarlanabilir kaliteli kaynaklar elde etme amacı taşıdığından temel zorluklar içermektedir. Bunlarla başa çıkabilmek için lazer kaynak işlemleri esnasındaki lazer ışını-malzeme etkileşimi gibi temel bilgileri de öğrenmek gerekmektedir [34].

2.2.1 Lazer iletim ve derin nüfuziyet kaynakları

Lazer ışını bir malzeme yüzeyine gönderildiğinde lazer güç yoğunluğuna bağlı olarak absorbe edilen enerji malzemenin ısınmasına, ergimesine veya buharlaşmasına yol açacaktır. Lazer kaynak işleminin genel şartı iş parçası yüzeylerinde ergimiş malzemeden ibaret olan bir kaynak banyosu elde etmektir. Lazer ışını odaklanarak çok küçük bir nokta haline getirildiğinde 10⁶ W/cm² gibi yüksek güç yoğunluklarına ulaşılabilinmektedir. Yüksek güç yoğunluklarında lazer ışınına maruz kalan malzemede buharlaşma olacaktır çünkü bu enerjiyi uzaklaştırmaya fırsat olmadan iletim, taşınım ve radyasyon mekanizmaları ile ışın enerjiyi çok hızlı bir şekilde iletecektir. İş parçasında bir siyah cisim gibi davranıp gelen ışının çoğunu yutan bir anahtar deliği oluşturulur ve malzeme derinliklerine ısı bu şekilde dağıtılır [31].

Lazer kaynakta iki yaklaşımdan birincisi kaynak banyosunun yüzeyde kaldığı, malzemenin derinliklerine enerji iletiminin taşınım ile gerçekleştirildiği iletim kaynağıdır (Şekil 2.1 a). Diğeri ve daha önemli olan yaklaşım ise kaynak banyosunda bir anahtar deliği oluşturabilecek lazer işleme şartlarının bir sonucu olarak elde edilen derin nüfuziyet kaynağıdır (Şekil 2.1 b). İletim halinden derin nüfuziyet kaynağına geçiş genellikle lazer güç yoğunluğu ya da işlem süresinin arttırılmasıyla sağlanır [33]. Derin nüfuziyet kaynaklarında malzemede Şekil 2.1 b'de gösterildiği gibi bir buhar sütunu veya anahtar deliği oluşmaktadır. Buhar sütunu kendisini çevreleyen ergimiş metal ile denge halindedir. Lazer kaynağı veya iş parçası hareket ettirildiğinde ergiyik metal buhar sütunun yanlarından katılaşmanın olduğu kaynak banyosunun gerisine doğru akar [35, 36].



Şekil 2.1: Lazer iletim ve derin nüfuziyet kaynağının şematik gösterimi [35, 36].

Derin nüfuziyet kaynağında lazer enerjisi anahtar deliğine girdiğinde ışın bir anlamda bu delik tarafından yakalanır ve malzemenin derinliklerine doğru iletilir. Bunun sonucu olarak başlangıçta malzemenin lazer ışınını soğurması % 5 civarında iken ergime ve buharlaşma oluştuğunda % 90 kadar çok büyük soğurma değerlerine ulaşılır [37]. Anahtar deliği modu çok ince ve derin nüfuziyete sahip kaynakların gerçekleştirilmesine imkan verir. Bu özellikler çarpılmaları en düşük seviyede tutacağından makina parçaları ve uçak-uzay motor parçaları için bu yöntem ilgi çekmektedir. Lazer ışını durağan halde kalırsa malzemenin buharlaşması sürekli bir hal alacak ve anahtar deliğinin oluşturduğu boşluk büyüyecektir. Bu durumda, ortamın denge hali bozulacak ve anahtar deliği şeklini koruyamayarak çökecektir. Oysa, kararlı hal şartları hareketli bir ışın kullanılarak elde edilebilir. Anahtar deliği bosluğu ışın ile beraber, ışının belirlediği bir hız ile hareket edecektir. Boşluk hareket ettiğinden dolayı ön tarafındaki ergimiş malzeme boşluğun arkasına doğru hareket eder. Anahtar deliği şeklinin basit bir yaklaşımla dikey bir silindir olduğu söylenebilir. Fakat, metal buhar basıncı derinliğe göre değişim gösterdiğinden boşluk çapı da derinlikle değişim göstermektedir. Derinlikle değişim gösteren basınç buharın dışarıya akşında, anahtar deliğinin sonunda bir eksenel akış şekli gösterir ve silindir şekli bükülmüş, eğilmiş bir hal alır [36].

Isi kaynağının hareketinden dolayı ergiyik metalin üst yüzeyi bir gözyaşı damlası şeklindedir. Bu gözyaşı damlasının uzunluk-genişlik oranı genelde 10 civarındadır ve kuyruğu ise ısı kaynağının ilerlediği yönün tersinde anahtar deliği boşluğunun arkasındadır. Düşük kaynak hızlarında ergiyik havuzu şekli daireseldir fakat kaynak hızı arttıkça şekil gözyaşı formunu almaktadır. Yüksek kaynak hızlarında ergiyik metalin buhar ve katı sınır arasındaki dar kanal boyunca yüksek hızlı bir harekete zorlanmasıyla ergiyik metalin genişliği azalacaktır. Lazer gücü yeterince düşük tutulduğunda anahtar deliğinde oluşan buhar basıncı ergiyik metalin sıvı akış kuvvetlerinden daha küçük olacak ve böylece anahtar deliği çökecektir. Nüfuziyette ani bir düşüş olacak, kaynak banyosu kaba bir yarıküre şeklini alıp yöntem iletim kaynağına dönüşmüş olacaktır. Anahtar deliği oluşmadığı durumda, gelen ışının bir bölümünün yansıması dolasıyla iletim kaynağı anahtar deliği kaynağına kıyasla % 20 daha az enerji transferi yapacak ve dolayısıyla işlem verimi de düşecektir.

Derinlik-genişlik kıyaslamasında anahtar deliği ile 10/1 oranı elde edilebilirken iletim kaynağında bu oran ancak 3/1 civarındadır. Bu nedenle iletim kaynağı folyo ve çok ince malzemelerin kaynağında tercih edilmektedir. Anahtar deliği kaynağında kaynak kesitine bakıldığında iki ana bölümden oluştuğu görülmektedir (Şekil 2.2). Alt kısım hemen hemen paralele yakın bir düzgünlükte ve yukarıdan aşağıya inildikçe daralan bir şekildedir. Üst kısım ise genişliği alt kısımdan daha büyük olan kaba bir yarımküre şeklindedir [36].



Şekil 2.2: Anahtar deliği kaynağında elde edilen kaynak kesitinin görünümü [36].

2.2.2 Lazer kaynak işleminin avantaj ve dezavantajları

Lazer kaynak yöntemi, kaynak işlemlerindeki bütün sorunları çözen bir yöntem değildir. Fakat diğer kaynak yöntemleri ile kıyaslandığında bazı avantajlara sahip olduğu görülebilir [1, 9, 31, 32, 36, 38]. Bu avantajlar arasında birincil öneme sahip olanı 10⁶ W/cm² gibi çok yüksek güç yoğunluğuna ulaşılması ve bu gücü odaklama yardımyla çok dar bir alanda kullanarak düşük ısı girişi kullanan bir yöntem olmasıdır. Yüksek enerji yoğunluğu ve odaklanması derin nüfuziyet kaynaklarını ve derinlik/genişlik oranının büyük olmasını sağlamaktadır. Düşük ısı girişi ise ısının tesiri altında kalan bölgenin (ITAB) genişliğinin küçük kalmasını ve parçanın çarpılmasını azaltmaktadır. Bu özellikleri ile lazer kaynağı, elektron ışın kaynağı ile yarışabilecek durumdadır fakat eklenecek bir özelliği daha vardır ki o da işlemlerin elektron kaynağında vakumda yapılması mecburiyetine karşılık lazer kaynağında açık atmosferde yapılabilir olmasıdır [1, 36, 38].

Duley, lazer kaynak yönteminin özelliklerinden bir tanesini ise şu cümle ile tanımlamaktadır: Görebiliyorsan kaynak edebilirsin. Lazer kaynağı esnek bir yöntemdir, otomasyona uygundur. Yüksek işlem hızlarında ve tekrarlanabilir kaynaklar gerçekleştirilebilir. Lazer ışınının özelliklerinden dolayı iş parçasına temas gerekmeden sadece ışın odaklanarak ulaşılması mümkün olmayan hatta görülmesi çok zor olan yerlerde bile kaynak yapılabilir [1, 31, 36].

Geleneksel kaynak yöntemlerine kıyasla lazer kaynak kurulum maliyetleri yüksek olmasına rağmen ulaşılan yüksek üretim hızı ve kaynak kalitesi nedeniyle tercih edilen, ekonomik anlamda da diğer yöntemlerle yarışabilecek durumdadır. Yüksek kaliteli, düzenli kaynaklara çelik için 10 m/dk'a varan yüksek hızlarda kaynak işleminin gerçekleştirilmesi ile ulaşılabilir. Isının etkisi altında kalan bölgenin dar olmasından dolayı ark kaynağı ile kıyaslanırsa lazer kaynağında ısıl çarpılmalar belli limitlerde kalır ve yorulma, şekil verilebilirlik gibi bazı metalurjik özellikler iyileşir [1].

Alüminyum ve magnezyum alaşımları gibi kaynağı güç olan malzemeler lazer ile kaynaklanabilirler. Çoğu zaman dolgu metaline gerek duyulmaz. Alüminyum 7000 serisi gibi geleneksel yöntemlerle kaynağı mümkün olmayan alaşımlar lazer ile kaynaklanabilir ve yüksek mukavemet, şekil alabilirlik özellikleri gösteren kaynaklar elde edilebilir [1, 31, 38].

Lazer kaynak yönteminin lazer üreten cihaz ve ışın iletimini sağlayan sistemin yüksek kurulum maliyeti gibi dezavantajları da vardır. Ayrıca fazla miktarda sisteme verilmesi gereken pahalı gazlardan helyumun sistemi çalıştırma maliyetine kötü yöndeki katkısı da unutulmamalıdır.

İş parçalarının sabitlenmesi ve ışının kaynak yapılacak yere yönlendirilmesi, odaklanması ve işlem sırasındaki izlediği yol ile ilgili ayarların dikkatlice yapılması gerekmektedir. Lazer ışın çapının küçük olması ve etkilediği yerin de dar olması nedeniyle ayarlardaki küçük kaçıklıklar büyük kaynak hataları olarak geri dönebilir.

Alüminyum ve bakır gibi lazer ışınını yansıtma derecesi yüksek olan malzemeler kaynaklanırken geri yansıyan ışınlar hem sistem parçalarına hem de kaynak operatörlerine zarar verebilir. Bununla ilgili emniyet tedbirlerinin alınması gerekir [1]. Düşük ısı girdisi katılaşma esnasında yüksek soğuma hızlarına ulaşılmasını sağlar. Özellikle yüksek sertleşebilirlik özelliğine sahip malzemelerde bu yüksek soğuma hızları sert ve kırılgan fazların oluşumuna yol açabilir. Bu durumda ek maliyet getirecek olan kaynak sonrası ısıl işlemler de kaçınılmaz olur [31, 36].

Lazer ışın kaynağının temel üstünlüğü, ısı yoğunluğunun ışın odaklaması sayesinde diğer yöntemlerden oldukça büyük olmasıdır (Çizelge 2.1). Bu özellik sayesinde derin nüfuziyet veya anahtar deliği kaynağı ismi verilen kaynağın gerçekleştirilmesi, yüksek derinlik/genişlik oranı, ısının tesiri altında kalan bölgenin küçük olması ve yüksek üretim hızlarına çıkabilme mümkün olmaktadır. Lazer kaynağının diğer yöntemlerden bazılarına olan üstünlükleri ve kötü yönleri Çizelge 2.2'de verilmiştir [1].

	Enerji	Derinlik/Genişlik
Yöntem	Yoğunluğu	Oranı
	(W/cm^2)	
Lazer kaynağı	$10^{6} - 10^{7}$	Yüksek
Elektron ışın	$10^6 \ 10^7$	Yüksek
kaynağı	10 -10	
Gaz tungsten	$10^2 \ 10^4$	Küçük-orta
kaynağı	10 -10	
Direnç kaynağı	-	Küçük

Çizelge 2.1: Çeşitli kaynak tekniklerinin kaynak yüzeyine güç girişi yoğunluğu [1].

	Yöntemler			
Parametreler	Lazer	Elektron	GTA	Direnç
Yüksek derinlik/genişlik	+	+	-	-
oranı				
Küçük ITAB	+	+	-	0
Yüksek işlem hızı	+	+	-	-
Açık havada kaynak	+	-	+	+
Metalin yansıtıcılığı	-	+	+	+
Dolgu metali	0	-	+	-
Otomasyon	+	-	+	+
Yatırım maliyeti	-	-	+	+
Çalıştırma maliyeti	0	0	+	+

2.2.3 Lazer-malzeme etkileşimi

Malzeme işlemede kullanılan lazer ışını aynı zamanda ısı kaynağıdır. Lazer normal olarak bir ışık kaynağı olarak düşünülmesine rağmen o aynı zamanda enerji içeren bir şekle sahiptir ve uygun şekilde odaklanarak konsantre hale getirildiğinde malzeme işlenmesi mümkün olmaktadır.

Lazer kaynak hakkında bilgimiz ve yöntemin çeşitli endüstrilerde kullanımı arttıkça, lazerlerin bu uygulamalar çerçevesinde kullanımının daha verimli olması beklenmektedir. Buradan hareketle, lazer-malzeme etkileşimi ve işlem parametreleri önemini arttırmaktadır.

Halen lazer enerjisinin kullanımı, koruyucu gazlar, plazma oluşumu, ışın şekli ve modu, kaynak hızı gibi işlem parametrelerinin etkileri hakkında bilgiye ihtiyacımız vardır. Bunlarla ilgili çok farklı çalışmalar araştırmacılar tarafından yapılmışdır ve yapılmaktadır [39-43].

Lazer kaynağında lazer ışını-malzeme etkileşimi temel olarak enerji yutulmasını ve malzemenin ergimesini içeren fiziksel olaylar bütünüdür [38]. Lazer ışını odaklanmış bir şekilde metal yüzeyine gönderildiğinde birçok faktör devreye girer. Gelen lazer enerjisinin yüzeyi onun lazer ışınını yuttuğu kadarıyla ısıtacağı açıktır. İyi bir şekilde odaklanmış lazeri metal yüzeyi üzerinde bir ısı noktası olarak düşünürsek, sıcaklık burada dengededir çünkü malzemenin yutabileceği kadar ısı girişi olur bir taraftan da malzemenin ısıyı iletmesiyle yüzeyden ısı kaybı olur.

Kaynak işleminin karakteristik sıcaklıklarında, ışıma yoluyla ısı kaybının ihmal edilebileceği, ortamdaki gazlar tarafından taşınım yoluyla gerçekleşen ısı kaybının ise ikincil bir etkisinin olduğu bildirilmiştir. Metalik malzemenin kaynağında birincil anlamda ısı kaybı iletim şeklinde olmaktadır [44]. Metal yüzeyindeki sıcaklık onu sıvılaştıracak bir noktaya erişebilir. Bu durumda ısı kaynağı olan lazer ışını uzaklaştırılırsa sıvı metal havuzunu çevreleyen katı haldeki malzeme tarafından iletim yoluyla ısı uzaklaştırılır ve metal yeniden katılaşır. İki farklı malzeme parçası arasındaki birleşme yerine lazer ışını gönderilirse bu malzemeler gelen enerji sebebiyle ergirler ve ergiyen malzeme katılaştığında iki parça arasında kaynak sağlanmış olur.

Ergiyik havuzu sabit değildir aksine hızlı bir karışım halindedir. Buradaki hareketi sağlayan birincil kuvvet marangoni kuvveti olarak bilinir ve yüzey gerilimi ile alakalıdır. Sıvı akışı, kaynak banyosu yüzeyinde var olan yüzey geriliminin yerel değişimleriyle kontrol edilmektedir. Yüzey gerilimi farklılıkları, yüzey geriliminin sıcaklık bağımlılığından ve yüzey sıcaklığındaki yerel değişimlerden kaynaklanmaktadır.

Yüzey geriliminin yerel değişimleri ergimiş metalin yüzey boyunca yüzey gerilimi düşük bölgeden yüzey gerilimi büyük olan bölgeye çekilmesini ve dolayısıyla büyük yüzey akışlarının oluşmasını sağlar. Sıcaklığın düşük olduğu katı-sıvı arayüzeyi yakınında yüzey gerilimi en yüksek seviyededir. Sıvı havuzun akışı dışarıya doğrudur ve havuzun merkezinde uzaktadır. Safsızlık içeren metallerde akış ters yönde gerçekleşebilir.

Isı girişi artarken malzemenin buharlaşma sıcaklığına kadar sıcaklık artışı olur. Bu noktada lazer ışını sıvı metal boyunca metal buharı dolu olan bir delik delmiştir. Lazer ışını bu metal buharını geçerek deliğin altındaki sıvıya ulaşır ve delme işlemine devam eder. Lazer ışını veya malzeme hareket ettirilirse malzemedeki deliğin önünde devamlı bir şekilde ergime gerçekleşecektir. Sıvı haldeki bu malzeme lazer ışınının yanlarından hareket ederek geçer ve deliğin arkasında yeniden katılaşır ve kaynak elde edilmiş olur [44].

Lazer kaynak işleminin verimi, iş parçasının lazer ışınını yutma özelliği ile ilişkilidir. Malzeme tarafından soğurulan lazer enerjisinin sadece bir kısmı kaynak işleminde kullanılabileceğiden soğurma veya yutma çok önemli bir parametre haline gelmektedir. Ancak, yüksek soğurma özelliği derin nüfuziyet kaynağında anahtar deliği içinde çoklu yansıtmalara izin vereceğinden istenen bir özellik iken özellikle ince levhaların iletim kaynağında ise istenmemektedir.

304 paslanmaz çeliğin lazer kaynak çalışmalarında lazer enerjisinin iletim veriminin 0,29-0.86 arasında değiştiği ve farklı nüfuziyetlere ulaşıldığını göstermiştir. Özellikle artan işlem hızıyla nüfuziyet derinliğinin azaldığı gözlenmiştir [38]. CO₂ lazer ışınının metaller tarafından soğurulması Nd:YAG lazere göre daha düşüktür (Çizelge 2.3) [1].

Çizelge 2. 3'deki metallerin Nd:YAG lazer ışınını soğurma değerleri daha yüksektir. Çünkü kısa dalgaboyuna sahip ışınlar çok daha enerjik fotonlara sahiptirler. Parlatılmış altının lazer enerjisini soğurma değeri % 1'in altında olduğu için CO₂ lazer sistemlerinde ışın iletiminde kullanılan ayna yüzeylerinde kaplama olarak kullanılabilir. Soğurma değerleri iş parçasının sıcaklığı ile etkilenmektedir. Sıcaklık arttıkça soğurma değeri de artmaktadır. Yüzey işlemleri lazer enerjisinin soğurulmasını iyileştirir. Bu yüzey işlemleri genelde yüzey pürüzlülüğünü arttırmak ve kaplama yapmaktır. Yapılan çalışmalarda farklı grid numaralı zımpara kağıtlarıyla işlem görmüş iş parçalarının soğurma değerlerinin değiştiği gözlenmiştir. Boyanmış, oksitlenmiş ve metalik olmayan kaplamalar yapılan yüzeylerde soğurma değerlerinin arttığı rapor edilmiştir. Fakat bu işlemlerin kaynak banyosunun özelliklerini kötü yönde etkileyebileceği unutulmamalıdır [38].

Genel olarak lazer enerjisinin soğurulması hakkında çok sayıda çalışma yapılmış ve ilginç sonçlara ulaşılmıştır. Çoğu durum için parlatılmış yüzeye sahip malzemeler kullanılmıştır çünkü soğurma, malzemenin bir optik özelliğidir ve yüzey şartlarıyla doğrudan ilişkilidir. Metallerin çoğu soğuk haddelenmiş veya endüstriyel uygulamalarda işlenmiş olduğundan yapılan çalışmaların soğuk haddelenmiş yüzey gibi metalin gerçek yüzey şartları için gerçekleştirilip soğurma değerinin bu şekilde tespit edilmesi önemlidir. Bütün bunlara ek olarak yüksek sıcaklıklardaki soğurma değerleri tespitinin henüz tamamlanamadığını söylemek mümkündür [38].

	Soğurma değeri		
Metaller	Nd:YAG	CO_2	
	(1,06 µm)	(10,6 µm)	
Al	0,06	0,02	
Cu	0,05	0,015	
Fe	0,1	0,03	
Ni	0,15	0,05	
Ti	0,26	0,08	
Zn	0,16	0,03	
Karbon çeliği	0,09	0,03	
Paslanmaz çelik	0,31	0,09	

Çizelge 2.3: CO₂ ve Nd:YAG lazer ışınlarının farklı malzemeler tarafından soğurulma değerleri [1].

2.2.4 Lazer kaynak işlem parametreleri

Lazer kaynak işlemini etkileyen parametreler arasında lazer ışın gücü, iş parçası veya lazer ışınının hızı, ışın modu, ışının atımlı veya sürekli olması, ışın çapı, ışın odak derinliği, lazer enerjisinin iş parçası tarafından soğurulması ve koruyucu gaz uygulamaları sayılabilir [1, 23, 32-34, 36, 38, 45]. Bütün uygulamalarda, lazer kaynağında geçerli olan bu işlem değişkenleri malzeme işlemede ve üretimde baskın rol oynarlar. İşlem değişkenlerinin ve lazer parametrelerinin uygun olmayan kullanımları hatalı üretim ve parçalara yol açacağından lazer kaynak işleminin maliyetini yükseltirler [45]. Parametrelerin lazer kaynağını etkileme durumları genel kabuller halinde bilinmesine rağmen farklı metaller ve çalışma şartları açısından her zaman aynı sonuçlar alınamayabilir. Bu yüzden genel kabüller doğrultusunda başlangıç deneyleri gerçekleştirip buradan alınan bilgilerle parametrelerin etkinliği hakkında ilişkiler geliştirilebilir.

Lazer kaynağında en etkin değişkenlerden biri lazer ışın gücüdür. Çünkü iş parçasında ulaşılan nüfuziyet derinliği gelen ışının güç yoğunluğuna bağlıdır. Genelleme yapılırsa, diğer değişkenlerin sabit tutulması halinde artan lazer ışın gücüyle nüfuziyet derinliğinin arttığı söylenebilir. Lazer ışın gücünün yüksek ve düşük tutulması sırasıyla derin nüfuziyet ve iletim kaynak halleri arasında geçiş yapılmasına neden olur [1, 32, 36, 45, 46].

Lazer ışın gücünden sonra işlemlere etkisi en fazla olan parametreler arasında kaynak işlem hızı oldukça önemlidir. Lazer ışın gücünün etkisine benzer bir şekilde işlem hızı değişimi kaynak dikişinin genişliğini ve nüfuziyetini değiştirmektedir. Sabit lazer gücü kullanılması şartıyla, artan kaynak işlem hızıyla nüfuziyetin azaldığı bildirilmiştir. Kaynak işlem hızının alt ve üst limitlerde uygulanması kaynak modunun iletim veya derin nüfuziyet kaynağı olmasını belirleyecektir [1, 36, 45, 46].

Lazer ışınının odaklanması da lazer kaynak işlemlerinde önemli bir parametredir. Lazer ışınının kaynak parçası yüzeyinde odaklanmasının iyi sonuç vermesi beklenebilir ama gerçekte bu sık gerçekleşmeyen bir durumdur. Buradaki birinci problem gerçekte odaklamanın nerede gerçekleştiğidir. Yapılan deneme çalışmalarında benzer sonuçların alındığı yerin odak noktasına yakın bir nokta olduğu aktarılmaktadır. Bu durum özellikle derin odaklama değerine sahip sistemler için doğrudur [1]. Gerçekleştirilen odaklama çalışmalarında en iyi durumun odaklamanın yüzeyin 1,25-2,5 mm altında yapılmasıyla elde edildiği bildirilmiştir [23, 36]. Fakat 304L ve 316L paslanmaz çelik levhalarda gerçekleştirilen bir başka çalışmada en büyük nüfuziyet değerinin odaklamanın parça yüzeyi üzerine yapılmasıyla elde edildiği de bildirilmiştir [1]. Odaklama iş parçasının derinliklerine yapıldığında V şeklinde kaynaklar elde edilir. Lazer ışınının iş parçası yüzeyine odaklanması durumunda ise büyük bir tırnak görünümünde kaynaklara ulaşılmaktadır. Dolgu metali kullanıldığında ise kaynak banyosunun davranışı değiştiğinden odaklama durumu dolgu metali besleme sistemi dikkate alınarak yapılmalıdır [23].

Lazer kaynak işlemlerinde koruyucu gaz uygulamaları, oluşan plazmayı uzaklaştırarak ışının hedefine ulaşmasını sağlamak, kaynak banyosu için koruyucu bir ortam sağlamak ve optik parçaları korumak amaçları gözetilerek yapılır. Genelde uygulanan gazlar argon ve helyumdur. Helyumun iyonizasyon derecesi daha yüksektir ve plazma uzaklaştırmada argondan daha etkindir kullanıldığında nüfuziyet derinliği değerleri yükseltilebilir. Fakat argona göre pahalı ve temini zor olduğundan uygulamalarda argon kullanımı ile daha çok karşılaşılmaktadır. Plazma uzaklaştırma için çok yoğun olmasa da iyonizasyon derecesi helyum ve argon arasında olan azot gazı da kullanılmaktadır. Fakat azot kullanımında nitrür oluşumu sonucu kaynağın kırılganlığını arttırması nedeniyle sınırlı uygulamalar söz konusudur. Farklı gaz uygulamaları bu gazların iyonizasyon etkinlikleri farklı olduğu için lazer kaynağında farklı nüfuziyetlere ulaşılma sonucunu doğurmaktadır. Özellikle yüksek kaynak hızında yapılan işlemlerde derin nüfuziyet kaynakları elde etmek için plazma önleyici gaz uygulaması yapılması neredeyse bir şarttır aksi halde yapılan işlem iletim kaynağı olarak sınırlı bir nüfuziyet gösterir. Bu nedenle gaz uygulama değerleri sekilsel olarak kaynak dikisinin görünümünü etkilemektedir. Artan gaz uygulama miktarıyla beli bir noktada geçiş durumu oluşur ve anahtar deliği olarak isimlendirilen derin nüfuziyet kaynağı oluşur. Bu noktadan daha ileride artan gaz miktarıyla nüfuziyette az miktarda bir artış olabilir. Kaynak noktası formunu ve anahtar deliği dengelerini bozacak derecede fazla gaz uygulaması ise ergimiş metali kaynak banyosu dışına çıkarabilecek ve böylece yapılan islem düzensiz kaynaklarla sonuçlanır. Ayrıca kaynak banyosunu ergime ve katılaşma esnasında oksitlenmeden koruyacak olan gaz uygulamaları da vardır. Bunlar kaynak banyosunu alttan ve üstten koruyucu gaz uygulamaları şeklinde yapılır [1, 23, 36].

2.2.5 Katılaşma ve mikroyapı

Metallerin lazer ile kaynak edilmesi diğer yaygın kaynak yöntemlerine göre farklılıklar göstermektedir. Çünkü ergiyik halindeki kaynak bölgesinin katılaşması ve soğuması çok hızlı gerçekleşmektedir. Sonuç olarak lazer ile kaynaklanmış bir metalin mikroyapısı ergiyik soğuma hızı neredeyse döküm yöntemindeki kadar yavaş olan bir kaynak yöntemindeki mikroyapı ile kıyaslandığında farklı olacaktır. Lazer kaynak yöntemi ile elde edilmiş olan hızlı soğutulmuş mikroyapılar tahmin edilmek istendiğinde daha önceden gerçek durumlar için yavaş soğuma şartlarında hazırlanmış olan diyagramlar kullanılamaz. Bazı metaller için lazer kaynak yöntemi hala yeni bir yöntem olduğundan lazer kaynak işleminde elde edilen hızlı katılaşmanın mikroyapısal özellikler ve katılaşma davranışı üzerine etkilerinin anlaşılması için daha fazla araştırmaya ihtiyaç vardır [9]. Bu malzemelerden ikiside bu tez çalışmasında üzerinde araştırmalar yapılacak olan Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarıdır.

Lazer ile ergitme-birleştirme işlemlerinde yüksek soğutma ve katılaştırma hızlarına ulaşıldığından benzer ark oluşturma yöntemlerinden farklıklar gösterirler. Bunun nedeni çok küçük bir alanda yüksek güç yoğunluğuna sahip olan bir lazer ışınının odaklanmasıdır. Bu alanda soğurulan güç bir ergiyik tabakası oluştururken çok dik geçişli sıcaklık değişimlerine sebep olur. Bunun sonucu olarak güç kaynağı uzaklaştırıldığında ya da ergiyik arayüzeyi malzeme yüzeyine doğru hareket ettiğinde hızlı soğuma ve katılaşma oluşur [9].

Lazer kaynak işlemi sırasında ulaşılan hızlı katılaştırma normal katılaşma yapısını önemli ölçüde değiştirir. Yüksek sıcaklık yapılarının dönüşümü yüksek soğutma hızlarıyla bastırılır böylece ince dendritler ve diğer mikro bileşenler ile mikroyapı çok daha rafine hale getirilir. Yüksek soğutma hızlarında sıvı sıcaklığının epeyce altındaki sıcaklıklarda çekirdeklenme oluşumu gerçekleşir. Bundan dolayı amorf katılar, mikro kristalin yapılar ve yarı kararlı fazlar oluşur.

Araşırmacılar tarafından gerçekleştirilen, bazı metal ve alaşımların lazer işlemleri sonucunda hızlı katılaştırılması hakkındaki çalışmalarda, ağırlık genellikle ostenitik paslanmaz çelikler üzerine olmuştur. Östenitik paslanmaz çelikler korozyon direnci ve iyi mekanik özellikler istenen yerlerde kullanıldığından ve bu özellikleri katılaşma hızıyla kolayca değişim gösterdiğinden özellikle incelenmişlerdir [9].

Kaynak metalinin mikroyapısal değişimleri; soğuma hızı, katılaşma büyüme hızı ve sıcaklık değişimleri gibi birçok faktöre bağlıdır. Bu kapsamda yapılan araştırmalarda bu faktörlerin fazların kaynak metali içindeki çözünürlüklerini, dağılımını, boyut ve şeklini etkilediği tespit edilmiştir. Fakat bu çalışmalarda genellikle katılaşma hızları düşük olan döküm veya kaynak yöntemleri uygulanmış ya da elektron, lazer ışın kaynağı kullanılmış bile olsa araştırılan malzemeler çoğunlukla paslanmaz çelikler olmuştur [9, 47, 48].

Son zamanlarda gerçekleştirilen araştırmalarda enerji yoğunluğu yüksek elektron ve lazer ışın kaynakları kullanılarak uçak-uzay endüstrisinde kullanılan malzemelerin katılaşma davranışları, mekanik, korozyon performansları incelenmiştir [2, 4, 8, 10-14].

Kaynak işlemi sonrasındaki mikroyapı oluşumunun tanımlanması ve katılaşma davranışının anlaşılabilmesi için katılaşma hızı, sıcaklık değişimi parametrelerinin çalışılmasını gerektirir. Bu iki faktör kaynak sonrası elde edilen mikroyapısal davranışı belirleyebilmek açısından çok önemlidir.

Kaynak işleminde, ısı kaynağı malzeme ile etkileşime geçtiğinde ısı kaynağının aktardığı termal şiddete göre malzeme üzerinde farklı bölgeler oluşmaktadır. Sonuçta üç farklı bölge oluşur (Şekil 2.3). Bu bölgeler: Kaynak metali olarak da bilinen ergime bölgesi, ısıdan etkilenen bölge (IEB veya ITAB olarak isimlendirilir) ve ısı etkisi görülmeyen ana malzeme bölgeleridir [49-51].



Şekil 2.3: Kaynak bölgesinde ısı etkisiyle oluşan bölgeler [49].

Ergime bölgesindeki mikroyapı gelişimi, kaynak bölgesinin katılaşma davranışına bağlıdır. Katılaşma davranışı, tanelerin şeklini ve büyüklüğünü, segragasyonu, porozite ve inklüzyonların dağılımını kontrol etmektedir.

Kaynakta büyük sorun teşkil eden sıcak kırılma davranışı da yine katılaşma davranışına bağlıdır. Ergime bölgesi aslında küçük çaplı bir döküm olarak değerlendirilebilir [51]. Dökümde, mikroyapıyı belirleyen önemli parametrelerden, büyüme hızı, sıcaklık gradyantı, aşırı soğuma ve alaşım kompozisyonu gibi unsurlar kaynakda da mikroyapı gelişimini belirlemektedir. Kaynak metalinin katılaşmasına ait birçok bilgi aslında düşük termal değişimlerin ve büyüme hızlarının olduğu ingotların ve dökümlerin katılaşmasına ait bilgilerden türetilmişdir. Buna ilaveten, hızlı katılaşma teorileri yüksek soğuma hızlarına sahip kaynakların katılaşması hakkında bilgileri arttırmıştır. Bilgilerin artmasına karşılık ergime bölgesindeki mikroyapı gelişimi hala çok karmaşıktır.

Bu karmaşıklığın sebebi, kaynak işlemi anında ısı kaynağının malzeme ile etkileşime geçmesiyle yeniden ergitme, ısı ve sıvı akışları, buharlaşma, gazların çözünümü, katılaşma, alt katı hal dönüşümleri, gerilmeler ve çarpılmalar gibi birçok fiziksel işlemlerin birarada rol oynadığı kompleks bir işlem olmasındandır [49].

Kaynak işlemindeki katılaşmanın önemli noktası, kaynak banyosunun hareketliliği ve kararlı hal geometrisidir. Kaynak banyosunun şekli, tane yapısı gelişimi ve dendrit büyüme işlemleri açısından önemlidir. Kaynak metalinin ve yakınındaki bölgelerin termal durumu ve akışkanlıklarının kaynak banyosu şeklini ve boyutunu etkilediği ortaya çıkarılmıştır.

Zaman içinde kaynaktaki ısı ve sıvı akışı ve banyo şeklindeki değişim hakkında detaylı bilgiler ortaya çıkarılarak büyük ilerlemeler kaydedilmiştir. Kaynak nüfuziyetini, büyük oranda kaynak metalindeki ısıl iletim taşınımı belirlemektedir. Ark kaynağında meydana gelen kaynak havuzundaki ısıl iletimini, kaldırma kuvveti, elektro manyetik kuvvetler ve yüzey gerilme kuvvetleri kontrol etmektedir [50]. Uygulamada ise çeşitli kuvvetlerin birbirleri arasındaki çekişmeler sonucu kaynak banyosundaki ısıl iletim akışı ya basit olarak bir hücrenin ya da Şekil 2.4'de gösterildiği gibi birçok ısıl iletim hücresinin birlikte olduğu karmaşık bir durumda olabilir [49, 50, 52]. Bu fiziksel kuvvetlerin etkileri bazı makaleler ve kitaplarda ayrıntılı olarak açıklanmıştır [50, 52-55].



Şekil 2.4: Kaynak banyosundaki kuvvetler ve sebep oldukları taşınımlar [52].

Bir bölgedeki katılaşma cephesinin soğuma hızı, sıcaklık gradyantı ile katılaşma büyüme hızının çarpımına eşittir. Birçok alaşım için, yeni oluşan katıdaki dendrit kolları arası mesafeler deneysel olarak soğuma hızlarıyla ilişkilidir. Böylece nümerik hesaplamalar ve deneysel yaklaşımlarla elde edilebilecek dendrit kolları arası mesafe tahmin edilebilir.

Dendrit kolları arası mesafe ile soğuma hızı arasındaki ilişki, Abdulgader tarafından deneysel olarak elde edilmiştir. Paul ve DebRoy ise ısıl iletim nümerik hesaplamalarından kaynak banyosunun bir kenarı için soğuma hızlarını hesaplamıştır. Bu soğuma hızları, dendrit kolları arası mesafeler belirlenip, bunlar kullanılarak elde edilmişlerdir. Örneğin, 0,9 ve 0,4 µm olarak tespit edilen dendrit kolları arası mesafeler için soğuma hızları sırasıyla, 5 ve 31 mm/sn olarak hesaplanmıştır (Şekil 2.5). Bu sonuçlar, Paul ve DebRoy'un sonuçları ile uyumludurlar [9, 50].



Şekil 2.5: Lazer kaynaklı AISI 201 paslanmaz çelik için dendrit kolları arası mesafesoğuma hızı ilişkisi [9, 50].

Sıvı-katı arayüzeyinde meydana gelecek olan mikroyapı, denge şartlarına bağlı olarak ya bölgesel denge şartlarındaki büyüme süreçleri, ya da soğuma hızı ile ilişkili olan aşırı soğuma derecesine bağlı olarak gelişecektir. Sıvı metaller katılaşma başlamadan önce denge durumundaki katılaşma noktalarının altındaki sıcaklıklara soğutulabilirler. Denge durumundaki katılaşma sıcaklığı ve katılaşma sıcaklığı arasındaki fark, aşırı soğutma olarak isimlendirilir. Soğuma hızındaki artışlar aşırı soğutmanın da artmasına yol açar. Sıvı-katı arayüzeyinde bölgesel denge şartları meydana geldiğinde, mikroyapısal gelişim büyüme süreçlerindeki farklılıklara bağlı olarak gelişecektir. Çok düşük soğuma şartlarında, geri çevrilen (kusulan) çözünen ve çözücünün geri kalan sıvı ile karışması için yeterli zaman olacaktır ve bu durumda taşınım difüzyon tarafından gerçekleştirilecektir. Böylece, yavaş soğutma sürecinde, sıvı-katı arayüzeyinde çözünen ve çözücünün sıvı ile düzenli bir şekilde karışmasına izin vererek katı içerisinde çözücü ve çözünenin difüzyonunu yeterli bir hızda olmasını da sağlayarak katı ve geri kalan sıvının kimyasal kompozisyonunu dengede kalmasını temin etmiş olur.

Sıvı-katı arayüzeyinde denge dışı şartlar için, sıvı ya hızlı soğutma ya da heterojen çekirdeklenmenin baskılanmasıyla yeterli bir aşırı soğutmaya ulaşılabilir. Burada ilk çekirdek, sıvı ile benzer kompozisyona sahip olarak büyüyecektir. Difüzyonsuz katılaşma bu durumda mümkün olacaktır çünkü katılaşma için termodinamik itici güç olan serbest enerji düşük olacaktır ve aşırı soğutma yeterli derecede büyük olursa kompozisyonda bir değişim olmadan katılaşma mümkün olabilecektir. Böylece, çözünen ve çözücü hareket için yeterli zaman bulamayacaktır ve karışım katı veya sıvı içinde meydana gelecektir [9].

Kararlı haldeki çekirdek büyümesi, atomların hareketini ve bunların çekirdeğe eklenmesini içermektedir. Bu durumda büyüme süreci difüzyon kontrollü olmaktadır. Büyüme hızı denge halindeki dönüşüm sıcaklığının hemen altındaki bir sıcaklıkta daha yüksek iken çekirdeklenme hızı daha düşük sıcaklıklarda yüksektir. Genelde kaynak, özelde lazer kaynak işlemlerinde, ana metal, kaynak banyosundan daha düşük bir sıcaklıkta olduğu için katılaşma ergiyik metal ile temas halinde olan ana metalin yüzeyinde katı çekirdek oluşumu ile başlayacaktır. Çekirdek oluşumundan sonra büyüme, ergiyik metal içinde ısı akışına paralel fakat ters yönde ilerleyecektir. Kaynakta ya da yüzey ergitmede başlangıç katılaşması genelde epitaksiyal özellik gösterir. Ergiyik metaldeki atomlar ergimemiş halde bulunan ana malzemenin kristallerine doğrudan birikirler böylece alt kristalin yapı değişmeden ergime bölgesinde aynı yapının büyümesi ve katılaşması gerçekleşir (Şekil 2.6).



Şekil 2.6: Ergime bölgesinde ana malzeme tanelerinin epitaksiyal büyümesi [36].

Saf metal normalde sabit bir sıcaklıkta ve katı-sıvı arayüzeyi düzlemsel büyüme gösterecek şekilde katılaşır. Alaşımın katılaşmasında ise katılaşma ilerledikçe sıcaklık azalmalıdır. Ötektik bir yapı oluşmadıkça bu durum geçerlidir. Bu durumdaki arayüzey yapısı düzlemsel, hücresel ya da kolonsal ve eş eksenli olarak iki hali bulunan dendritik yapıda olabilir (Şekil 2.7). Ergiyik metalin çözünen içeriğine ve katılaşma şartlarına bağlı olarak bunlardan bir tanesi diğerlerine üstünlük kurabilir ve yapı o halde elde edilir.



Şekil 2.7: Katılaşmada katı-sıvı arayüzeyleri. a) Düzlemsel, b) Hücresel, c) Kolonsal dendritik, d) Eş eksenli dendritik [36, 52].

Alaşımların katılaşmasında başlangıç safhasında, düşük ergime noktalı elementler donmakta olan katı tarafından kusulur. Böylece, katı-sıvı arayüzeyinin hemen önündeki zenginleştirilen sıvı, daha önce katılaşan malzemeye kıyasla düşük donma noktalı olmaktadır. Düşük ergime noktalı elementlerin atomları arayüzeyde hızlı bir şekilde difüze olamadıkları için büyümeyi geciktirici bir eğilim gösterirler. Ancak, arayüzeyden oldukça uzaklarda ergiyik metalin merkezinde sıvı sıcaklığı yüksektir. Böylece arayüzeyin bazı kısımları ileri doğru çıkıntı yapar ya da kolonsal ve hücresel yapı oluşturabilecek bir büyüme gösterecek şekilde sıvı içinde hızlıca büyür. Arayüzeydeki düşük sıcaklıklarda ana kolonlar üzerinde dallanmaların büyümesiyle dendritik yapı oluşur. Alaşımdaki düzlemsel arayüzey, aşağıdaki bağıntı ile verilen durum meydana geldiğinde ya hücresel ya da dendritik yapıya dönüşür. Burada D₁, çözünenin sıvı içindeki difüzyon katsayısı, G_{T1}, katı-sıvı arayüzeyine yakın sıvının sıcaklık gradyantı, SR, katılaşma hızı, $\Delta T_f = T_1$ -Ts denge durumundaki donma aralığıdır [36].

$$\frac{G_{Tl}}{SR} \le \frac{\Delta T_f}{D_l} \tag{2.1}$$

Dendritik yapıya doğru gitme eğilimi, yukarıdaki bağıntının sol tarafının azalması ile mümkün olmaktadır ki bu durum ya katılaşma hızının artması ya da katı-sıvı arayüzeyine yakın sıvının sıcaklık gradyantının azalmasıyla sağlanabilir. Bu oranın ileri derecede azaltılması ise kolonsal dendritik yapıdan eş eksenli dendiritik yapıya geçiş eğilimini artırır. Bu yapı geçişleri şematik olarak Şekil 2.8'de gösterilmiştir. Ortalama sıcaklık gradyantı ile arayüzey hızı ya da katılaşma hızının çarpımı ortalama soğuma hızını vermektedir. CR notasyonu soğuma hızı, t_s bölgesel katılaşma zamanı olmak üzere bu bağıntı aşağıda verilmiştir.

$$CR = G_{Tl} \times SR \approx \frac{T_l - T_s}{t_s}$$
(2.2)



Şekil 2.8: Katılaşma yapılarının sıvı sıcaklık gradyantı ve katılaşma hızı ilişkisi [36, 51, 52].

Ergiyik banyosu sınırı boyunca herhangi bir noktadaki katılaşma hızı (SR) ve bu banyoyu doğruca geçen hız vektörü U_x arasında aşağıdaki gibi bir bağıntı yazılabilir. Burada ψ , ergiyik banyosu sınırı boyunca herhangi bir noktanın katılaşma yönü ve hız vektörü arasındaki açıdır (Şekil 2.9).

(2.3)

 $SR = U_x \cos \psi$



Şekil 2.9: Kaynak dikişi boyunca katılaşma hızının değişimi [36, 52].

Katılaşma hızı, $\psi \approx 90^{\circ}$ olduğu ergime çizgisi boyunca en düşük değerde, $\psi \approx 0^{\circ}$ olduğu merkezde ise en yüksek değerine ulaşır. Ergimiş metalin uzamış hali hareketin bir sonucudur ve sıcaklık gradyantı (G_{TI}) ergime çizgisi boyunca en yüksek, merkezde ise en düşük değerdedir. Bu durumda (2.1) numaralı denklemi yeniden değerlendirecek olursak; ergime çizgisinden merkeze doğru ilerlerken birkaç katılaşma yapısı görülebilir. Ergime çizgisinden merkeze doğru ilerlerken G_{TI} ve SR'nin aldığı değerlere göre sırasıyla düzlemsel, hücresel, kolonsal dendritik yapılar görülebilir (Şekil 2.10). Eş eksenli dendritik yapı ise çok yüksek hızlarda ve genellikle katılaşmanın son evrelerinde oluşmaktadır. Kaynakta, ısı girdisi arttırılırsa hücresel büyümeye eğilim artar. Fakat, bunlarla ilişkili olan soğuma hızındaki azalma ise kaba yapı oluşumuna yol açacaktır [36, 50, 56].



Şekil 2.10: Ergime bölgesi boyunca kaynak mikroyapısının yapısal değişimi [50].

Kaynak metali ya da ergime bölgesi tane yapısını büyük oranda ana metal tane yapısı ve kaynak şartları kontrol etmektedir. Başlangıçtaki büyüme ana malzemedeki kısmen ergimiş taneler üzerinde epitaksiyal halde oluşur.

Çok kristalli kaynak numunelerinde kaynak metalindeki gelişi güzel yönlenmiş taneler arasından özellikle ısı akışı yönünde sıralanmış olanların <100> yönündekiler tercih edilmektedirler. Kaynak işlemi esnasında meydana gelen bu tercihli tane seçim süreci, kolonsal yapının oluşumunu teşvik etmektedir. Çok kristallilerin kaynağında ergime bölgesi tane yapısının gelişimi hakkında bilgiler bu malzemelerdeki çok sayıdaki tane ve tane yönlenmeleri nedeniyle anlaşılmaz olduğundan, tane büyüme seçimi ile ilgili ve kaynak banyosunun üç boyutlu şekli hakkındaki çizimler de sınırlıdır. Fakat, tek kristalli malzemelerin kaynağında ergime bölgesi mikroyapısının gelişimi hakkında ilerlemeler kaydedilmiştir [57-59]. Ergime bölgesi mikroyapısının güzerine büyüme kristallografisinin ve dendrit seçim sürecinin etkileri incelenmiştir. Bu incelemeler sonucunda, çeşitli kristal yönlenmeler için kaynak banyosu şeklinin dendrit büyüme yönlerinin bir fonksiyonu olduğuna ulaşılmıştır. Gözlemlenen dendritik düzenlere göre kaynak banyosunun üç boyutlu şematik görünümünü de çizmek mümkün olmuştur (Şekil 2.11).

Bazı araştırmacılar tarafından, ikili kristaller içeren kaynaklardaki dendritik büyüme davranışları da incelenmiştir. Bu çalışmaları temel alarak çok kristalli kaynakların kapsamlı bir şekilde çalışılması büyük önem arz etmektedir [50, 60].



Şekil 2.11: Tek kristal Fe-15Ni-15Cr alaşımı için kaynak banyosundaki dendrit büyüme yönleri [50, 57].

Kaynak banyosu katılaşma özelliklerinin incelenmesinde yapılan temel kabullerden bir tanesi bilinen katılaşma teorilerinin kaynak banyosu katılaşma davranışı için genişletilmesi ve katı-sıvı arayüzeyinde denge durumunun sağlanmış olmasıdır. Bu durum, soğuma hızları ortalama 10² °C/sn olan, GTA (gaz tungsten ark), sualtı ark ve elektro curuf gibi geleneksel kaynak yöntemleri ile gerçekleştirilen kaynaklar için geçerlidir. Fakat, lazer ve elektron ışın kaynakları gibi yüksek enerji yoğunluklu işlemlerle ulaşılan hızlı katılaşma şartları (soğuma hızları 10³-10⁶ °C/sn) için bu kabul geçerli değildir [50, 61].

Kaynak işleminde ortaya çıkan hızlı katılaşma sonucunda çok farklı etkiler ortaya çıkabilir. Bunlar; denge dışı fazların oluşumu, denge paylaşım katsayısındaki meydana gelen önemli değişim ve çoğunlukla büyüklüğünde meydana gelen değişimlerle genel mikroyapısal özelliklerdir (Şekil 2.12). Katı-sıvı arayüzeyinde denge şartları altında katılaşma sürecinde, denge paylaşım katsayısı (k) faz diyagramındaki denge hattından elde edilebilir fakat hızlı katılaşmada katı-sıvı arayüzeyi dengede değildir. Hızlı katılaşma şartlarında denge paylaşım katsayısını belirleyebilmek için çeşitli modeller geliştirilmiş ve değişimi katılaşma hızı ile belirlenmiştir. Yüksek katılaşma hızlarına sahip, denge dışı katılaşmada az miktarda çözünen bölünmesi yani daha az segregasyon ve katı çözelti sınırlamasındaki genişleme şeklinde değişimler görülebilir. Bu etkilerle beraber, hızlı katılaşmanın etkinliğini gösterdiği bir başka yer ise hücre mesafeleri veya birincil ve ikincil dendrit kolları arası mesafeler olarak sayabileceğimiz katılaşma alt yapılarının ölçeklerindeki çok önemli değişimlerdir [9, 50].

Hızlı katılaşma şartlarının ortaya çıkardığı ve oldukça fazla araştırmacının dikkatini çeken başka bir etki ise denge dışı fazlardır. Bu konuda yapılan araştırmaların birçoğunda paslanmaz çelik alaşım kompozisyonlarında denge dışı katılaşmanın meydana gelebileceği gösterilmiştir [62, 63]. Normalde östenit ve ferrit fazlarını içeren paslanmaz çeliğin lazer kaynağında bütünüyle östenitik yapı elde edilebilmiştir. Bu denge dışı etkinin kontrolünü sağlayan faktörler çok çeşitlidir ve hızlı katılaşma şartlarındaki denge dışı fazların oluşumu tam olarak anlaşılamamıştır. Bu alandaki çalışmalar, bu davranışın ve hızlı katılaşma şartlarındaki denge dışı mikroyapıların çatlak hassasiyetine olan etkilerinin anlaşılması için, hem teorik hem de deneysel çalışmalar şeklinde devam etmiştir [50, 64, 65].





Kaynak işleminde, ergime bölgesinde katılaşma çatlağı, kısmen ergimiş bölge olarak isimlendirilen bölgede ise sıvılaşma çatlağı adı verilen kaynak hataları oluşabilir. Bir alaşımın kaynağında kaynak banyosu etrafında yarı katı malzemeler vardır (Şekil 2.13). Kaynak banyosunun arkasında kalarak katılaşan bölgeye lapa bölgesi denilmektedir. Bu bölge dendritler ve dendritler arasında sıvıdan ibarettir. Bu lapa bölgesinin arkasında kalarak tamamen katılaşan bölgeye ise ergime bölgesi ya da kaynak metali ismi verilmektedir. Kaynak metalinin hemen önünde ve yanlarındaki bölge ise kısmen ergimiş ana metal taneleri ve taneler arasında sıvıdan ibaret olan bir yarı katıdır. Kısmen ergimiş bölgenin arkasında kalarak, kaynak banyosu yanlarında



Şekil 2.13: Kaynak banyosu etrafındaki yarı katı bölgeler [66].

Katılaşma çatlağı genellikle taneler arasında meydana gelir. Kırık yüzeyinde, katılaşan kaynak metalinin dendritik morfolojisi görülür. Bu iki ayırd edici özellik katılaşma çatlağının katılaşmanın son evresinde meydana geldiğini göstermektedir. Cünkü, neredeyse tamamen taneler halinde büyüyen dendritleri birbirinden ayırmak için tane sınırı filmi oluşturacak kadar sıvı metal bulunmaktadır. Bu anda kaynak metali zayıf olacağından katılaşmadaki çekme gerilme-genlemeleri çatlak oluşumuna sebep olacaklardır. Lokalize olmuş çekme gerilme-genlemeleri malzemenin çatlak oluşma direncini aştığında katılaşma çatlağı oluşur. Katılaşma çatlağı oluşumunu etkileyen faktörler arasında, katılaşma sıcaklık aralığının genişliği, katılaşmanın son evresindeki sıvının miktarı ve dağılımı, birincil katılaşma fazı, tane sınırındaki sıvının yüzey gerilimi, tane yapısı, kaynak metalinin büzülme eğilimi sayılabilir [66]. Katılaşma çatlağının oluşumu ile ilgili çok sayıda araştırma yapılmıştır. Liu ve çalışma arkadaşları, 6082 alüminyum alaşımının kaynağında, katılaşma çatlağının oluşma sebebini tane sınırı boyunca sıvı filmin ayrıştırma yapması şeklinde bildirmişlerdir [67]. Östenitik paslanmaz çelikler üzerinde araştırma yapan Lee ve çalışma arkadaşları ise katılaşma çatlağı oluşmunu farklı katılaşma yapılarını inceleyerek, tamamen östenitik yapı katılaşması gösteren kaynakta gözlemlediklerini ve kırık yüzeyinde ise düşük ergime noktalı ötektikten ibaret olan bir film tabakası varlığını aktarmışlardır [68].



Şekil 2.14: Nikel ve krom eşdeğerlerine göre oluşabilecek yapıları işaret eden Schaeffler diyagramı [52, 69].

Östenitik çeliklerde birincil katılaşan faz östenit yerine ferrit olunca, katılaşma çatlağı oluşumuna olan hassasiyet azalmaktadır. Krom eşdeğerinin nikel eşdeğerine oranının artmasıyla Şekil 2.14'deki Schaeffler diyagramından görüleceği üzere, ilk katılaşan faz östenitten ferrite doğru değişecektir. Krom eşdeğeri = Cr + 1,37 Mo + 1,5 Si + 2 Nb + 3 Ti ve Nikel eşdeğeri = Ni + 0,3 Mn + 22 C + 14,2 N + Cu olmak üzere, Krom eşdeğeri/Nikel eşdeğerinin 1,5 değerini aldığı yerden itibaren bu faz değişiminin gerçekleştiği tespit edilmiştir. Fakat bu değer yüksek soğutma hızlarına sahip kaynaklarda, örneğin atımlı lazer kaynağında aşırı soğutma nedeniyle 1,6-1,7 değerini alabilmektedir [66].

Sıvılaşma çatlağı da katılaşma çatlağı gibi taneler arası çatlaktır fakat bu durumda kırık yüzeyinde dendritik morfoloji gözlenmez. Taneler arası kırık yüzeyinde sıvı fazın varlığı her zaman olmasa da bazen görülebilir. Sıvılaşma çatlağı ergime bölgesinin hemen dışındaki kısmen ergiyen bölgede görülür çünkü burada ötektik sıcaklık üstüne çıkılmaktadır. Sıvılaşma, tane sınırı boyunca olabildiği gibi tane içinde de olabilir. Alüminyum kaynağında sıvılaşma çatlağının gelişimi Şekil 2.15'de gösterilmektedir. Kısmen ergiyen bölge tane sınırı sıvılaşmasından dolayı güçsüzleştiğinden dolayı kaynak metali katılaşır ve büzülürken kısmen ergimiş bölgeden daha güçlü olacağından uygulayacağı çekme kuvvetleri sonucunda çatlak oluşacaktır.



Şekil 2.15: Kısmen ergiyen bölgede sıvılaşma çatlağının oluşumu [66, 70].

Kısmen ergimis bölgede görülen sıvılaşma catlağı hassasiyetini etkileyen faktörler arasında, sıvılaşmanın genişlemesi, tane yapısı, sıcak süneklik ve kaynak metalinin büzülme derecesi sayılabilir. Sıvılaşma genişliği büyüdükçe sıvılaşma çatlağı daha kolaylıkla gerçeklesir. Kısmen ergimis bölgede sıvılasma genisliğini ise malzemenin sıvılaşma eğilimi ve ısı girdisi etkilemektedir. Sıvılaşma eğilimi aynı zamanda tane sınırı segregasyonu ile de artabilir. Döküm halindeki malzemeler daha fazla tane sınırı segregasyonu göstermektedirler. Daha çok ısı girdisi, daha fazla sıvılaşmaya ve dolayısıyla daha fazla sıvılaşma çatlağı oluşumuna yol açmaktadır. Isi girdisi miktarı uygulanan kaynak yöntemine ve parametrelerine olduğu kadar iş parçası kalınlığına da bağlıdır. Sıvılaşma çatlağına ısı girdisinin etkisi konusunda bazı araştırmacılar karşı görüşler ortaya koymaktadırlar. Özellikle lazer kaynak yöntemi gibi ısı girdisinin is parçasında dar bir bölgeyi etkilemesinden ve çok yüksek soğutma hızlarına çıkma durumlarından dolayı yüksek ısı girdilerinde daha fazla taneler arası sıvılaşma olacağını, fakat düşük ısı girdilerinde ise sıcaklık değişimindeki yüksek farktan dolayı kaynak metalinde katılaşan bölgenin kısmen ergiyen bölgeye daha büyük çekme gerilmeleri uygulamaları sonucu bu durumda daha fazla sıvılaşma çatlağı oluşacağını öne sürmektedirler [66, 4, 71].

Kaba taneli ana metal, sıvılaşma çatlağına daha çok hassasiyet gösterir. Kaba taneler, kısmen ergimiş bölgenin daha az sünek olmasına yol açar. Ayrıca büyük taneler, tane sınır alanının küçültür ve safsızlıklarla düşük ergime noktalı birikintilerin tane sınırlarında yoğunlaşmasına sebep olur. Aluminyum alaşımları ve Inconel 718 süper alaşımında büyüyen tane boyutlarıyla sıvılaşma çatlağının oluşumunun arttığı, belirli bir tane boyutundaki ve daha altındaki Inconel 718 süper alaşımının kaynağında ise sıvılaşma çatlağının gözlenmediği bildirilmiştir [66, 13].

2.3 Kaynak Hataları

Kaynak işlemi sürecinde kaynak hataları oldukça sık bir şekilde ortaya çıkmaktadır. Kaynaklı parçanın geri çevrilmesiyle sonuçlanabilecek kadar kaynak hatasının bulunması malzemenin mekanik özelliklerini kötü şekilde etkiler. Bu hataların sınıflandırılması iki ana başlık altında yapılmıştır. Porozite, çatlak, curuf kalıntıları, nüfuziyet azlığı, ergime azlığı, yanma oluğu gibi hataların yer aldığı kaynak sürecinden ve metalurjik etkilerden kaynaklanan hatalar. Nüfuziyet azlığı, çatlak, ergime azlığı, porozite ve curuf kalıntıları gibi hataların yer aldığı kaynak sürecindeki geometrik etkilerden ortaya çıkan kaynak hatalarıdır.

Porozite, ergime bölgesindeki gaz boşlukları şeklinde ortaya çıkar (Şekil 2.16). Katılaşma sırasında gaz yakalanması sonucu oluşan boşluk tipi hatalar olarak tanımlanabilir. Gazların ergiyik içinde kalması ve katılaşırken çözündürme limiti düştüğünden ortaya çıkmasıyla görülür. Yağlar, nem ve boya gibi yüzey kirleri porozite ile sonuçlanacak gaz oluşumunun ana kaynaklarıdırlar. Gazlar, kaynak metalindeki oluşabilecek kimyasal reaksiyonlar sonucunda da açığa çıkabilirler.



Şekil 2.16: Ergime bölgesinde porozite [36].

Kaynak banyosunun katılaşma hızı da porozite oluşumuna etki eder. Gazların ergiyik metali terk etmelerine yeterli vakit vermeyecek derecede hızlı katılaşma varsa porozite oluşumu gözlenir. Boşluk oluşumu, katılaşma esnasındaki çekirdeklenme ve büyüme şeklinde gelişir. Katılaşma ve boşluk büyüme hızları eşit ise porozite şekli uzamış halde olacaktır. Gaz kabarcıklarının büyüme hızı, katılaşma hızından büyük ise ergiyik metalin yüzeyinden kaçacaklardır tersi durumda ise ergiyik metal içinden çıkamayıp katılaşma sonunda kaynak metali bölgesinde kalacaklardır.

Boşlukları belirleyebilmek için en uygun yöntemler, ultrasonik inceleme ve radyografik tekniklerdir. Yüzeysel çatlaklar için penetran sıvı, manyetik toz ve göz ile inceleme yeterli olabilir. Hacimce % 7'e kadar miktarda olan boşluklar malzemenin çekme özelliklerine çok belirgin bir etkide bulunmazlar. Fakat, malzeme sertliği arttıkça, artan porozite miktarıyla sünekliğin düştüğü aktarılmıştır.

Çatlaklar, kaynak hataları içinde hasar yönünden en etkili olandır. Kaynak esnasında olabileceği gibi kaynaktan sonraki süreçte de oluşabilir. Çatlak, ergime bölgesinde, ısıdan etkilenen bölgede ya da her ikisinde birden olabilir (Şekil 2.17). Çatlağın genel oluşum şekilleri, sıcak çatlak, sıvılaşma çatlağı, soğuk çatlak, yeniden ısıtma çatlağı ve ince tabakalı çatlaktır. Karbon çeliklerinde çatlağın oluşma bölgesi, hem

ergime hem de ana metalin sertleşebilme kabiliyetinden etkilenmektedir. Ergime bölgesi ve ana metal benzer kimyasal komposizyona sahip ise çatlaklar merkezde oluşabilir çünkü merkez çizgi boyunca en yüksek soğuma hızına ulaşılır. Ana metalin karbon içeriğinden daha düşük bir dolgu metali kullanıldığında, ergime bölgesinin karbon içeriği ve sertleşebilme kabiliyeti ana metalden düşük olacaktır ve kabalaşan tane yapısıyla ısı tesirinde kalan bölge çatlak oluşumuna hassas hale gelecek ve çatlak bu bölgede oluşacaktır.



Şekil 2.17: Kaynakta oluşabilecek çatlakların şematik gösterimi [36].

Çatlaklar, kaynak işlemi esnasında, işlemden hemen sonra (sıcak çatlak tipi), veya oda sıcaklığına soğutulduğunda (soğuk çatlak tipi) oluşabileceği gibi birkaç saat, gün veya daha fazla zaman geçince de oluşabilir. Sıcak çatlak genelde ergime bölgesinde görülürken, soğuk çatlak ısının etkisinde kalan bölgede görülür. Çatlak oluşumunu etkileyen faktörlerden en önemlisi, ergime bölgesinin katılaşması esnasında buradaki kalıntı gerilmelerdir. Gerilmeler, ergime bölgesinde çekme olarak kendini gösterir ve etrafındaki malzemedeki basma gerilmeleriyle kademeli olarak dengeye gelir. Bu gerilmelere maruz kalırken malzemenin çatlak hassasiyetini büyük ölçüde bu bölgedeki sünekliliği belirlemektedir. Taneler arası sıvı katmanlarının varlığı, faz dönüşümleri, gazların varlığı ise bu süneklilik derecesini etkilemektedir. Daha önceki bölümlerde etkileyen faktörlerden bahsedildiği için burada detayına girilmemiştir.

Çatlaklar düzlemsel şekilde olduğu için bilinen tahribatsız inceleme teknikleriyle belirlenmeleri zordur. Ultrasonik inceleme yöntemleri çatlakları belirlemek için en iyi yöntemdir. Akustik emisyon, duyulabilir ses ve kızılötesi/morötesi tesbitlerin etkili olduğu bulunmuştur.

Isi kaynağı gereksinimi karşılayacak kadar yeterli değilse ergime bölgesinde ergime azlığı hatasına yol açacak ve ergime bölgesi ile ana metal arasında birleşme olmayacaktır (Şekil 2.18). Ergimiş metalin ısı kaynağı önünde taşması durumunda da ergime azlığı hatası ortaya çıkabilir. Saf bakırla yapılan işlemlerde yüksek termal iletkenlik nedeniyle ısı kaynağının çoğunlukla kaybedilmesi sonucunda bu hataya sık rastlanılmaktadır. İşlem öncesi ön ısıtma yapılarak bu durumdan kaçınılabilir.



Şekil 2.18: Ergime azlığı hatası [36].

Ergime azlığı hatası düzlemsel veya hacimsel şekilde olabileceği için ultrasonik inceleme en uygun yöntem olarak görünmektedir. Radyografik incelemeler sadece hacimsel halde olanları tesbit edebilir düzlemsel olanlar tesbit edilemez.

Dolgu metali ve ana metallerin kaynak kökünde birleşmediği durumda yetersiz nüfuziyet hatası oluşumu görülmektedir (Şekil 2.19). Nüfuziyet, dizayn özelliklerinde belirtilenden daha az olarak gerçekleşmiştir. Bu hatayı tespit etme yöntemleri ergime azlığı hatası ile benzerdir. Yetersiz nüfuziyet hatası parçanın yük taşıma kapasitesini düşürmektedir.



Şekil 2.19: Yetersiz nüfuziyet hatası [36].

Yanma oluğu hatasında ana metalin bir kısmı ergimiş ama doldurulmamıştır. Bu durumda bu boşluk bir kanal ya da oluk oluşturmaktadır (Şekil 2.20). Yüksek hızlı işlemlerde, biriktirilmekte olan dolgu metali bu boşlukları doldurabilmek için yeterli zamanı bulamaz. Şiddetli yorulma yükü şartlarına maruz kalmadıkça bu hatanın zararsız olduğu söylenebilir.



Şekil 2.20: Yanma oluğu hatası [36].

2.4 Inconel 718 Süper Alaşımının Lazer Kaynağı

Lazer kaynağı yüksek işlem hızı, düşük çarpılma, çok dar bir bölgede etkili olan düşük ısı girişi ve bunun sonucu olarak geniş olmayan ısıdan etkilenen bölge ve yüksek tekrarlanabilirlik gibi arzu edilen özelliklerden dolayı otomotiv, uçak-uzay sektörlerinde önemini arttırdıkça bu sektörlerde kullanılan malzemeler üzerinde lazer kaynağının etkileri hakkında çeşitli araştırmalar yapılmaktadır. Inconel 718 süper alaşımı da bu malzemelerden biridir. Bu alaşım iyi kaynak kabiliyeti göstermesine karşın genelde ısıdan etkilenen bölgede ortaya çıkan mikro çatlaklar ve tane sınırlarında bor segregasyonu dolayısıyla elde edilen düşük mukavemet değerleri ve düşük korozyon direnci ile karşılaşılmaktadır. Takip eden paragraflarda çeşitli araştırmacılar tarafından yapılan çalışmalar hakkında bilgiler verilmektedir.

Guo ve çalışma arkadaşları, ısıdan etkilenen bölgede sıklıkla görülen taneler arası mikro çatlakları incelemek için Inconel 718 alaşımına kaynak işleminde ortaya çıkan ısıl çevrimleri uygulamışlardır. İncelemeleri sonucunda mikro çatlak oluşumunu tane sınırı karbür çökeltilerinin yapısal sıvılaşması ile ilişkilendirmişlerdir. Tane sınırı karakterini bor segregasyonu belirlemektedir. Yüksek seviyedeki bor segregasyonu bulunan tane sınırlarında taneler arası sıvılaşma oluşmaktadır. Kükürt değeri azaldığında bor segregasyonu ve tane sınırı ergime eğiliminin azaldığı bulunmuştur. Isıdan etkilenen bölgedeki tane sınırı sıvılaşmasının heterojen dağılımda olduğu da rapor edilmiştir [72].

Qian ve Lippold benzer bir çalışmada, kaynak sonrasında uygulanan ısıl işlemlerin Inconel 718 alaşımında, sıvılaşma oluşumuna etkisini herhangi bir kaynak işlemi yapmadan incelemişlerdir. Uzun süreli uygulanan ısıl işlemler (954°C'de 40–100 saat tutma) sonucunda yapıda oldukça fazla miktarda iğnesel ve levhasal yapılı δ fazının nikel matriks içinde çökeldiği görülmüştür. δ fazının tane sınırına girmesinden dolayı tane boyutunda herhangi bir değişim görülmemiştir. Uygulanan ısıl işlemlerin Inconel 718 alaşımının ısıdan etkilenen bölgede sıvılaşma çatlaklarına direnç göstermesini azalttığı bildirilmiştir. Tane sınırında sıvılaşmanın sebep olduğu bu direnç ve kaynaklanabilirlik azalmasının δ fazının bozunmasının ve tane sınırında Nb zenginleşmesinin sonucu olduğu rapor edilmiştir [73].

Huang ve çalışma arkadaşları, Inconel 718 alaşımının elektron ışını kaynağında ısıdan etkilenen bölge üzerinde çalışma yapmışlardır. Orjinal hali, çözeltiye alınmış ve çökelme sertleşmesi uygulanmış olmak üzere üç farklı durumdaki Inconel 718 alaşımının elektron ışın kaynağında ısıdan etkilenen bölgenin tesbiti için sertlik ölçümü, metalografik ve potansiyostatik dağlama metodları uygulanmıştır. Deneylerde görülmüştür ki, ısıdan etkilenen bölgenin genişliği ölçüm metodlarından etkilenmektedir. Örneğin sertlik ölçümü ile ısıdan etkilenen bölgenin genişliğinin tesbiti özellikle orjinal ve çökelme sertleşmesi yapılan durumlar için çok güçtür. HCl+H₂O₂ dağlayıcısı ile yapılan metalografik dağlamada ergime bölgesi, ısıdan etkilenen bölge ve ana metal arasında ayırd edici bir korozyon hızı farklılığı olmadığından optik mikroskop altında ısıdan etkilenen bölge açıkca gözlenememiştir [16].

Janaki Ram ve çalışma arkadaşları, 2 mm kalınlığındaki Inconel 718 levhalarda atımlı Nd-YAG lazer kullanarak levha üzeri kaynaklar gerçekleştirmişlerdir. Kaynak işlemi sonrasında üç farklı ısıl işlem gerçekleştirilmiştir: Doğrudan yaşlandırma, 980 °C'de çözeltiye alma + yaşlandırma ve 1080 °C'de çözeltiye alma + yaşlandırma. Kaynak mikroyapıları ve oda sıcaklığındaki çekme özellikleri araştırılmıştır. Doğrudan yaşlandırma durumunda, ergime bölgesindeki Nb'ca zengin kırılgan intermetalik Laves fazından dolayı kaynağın çekme özelliklerinin düşük olduğu tesbit edilmiştir. 980 °C'de yapılan çözeltiye alma ısıl işlemi önemli miktarda Laves fazının bozunmasına yol açarak ana malzeme seviyesinde olmasa da kaynak metalinin özelliklerinde bazı iyileşmelere sebep olmaktadır. Bu ısıl işlem aynı zamanda kısmen bozunan Laves fazlarının etrafında iğnemsi δ fazının oluşmasına da yol açamakla birlikte ana malzeme özelliklerinde önemli derecede kötüleşmeye yol açan tane büyümesine sebep olmaktadır. Lazer kaynağı, Inconel 718 alaşımının kaynak dikişinde çok ince partikül morfolojisi, daha düşük miktardaki Laves fazı ve

düşük Nb konsantrasyonu ile gaz tungsten ark (GTA) kaynağına kıyasla önemli derecede mikroyapısal avantaj sergilemektedir [74].

Huang ve arkadaşları, bir önceki çalışmalarının devamı niteliğindeki çalışmada gerçekleştirdikleri elektron ışın kaynaklarının galvanik korozyon davranışını incelemişlerdir [15]. İncelemeler göstermiştirki % 3,5'luk NaCl çözeltisinde ergime bölgesi, ısıdan etkilenen bölge ve ana malzeme arasında galvanik korozyon oluşmaktadır. Ergime bölgesi, ısıdan etkilenen bölge ve ana malzeme arasında korozyon potansiyel farklılığı bu galvanik korozyona neden olmaktadır. Çok küçük bir alanın maruz kalması ve yüksek aktif korozyon potansiyeli nedeniyle orjinal ve çözeltiye alınmış haldeki kaynaklarda, ergime bölgesi ciddi saldırıya maruz kalmıştır. Çözeltiye alınmış kaynaklarda galvanik korozyonu azaltmak için kaynak sonrası çökelme sertleşme işlemi uygulanarak ergime bölgesi ve ana metal arasındaki korozyon potansiyeli farklılığı azaltılabilir [15].

Idowu ve calısma arkadaşları, Inconel 718'in maksimum calısma sıcaklığının 55 °C kadar daha yüksek sıcaklıkta dayanım gösterebilen, ATI Allvac tarafından geliştirilen ve 718Plus olarak isimlendirilen yeni bir süper alaşım üzerinde calışmışlardır [4]. Bu yeni süper alaşımın kimyasal içeriği Inconel 718'den oldukça farklıdır. Inconel 718'in Fe içeriğinin (% 18 Fe) yarısı kadar bu yeni alaşım Co elementi içermektedir (% 9 Fe, % 9 Co). Bunun sonucu olarak yüksek sıcaklıklarda daha stabil olan γ' fazı yapıda rol oynamaktadır. Inconel 718 ile bu yeni alaşımın farklı yönlerinden biride Al + Ti içeriğinin arttırılmış olmasıdır. Lazer kaynağı kullanılarak farklı ısı girdilerinin ısıdan etkilenen bölgede çatlak oluşumuna etkisi incelenmiştir. 12x12x100 mm boyutundaki plakalar 2.5 kW ve 1.5 kW lazer gücü ve sırasıyla 110 ve 20 mm/dk kaynak hızları kullanılarak kaynaklanmıştır. Yapılan kaynaklarda sırasıyla 137 J/mm ve 472 J/mm ısı girişleri kullanıldığı belirtilmiştir (doğrusu 1366 ve 4545 J/mm olmalıdır). Yüksek ısı girişi olan kaynak işleminde mikro catlak oluşumu gözlenmediği rapor edilmiştir. Düşük ısı girdisi kullanılan kaynakta ısıdan etkilenen bölgede çatlağa yol açan tane sınırı sıvılaşmasına buralarda gözlemlenen yeniden katılaşan bileşenlerin sebep olduğu sonucuna varılmıştır. Yüksek ısı girdisinde ise tane sınırlarında daha geniş sıvılaşmaya rastlanmıştır. Fakat kaynaklar çatlaksız olduğundan bu durum yüzeysel termal farklılığın getirmiş olduğu yüzeysel gerilim bölgesi ve geniş sıvılaşmadan dolayı tane sınırındaki sıvı film kalınlığının artmasına dayandırılmıştır [4]. Yapılan çalışmada lazer ile kaynak

işleminin yüksek işlem hızlarına ulaşma gibi önemli bir karakteristiğine oldukça ters işlem hızları uygulanmıştır (1.83 mm/sn ve 0.33 mm/sn). Bu çalışmada ulaşılan nüfuziyet hakkında bilgi verilmemiştir.

Yeni ve Koçak, FITNET prosedürünü kullanarak lazer kaynaklı Inconel 718 ve 625'in kırılma analizini gerçekleştirmişlerdir. 3.2 mm kalınlığındaki Inconel 718 ve 625 süper alaşım levhalarının alın kaynağı 6 kW gücündeki CO₂ lazeri kullanılarak çatlaksız kaynaklar elde edilmiştir. Kaynaklı numuneler üzerinde gerçekleştirilen oda sıcaklığı çekme testleri sonucunda maksimum çekme gerilmesinde ana metal değerine 0.96'lık birleştirme verimiyle oldukça yaklaşılmıştır [75].

Hong ve çalışma arkadaşları CO₂ lazer kaynağı kullanarak alın kaynaklarını gerçekleştirdikleri Inconel 718'in mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir [13]. Farklı tane boyutuna (ASTM #4 ve #10) sahip 5 mm kalınlığındaki plakalara alın kaynağı yapılmıştır. İnce tane boyutlu (ASTM #10) için hatasız kaynaklara ulaşılan lazer kaynak parametreleri 6 kW ile 2.5 m/dk ve 8 kW ile 4.0 m/dk olmuştur. ASTM #4 için bu parametrelerde yapılan kaynaklarda ısıdan etkilenen bölgede mikro çatlaklar görülmüştür. Kaynak işleminden önce plakalar toplamda üç farklı ısıl işleme tabii tutulmuş haldedirler: Orjinal hal, 955 °C'de çözeltiye alınmış ve 955 °C'de çözeltiye alma + yaşlandırılmış. Kaynak işleminde sonra ise dört farklı ısıl işlem uygulanmıştır: Kaynaklı, 955 °C'de çözeltiye alınmış + yaşlandırılmış, modifiye edilmiş çevrimsel çözeltiye alma ve doğrudan yaşlandırma. Modifiye edilmiş çevrimsel ısıl işlemin mikro çatlakları azalttığı, çekme ve yorulma özelliklerini iyileştirdiği gözlenmiştir. Bu ısıl işlem 1000 °C'de 3 dk tutma, 3 °C/dk hızla fırında soğutma ve 985 °C'de 8 dk tutma yapılarak gerçekleştirilmiştir. Bu işlem tekrarlı olarak 3 kez yapılarak numuneler oda sıcaklığında havada soğutulmuştur. Bu ısıl işlem ile mekanik özelliklerdeki iyileşme, şu şekilde açıklanmaktadır: Çevrimsel ısıl işlem sonrasında küçük küresel δ fazı herhangi bir tane büyümesi olmadan tane sınırlarında çökelir ve diğer ısıl işlem şartına göre sıvılaşma çatlak uzunluğu azaltılmış olur [13].

Yukarıda açıklanan araştırmalardan görüldüğü üzere, nikel esaslı Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağı konusu hakkında çok fazla çalışma olmadığı gibi olan çalışmalarda da genelde alın kaynağı gerçekleştirilmemiş, ya plaka üzeri kaynaklar yapılmış ya da ısıl işlem ile kaynak şartlarına benzer şartlar uygulanmaya çalışılmış ve bu durumlarda karşılaşılan problemler hakkında bilgiler verilmiştir. Yeni bir çalışma olan Hong ve arkadaşlarının [13] gerçekleştirdiği incelemeler dışında kapsamlı bilgi aktarımı olan araştırma raporları yok denecek kadar azdır. Bu nedenlerle bu doktora tezinde, Inconel 718'in lazer alın kaynağında farklı ısı girdileri kullanılarak gerçekleştirilen kaynakların mikroyapısal ve mekanik özelliklerinin incelenmesi amaçlanmıştır.

2.5 Haynes 188 Süper Alaşımının Lazer Kaynağı

Kobalt esaslı bir süper alaşım olan Haynes 188 (CoCr22Ni22W14) alaşımı özellikle yüksek sıcaklıkta dayanım, korozyon ve aşınmaya karşı olan direnciyle birçok uygulama alanı bulmuştur [24, 29, 76]. Bu üstün özelliklerinden dolayı askeri ve sivil uçak motorlarında, yanma, geçiş ve egzos bölgelerinde kullanılmaktadır [22, 24]. Lazer kaynak işlemi ise daha önce bahsedildiği üzere, kaynak işleminde istenen bazı özellikleri kendisinde toplayarak imalat yöntemleri arasında dikkat çekici bir konuma gelmiştir [1-3]. Haynes 188 süper alaşımı özellikle korozyona karşı olan direnci ve yüksek sıcaklıktaki kısa çevrimli yorulma özelliklerinin belirlenmesi nedeniyle araştırmacılar tarafından yoğun olarak çalışılmıştır [2, 3]. Fakat kaynak yöntemlerini ilgilendiren çalışmalar söz konusu olduğunda çeşitli referans kitaplarda ve ürün kataloglarında bu alaşımın iyi kaynak kabiliyeti göstermesi dışında bilgiye ulaşılamamaktadır [24, 76]. Literatürde sadece Makino ve arkadaşlarının [77] kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımının lazer ve TIG kaynağını gerçekleştirerek mikroyapı ve mekanik özellikler açısından karşılaştırdıkları bir çalışma vardır. Makino ve arkadaşları, lazer kaynaklı numunelerin çekme testlerinde TIG'lilere göre daha yüksek dayanım ve uzama gösterdiğini bildirmişlerdir. Çalışmanın devamında kaynaklı parçaların yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirmek için araştırmalar yapmışlardır [77]. Bu doktora tezinde, Haynes 188 süper alaşımının kaynağında farklı lazer kaynak parametreleri kullanarak, farklı ısı girdili kaynaklar elde edilmiş ve ısı girdisi farklılığının mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi incelenmiştir.
3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmaları ana hatları itibariyle üç bölüme ayırabiliriz. Bu bölümleri; kaynak öncesi hazırlıklar, kaynak işleminin gerçekleştirilmesi ve metalografik, radyografik incelemelerin yapıldığı, mekanik özelliklerin tesbit edildiği karakterizasyon aşamaları olarak sıralayabiliriz.

3.1 Malzemeler ve Kaynak İşlemine Hazırlık

Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımların levhaları Specials Metals Corp. ve Haynes International Inc. firmalarından temin edilmiştir. Kaynak edilecek levha boyutları 200 x 50 x 2,1 mm³ şeklindedir. Ayrıca bir başka deney setinde ise Inconel 718 süper alaşımının kalınlığı 1,6 mm olan levhaları kullanılmıştır. Alın kaynağı gerçekleştirilecek levhaların 200 mm uzunluğundaki kenarları frezede mümkün olan en düşük işleme gerilimleri yaratacak şekilde işlenmiştir. İşlem kirliliklerini gidermek için levhalar, Tickopur R 33 temizleme sıvısı içeren 70 °C'de tutulan ultrasonik banyoda 20 dakika bekletilerek temizlenmiştir [78]. Banyodan çıkarılan levhalar bol sudan geçirilerek yıkanmış, kurutulmuş ve kaynak için kullanılacak kenarları asetonla silinerek temizlenmiştir. Kaynak işlemi öncesi alttan koruyucu gaz uygulaması yapılabilen sabitleme aparatında (Şekil 3.1) biraraya getirilen levhalar, komparatör kullanılarak yükseklik farkları 0,02 mm'den az olacak şekilde ve aralarından 0,0254 mm inceliğindeki şim geçmeyecek şekilde sabitlenmiştir.



Şekil 3.1: Koruyucu gaz uygulaması yapılabilen levha sabitleme aparatı.

Kaynak işlemlerinde, İstanbul Teknik Üniversitesi Rektörlüğü Bilimsel Araştırmalar Programı tarafından desteklenen "Süper alaşımların mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine lazer kaynağının etkisi" konulu proje çerçevesinde dizayn edilmiş 3 kW gücündeki PRC STS 3000 model CO₂ lazeri kullanılmıştır (Şekil 3.2). X-Y eksenlerinde hareket kabiliyeti olan ve bu hareketi CNC tabanlı ProNC yazılımı ile kontrol edilebilen, 125 mm odak uzaklığına sahip parabolik lazer kaynak kafası ve bu kaynak kafası ile birlikte hareket eden, görevi kaynak işlemi esnasında oluşan plazmayı uzaklaştırmak ve aynı zamanda üstten koruyucu gaz uygulaması yapmak olan aparat (Şekil 3.3) ve çalışma masası yardımıyla deneyler gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.2: PRC STS 3000 model CO₂ lazer cihazı ve deney düzeneği.



Şekil 3.3: Plazma önleme ve koruyucu gaz uygulaması yapılabilen aparat.

3.2 Kaynak İşlemleri

Levhaların alın kaynakları gerçekleştirilmeden önce levha üstü kaynaklar yapılarak nüfuziyet, dikiş düzgünlüğü ve devamlılığı, koruyucu gaz uygulamaları açısından uygun kaynak parametreleri belirlenmiştir. Odak uzaklığı 125 mm olan kaynak kafası kullanılarak, levha yüzeyinin hemen üzerine lazer ışını odaklanmıştır (f=0) ve sırasıyla plazma uzaklaştırıcı, kaynak dikişini oksitlenmeden korumak için kullanılan üstten ve alttan koruyucu gaz uygulamaları için kullanılan değerler ayarlanmıştır. Koruyucu gaz olarak %99,995 saflık derecesinde Argon kullanılmıştır.

Alın kaynağı işlemlerinde ön çalışmalar 1,6 mm kalınlığındaki Inconel 718 levhalar üzerinde gerçekleştirilmiştir. 1,6 mm kalınlığındaki Inconel 718 levhaların lazer alın kaynağı için kullanılan kaynak parametreleri Çizelge 3.1'de verilmiştir. Hem Inconel 718 hem de Haynes 188 süper alaşımlarının 2,1 mm kalınlığındaki levhalarının dokuz farklı ısı girdisine sahip kaynaklarını elde etmek için kullanılan lazer gücü ve işlem hızı parametreleri ise Çizelge 3.2'de verilmiştir.

#	Malzeme	Malzeme	Lazer	Kaynak	Plazma	Önleyici ve Koı Uygulaması (lt/	ruyucu Gaz dk)
		Kalınlığı	Gücü	İşlem Hızı	Plazma	Üst	Alt
		(mm)	(Watt)	(mm/sn)	Önleme	Koruyucu	Koruyucu
						Banyo	Banyo
1			2900	38,94			
2	Inconel	1,6	2500	31,75	35	35	10
3	718		2000	19,90			
4			1500	11,85			

Cizelge 3.1: Inconel 718'in lazer kaynağında kullanılan parametreler.

Çizelge 3.2: Haynes 188 ve Inconel 718'in lazer kaynağında kullanılan parametreler.

#	Malzeme	Malzeme	Lazer	Kaynak	Plazma (Önleyici ve Koı Uygulaması (lt/	ruyucu Gaz dk)
		Kalınlığı	Gücü (Watt)	İşlem Hızı	Plazma Önleme	Üst	Alt
		(IIIII)	(Wall)	(11111/311)	Omenie	Banyo	Banyo
1			2850	46,5			
2			2850	36,4			
3	Inconel		2850	31,1			
4	718	2,1	2500	36,4	30	15	10
5	ve		2500	31,1			
6	Haynes		2500	26,4			
7	188		2000	31,1			
8			2000	26,4			
9			2000	22,2			

3.3 Radyografik İnceleme

Kaynaklı numunelerde porozite, ergime azlığı, eksik nüfuziyet, yanma oluğu, inklüzyon oluşumu gibi süreksizliklerin varlığı hakkında bilgi almak, kaynak işleminde uygulanan parametreleri ve sonuçlarını değerlendirmek için tahribatsız muayene yöntemlerinden olan radyografik testler gerçekleştirilmiştir. Radyografik incelemeler TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsü tahribatsız muayene grubunca gerçekleştirilmiştir. Testler ilgili çalışma grubunun akredite olduğu BSI BS EN 444:1994, BSI BS EN 1435:1997 ve BSI BS EN 12681:2003 standartlarına uygun olarak yapılmıştır. Testlerde Kodak Industrex MX125 Pb Contactpak film kullanılmıştır. Işın kaynağı numunelerden 76 cm uzakta tutulmuş ve 125 kV, 1,4 mA parametreleri uygulanırken, tutma süreleri 3,5-6,5 dakika arasında değişmektedir.

3.4 Metalografik İnceleme

Kaynaksız ve kaynaklı numunelerin mikroyapı incelemelerini gerçekleştirmek amacıyla, Beuhler marka SampleMet II sulu kesme cihazı kullanılarak numuneler kaynak dikişine dik olarak kesilmişlerdir. Sonrasında Struers marka sıcak bakalite alma cihazı kullanılarak kesilen numuneler bakalite alınmıştır. Numuneler sırasıyla, 180, 240, 320, 500, 800, 1000, 1200 grit numaralı zımpara kademelerinden geçirilmişlerdir. 1200 grid zımpara sonrası, numuneler kısa havlı parlatma keçesi ve sırasıyla 1 mikron boyutlu su bazlı elmas süspansiyon ve 0,05 mikron boyutlu alumina süspansiyon kullanılarak parlatılmış, dağlama işlemine hazır hale getirilmişlerdir. Inconel 718 süper alaşımı için 3 birim glycerol, 3 birim HCl ve 1 birim HNO₃ içeren Glyceregia reaktifi; Haynes 188 süper alaşımı için 30 ml HCl, 7 ml H₂O ve 3 ml %30'luk H₂O₂'den ibaret olan reaktif dağlama işlemlerinde kullanılmıştır.

Hazırlanan numuneler, Leica DMRX optik mikroskobu (Şekil 3.4) ve Jeol JSM-7000F Field Emission taramalı elektron mikroskobunda (Şekil 3.5) incelenmiştir. Elektron mikroskobu çalışmalarında, ana metal-ısıdan etkilenen bölge-kaynak bölgesindeki yapıların tanımlanması amacıyla EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) analizleri gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.4: Leica DMRX optik mikroskop.



Şekil 3.5: JEOL JSM 7000F taramalı elektron mikroskobu.

3.5 Mikrosertlik İnceleme

Leica VMHT MOT model mikrosertlik ölçüm cihazında (Şekil 3.6) 200 gr yük 12 sn süre ile uygulanarak ana metal-kaynak dikişi-ana metal bölgelerinde mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Ölçümlerde ISO 9015-2:2003(E) standartına uyulmuş ve bu standartta bahsedilen iki farklı ölçüm yöntemi de uygulanmıştır [79]. Ayrıca BSI BS ISO 22826:2005 standartından da faydalanılmıştır [80].



Şekil 3.6: Leica VMHT MOT mikrosertlik ölçüm cihazı.

3.6 Çekme Testleri

Çekme numuneleri, ASTM E8 M standartına uygun olarak elektro-erozyon cihazında hazırlanmıştır [81]. Daha sonra çekme test numunelerinin kaynak yüzey ve kök taşkınlıkları frezede işlenerek giderilmiştir. Çekme testleri, Instron 1195 model universal çekme cihazında (Şekil 3.7) 2000 kg-f yük, 5 mm/dk çekme hızı şartlarında her bir kaynak grubundan üç adet numune kullanılarak oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Çekme testleri sonucunda elde edilen ana malzeme ve kaynaklı numunelerin kırık yüzeyleri taramalı elektron mikroskobunda incelenmiştir.



Şekil 3.7: Instron 1195 model çekme cihazı.

4. SONUÇLAR VE İRDELEME

Bu bölümde deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar sunulmaktadır. Literatür çalışmalarından elde edilen bilgilerle ulaşılan bu sonuçlar kıyaslanarak tartışılacaktır. Öncelikle kaynak dikişlerinin makro anlamda gözlemine ait sonuçlar sunularak kaynak dikiş geometrileri hakkında bilgiler verilecektir. Sonrasında kaynak hatalarının araştırılmasına yönelik yapılan radyografik inceleme sonuçları aktarılacaktır. Katılaşma şekli, kaynak dikişindeki mikroyapısal oluşum, ana metal mikroyapısı ve ana metal- kaynak metali arasındaki ısıdan etkilenen bölge gözlemlerine ait metalografik sonuçlar sunulup değerlendirilecektir. Olası mikroyapı değişimlerinin mekanik özellikler üzerindeki etkilerinin anlaşılmasına yönelik yapılan mikrosertlik ve çekme deneyleri sonuçları hakkında yorumlar yapılacaktır.

4.1 Kaynak Dikişi Boyutsal Durumu

Çizelge 3.1'de kaynak işlem parametreleri verilen dört adet lazer kaynaklı 1,6 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşımının kaynak kesitleri metalografik olarak hazırlanıp incelendiğinde hepsinde tam nüfuziyet elde edildiği görülmektedir (Şekil 4.1). Ayrıca bu şekilden, uygulanan lazer gücü ve işlem hızının kaynak dikişi geometrisine olan etkisi de açıkca görülmektedir. Sırasıyla 74,5 ve 78,8 J/mm ısı girdisi olan 1 ve 2 numaralı kaynak işlemlerine ait kesitlerde yapılan incelemelerde kaynak dikişi formunun üst ve alt yüzey genişlikleri ve orta bölgenin dar olması, X şeklinde kaynak ağzı açılmış ve bu şekilde kaynak gerçekleştirilmişcesine bir görüntü sunmaktadır. 100,5 J/mm ve 126,6 J/mm ısı girdileri ile yapılan 3 ve 4 numaralı kaynaklarda ise, meydana gelen kaynak dikişi formu değişmiş, kaynak dikişinin attışı üse, üst yüzey genişliklerinde artış olmuş, kaynak dikişi orta bölge genişliğinin artışı ise, üst yüzey genişlik artışını yakalamış hatta 126,6 J/mm ısı girdisi ile kaynağı gerçekleştirilen 4 numaralı numunede kök genişliğini geçmiştir.



Şekil 4.1: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında, farklı ısı girdileriyle elde edilen kaynak dikişleri. Isı girdileri sırasıyla, (a) 74,5 J/mm, (b) 78,8 J/mm, (c) 100,5 J/mm ve (d) 126,6 J/mm.

Isı girdisi ile kaynak dikiş ölçüleri arasındaki ilişki, Şekil 4.2'de verilmiştir. Bütün kaynaklarda tam nüfuziyet olduğu ve belirgin bir değisim göstermediğinden, bu değerlendirmeye nüfuziyet ölçüsü dahil edilmemiştir. Genel olarak ısı girdisi arttıkça, dikis genislik ölcülerinde artma kaydedilmiştir. Ergiyen ana malzeme hacmi artışı ile, kaynak bölgesi genişliği artmaktadır [82, 83]. 1 ve 2 numaralı kaynaklarda ısı girdisi (sırasıyla 74,5 J/mm ve 78,8 J/mm) birbirine çok yakın olduğundan üst yüzeyde, ortada ve kök bölgesindeki dikiş genişlikleri çok fazla değişmemiş, biribirine uyumlu bir şekilde artış göstermişlerdir. 100,5 J/mm ısı girdisine maruz kalan 3 numaralı numunede, kaynak dikiş ölçülerinde önemli miktarda artış olmustur. Burada dikkati çeken, üst yüzeydeki dikiş genişliği ile orta bölgedeki dikiş genişliği birbiriyle uyumlu bir eğim göstererek artarken, kök bölgesindeki dikiş genişliğinde olan artış bunların gerisinde kalmıştır. Hatta bu değişim 4 numaralı numunede kendisini iyice göstermiş ve orta bölgedeki dikiş genişliği miktarı, kök bölgesi dikiş genişliği uzunluğunu geçmiştir. Dolayısıyla, 'şampanya kadehi' şeklindeki dikiş formasyonu ısı girdisi 100,5 J/mm olan 3 numaralı numunede bozulmaya başlamış ve 126,6 J/mm ısı girdisine sahip olan 4 numaralı numunede bu bozulma daha yüksek derecede olmuştur [84].



Şekil 4.2: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında, ısı girdisi değişiminin kaynak geometrisine etkisi.

Çizelge 3.2'de kaynak işlem parametreleri verilen dokuz adet lazer kaynaklı Inconel 718 süper alaşımının kaynak kesitleri metalografik olarak hazırlanıp incelendiğinde hepsinde tam nüfuziyet elde edildiği görülmektedir (Şekil 4.3). Uygulanan lazer gücü ve işlem hızının kaynak dikişi geometrisine olan etkisi farkedilmektedir.

47-			Kaynak İşlem Hız	ĺ	
Lazer Gücü	22,2 mm/sn	26,4 mm/sn	31,1 mm/sn	36,4 mm/sn	46,5 mm/sn
2850 Watt		-		X	R
2500 Watt	-			N	-
2000 Watt		X	X	-	-

Şekil 4.3: Inconel 718 süper alaşımının (levha kalınlığı 2,1 mm) lazer kaynağında elde edilen kaynak dikişlerinin işlem parametrelerine göre değişimi.

Sabit tutulan lazer gücü (örneğin 2000 Watt) için işlem hızının 22,2 mm/sn'den 31,1 mm/sn'ye arttırılması sonucunda kaynak dikişi, kum saati formundan çivi formuna geçiş yapmaktadır [84]. Benzer durum, işlem hızının sabit tutulmasına (örneğin 31,1 mm/sn) karşılık lazer gücünün 2850 Watt'dan 2000 Watt'a düşürülmesi halinde de görülmüştür. Kaynak dikiş geometrisindeki bu değişimin sebebi kaynak ısı girdilerindeki farklılıktır. Isı girdisi arttıkça ergiyen malzeme miktarı artmakta ve dolayısıyla kaynak dikişi genişlemektedir [82, 85]. Bu deney setine ait kaynak dikiş ölçüleri Çizelge 4.1'de ayrıntılı olarak verilmektedir.

		Kaynak	Dikiş Ölçüleri								
			(µm)		Isı Girişi						
	Nüfuziyet	Üst Yüzey	Kök Bölgesi	Orta Bölgede	(J/mm)						
		Dikiş Dikiş Dikiş Kalınlı									
#		Genişliği	Genişliği								
1	2258	1764	1053	686	61,29						
2	2288	2040	1212	726	78,29						
3	2292	2265	1453	773	91,63						
4	2182	1929	1013	691	68,68						
5	2247	2146	1351	812	80,38						
6	2298	2484	1457	865	94,69						
7	2317	2049	1013	722	64,30						
8	2258	2410	1256	856	75,75						
9	2252	2779	1677	1097	90,09						

Çizelge 4.1: Inconel 718 süper alaşımının (levha kalınlığı 2,1 mm) lazer alın kaynağında elde edilen kaynak dikiş ölçüleri.

Isı girdisi ile kaynak dikişi ölçüleri arasında ilişkiyi gösteren grafik Şekil 4.4'de verilmektedir. Isı girdisi arttıkça dikiş genişlik ölçülerinde artma kaydedilmiştir. Orta bölgede ve kök bölgesindeki dikiş genişliği artışları birbirlerine uyumlu olarak gerçekleşmiştir.



Şekil 4.4: Inconel 718 lazer kaynağında ısı girdisinin dikiş ölçülerine etkisi.

Yüzey dikiş genişliklerindeki değişimlerin ısı girisi artışını temel alarak yapılan değerlendirilmelerinin anlamlı olması için numuneler üçerli gruplar halinde incelenmiştir (Şekil 4.5). Sabit tutulan kaynak işlem hızına karşılık değiştirilen lazer gücünün kaynak dikiş geometrisine olan etkisi ise Şekil 4.6'da verilmiştir. Lazer gücü arttırıldıkça dikiş genişlikleri artmıştır. Bu değişim özellikle 5 ve 3 numaralı numunelerde kök bölgesindeki kaynak dikişi genişliğindeki artış şeklinde kendisini çarpıcı bir şekilde göstermektedir.



Şekil 4.5: Isı girdileri sırasıyla 61,29, 78,29 ve 91,63 J/mm olan 1, 2 ve 3 numaralı numunelerin dikiş ölçülerinin değişimi.



Şekil 4.6: İşlem hızı 31,1 mm/sn olan 3, 5 ve 7 numaralı numunelerde uygulanan lazer güçlerinin dikiş ölçülerine etkisi.

Kaynak işlem parametreleri Çizelge 3.2'de verilen, farklı ısı girdilerine sahip, dokuz adet lazer kaynaklı Haynes 188 süper alaşımına ait kaynak kesitleri metalografik olarak hazırlanıp incelendiğinde hepsinde tam nüfuziyet elde edildiği görülmektedir (Şekil 4.7). Uygulanan lazer gücü ve işlem hızının kaynak dikişi geometrisine olan etkisi Şekil 4.7'deki optik mikroskop görüntülerinden anlaşılmaktadır.

		K	Kaynak İşlem Hı	Z1	
Lazer Gücü	22,2 mm/sn	26,4 mm/sn	31,1 mm/sn	36,4 mm/sn	46,5 mm/sn
2850 Watt	-	-			
2500 Watt	-				1
2000 Watt				-	-

Şekil 4.7: Haynes 188 süper alaşımının (levha kalınlığı 2,1 mm) lazer kaynağında elde edilen kaynak dikişlerinin işlem parametrelerine göre değişimi.

Sabit tutulan lazer gücü (örneğin 2000 Watt) için işlem hızının 22,2 mm/sn'den 31,1 mm/sn'ye arttırılması sonucunda kaynak dikişi, Inconel 718 süper alaşımında olduğu gibi, kum saati formundan çivi formuna geçiş yapmaktadır [84]. Benzer durum, işlem hızının sabit tutulmasına (örneğin 31,1 mm/sn) karşılık lazer gücünün 2850 Watt'dan 2000 Watt'a düşürülmesi halinde de görülmüştür. Kaynak dikiş geometrisindeki bu değişimin sebebi kaynak ısı girdilerindeki farklılıktır. Isı girdisi arttıkça ergiyen malzeme miktarı artmakta ve dolayısıyla kaynak dikişi genişlemektedir [82, 85]. Bu deney setine ait kaynak dikiş ölçüleri Çizelge 4.2'de ayrıntılı olarak verilmektedir.

			Isı Girişi		
	Nüfuziyet	Üst Yüzey Dikis	Kök Bölgesi Dikis	Orta Bölgede Dikis Kalınlığı	(J/mm)
#		Genişliği	Genişliği	, C	
1	2298	1655	897	716	61,29
2	2283	1876	983	685	78,29
3	2516	2127	1028	849	91,63
4	2277	1881	890	738	68,68
5	2248	2000	1076	785	80,38
6	2292	2127	1154	776	94,69
7	2357	1920	791	778	64,30
8	2360	2069	1166	926	75,75
9	2389	2327	1289	915	90,09

Çizelge 4.2: Haynes 188 süper alaşımının (levha kalınlığı 2,1 mm) lazer alın kaynağında elde edilen kaynak dikiş ölçüleri.

Isı girdisi ile kaynak dikişi ölçüleri arasında ilişkiyi gösteren grafik Şekil 4.8'de verilmektedir. Isı girdisi arttıkça dikiş genişlik ölçülerinde artma kaydedilmiştir. Orta bölgede ve kök bölgesindeki dikiş genişliği artışları birbirlerine uyumlu olarak gerçekleşmiştir.





Yüzey dikiş genişliklerindeki değişimlerin ısı girisi artışını temel alarak yapılan değerlendirilmelerinin anlamlı olması için numuneler üçerli gruplar halinde incelenmiştir (Şekil 4.9). Sabit tutulan kaynak işlem hızına karşılık değiştirilen lazer gücünün kaynak dikiş geometrisine olan etkisi ise Şekil 4.10'da verilmiştir. Lazer gücü arttırıldıkça dikiş genişlikleri yüzeyde ve orta bölgede artmıştır fakat artışlar Inconel 718'de gerçekleşen artışlar kadar değildir. Inconel 718'de görülen kök bölgesi dikiş genişliğindeki artış Haynes 188'de aynı derecede görülmemiştir.



Şekil 4.9: Isı girdileri sırasıyla 61,29, 78,29 ve 91,63 J/mm olan 1, 2 ve 3 numaralı numunelerin dikiş ölçülerinin değişimi.



Şekil 4.10: İşlem hızı 31,1 mms/sn olan 3, 5 ve 7 numaralı numunelerde uygulanan lazer güçlerinin dikiş ölçülerine etkisi.

4.2 Birleştirme Hataları ve Radyografik Tesbitler

Kaynaklı numunelerin birleştirme kusurlarına ilişkin değerlendirmeler, bu konuyla ilgili sınırlandırmaların verildiği standart olan BSI BS EN ISO 13919-1 standartına göre yapılmıştır [86]. Bu standartta mikro çatlaklar dışındaki çatlaklara müsaade edilmediği, L notasyonu porozitenin maksimum boyutunun değeri, t ise levha kalınlığı olmak üzere porozite boyut sınırlaması için $L \le 0.5 x$ t olabileceği şeklinde değerlendirmeler söz konusudur. Diğer sınırlamalar şu şekildedir: İki porozite arasındaki minimum mesafe 0,25 x t olmalıdır. Eksik nüfuziyet hatasında h notasyonu nüfuziyetin eksik kalan kısmı olmak üzere h $\le 0.15 x$ t olmalıdır.

Levhaların birbiriyle uyumlu olmaması, aynı hizada olmaması durumunda h notasyonu uyumsuzluğun ölçüsü olmak üzere $h \le 0.25 x$ t şeklinde sınırlama vardır. İlerde radyografi testleri değerlendirmelerinde poroziteden bahsedilecek olmasına rağmen buradaki değerlendirmelerde ölçüler önemli olduğundan mikroyapı incelemelerinde çok fazla rastlanılmayan poroziteler üzerinden değerlendirme yapılacaktır. Şekil 4.11'de 2500 Watt lazer gücü, 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında, ergime bölgesinde tespit edilen 35,4 mikron çapındaki porozite, Şekil 4.12'de ise 2500 Watt lazer gücü, 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynağı ergime bölgesinde tespit edilen 20,77 mikron çapındaki porozite gösterilmektedir.



Şekil 4.11: 2500 Watt lazer gücü, 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında tesbit edilen porozite.



Şekil 4.12: 2500 Watt lazer gücü, 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynağında tesbit edilen porozite.

 $L \le 0,5 x t$ sınırlama şartımız olduğuna göre, $L \le 0,5 x 2,1 = 1,05 mm$ sonucuna ulaşmaktayız. Tesbit edilen porozitelerin hem 35,40 mikron hem de 20,77 mikronluk çap değerleri 1,05 mm = 1050 mikrondan küçük oldukları için yukarıdaki sınırlamalar içinde kalmıştır. Her iki porozitenin de aynı lazer kaynak işlem şartlarında görülmüş olması bu parametreler kullanıldığında kaynak banyosu içindeki gazların hapsolduğunu yüzeye çıkamadıklarını göstermektedir. Bu incelemelerde yan yana iki veya daha fazla sayıda porozite gözlenmediğinden aralarındaki mesafe sınırlamasıyla ilgili değerlendirme yapılmamıştır.

Gerçekleştirilen kaynaklarda eksik nüfuziyet hatası yoktur. Kaynak öncesi, levhaların sabitlenmesinde hizalama ayarları büyük özen gösterilerek komparatör yardımıyla gerçekleştirildiğinden kaynak sonrası dikiş kesiti incelemelerinde de herhangi bir ayar bozukluğu, hizalanmamış durum gözlenmemiştir.

Kaynak işleminde uygulanan parametreleri ve sonuçlarını değerlendirmek için tahribatsız muayene yöntemlerinden olan radyografik testler TÜBİTAK MAM Malzeme Enstitüsünde gerçekleştirilmiştir. Bu testler sonucunda kaynakların radyografik filmleri değerlendirildiğinde porozite, eksik nüfuziyet, yanma oluğu, doldurma eksikliği olan kök bölgesi, hizalama hatası, inklüzyon varlığı, dikiş yönüne paralel ve dik çatlak varlığı, kaynak metali çökmesi gibi hatalar gözlenmemiştir. Şekil 4.13 ve 4.14'de alın kaynağı gerçekleştirilen 2,1 mm kalınlığındaki Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarının radyografi filmlerine ait örnek verilmiştir. Şekil 4.15'de ise Haynes 188 süper alaşımının plaka üzeri gerçekleştirilen lazer kaynaklarında porozite varlığının radyografi ile tesbit edilmesine dair örnek verilmiştir.



Şekil 4.13: 2000 Watt lazer gücü, 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen Inconel 718 süper alaşımının alın kaynağına ait radyografi filmi.



Şekil 4.14: 2850 Watt lazer gücü, 31,1 mm/sn kaynak işlem hızı ile gerçekleştirilen Haynes 188 süper alaşımının alın kaynağına ait radyografi filmi.



Şekil 4.15: Haynes 188 süper alaşımının plaka üzeri lazer kaynaklarında porozite varlığının radyografi ile tesbit edilmesi.

4.3 Mikroyapı Karakterizasyonu

Ana malzeme ve kaynak bölgesi mikroyapı inceleme sonuçlarına geçmeden önce deneylerde kullanılan Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarının elementel analizlerine ait sonuçların ilgili alaşımların özelliklerini açıklayan SAE AMS 5596K ve SAE AMS 5608E şartlarını sağladığını belirtmek gerekmektedir [87, 88]. Analizler, Rigaku ZSX Primus II model cihaz ile XRF (X-Ray Fluorescence) analiz tekniği sayesinde gerçekleştirilmiştir. Çizelge 4.3'de 1,6 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşımına ait sonuçlar, Çizelge 4.4 ve 4.5'de ise sırasıyla 2,1 mm kalınlığındaki Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarına ait elementel analiz sonuçları verilmiştir. XRF yöntemi ile tesbit edilemeyen karbon ve kükürt elementleri için Eltra Carbon/Sulfur Determinator CS-800 model cihaz kullanılmıştır.

Inconel	Elementel Kompozisyon (% ağ.)															
718	С	Al	Mn	Si	Р	S	Ti	Cr	Со	Fe	Ni	Та	Nb	В	Mo	Cu
(1,6 mm)																
SAE		0,2					0,65	17			50		4,7		2,8	
AMS	0,08	-	0,35	0,35	0,015	0,015	-	-	1,0	Geri	-	0,05	-	0,006	-	0,3
5596K		0,8					0,15	21		kalan	55		5,5		3,3	
Ölçülen																
Değerler	0,048	0,6	-	0,22	0,008	0,022	0,7	17,9	-	18,6	54,4	-	4,54	-	2,8	-

Çizelge 4.3: Inconel 718'in (1,6 mm) elementel kompozisyonu.

Çizelge 4.4: Inconel 718'in (2,1 mm) elementel kompozisyonu.

Inconel	onel Elementel Kompozisyon (% ağ.)															
718	С	Al	Mn	Si	Р	S	Ti	Cr	Co	Fe	Ni	Та	Nb	В	Mo	Cu
(2,1 mm)																
SAE		0,2					0,65	17			50		4,7		2,8	
AMS	0,08	-	0,35	0,35	0,015	0,015	-	-	1,0	Geri	-	0,05	-	0,006	-	0,3
5596K		0,8					0,15	21		kalan	55		5,5		3,3	
Ölçülen																
Değerler	-	0,3	-	0,32	0,009	-	0,7	17,2	0,13	18,96	55,4	-	4,33	-	2,8	0,02

Çizelge 4.5: Haynes 188'in elementel kompozisyonu.

Haynes	ynes Elementel Kompozisyon (% ağ.)											
188	С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	W	La	В	Fe	Co
(2,1 mm)												
SAE	0,05		0,20			20	20	13	0,02			Geri
AMS	-	0.25	-	0.020	0.015	-	-	-	-	0.015	2.00	kalan
5608E	0,15	0,55	0,50	0,020	0,015	24	24	16	0,12	0,015	5,00	
Ölçülen	-	0,59	0,52	0,008	0,051	18,60	25,66	15,28	0,039	-	2,23	37
Değerler												

Inconel 718 süper alaşımının, Jeol JSM-7000F Field Emission taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirilen mikroyapı incelemesinde, tipik dövme nikel esaslı süper alaşım yapısı gözlenmiştir (Şekil 4.16). Eş eksenli östenitik yapı ve tane içinde ve sınırlarında dağılmış bulunan parçacıklar vardır. Ortalama tane boyutu 13 mikrondur ve bu değer, ASTM E112 standartına göre ASTM tane büyüklüğü numarası 9,5'a denk gelmektedir [89]. Mikroyapının genel EDS (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) sonucu Şekil 4.17'de ve yapıda dağılmış olduğu görülen parçacıklar üzerinden alınan EDS sonuçları sırasıyla Şekil 4.18 ve 4.19'da verilmiştir. Mikroyapının genel EDS analiz sonucunun literatürde Hong ve arkadaşlarının [13] gerçekleştirdiği çalışmada ortaya koydukları, Inconel 718 süper alaşımının elementel analizi ile uyum göstermektedir. Parçacıkların EDS sonuçları ise, bunların niyobyum ve titanyumca zengin MC tipi bileşikler olduğunu ortaya koymuştur ve bu analizlerin Jawwad ve arkadaşları [90] ile Vincent'in [91] sonuçlarıyla uyumlu olduğu görülmüştür.



Şekil 4.16: Inconel 718 süper alaşımının SEM'de görülen mikroyapısı.



Şekil 4.17: Inconel 718 süper alaşımının genel EDS analizi.



Şekil 4.18: Inconel 718 süper alaşımı mikroyapısındaki niyobyumca zengin parçacığa ait EDS analizi (A noktası).



Şekil 4.19: Inconel 718 süper alaşımı mikroyapısındaki titanyumca zengin parçacığa ait EDS analizi (B noktası).

Farklı ısı girişlerinin kaynak dikişi mikroyapısındaki etkilerini araştırmak için numune setinden 1 ve 4 numaralı kaynaklar ayrıntılı olarak incelenmiştir. Buradaki amaç, en düşük lazer gücü ve işlem hızı uygulanmış 4 numaralı numune ile en yüksek lazer gücü ve işlem hızı uygulanmış 1 numaralı numuneyi karşılaştırmalı incelemektir.

Şekil 4.20'de dört kaynak numunesine ait kaynak metali mikroyapıları verilmektedir. Bu mikroyapı fotoğraflarından görüleceği üzere kaynak ergime bölgesinin katılaşma sonrası yapısı dendritik yapıdır. Isı girdisi arttıkça, katılaşma sonrası elde edilen kaynak bölgesindeki dendritik yapının kabalaştığı görülmektedir. Isı girdisi düşük olan 1 numaralı numunenin katılaşma sonrası yapısı 4 numaralı numuneye göre daha ince yapıdadır.



Şekil 4.20: Inconel 718 lazer kaynağında ısı girdisinin kaynak metali mikroyapısına etkisi. Isı girdileri sırasıyla, (a) 74,5 J/mm, (b) 78,8 J/mm, (c) 100,5 J/mm ve (d) 126,6 J/mm.

Numunelerin kaynak bölgesi katılaşma hızlarını hesaplayabilmek için dendrit kolları arası mesafe ölçümleri yapılmıştır. Isı girdisiyle dendrit kolları arası mesafe değişimi Şekil 4.21'de verilmiştir. Isı girdisi 74,5 J/mm'den 126,6 J/mm'ye yükselirken, dendrit kolları arası mesafe de 1,06 mikrondan 2,30 mikrona yükselmektedir. Wang, Bouse, Won ve arkadaşlarının çalışmalarında vermiş oldukları bağıntılar ya da çizdikleri grafiklerden türetilen bağıntılar kullanılarak katılaşma hızları hesaplanmıştır [92, 19, 93].



Şekil 4.21: Isı girdisi-dendrit kolları arası mesafe ilişkisi.

Deneysel olarak elde edilen bu formüllerde λ notasyonu dendrit kolları arası mesafeyi, T notasyonu ise soğuma hızını göstermektedir. Literatürden elde edilen bu formülleri sırasıyla yazacak olursak;

$$\lambda = 104.47 \text{ x } \text{T}^{-0.31} \tag{4.1}$$

$$\lambda = 156.52 \text{ x } \text{T}^{-0.349} \tag{4.2}$$

$$\lambda = 319.4 \text{ x } \text{T}^{-0.378} \tag{4.3}$$

Bu formüllerle hesaplanan en yüksek ve en düşük katılaşma hızları şu şekilde kaydedilmiştir. Isı girdisi 74,5 J/mm olan 1 numaralı numune için ortalama dendrit kolları arası mesafesi 1,06 mikrondur ve katılaşma hızı $3,5x10^6$ °C/sn, ısı girdisi 126,6 J/mm olan 4 numaralı numune için ortalama dendrit kolları arası mesafesi 2,30 mikrondur ve katılaşma hızı $1,75x10^5$ °C/sn'dir. Isı girdisinin etkisiyle dört numunede değişim gösteren dendrit kolları arası mesafe ve hesaplanan katılaşma hızları arasındaki ilişki Şekil 4.22'de verilmiştir. Bu sonuçlar lazer ışın kaynağı uygulamalarında ulaşılabilecek katılaşma hızları (10^3-10^6 °C/sn) aralığında kalmaktadır [61, 74, 94].



Şekil 4.22: Dendrit kolları arası mesafeler ve katılaşma hızları arasındaki ilişki.

Şekil 4.23'deki optik mikroskop fotoğraflarında, kaynaklı numunelerin ergime ve ısıdan etkilenen bölgeleri gösterilmektedir. Bu mikroyapı fotoğraflarından ısıdan etkilenen bölgelerde mikro çatlaklar oluşmadığı görülmektedir fakat tane sınırlarında sıvılaşma vardır. En fazla tane sınırı sıvılaşması ısı girdisi en yüksek olan 126,6 J/mm 1s1 girisi olan 4 numaralı numunede olmuştur (Sekil 4.23 d). Mikro çatlakların oluşumu hakkında birçok araştırmacı çalışmışlar ve ısıdan etkilenen bölgedeki mikro çatlakların kaynak işlemindeki ısı girdisi ve tane sınırlarındaki bor ve kükürt segregasyonu ile iliskili olduğunu söylemişlerdir [4, 71,72, 95-98]. Isıdan etkilenen bölgedeki mikro çatlak oluşum mekanizması yine bu bölgedeki termal değişim safhaları ve kaynaktaki ısı girdisi ile ilişkilidir. Kaynakta ısıdan etkilenen bölgede oluşan termal nedenli gerilmeler ısı girdisi yüksek tutulunca azalmaktadır böylece mikro çatlak oluşumu engellenmektedir. Düşük ısı girdili kaynaklarda ısıdan etkilenen bölgede mikro çatlaklar görülürken, yüksek ısı girdili kaynaklarda görülmemektedir [4]. Dört kaynak numunesinin hepsinde tane sınırı sıvılaşması görülürken, ısıdan etkilenen bölgede mikro çatlak oluşumu izlenmemiştir (Şekil 4.23a-d). Hong ve calisma arkadaslari mikro catlak oluşumunu Inconel 718'in tane boyutu ile ilişkili olduğunu ve ASTM tane boyutu 10 numaralı malzeme kullanarak ince taneli numunelerde ısıdan etkilenen bölgede mikro çatlak oluşumu gözlemediklerini bildirmislerdir [13]. Deneylerde kullanılan Inconel 718 levhaların ASTM tane boyutu 9,5 olduğundan mikro çatlak oluşumunda Hong ve arkadaşlarının numunelerindeki ile benzer davranış göstermiş ve mikro çatlaklar oluşmamıştır. Böylece, mikro çatlak oluşumu üzerine kaynak şartlarının olduğu kadar ana malzeme özelliklerinin de önemli etkilerinin olduğu sonucuna ulaşılmıştır.



Şekil 4.23: Inconel 718'in lazer kaynağında ergime ve ısıdan etkilenen bölgeler. Isı girdileri sırasıyla, (a) 74,5 J/mm, (b) 78,8 J/mm, (c) 100,5 J/mm ve (d) 126,6 J/mm.

Literatür bilgilerinden öğrenilmektedir ki yapıda bulunan Laves fazı ve onun niyobyum içeriği katılaşma şartlarından etkilenmektedir [93, 99]. Lazer kaynağında, yüksek soğuma hızlarından dolayı çözünen dağılımı için yeterli zaman bulunmadığından niyobyum segregasyonu da az miktarda olacaktır. Ergime bölgesi yapısının ve fazların değerlendirilmesi için detaylı elektron mikroskobu çalışması gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı numunelerin ergime bölgesinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri Şekil 4.24'de verilmiştir. Şekil 4.24 (d)'de L notasyonu ile gösterilen yapıdan alınan EDS analizi sonucu Laves fazı kompozisyonuna sahip olduğunu göstermektedir. Çizelge 4.6'da Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 1 ve 4 numaralı numunelerdeki Laves fazları içerikleri ve çeşitli araştırmacıların bildirdiği sonuçlar verilmiştir [90, 91, 100-104].



Şekil 4.24: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında kaynak metali bölgesinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri. Isı girdileri sırasıyla, (a) 74,5 J/mm, (b) 78,8 J/mm, (c) 100,5 J/mm ve (d) 126,6 J/mm.

Numune			Ana	1 Elemer	ntler (%	ağ.)		
Analiz Yöntemi	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
LK (SEM/EDS)								
	0,30	0,20	1,35	13,00	12,13	44,84	20,04	5,00
1 numaralı numune	±0,04	±0,03	±0,08	±0,90	±1,26	±0,50	±0,76	±0,80
	0,29	0,22	1,40	12,80	11,57	44,30	20,53	5,15
4 numaralı numune	±0,07	±0,02	±0,05	±1,75	±1,56	±1,80	±2,20	±1,20
GTA CC (EPMA)	0,64	0,94	1,74	14,34	13,72	44,52	19,54	4,12
[100]								
GTA PC (EPMA)	0,67	0,86	1,54	14,83	14,94	47,50	14,62	3,98
[100]								
GTA (AEM/EDS)	-	1,60	1,10	13,00	11,60	45,20	22,40	4,90
[101, 102]								
EK (SEM/TEM) [90]	0,14	0,24	1,69	16,73	12,84	51,07	17,25	-
	0,16	0,35	1,64	15,70	13,10	46,38	19,62	3,00
GTA (EPMA) [103]	-	0,16	1,69	14,85	14,35	46,82	20,01	3,38
	-	0,20	1,42	14,29	14,23	45,88	21,71	3,83
EK (EPMA) [103]	-	0,13	1,26	17,50	17,38	50,76	11,32	2,98
	-	0,14	1,46	16,08	15,56	49,52	15,34	3,22
EK (SEM/TEM) [91]	0,04	0,22	1,14	11,14	10,19	35,87	38,34	3,04
	0,03	0,76	1,63	11,01	9,16	35,30	36,82	5,24
Döküm (SEM/EDS)	0,30	-	0,90	13,50	13,20	39,50	26,50	5,80
[104]								

Çizelge 4.6: Kaynak bölgesindeki Laves fazının taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirilen EDS analizleri ve literatürdeki çalışmalardan bildirilen analiz sonuçları.

EDS analizleri sonucunda 1 numaralı ve 4 numaralı numunelerin Nb içeriklerinin sırasıyla ağırlıkca % 20,04±0,76 ve % 20,53±2,20 olduğu görülmektedir. Bu sonuçlar Janaki Ram ve arkadaşlarının GTA kaynaklarda [100], Jawwad ve arkadaşlarının elektron ışın kaynağında [90], Radhakrishna ve arkadaşlarının yüksek ısı girdili GTA ve düşük ısı girdili elektron ışın kaynaklarındaki Laves fazı analizlerine yakın değerlerdir [103]. Inconel 718 süper alaşımının elektron ışın kaynaklarında oluşan Laves fazının niyobyum (Nb) içeriğinin ağırlıkca % 19,62 ve % 38,34 olduğunu sırasıyla Jawwad ve arkadaşları ve Vincent bildirmiştir [90, 91]. Bu sonuçlardan görmekteyiz ki farklı kaynak işlemlerinde Laves fazının Nb içeriği oldukça geniş bir aralıkta olabilmektedir.

Laves fazı genellikle A₂B (Ni, Fe, Cr)₂(Nb, Mo, Ti, Si) şeklinde tanımlanmakta ve fazın oluşumu için niyobyum içeriğinin %10-30 arasında olması gerektiği bildirilmektedir [102, 105, 106]. Radhakrishna ve arkadaşları, GTA ve elektron ışın kaynaklarında oluşan Laves fazlarının içeriklerini EPMA (Electron Probe

Microanalysis) analizi yaparak belirlemişlerdir [103, 105]. GTA kaynaklarındaki Laves fazının Nb içeriğinin (% 23,80) elektron ışın kaynağındaki Laves fazı Nb içeriğine (% 15,30) kıyasla daha yüksek olduğu ve bu farklılığı, kaynak işlemlerindeki ısı girdisi ve ergime bölgesinin soğuma hızının farklılığına bağlamışlardır.

Janaki Ram ve arkadaşları, GTA PC (Gas Tungsten Arc Pulse Current) ve GTA CC (Gas Tungsten Arc Constant Current) kaynaklarında EPMA ile gerçekleştirdikleri analizlerde Laves fazı Nb içeriklerini sırasıyla % 14,26 ve % 19,54 olarak rapor etmişlerdir [100]. Tesbit edilen değerler arasındaki yaklaşık 5 puanlık fark oluşumunu kaynaklardaki ısı girdisine ve kaynak metali soğuma hızları ile ilişkilendirmektedirler [100].

Çizelge 4.6'dan görüleceği üzere detaylı incelemeler yapılan 1 numaralı numune ile 4 numaralı numunenin içerdiği Laves fazları Nb içerikleri arasında bariz bir fark yoktur. Taramalı elektron mikroskobunda gerçekleştirilen EDS analizleri yarı kantitatif bir yöntem olmasına EDS analizinin doğasından gelebilecek sapmalar olasılığı yüksek olmasına rağmen bu etkilerle ilişkilendirilebilecek bariz bir fark gözlenmemiştir. Soğuma şartları düşünülecek olursa, deneylerde sadece lazer kaynaklı numuneler kendi aralarında kıyaslandığı ve incelenen 1 ve 4 numaralı numuneler arasında soğuma hızı farkı sadece 20 katı olduğu için Nb içeriklerinde fark yaratacak bir etkisi olmaması normal karşılanabilir.

Vincent, Laves fazı morfolojisini 1 mikron boyutunda ince tabakalı ve girintili çıkıntılı olmasına rağmen yuvarlak şekilli olarak tanımlamıştır. Antonsson ve çalışma arkadaşları ise dendritler arasında olan bu yapıyı belirgin adacıklar olarak görmüş ve rapor etmişlerdir [91, 107]. Şekil 4.24'den kaynak metali mikroyapısındaki Laves fazlarının dağılımı ve boyutunun dendritik yapı katılaşmasıyla ilişkili olduğu görülmektedir. Düşük katılaşma hızına sahip kaynaklarda kaba yapılı dendritler ve buna bağlı olarak kaba Laves fazları oluşmaktadır [71].

Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 1 ve 4 numaralı numunelerinde dendrit çekirdek bölgelerinden alınan EDS analiz sonuçları Çizelge 4.7'de verilmektedir. Yine aynı çizelgede bahsedilen bölgelerde analizler gerçekleştiren araştırmacıların sonuçları da verilmiştir [100-103, 108]. Dendrit çekirdek bölgeleriden alınan analizlerde Nb, Ti ve Mo elementleri minimum konsantrasyon gösterirken Cr, Fe ve Ni elementleri ise daha yüksek değerler göstermektedirler. Lazer kaynaklı 1 numaralı ve 4 numaralı numunelerin dendrit çekirdeklerindeki Nb içerikleri sırasıyla ağırlıkça % 3,02±0,70 ve % 3,08±0,20 olarak tesbit edilmiştir. Lazer kaynağı ile ulaşılan bu değerler daha önce bazı araştırmacıların GTA ve elektron ışın kaynaklarında tesbit ettikleri değerlere yakındır [100-103, 108]. Niyobyum içeriklerindeki 0,8 puanlık fark vardır ve bu değişimleri Janaki Ram ve arkadaşları kaynak metali soğuma hızına ve kaynak işlemindeki ısı girdisi ile ilişkilendirmişlerdir [100]. Analiz sonuçlarında belirgin değişimler olmamasını sadece EDS analizlerinin yarı kantitatif analiz yöntemi olmasına değil aynı zamanda incelenen numuneler kendi aralarında kıyaslandığında aralarındaki soğuma hızı farkının küçük olmasına da bağlanabilir.

çanşınar	aruan one	unnen a	nanz soi	luçian.				
Numune			Ana	l Elemer	ntler (%	ağ.)		
Analiz Yöntemi	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
LK (SEM/EDS)								
	0,58	0,26	0,87	19,56	19,33	52,20	3,08	3,46
1 numaralı numune	±0,02	$\pm 0,05$	±0,25	±0,37	$\pm 0,80$	±1,60	±0,20	±0,35
	0,76	0,36	0,85	19,70	19,85	52,90	3,02	2,90
4 numaralı numune	±0,02	$\pm 0,08$	±0,22	±0,09	$\pm 0,60$	±1,80	±0,70	±0,18
GTA (EPMA) [103]	-	0,053	0,56	18,84	20,93	53,60	2,09	2,27
EK (EPMA) [103]	-	0,058	0,66	19,21	20,94	50,45	2,48	2,50
GTA (AEM/EDS)	-	0,20	0,70	18,70	19,20	55,30	2,60	2,60
[101, 102]								
GTA CC (EPMA)	0,88	0,06	0,76	21,62	20,47	52,54	1,41	2,02
[100]								
GTA PC (EPMA)	0,86	0,06	0,72	20,75	20,02	52,32	2,18	2,44
[100]								
EK (EPMA) [108]	0,73	0,05	0,80	20,20	19,96	52,78	2,52	2,58

Çizelge 4.7: Kaynak bölgesindeki dendrit çekirdeklerinde taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirilen EDS analizleri ve literatürdeki çalışmalardan bildirilen analiz sonuçları.

Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında alaşım elementlerinin oynadıkları rolleri belirleyebilmek amacıyla elementel denge paylaşımı üzerinde çalışma yapılmıştır. Laves fazı / ana metal matriks denge paylaşım katsayısı, Laves fazındaki her elementin tercihini sayısal olarak belirtmektedir [101, 102, 109, 110]. Çizelge 4.8'de 1 ve 4 numaralı numuneler için hesaplanan ortalama denge paylaşım katsayıları ve literatürden elde edilen veriler sunulmaktadır. Çizelgeden Laves fazına segrege olan elementlerin Si, Ti, Nb ve Mo olduğu görülmektedir. Dörtlü geçiş metal

alasımları ve süper alasımlar için silisyumun denge paylasım davranışı bildirilmektedir [111-113]. Titanyum ile molibden benzer denge paylaşım davranışı gösterirken en siddetli denge paylaşım eğilimi niyobyumda olmuştur. Ergime ve katılasmanın sayısal temellerinden olan bir baska katsayı ise dağılım katsayısı k'dır. Dağılım katsayısı, kaynak metali dendrit çekirdek bölgesindeki alaşım elementlerinin ağırlıkça konsantrasyonlarının ana metalde bulunan değerlere bölünmesiyle bulunur [105]. k<1 olduğunda, dendrit çekirdek bölgesindeki alaşım elementlerinin azalması dendritler arası bölgeye kıyasla daha belirgin olacaktır. Bu çalışmada 1,6 mm kalınlıklı Inconel 718 süper alaşımı levhalarının lazer kaynağından elde edilen, ısı girdileri sırasıyla 74,5 J/mm ve 126,6 J/mm olan 1 ve 4 numaralı numunelerin hesaplanan k değerleri Çizelge 4.8'de verilmektedir. Çizelge 4.7 ve 4.8'den görülmektedir ki lazer kaynaklı Inconel 718 süper alaşımında kaynak metalindeki dendritik çekirdek bölgesindeki niyobyum içeriği ana metal niyobyum içeriği ile kıyaslandığında tüketildiği açıkca görülmektedir. Buradan niyobyum için elde edilen dağılım katsayısı değeri 0,50'dir ve literatürde ticari nikel esaslı süper alaşımlar için verilen 0,42-0,54 değer aralığına girmektedir [101, 114-116]. Çizelge 4.8'de krom, demir ve nikel için verilen dağılım katsayıları Inconel 909 ve 718 üzerine çalışmalar yapan Cieslak ve arkadaşlarının tesbit ettiği değerlerle uyum gösterirken dendrit çekirdek bölgesinin bu elementlerce zenginleştiğini de ortaya koymaktadır [115].

Numune			Ana	a Elemer	tler (% a	ağ.)		
Analiz Yöntemi	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
LK (SEM/EDS)								
1 numaralı	0,82	1,73	0,67	1,15	1,06	1,00	0,52	0,82
numune								
4 numaralı	1,08	2,40	0,65	1,16	1,09	1,02	0,51	0,69
numune								
GTA (EPMA)	-	0,91	0,65	1,10	1,06	1,01	0,42	0,85
[103]								
EK (EPMA) [103]	-	1,31	0,71	1,04	1,05	0,96	0,53	0,92

Çizelge 4.8: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 1 ve 4 numaralı numuneleri için hesaplanan ortalama dağılım katsayıları ve literatürdeki çalışmadan bildirilen değerler.

Ergime bölgesinin katılaşma modu ya da mikroyapısı ergime sınır bölgesinden merkeze doğru ilerlendiğinde çeşitlilik göstermektedir. Bunun birincil nedeni ergime bölgesi boyunca katılaşma hızı ve sıcaklık değişiminin farklılıklar göstermesidir.

Bölüm 2'de, 2.2.5 Katılaşma ve mikroyapı alt başlığı altında bahsedildiği üzere, sıvı metal banyosu sınırı boyunca herhangi bir noktadaki katılaşma hızı (SR) ve bu banyoyu doğruca geçen hız vektörü U_x arasında (2.3) numaralı formül yazılabilir. Burada ψ , sıvı metal banyosu sınırı boyunca herhangi bir noktanın katılaşma yönü ve hız vektörü arasındaki açı olmak üzere formül; $SR = U_x \cos \psi$ şeklinde ifade edilir [36, 52]. Lazer alın kaynaklı 1,6 mm kalınlığındaki Inconel 718 numunelerin kaynak metali bölgesindeki katılaşma- dendritik yapının büyüme hızı hesaplanabilmesi için 1 ve 4 numaralı numunelerin kaynak dikişi üst görüntüleri optik mikroskop yardımıyla kaydedilmiştir (Şekil 4.25 ve 4.26).



Şekil 4.25: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 74,5 J/mm ısı girdili 1 numaralı numunede kaynak dikişinin üstten optik mikroskop görüntüsü.



Şekil 4.26: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 126,6 J/mm ısı girdili 4 numaralı numunede kaynak dikişinin üstten optik mikroskop görüntüsü.

Isı girdileri 74,5 ve 126,6 J/mm olan, sırasıyla 1 ve 4 numaralı lazer kaynaklı Inconel 718 süper alaşımlarına ait üst yüzey optik mikroskop görüntülerinden kaynak işlem hızı (Ux) ve kolonsal dendritlerin büyüme hızı (SR) arasında kalan açılar ölçülmüştür. Tesbit edilen açılar, literatürde bahsedildiği gibi, kaynak işlem hızı yüksek olanda büyük, kaynak işlem hızı düşük olanda ise düşük olmak üzere 79 ve 63 derece olarak ölçülmüştür [9, 36, 50, 52, 117]. Hesaplamalar sonrası 1 ve 4 numaralı numunelerin kaynak metalindeki dendritik yapının büyüme hızlarında yaklaşık 2 mm/sn'lik bir fark olduğu görülmüştür (Çizelge 4.9). Isı girdisinin düşük tutulduğu, kaynak işlem hızının yüksek olduğu 1 numaralı numunede katılaşma büyüme hızı yüksek çıkmıştır.

	Laser	Soğuma	Is1	Kaynak Hızı	Ψ	SR
Numune/Data	Gücü	Hızı	Giriși	(U_x)	Açısı	(mm/sn)
	(Watt)	(°C/sn)	(J/mm)	(mm/sn)	(derece)	
1 numaralı						
numune	2900	3,5 x 10 ⁶	74,5	38,94	79	7,43
4 numaralı						
numune	1500	1,75 x 10 ⁵	126,6	11,85	63	5,37

Çizelge 4.9: Lazer kaynaklı Inconel 718 süper alaşım numunelerinin kaynak bölgesinde dendritik katılaşmadaki tesbit edilen büyüme hızları.

Levha kalınlıkları 2,1 mm olan Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklarında, farklı ısı girişlerinin kaynak dikişi mikroyapısındaki etkilerini araştırmak için işlem parametreleri Çizelge 3.2'de, kaynak dikiş kesitleri ise Şekil 4.3'de verilen dokuz adetlik numune setinden ısı girdileri sırasıyla 61,29 J/mm, 80,38 J/mm ve 90,09 J/mm olan 1, 5 ve 9 numaralı kaynaklar ayrıntılı olarak incelenmiştir. Buradaki amaç, en düşük lazer gücü ve işlem hızı uygulanmış 9 numaralı numune ile en yüksek lazer gücü ve işlem hızı uygulanmış 1 numaralı numuneyi ve ayrıca işlem parametreleri 1 ve 9 numaralı numunelerin arasında kalan 5 numaralı numuneleri karşılaştırmalı incelemektir.

Şekil 4.27'de yukarıda bahsedilen 1, 5 ve 9 numaralı kaynak numunelerine ait kaynak metali mikroyapıları verilmektedir. Bu mikroyapı fotoğraflarından görüleceği üzere kaynak ergime bölgesinin katılaşma sonrası yapısı dendritik yapıdır. Isı girdisi arttıkça, katılaşma sonrası elde edilen kaynak bölgesindeki dendritik yapının kabalaştığı görülmektedir. Isı girdisi düşük olan 1 numaralı numunenin katılaşma sonrası yapısı 5 ve 9 numaralı numunelere göre daha ince yapıdadır.



Şekil 4.27: Levha kalınlığı 2,1 mm olan, Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında ısı girdisinin kaynak metali mikroyapısına etkisi. Isı girdileri sırasıyla, (a) 61,29 J/mm, (b) 80,38 J/mm, (c) 90,09 J/mm.

Numunelerin kaynak bölgesi katılaşma hızlarını hesaplayabilmek için dendrit kolları arası mesafe ölçümleri yapılmıştır. Isı girdileri sırasıyla 61,29 J/mm ve 90,09 J/mm olan 1 ve 9 numaralı numunelerin ortalama dendrit kolları arası mesafeleri sırasıyla 1,49±0,58 µm ve 2,59±0,38 µm olarak tesbit edilmiştir. Isı girdişi artışıyla dendritik yapı kabalaşmakta ve dendrit kolları arası mesafeler büyümektedir. Wang, Bouse, Won ve arkadaşlarının çalışmalarında vermiş oldukları bağıntılar ya da çizdikleri grafiklerden türetilen bağıntılar kullanılarak katılaşma hızları hesaplanmıştır [92, 19, 93]. Daha önce (4.1), (4.2) ve (4.3) denklem numaraları ile verilen, sırasıyla λ =104,47xT^{-0,31}, λ =156,52xT^{-0,349} ve λ =319,4xT^{-0,378} bağıntıları bu hesaplamalarda kullanılmıştır.

Bu formüllerle hesaplanan en yüksek ve en düşük katılaşma hızları şu şekilde kaydedilmiştir. Isı girdisi 61,29 J/mm olan 1 numaralı numune için ortalama dendrit kolları arası mesafesi 1,49±0,58 mikrondur ve katılaşma hızı 1,46x10⁶ °C/sn, ısı girdisi 90,09 J/mm olan 9 numaralı numune için ortalama dendrit kolları arası mesafesi 2,59±0,38 mikrondur ve katılaşma hızı 1,27x10⁵ °C/sn'dir. Isı girdisinin etkisiyle 1 ve 9 numaralı numunelerde değişim gösteren dendrit kolları arası mesafe

ve yukarıda bahsedilen üç bağıntı kullanılarak hesaplanan katılaşma hızları arasındaki ilişki Şekil 4.28'de verilmiştir. Bu sonuçlar lazer ışın kaynağı uygulamalarında ulaşılabilecek olan 10^3 - 10^6 °C/sn katılaşma hızları aralığında kalmaktadır [61, 74, 94].



Şekil 4.28: Dendrit kolları arası mesafeler ve katılaşma hızları arasındaki ilişki.

Şekil 4.29'daki optik mikroskop fotoğraflarında, kaynaklı numunelerin ergime ve ısıdan etkilenen bölgeleri gösterilmektedir. Bu mikroyapı fotoğraflarından bütün numuneler için, ısıdan etkilenen bölgelerde, tane sınırlarında sıvılaşma vardır. En fazla tane sınırı sıvılaşması oluşumu, ısı girdisi en yüksek olan 90,09 J/mm ısı girişli 9 numaralı numunede gözlenmiştir (Şekil 4.29 c). Ayrıca bu numunede mikro çatlak oluşumu belirtileri de gözlenmiştir. Mikro çatlakların oluşumu hakkında birçok araştırmacı çalışmışlar ve ısıdan etkilenen bölgedeki mikro çatlakların kaynak işlemindeki ısı girdisi ve tane sınırlarındaki bor ve kükürt segregasyonu ile ilişkili olduğunu söylemişlerdir [4, 71,72, 95-98]. Isıdan etkilenen bölgedeki mikro çatlak oluşum mekanizması yine bu bölgedeki termal değişim safhaları ve kaynaktaki ısı girdisi ile ilişkilidir. İncelenen 1, 5 ve 9 numaralı kaynak numunelerinin hepsinde de tane sınırı sıvılaşması görülürken, sadece 9 numaralı numunenin ısıdan etkilenen bölgesinde mikro çatlak oluşumu belirtileri olduğundan bu oluşumun ısı girdisinin yüksekliğiyle ilişkili olduğuna karar verilmiştir (Şekil 4.29 a-c). Hong ve çalışma arkadaşları mikro çatlak oluşumu Inconel 718'in tane boyutu ile ilişkili olduğunu

ve ASTM tane boyutu 10 numaralı malzeme kullanarak ince taneli numunelerde ısıdan etkilenen bölgede mikro çatlak oluşumu gözlemediklerini bildirmişlerdir [13]. Daha önce incelenen levha kalınlığı 1,6 mm olan Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı numunelerinde mikro çatlak oluşumu gözlenmezken 2,1 mm kalınlıklı numunelerde görülmesi, bu numunelerin hem tane boyutunun 1,6 mm kalınlığındaki levhalardan da büyük olabileceği hem de kalınlık farkı dolayısıyla ısı girdisinin kalın numunelerde tane sınırı sıvılaşması oluşumu açısından daha etkin rol oynayabileceği şeklinde değerlendirilmiştir. Böylece, mikro çatlak oluşumu üzerine kaynak şartlarının olduğu kadar ana malzeme özelliklerinin de önemli etkilerinin olduğu sonucuna ulaşılmıştır.



Şekil 4.29: Levha kalınlığı 2,1 mm olan Inconel 718'in lazer kaynağında ergime ve ısıdan etkilenen bölgelerin optik mikroskop görüntüleri. Isı girdileri sırasıyla, (a) 61,29 J/mm, (b) 80,38 J/mm ve (c) 90,09 J/mm.

Daha önce bahsedildiği üzere, Laves fazı ve bu fazın niyobyum içeriği katılaşma şartlarından etkilenmektedir [93, 99]. Lazer kaynağında, yüksek soğuma hızlarından dolayı çözünen dağılımı için yeterli zaman bulunmadığından niyobyum segregasyonu da az miktarda olacaktır. Ergime bölgesi yapısının ve fazların değerlendirilmesi için 2,1 mm kalınlığındaki lazer kaynaklı Inconel 718 süper alaşım

numunelerinin detaylı elektron mikroskobu çalışmaları yapılmıştır. Sırasıyla 61,29 J/mm, 80,38 J/mm ve 90,09 J/mm ısı girdili 1, 5 ve 9 numaralı numunelerin ergime bölgesinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri Şekil 4.30'da verilmiştir. Bu fotograflarda L notasyonu ile gösterilen yapıdan alınan EDS analizi sonuçları Laves fazı kompozisyonuna sahip olduğunu göstermektedir. Çizelge 4.10'da Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 1, 5 ve 9 numaralı numunelerdeki Laves fazları içeriklerinin yanında dendritik yapının da EDS analiz sonuçları verilmiştir.





Şekil 4.30: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında kaynak metal bölgesinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri. Isı girdileri sırasıyla, (a) 61,29 J/mm, (b) 80,38 J/mm ve (c) 90,09 J/mm.

Isı girdisi farklılığından dolayı 1, 5 ve 9 numaralı numunelerin kaynak metali mikroyapılarındaki dendritik katılaşma sonucu oluşan yapının kabalık-inceliği ve dendrit kolları üzerinde bulunan Laves fazına ait yapılar bu üç fotoğrafta görülmektedir (Şekil 4.30 a-c). Çizelge 4.10'daki Laves fazlarına ait sonuçlar incelendiğinde 1 numaralı numuneden 9 numaralıya doğru Laves fazında Nb miktarının ağırlıkça % 21,27'den % 26,13'e yükseldiği görülmektedir. Buna karşılık Ni içeriği ağırlıkça % 47,6'dan % 43,54'e düşmektedir. Dendrit kolları üstünden ve dendrit kolları arası bölgelerinden alınan EDS analizlerinden Nb ve Ni içeriklerinin

dikkat çekici bir değişim göstermemesi, kantitatif bir analiz yöntemi olmayan EDS analizlerinin gösterebileceği sapmalar kadar değişim gözlendiğinden Laves fazındaki ısı girdisi artışıyla Nb miktarındaki artma ve Ni içeriğindeki azalma durumu ısı girdisi artışıyla Laves fazının mikroyapı içinde daha kaba bir yapıya sahip olması ve hacimsel oranının artmasıyla ilişkili olabileceği gibi diğer araştırmacıların işaret ettikleri gibi sonuç olarak ısı girdisinin etkisi olduğu düşünülmektedir [90, 91, 100, 103, 105].

Lazer kaynaklı Inconel 718 süper	Element	# 1 numune	# 5 numune	# 9 numune	
alasiminin 1, 5 ve 9	С	3.24	3.06	2.21	
numaralı	Cr	15,87	17,52	18,21	
numunelerinin	Fe	15,64	17,68	16,72	
dendrit kollarından	Ni	52,25	49,43	50,65	
EDS analizleri	Nb	9,08	6,74	6,74	
	Мо	3,92	3,53	3,63	
T 1 1 1.		<i>µ</i> 1	и. <i>Е</i>	# 0	
Lazer Kaynakii	Element	# 1	# 5	# 9	
alasiminin 1 5 ye 9	C	2 /3	2.36	1 74	
alaşılılılılı 1, 5 ve 9		2,43	2,30	1,74	
numunelerinin	Eq.	20.30	10,00	10.36	
dendrit kolları arası	Ni	20,30	53 20	<u> </u>	
EDS analizleri	Nh	2.00	2.60	2 57	
	Mo	2,09	2,00	2,37	
	NIO	2,02	2,97	2,49	
Lazer kaynaklı	Element	#1	# 5	#9	
Inconel 718 süper		numune	numune	numune	
alaşımının 1, 5 ve 9	С	5,28	4,48	2,57	
numaralı	Ti	1,72	1,86	1,65	
numunelerinin	Cr	12,65	12,41	13,85	
Laves fazlarının	Fe	11,48	12,87	12,27	
EDS analizleri	Ni	47,60	44,53	43,54	
sonuçları	Nb	21,27	23,85	26,13	
		1			

Çizelge 4.10: Isı girdileri sırasıyla 61,29 J/mm, 80,38 J/mm ve 90,09 J/mm olan lazer kaynaklı Inconel 718 süper alaşımının 1, 5 ve 9 numaralı numunelerin kaynak metali bölgelerinde gerçekleştirilen EDS analiz sonuçları (% ağ.).

Elde edilen sonuçlar Janaki Ram ve arkadaşlarının GTA kaynaklarda [100], Jawwad ve arkadaşlarının elektron ışın kaynağında [90], Radhakrishna ve arkadaşlarının yüksek ısı girdili GTA ve düşük ısı girdili elektron ışın kaynaklarındaki Laves fazı analizlerinde belirledikleri Nb içeriklerine yakın değerlerdir [103]. Inconel 718 süper alaşımının elektron ışın kaynaklarında oluşan Laves fazının niyobyum içeriğinin

ağırlıkca % 19,62 ve % 38,34 olduğunu sırasıyla Jawwad ve arkadaşları ve Vincent bildirmiştir [90, 91]. Bu sonuçlardan görmekteyiz ki farklı kaynak işlemlerinde Laves fazının Nb içeriği oldukça geniş bir aralıkta olabilmektedir. Daha önceki bölümlerde bahsedildiği üzere, Laves fazı üzerinde çalışan çok sayıdaki araştırmacı, Laves fazını genellikle A₂B (Ni, Fe, Cr)₂(Nb, Mo, Ti, Si) şeklinde tanımlanmakta ve fazın oluşumu için niyobyum içeriğinin %10-30 arasında olması gerektiği bildirilmektedir [102, 105, 106]. Dolayısıyla, EDS analizleri sonucunda 1 ve 9 numaralı numunlerde niyobyum içeriğinin sırasıyla % 21,27 ve % 26,13 şeklinde tesbit edilmesi, Laves fazının tanımlanması açısından bahsedilen sınırlar arasında kalmaktadır.

Janaki Ram ve arkadaşları, GTA PC (Gas Tungsten Arc Pulse Current) ve GTA CC (Gas Tungsten Arc Constant Current) kaynaklarında EPMA ile gerçekleştirdikleri analizlerde Laves fazı Nb içeriklerini sırasıyla % 14,26 ve % 19,54 olarak rapor etmişlerdir [100]. Tesbit edilen değerler arasındaki yaklaşık 5 puanlık fark oluşumunu kaynaklardaki ısı girdisine ve kaynak metali soğuma hızları ile ilişkilendirmektedirler [100].

İncelenen bölgelerde ayrıca çok yoğun olmamakla birlikte her üç numune için de kaynak metalinde titanyumca zengin parçacıklar tesbit edilmiştir. Bu parçacıklara ait EDS sonuçları Çizelge 4.11'de, elektron mikroskop çalışmalarından elde edilen görüntüler ise Şekil 4.31 a-c'de verilmektedir. Bu titanyumca zengin yapının, kaynak öncesinde ana metalin eş eksenli östenitik yapısında bulunan titanyumca zengin MC tip karbürlere benzer bileşimde olduğu tespit edilmiştir. Bu EDS analiz sonuçları, Vishwakarma ve arkadaşlarının bildirdiği sonuçlarla uyum göstermektedir [8, 117].

Çizelge 4.11: Lazer kaynaklı Inconel 718 süper alaşımının 1, 5 ve 9 numaralı numunelerin kaynak metali bölgelerindeki titanyumca zengin parçacıkların EDS analiz sonuçları (% ağ.).

Lazer kaynaklı				
alagumunun 1 5 ya	Flomont	# 1	# 5	# 0
alaşınının 1, 5 ve	Element	# 1	# 3	# 9
9 numaralı		numune	numune	numune
numunelerindeki	С	4,99	3,43	4,13
titanyumca zengin	Ti	75,11	82,78	77,03
parçacıkların EDS	Nb	19,90	13,79	18,84
analizleri				


Şekil 4.31: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında kaynak metali bölgelerinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntülerindeki titanyumca zengin parçacıklar ve Laves fazları. Isı girdileri sırasıyla, (a) 61,29 J/mm, (b) 80,38 J/mm, (c) 90,09 J/mm.

Katılaşma ve mikroyapı alt başlığı altında bahsedildiği üzere, sıvı metal banyosu sınırı boyunca herhangi bir noktadaki katılaşma hızı (SR) ve bu banyoyu doğruca geçen hız vektörü U_x arasında (2.3) numaralı, $SR = U_x \cos \psi$ formülü yazılabilir. Burada ψ , ergiyik banyosu sınırı boyunca herhangi bir noktanın katılaşma yönü ve hız vektörü arasındaki açıdır [36, 52].

Lazer alın kaynaklı 2,1 mm kalınlığındaki Inconel 718 numunelerin kaynak metali bölgesindeki katılaşma-dendritik yapının büyüme hızının hesaplanabilmesi için dokuz adet numunenin kaynak dikişi üst görüntüleri optik mikroskop yardımıyla kaydedilmiştir. Fakat, bu hesaplamaların yapılabilmesi için gerekli olan açısal dendritik büyüme sadece 5 numaralı numune ve 9 numaralı numuneler arasında gözlenmiştir (Şekil 4.32 ve 4.33). Ana metalden kaynak metali merkezine doğru dendritlerin belirli açılarda yönlenmesi 1, 2, 3 ve 4 numaralı numunelerde gözlenmemiştir.



Şekil 4.32: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 80,38 J/mm ısı girdili 5 numaralı numunede kaynak dikişinin üstten optik mikroskop görüntüsü.



Şekil 4.33: Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı 90,09 J/mm ısı girdili 9 numaralı numunede kaynak dikişinin üstten optik mikroskop görüntüsü.

Isı girdileri 80,38 ve 90,09 J/mm olan, sırasıyla 5 ve 9 numaralı lazer kaynaklı 2,1 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşımlarına ait üst yüzey optik mikroskop görüntülerinden kaynak işlem hızı (Ux) ve kolonsal dendritlerin büyüme hızı (SR) arasında kalan açılar ölçülmüştür. Tesbit edilen açılar, literatürde bahsedildiği gibi, kaynak işlem hızı yüksek olanda büyük, kaynak işlem hızı düşük olanda ise düşük olmak üzere 77 ve 68 derece olarak ölçülmüştür [9, 36, 50, 52, 117].

Hesaplamalar sonrası 5 ve 9 numaralı numunelerin kaynak metalindeki dendritik yapının büyüme hızlarında yaklaşık 1,3 mm/sn'lik bir fark olduğu görülmüştür (Çizelge 4.12). Isı girdisinin düşük tutulduğu, kaynak işlem hızının yüksek olduğu 5

numaralı numunede katılaşma büyüme hızının yüksek çıkması beklenirken ki genel kabul bu şekildedir; burada tam tersi olmuştur çünkü 9 numaralı numunenin kaynak işlem hızı 5 numaralı numunenin kaynak işlem hızından çok düşük değildir.

Sonuca etki eden bileşenlerden olan açı değeri (Cos ψ) 9 numaralı numuneye SR değerinin büyük çıkması yönünde yardımcı olurken ve kaynak işlem hızları arasında büyük farklar yok iken yukarıda açıklanan sonuca ulaşılması normal olmaktadır. İncelenen numunelerin kaynak işlem hızları arasında 1,6 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağındaki gibi büyük farklar olsaydı o zaman genel beklentilere yönelik bir sonuç alınabilirdi.

Çizelge 4.12: Lazer kaynaklı 2,1 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşım numunelerinin kaynak bölgesinde dendritik katılaşmadaki tesbit edilen büyüme hızları.

Numune/Data	Laser Gücü (Watt)	Isı Girişi (J/mm)	Kaynak Hızı (U_x) (mm/sn)	ψ Açısı (derece)	SR (mm/sn)
5 numaralı		, ,		/	
numune	2500	80,38	31,1	77	6,99
9 numaralı					
numune	2000	90,09	22,2	68	8,31

Haynes 188 süper alaşımının, Jeol JSM-7000F Field Emission taramalı elektron mikroskobu ile gerçekleştirilen mikroyapı incelemesinde, tipik dövme kobalt esaslı süper alaşım yapısı gözlenmiştir (Şekil 4.34 a-c). Eş eksenli östenitik yapı ve tane içinde ve sınırlarında dağılmış bulunan parçacıklar vardır.

Ana metal, 2,1 mm kalınlığındaki Haynes 188 süper alaşımının ortalama tane boyutu 21 mikrondur ve bu değer, ASTM E112 standartına göre ASTM tane büyüklüğü numarası 8'e denk gelmektedir [89]. Mikroyapının genel EDS sonucu ağırlıkça % 35,76 Co, % 22,58 Ni, % 20,69 Cr ve % 14,68 W şeklindedir ve garfiği Şekil 4.34 b'de verilmiştir. Yapıda, tane içi ve tane sınırlarında dağılmış olduğu görülen parçacıklar üzerinden alınan EDS sonuçlarında ise % 46,03 W, % 20,67 Co, % 18,28 Cr ve % 10,52 Ni bulunduğu tesbit edilmiştir (Şekil 4.34 c). Tane içinde ve tane sınırlarında görülen parçacıkların volframca (tungsten) zengin olduğu EDS sonuçlarından anlaşılmıştır. Ulaşılan sonuçlar, parçacıkların M₆C tipindeki birincil karbürler olduğunu ortaya koymuş ve daha önce yapılan çalışmalarla uyum göstermiştir [21, 24, 118].



Şekil 4.34: a) Haynes 188 süper alaşımının SEM'de görülen mikroyapısı, b) Genel EDS analizi, c) Volframca zengin parçacığa ait EDS analizi.

Dokuz adetlik Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynaklı numunelerinde gerçekleştirilen mikroyapı incelemeleri, Haynes 188 süper alaşımı için de yapılmıştır. Levha kalınlıkları 2,1 mm olan Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynaklarında, farklı ısı girişlerinin kaynak dikişi mikroyapısındaki etkilerini araştırmak için işlem parametreleri Çizelge 3.2'de, kaynak dikiş kesitleri ise Şekil 4.7'de verilen dokuz adetlik numune setinden ısı girdileri sırasıyla 61,29 J/mm, 80,38 J/mm ve 90,09 J/mm olan 1, 5 ve 9 numaralı kaynaklar ayrıntılı olarak incelenmiştir. Tekrarlamak gerekirse, buradaki amaç, en düşük lazer gücü ve işlem hızı uygulanmış 9 numaralı numune ile en yüksek lazer gücü ve işlem hızı uygulanmış 1 numaralı numuneyi ve ayrıca işlem parametreleri 1 ve 9 numaralı numunelerin arasında kalan 5 numaralı numuneleri karşılaştırmalı incelemektir.

Şekil 4.35'de yukarıda bahsedilen 1, 5 ve 9 numaralı kaynak numunelerine ait kaynak metali mikroyapıları verilmektedir. Bu mikroyapı fotoğraflarından görüleceği üzere kaynak ergime bölgesinin katılaşma sonrası yapısı daha önce incelenen Inconel 718 süper alaşım numunelerindekine benzer şekilde, dendritik yapıda olmuştur. Isı girdisi arttıkça, katılaşma sonrası elde edilen kaynak bölgesindeki dendritik yapının kabalaştığı görülmektedir. Isı girdisi düşük olan 1 numaralı numunenin katılaşma sonrası yapısı 5 ve 9 numaralı numunelere göre daha ince yapıdadır.



Şekil 4.35: Levha kalınlığı 2,1 mm olan, Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynağında ısı girdisinin kaynak metali mikroyapısına etkisi. Isı girdileri sırasıyla, (a) 61,29 J/mm, (b) 80,38 J/mm, (c) 90,09 J/mm.

Numunelerin kaynak bölgesi katılaşma hızlarını hesaplayabilmek için dendrit kolları arası mesafe ölçümleri yapılmıştır. Isı girdileri sırasıyla 61,29 J/mm ve 90,09 J/mm olan 1 ve 9 numaralı numunelerin kaynak bölgesi katılaşma hızlarını hesaplayabilmek için dendrit kolları arası mesafe ölçümleri yapılarak, Duflos ve arkadaşlarının [119] çalışmalarında vermiş oldukları, aşağıda (4.4) denklem numarasıyla yazılan bağıntıda bu ölçüm sonuçları kullanılarak katılaşma hızları hesaplanmıştır. Ortalama dendrit kolları arası mesafesi 1,56 µm olan 1 numaralı numune için katılaşma hızı 1×10^4 °C/sn, ortalama dendrit kolları arası mesafesi 2,78 µm olan 9 numaralı numune için 2×10^3 °C/sn'dir. Isı girdisi artışıyla dendritik yapı kabalaşmakta ve dendrit kolları arası mesafeler büyümektedir. Bu sonuçlar lazer ışın kaynağı uygulamalarında ulaşılabilecek katılaşma hızları (10³-10⁶ °C/sn) aralığında kalmaktadır [61,74, 94].

$$\lambda = 39 \text{ x } \text{T}^{-0.35}$$
 (4.4)



Şekil 4.36: Levha kalınlığı 2,1 mm olan Haynes 188'in lazer kaynağında ergime ve ısıdan etkilenen bölgeler. Isı girdileri sırasıyla, (a) 61,29 J/mm, (b) 80,38 J/mm ve (c) 90,09 J/mm.

Şekil 4.36'daki optik mikroskop fotoğraflarından, Haynes 188 süper alaşımının, lazer kaynaklı 1, 5 ve 9 numaralı numunelerinin ergime ve ısıdan etkilenen bölgelerinin geçiş alanları gösterilmektedir. Bu mikroyapı fotoğraflarından bütün numuneler için, daha önce Inconel 718 süper alaşımı için yapılan çalışmalarda gözlenen ısıdan etkilenen bölgelerdeki tane sınırlarında oluşan sıvılaşmanın Haynes 188 süper alaşımında meydana gelmediği görülmektedir. Tane sınırlarında sıvılaşma oluşumu gözlenmediği, tane büyümesi belirtileri de olmadığı için ergime sınır çizgisinden ana metale doğru olan ısıdan etkilenen bölge de belirgin bir şekilde gözlemlenememiştir Ayrıca bu numunelerde mikro çatlak oluşumu belirtileri de gözlenmemiştir. Mikro çatlakların oluşumu hakkında birçok araştırmacı çalışmış ve Inconel 718 süper alaşımında ısıdan etkilenen bölgedeki mikro çatlakların oluşumunu, kaynak

işlemindeki ısı girdisi ve tane sınırlarındaki bor ve kükürt segregasyonu ile ilişkili olduğunu söylemişlerdir [4, 71,72, 95-98].



Şekil 4.37: Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynağında kaynak metali bölgesinden alınan taramalı elektron mikroskop görüntüleri. Isı girdileri sırasıyla, (a) 61,29 J/mm, (b) 80,38 J/mm, (c) 90,09 J/mm.

61,3 J/mm, 80,38 J/mm ve 90,1 J/mm ısı girdili lazer kaynaklı Haynes 188 süper alaşımı numunelerinin kaynak ergime bölgelerinde taramalı elektron mikroskobuyla yapılan mikroyapı incelemelerinde fotoğraflar çekilmiş ve çeşitli bölgelerde EDS analizleri de gerçekleştirilmiştir (Şekil 4.37 a-c). Düşük ısı girdili 1 numaralı numunenin kaynak bölgesi mikroyapısı ince dendritik yapı gösterirken (Şekil 4.37 a), yüksek ısı girdili 9 numaralı numunenin mikroyapısı daha kaba dendritik yapılıdır (Şekil 4.37 c). Gözlemlenen ince dendritik yapı, lazer kaynak işleminde ısı girdisinin çok küçük bir bölgeyi etkilemesi sonucunda kaynak bölgesinin hızlı soğuması ve hızlı katılaşmasından kaynaklanmaktadır. 1 numaralı numunenin kaynak bölgesi dendritik yapısında dendrit kolları üzerinde gerçekleştirilen EDS analizinde ağırlıkça % 35,5 Co, % 23,2 Ni, % 19,4 Cr, % 14,7 W ve % 2,2 C değerlerine ulaşılırken, kaynak metali bölgesindeki parçacık üzerinde yapılan EDS analizinde ise ağırlıkça % 23,5 Co, % 13 Ni, % 23,3 Cr, % 26,5 W ve % 6,8 C içerdiği tesbit edilmiştir. Volframca zengin parçacığın ana metal yapısında bulunan ve volfram içeriği ağırlıkça yaklaşık % 46 olan birincil tip M_6C karbürlerinin kaynak işlemi sonrasında kaynak metali yapısında kalan oluşumlar olduğu düşünülmektedir. 9 numaralı numunede aynı bölgelerde gerçekleştirilen EDS sonuçlarında da benzer değerlere ulaşılmıştır. Kaynak metali mikroyapısında, ikincil faz oluşumu gözlemlenmeyen 1 ve 9 numaralı numunelerin kaynak işlem parametrelerinin ve kaynak metali katılaşma hızlarının farklı olmasına karşılık dendrit kollarıdan ve parçacıklardan gerçekleştirilen EDS sonuçlarında belirgin bir fark tespit edilmemiştir.

Kaynakta, incelenen ergime banyosu sınırı boyunca herhangi bir noktadaki katılaşma hızı (SR) ve bu banyoyu doğruca geçen hız vektörü U_x arasında (2.3) numaralı, $SR = U_x \cos \psi$ formülü yazılabilir. Burada ψ , ergiyik banyosu sınırı boyunca herhangi bir noktanın katılaşma yönü ve hız vektörü arasındaki açıdır [36, 52].

Lazer alın kaynaklı Haynes 188 numunelerin kaynak metali bölgesindeki katılaşmadendritik yapının büyüme hızının hesaplanabilmesi için numunelerin kaynak dikişi üst görüntüleri optik mikroskop yardımıyla kaydedilmiştir. Bu hesaplamaların yapılabilmesi için gerekli olan dendritik yönlenme 5 numaralı numune ile 9 numaralı numuneler arasında gözlenmiştir (Şekil 4.38 ve 4.39). Isı girdileri 80,38 ve 90,09 J/mm olan, sırasıyla 5 ve 9 numaralı lazer kaynaklı 2,1 mm kalınlığındaki Haynes 188 süper alaşımlarına ait tesbit edilen açılar, literatürde bahsedildiği gibi, kaynak işlem hızı yüksek olanda büyük, kaynak işlem hızı düşük olanda ise düşük olmak üzere 77 ve 67 derece olarak ölçülmüştür [9, 36, 50, 52, 117].

Hesaplamalar sonrası 5 ve 9 numaralı numunelerin kaynak metalindeki dendritik yapının büyüme hızlarında yaklaşık 1,7 mm/sn'lik bir fark olduğu görülmüştür (Çizelge 4.13). Isı girdisinin düşük tutulduğu, kaynak işlem hızının yüksek olduğu 5 numaralı numunede katılaşma-büyüme hızının yüksek çıkması beklenirken ki genel kabul bu şekildedir; burada tam tersi olmuştur çünkü 9 numaralı numunenin kaynak işlem hızı 5 numaralı numunenin kaynak işlem hızından çok düşük değildir.

Sonuca etki eden bileşenlerden olan açı değeri (Cos ψ) 9 numaralı numuneye SR değerinin büyük çıkması yönünde yardımcı olurken ve kaynak işlem hızları arasında büyük farklar yokken bu şekilde bir sonuca ulaşılması normaldir. Daha önce incelenen dokuz numune seti içeren 2,1 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşımının numunelerinde de benzer sonuçlara ulaşılmıştır. İncelenen numunelerin

kaynak işlem hızları arasında dört adet numune içeren, 1,6 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağındaki gibi büyük farklar olsaydı o zaman genel beklentilere yönelik bir sonuca ulaşılabilinirdi.



Şekil 4.38: Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynaklı 80,38 J/mm ısı girdili 5 numaralı numunede kaynak dikişinin üstten optik mikroskop görüntüsü.



Şekil 4.39: Haynes 188 süper alaşımının lazer kaynaklı 90,09 J/mm ısı girdili 9 numaralı numunede kaynak dikişinin üstten optik mikroskop görüntüsü.

izelge 4.13: Lazer kaynaklı 2,1 mm kalınlığındaki Haynes 188 süper alaşım
numunelerinin kaynak bölgesinde dendritik katılaşmadaki tesbit ediler
büyüme hızları.

Numune/Data	Laser Gücü (Watt)	Isı Girişi (J/mm)	Kaynak Hızı (U_x) (mm/sn)	ψ Açısı (derece)	SR (mm/sn)
5 numaralı					
numune	2500	80,38	31,1	77	6,99
9 numaralı					
numune	2000	90,09	22,2	67	8,67

4.4 Mikrosertlik Sonuçları

Lazer alın kaynaklı Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarında, ısı girdisi farklılığının sebep olduğu katılaşma hızı değişimi ve bunun mikroyapı üzerindeki etkisinin mekanik özellikler üzerinde de devam edip etmediğinin anlaşılması için mikrosertlik testleri ISO 9015-2:2003(E) ve BSI BS ISO 22826:2005 standartlarına uygun olarak yapılmıştır [79, 80]. Ana metal-kaynak metali-ana metal hattı boyunca her üç numune setinde daha önce yapılan incelemelere paralel olarak, işlem parametreleri açısından önemli görülen numunelerde mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Inconel 718 süper alaşımının 1,6 mm kalınlığındaki dört adetlik numune setinden ısı girdisi en düşük ve en yüksek numunelerinde, sırasıyla 1 ve 4 numaralı olmak üzere (74,5 J/mm ve 126,6 J/mm) gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümleri Şekil 4.40 ve 4.41'de verilmektedir. Ayrıca, sertlik ölçümlerine dair daha ayrıntılı bilgiler Çizelge 4.14 ve 4.15'de verilmiştir.



Şekil 4.40: Isı girdisi 74,5 J/mm olan 1 numaralı Inconel 718 süper alaşım lazer kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi.



Şekil 4.41: Isı girdisi 126,6 J/mm olan 4 numaralı Inconel 718 süper alaşım lazer kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi.

Çizelge 4.14: 74,5 J/mm ısı girdili 1 numaralı numunenin ISO 9015-2:2003(E) standartına göre gerçekleştirilen sertlik testi sonuçları.

İncelenen Bölge				Sertlik
		Alan	Sertlik Alınan Bölge	Değeri
				HV0.2
	Isıdan Etkilenmeyen Bölge	1	Ana malzeme, ısıdan	
			etkilenmeyen, yüzeyden	256 ± 6
		2	Ana malzeme, ısıdan	
			etkilenmeyen, ortadan	241 ± 6
Ana Malzeme		3	Ana malzeme, ısıdan	
			etkilenmeyen, yüzeyden	264 ± 6
		4	Ana malzeme, ısıdan	
			etkilenmeyen, ortadan	243 ± 7
	Isı Tesiri Altında Kalan Bölge	5	Ana malzeme, ısıdan etkilenen,	
			üst bölgeden	264 ± 2
		6	Ana malzeme, ısıdan etkilenen,	269 ± 4
			alt bölgeden	
		7	Ana malzeme, ısıdan etkilenen,	
			üst bölgeden	271 ± 6
		8	Ana malzeme, ısıdan etkilenen,	
			alt bölgeden	269 ± 2
Kaynak Dikişi		9	Kaynak dikişi, üst bölgeden	271 ± 5
		10	Kaynak dikişi, orta bölgeden	281 ± 9
		11	Kaynak dikişi, alt bölgeden	282 ± 8

İncelenen Bölge		Alan	Sertlik Alınan Bölge	Sertlik Değeri HV0.2
Ana Malzeme	Isıdan	1	Ana malzeme, ısıdan	
			etkilenmeyen, yüzeyden	251 ± 6
		2	Ana malzeme, ısıdan	
			etkilenmeyen, ortadan	239 ± 8
	Etkilenmeyen	3	Ana malzeme, 1sıdan	
	Bölge		etkilenmeyen, yüzeyden	248 ± 5
		4	Ana malzeme, ısıdan	
			etkilenmeyen, ortadan	238±8
	Isı Tesiri Altında Kalan Bölge	5	Ana malzeme, ısıdan etkilenen,	
			üst bölgeden	263 ± 4
		6	Ana malzeme, ısıdan etkilenen,	
			alt bölgeden	256±12
		7	Ana malzeme, ısıdan etkilenen,	
			üst bölgeden	258 ± 7
		8	Ana malzeme, ısıdan etkilenen,	
			alt bölgeden	258 ± 7
Kaynak Dikişi		9	Kaynak dikişi, üst bölgeden	257 ± 7
		10	Kaynak dikişi, orta bölgeden	254 ± 8
		11	Kaynak dikişi, alt bölgeden	262 ± 7

Çizelge 4.15: 126,6 J/mm ısı girdili 9 numaralı numunenin ISO 9015-2:2003(E) standartına göre gerçekleştirilen sertlik testi sonuçları.

Yüksek lazer gücü ve yüksek kaynak işlem hızı kullanılarak lazer alın kaynağı yapılan 74,5 J/mm ısı girişli 1 numaralı numunede ısı girişinin düşüklüğü ve bu numunede meydana gelen yüksek değerdeki hızlı katılaşmadan dolayı, kaynak dikişi ergime bölgesinde ince dendritik yapı elde edilmiş ve mikrosertlik ölçümlerinde de katılaşma şartlarının bir sonucu olarak yüksek değerlerin (maksimum değer \approx 290 HV0.2) ölçülmesi ile sonuçlanmıştır. 74,5 J/mm ısı girdili kaynak işlemine kıyasla, 126,6 J/mm'lik daha yüksek ısı girdisi uygulanan 4 numaralı numunenin kaynak işleminden elde edilen kaynak metali bölgesinde ölçülen en yüksek sertlik değeri daha düşük bir değerde kalmıştır (maksimum değer \approx 270 HV0.2) çünkü katılaşma şartları 1 numaralı numuneye kıyasla daha kaba bir dendritik yapı oluşumuna ve daha düşük bir katılaşma hızına sebep olmaktadır. Ana malzemenin mikrosertlik ölçüm değeri ise \approx 240 HV0.2'dir. Gerçekleştirilen ölçümler sonucunda kaynakta kullanılan ısı girdisinin mikrosertlik değerleri üzerindeki etkisinin, yüksek ısı girdisi kullanımı kaynak metalinin sertliğini düşürmektedir; şeklinde olduğu anlaşılmıştır.

Diğer bir numune seti olan 2,1 mm kalınlığındaki lazer kaynaklı, Inconel 718 süper alaşımı numuneleri için de aynı şartlar altında mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Bu numune seti için 1sı girdileri 61,29 J/mm, 80,38 J/mm ve

90,09 J/mm olan sırasıyla 1, 5 ve 9 numaralı numunelerde mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri sonucunda, kaynak dikişi boyunca elde edilen sertlik değişim grafikleri Şekil 4.42, 4.43 ve 4.44'de verilmektedir.

Yüksek lazer gücü ve yüksek kaynak işlem hızı kullanılan 61,29 J/mm ısı girişli 1 numaralı numunede ısı girişinin düşüklüğü ve bu numunede meydana gelen diğer numunelere kıyasla, yüksek değerdeki hızlı katılaşmadan dolayı, kaynak dikişi ergime bölgesinde ince dendritik yapı elde edilmiş ve mikrosertlik ölçümlerinde de katılaşma şartlarının bir sonucu olarak en yüksek ≈330 HV0.2 değeri kaydedilmiştir (Şekil 4.42). 61,29 J/mm ısı girdili kaynak işlemine kıyasla, daha yüksek ısı girdisi (80,38 J/mm) uygulanan 5 numaralı numunenin kaynak işleminden elde edilen kaynak metali bölgesinde ölçülen en yüksek sertlik değeri ise ≈300 HV0.2 gibi daha düşük bir değerde kalmıştır çünkü katılaşma şartları 1 numaralı numuneye kıyasla daha kaba bir dendritik yapı oluşumuna ve daha düşük bir katılaşma hızına sebep olmaktadır (Şekil 4.43). 90,09 J/mm kaynak ısı ısı girdili 9 numaralı numunenin kaynak metali bölgesinde ölçülen en yüksek sertlik değeri ise ≈280 HV0.2'dir (Şekil 4.44). Ana malzemenin mikrosertlik ölçüm değeri ise 240-250 HV0.2 aralığında değişmektedir. Gerçekleştirilen ölçümler sonucunda kaynakta kullanılan ısı girdisi arttıkça mikrosertlik değerlerinin düştüğü, tersi durumda ise arttığı anlaşılmıştır.



Şekil 4.42: Isı girdisi 61,29 J/mm olan 1 numaralı Inconel 718 süper alaşım lazer kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi.



Şekil 4.43: Isı girdisi 80,38 J/mm olan 5 numaralı Inconel 718 süper alaşım lazer kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi.



Şekil 4.44: Isı girdisi 90,09 J/mm olan 9 numaralı Inconel 718 süper alaşım lazer kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi.

Mikroyapı incelemeleri yapılan lazer kaynaklı Haynes 188 süper alaşımının 1, 5 ve 9 numaralı kaynaklarına ait ana metal-kaynak ergime bölgesi-ana metal bölgelerinde ölçülen mikrosertlik değerleri değişim profili Şekil 4.45, 4.46 ve 4.47'de verilmiştir. Isı girdisi 61,29 J/mm olan 1 numaralı numunenin sertlik dağılım profili incelendiğinde, yaklaşık 700 µm'luk kaynak dikişi genişliğinde ortalama sertlik değerinin 322±5 HV0,2 olduğu, 5 numaralı numunede kaynak metalinin 785 µm'lik genişliği boyunca ortalama sertlik değerinin 310±14 HV0,2 olduğu, son olarak, 9 numaralı numunede ise kaynak metalinin 915 µm'lik genişliği boyunca ortalama sertlik değerinin 307±17 HV0,2 olduğu saptanmıştır. Ana metal sertlik değeri yaklaşık olarak 280-290 HV0,2 civarındadır. Sertlik ölçümlerinde oldukça sapma gözlenmiştir fakat birincil karbürlerin yoğun olduğu bir mikroyapıda gerçekleştirilen mikrosertlik ölçümlerinin sapma göstermesinin normal olduğu düşünülmektedir. Sonuç olarak, mikrosertlik ölçümlerinde kaynaklı numunelerin kaynak bölgelerinde ortalama mikrosertlik değerlerinin birbirinden çok farklı olmamasına rağmen (bu fark yaklasık 15 HV0,2 değeri kadardır) kaynak metali mikrosertlik değeri ile ana metalin ortalama değeri karşılaştırıldığında 40 birimlik bir sertlik değeri farkı tesbit edilmiştir. Ana metal-kaynaklı numuneler ve kaynaklı numunelerin kendi aralarındaki (1, 5 ve 9 numaralı numuneler) kaynak metali bölgesinde göstermiş oldukları farklı sertlik değerleri, ısı girişi farklılığından ileri gelen katılaşma hızları farklılığının etkisine dayandırılabilir.



Şekil 4.45: Isı girdisi 61,29 J/mm olan 1 numaralı Haynes 188 süper alaşım lazer kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi.



Şekil 4.46: Isı girdisi 80,38 J/mm olan 5 numaralı Haynes 188 süper alaşım lazer kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi.



Şekil 4.47: Isı girdisi 90,09 J/mm olan 9 numaralı Haynes 188 süper alaşım lazer kaynaklı numunenin sertlik profili değişimi.

4.5 Çekme Testi Sonuçları

Makro, mikro ve mikrosertlik incelemeleri yapılan lazer alın kaynaklı Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarında, ısı girdisi farklılığının çekme testleri sonuçlarına etkisinin araştırılması amacıyla ASTM E8M standartına uygun olarak çekme testleri gerçekleştirilmiştir [81]. Testlerde standartta belirtilen en küçük boyutlara sahip olan test numuneleri kullanılmıştır. Daha önce yapılan incelemelere paralel olarak, işlem parametreleri açısından önemli görülen numuneler çekme testlerine tabii tutulmuşlardır. Test güveninirliği açısından her numune için 3 adet test yapılmıştır.

Levha kalınlığı 1,6 mm olan Inconel 718 süper alaşımının, numune setindeki dört adetlik lazer kaynaklı numunelerinin çekme testlerine ait grafik incelendiğinde (Şekil 4.48) kaynaklı numunelerin ana metale göre daha düşük kopma mukaveti ve uzama değerleri gösterdikleri tespit edilmiştir. Teste tabii tutulan numuneler kaynak dikişinden kırılmışlardır. Mühendislik gerilme-birim şekil değiştirme grafiğinden, ana malzeme kopma mukavemeti 903 MPa, uzama değeri % 43 iken 1 numaralı numunenin kopma mukavemeti 864 MPa, uzama değeri % 38, 2 numaralı numunenin kopma mukavemeti 856 MPa, uzama değeri % 36, 3 numaralı numunenin kopma mukavemeti 832 Mpa, uzama değeri % 30, 4 numaralı numunenin kopma mukavemeti ise 790 Mpa, uzama değerinin % 23 olduğu tesbit edilmiştir (Şekil 4.48). Kaynaklı numunelerde kaynak işleminde uygulanan ısı girdisinin artması ile çekme testlerinde daha düşük kopma mukavemeti ve uzama değerleri elde edildiği görülmektedir. Kopma mukavemetindeki ve uzama değerlerindeki bu düşme; ısı girdisi farklılığından ötürü numunelerin farklı katılaşma hızlarına sahip olmaları ve bu katılaşma hızları farklılığının mikroyapıdaki ince ve kaba dendritik yapı ile sonuçlanmasından ileri gelmektedir.

Levha kalınlığı 2,1 mm olan Inconel 718 süper alaşımında ise numune setindeki 1, 6 ve 9 numaralı numunelere ait gerilme-birim şekil değiştirme grafiği incelendiğinde (Şekil 4.49) yine, kaynaklı numunelerin ana metale göre daha düşük kopma mukaveti ve uzama değerleri gösterdikleri görülmektedir. Teste tabii tutulan numunelerin çoğunluğu kaynak dikişinden kırılmışlardır, 4, 7 ve 9 numaralı numunelerde ana metalden kırılma da gözlenmiştir. Mühendislik gerilme-birim şekil değiştirme grafiğinden, ana malzeme kopma mukavemeti 903 MPa, uzama değeri % 43 iken 1 numaralı numunenin kopma mukavemeti 829 MPa, uzama değeri % 41, 6 numaralı

numunenin kopma mukavemeti 829 MPa, uzama değeri % 40, 9 numaralı numunenin kopma mukavemeti 807 MPa, uzama değeri % 35 olduğu tesbit edilmiştir. Kaynaklı numunelerde kaynak işleminde uygulanan ısı girdisinin artması ile çekme testlerinde daha düşük kopma mukavemeti ve uzama değerleri elde edildiği görülmektedir.



Şekil 4.48: Inconel 718 süper alaşımı (1,6 mm kalınlık) ana metal ve lazer kaynaklı 1, 2, 3 ve 4 numaralı numunelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafiği.



Şekil 4.49: Inconel 718 süper alaşımı (2,1 mm kalınlık) ana metal ve lazer kaynaklı 1, 6 ve 9 numaralı numunelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafiği.

Haynes 188 süper alaşımının 9 adetlik numune setindeki 1, 5 ve 9 numaralı lazer kaynaklı numunelerinin çekme testlerine ait grafik incelendiğinde (Şekil 4.50) kaynaklı numunelerin ana metale göre daha düşük kopma mukaveti ve uzama değerleri gösterdikleri tespit edilmiştir. Bu genel gidişatı sadece 5 numaralı numune 1 numaralı numunenin kopma mukavemetinden daha yüksek mukavemet değeri göstererek bozmaktadır. Teste tabii tutulan numuneler kaynak dikişinden kırılmışlardır. Mühendislik gerilme-birim şekil değiştirme grafiğinden, ana malzeme kopma mukavemeti 1094 MPa, uzama değeri % 47 iken 1 numaralı numunenin kopma mukavemeti 1016 MPa, uzama değeri % 35, 5 numaralı numunenin kopma mukavemeti 1063 MPa, uzama değeri % 33, 9 numaralı numunenin kopma mukavemeti 915 MPa, uzama değeri % 26 olduğu tesbit edilmiştir. Kaynaklı numunelerde kaynak isleminde uygulanan 1s1 girdisinin artmas1 ile cekme testlerinde daha düşük kopma mukavemeti ve uzama değerleri elde edildiği görülmektedir. Lazer kaynak işleminde uygulanan ısı girdisi farklılığından ötürü numunelerin farklı katılasma hızlarına sahip olmaları ve bu katılasma hızları farklılıkları mikroyapıda ince ve kaba dendritik yapılar meydana getirerek numunelerin hem mikrosertlik hem de çekme testlerinde farklı sonuçlar göstermesine neden olmaktadır.



Şekil 4.50: Haynes 188 süper alaşımı ana metal ve lazer kaynaklı 1, 5 ve 9 numaralı numunelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafiği.

4.6 Kırık Yüzeyi İnceleme Sonuçları

Lazer kaynaklı malzeme ile orjinal malzeme kırık yüzeyleri arasındaki farkı ve ısı girdisinin kırık yüzeyine etkisini ortaya çıkarmak için üç numune setine ait önemli görülen, daha önce mikroyapısı incelenen ve mikrosertlik, çekme testlerine tabii tutulan numunelerin kırık yüzeyleri Jeol JSM-7000F Field Emission taramalı elektron mikroskobunda incelenmiş ve EDS analizleri de yapılmıştır. Şekil 4.51, 4.52 ve 4.53'de 1,6 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşımının kırık yüzeylerine ait görüntüler verilmektedir. Ana metale ait kırık yüzeyinde sünek kırılmanın belirtisi olan çukurlar gözlenmektedir (Şekil 4.51 a). İnklüzyonlar etrafında çekirdeklenen büyük mikro boşluklar ve daha küçük mikro boşlukların birleşmesiyle meydana gelen kırılma şekli yüzeye hakimdir. Yüksek büyütmelerde çekilen fotoğraflarda boşluk oluşumu için çekirdek görevi gören bu inklüzyonların kırılıp parçalandığı görülmüştür (Şekil 4.51 b). İnklüzyonlar üzerinde yapılan SEM-EDS analizleri, niyobyumca zengin karbürlerin varlığını ortaya çıkarmaktadır (Şekil 4.51 c).



Şekil 4.51: (a) Inconel 718 süper alaşımının ana metal kırık yüzeyi, (b) Niyobyumca zengin parçacık, (c) Niyobyumca zengin parçacığın EDS sonucu.

74,5 J/mm ısı girdili, 1 numaralı numunenin kaynak dikişinde gerçekleşen kırık yüzey morfolojisi Şekil 4.52'de verilmiştir. 1 numaralı numune kırık yüzeyinde, ana metal kırık yüzeyinde görülen inklüzyonlar etrafında gelişen büyük mikro boşlukların azaldığı, buna karşılık interdendritik kırılma özelliğinin belirtisi olan

yüzeysel çukurların ve bazı inklüzyonların kırık yüzeyini kapsadığı görülmüştür (Şekil 4.52 a-c). EDS analizleri sonucunda tesbit edilen inklüzyonların niyobyum ve titanyumca zengin karbürler olduğu anlaşılmıştır (Şekil 4.52 d-e).



 Şekil 4.52: (a) 74,5 J/mm ısı girdili 1 numaralı numunenin kaynak dikişi bölgesindeki kırık yüzeyi, (b) Niyobyumca zengin parçacık, (c) Titanyumca zengin parçacık, (d) Niyobyumca zengin parçacıktan alınan EDS sonucu, (e) Titanyumca zengin parçacığın EDS sonucu.

Şekil 4.53'de 4 numaralı numunenin kırık yüzey morfolojisi verilmiştir. Yüksek ısı girdisiyle (126,6 J/mm) kaynağı gerçekleştirilen numunenin kırık yüzeyi görünümü ve tespit edilen morfolojiler, ısı girdisi 74,5 J/mm olan 1 numaralı numune ile benzerlik göstermiştir. Yapıdaki dendrit kollarının 1 numaralı numunedekine göre kaba olması kırık yüzey incelemesinde fark edilmektedir. İnterdendritik kırılma özelliğinin belirtisi olan yüzeysel çukurlar bu numunenin kırık yüzeyinde de baskındır. Niyobyum ve titanyumca zengin MC tipi karbürler yine bu numunede de mikro boşluklar için çekirdek görevi üstlenmişlerdir (Şekil 4.53 b-c). Kırık yüzeylerinde gerçekleştirilen EDS analizleri Şekil 4.53 d-e'de verilmiştir.



Şekil 4.53: (a) 126,6 J/mm ısı girdili 4 numaralı numunenin kaynak dikişi bölgesinde gerçekleşen kırık yüzeyinin genel görünümü, (b) Niyobyumca zengin parçacık, (c) Titanyumca zengin parçacık, (d) Niyobyumca zengin parçacığın EDS sonucu. (e) Titanyumca zengin parçacığın EDS sonucu.

Şekil 4.54, 4.55'de 2,1 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşımının kırık yüzeylerine ait görüntüler verilmektedir. Ana metale ait kırık yüzeyinde bir önceki Inconel 718 numunesindekine benzer şekilde, sünek kırılmanın belirtisi olan çukurlar gözlenmektedir (Şekil 4.54). İnklüzyonlar etrafında çekirdeklenen büyük mikro boşluklar ve daha küçük mikro boşlukların birleşmesiyle meydana gelen kırılma şekli yüzeye hakimdir. İnklüzyonlar üzerinde yapılan SEM-EDS analizleri, niyobyum ve titanyumca zengin karbürlerin varlığını ortaya çıkarmaktadır (Şekil 4.54 c-d). Şekil 4.55'de sırasıyla lazer kaynaklı 1, 5 ve 9 numaralı Inconel 718 süper alaşımının kaynak dikişi kırık yüzeyleri ve inklüzyonlardan alınan EDS sonuçları verilmiştir. İnterdendritik kırılma belirtisi olan yüzeysel çukurlar bütün numunelerin kırık yüzeylerinde görülmektedir. Bu numunelerin birbirlerinden farkları 1 numaradan 9 numaraya doğru ilerlerken ısı girdisi artışıyla oluşan kaba dendritik yapının kırık yüzeyinde de kendini göstermesidir.



Şekil 4.54: (a) Inconel 718 süper alaşımının (2,1 mm kalınlığındaki) ana metal kırık yüzeyi, (b) Niyobyumca zengin parçacık, (c) Niyobyumca zengin parçacığın EDS sonucu, (d) Titanyumca zengin parçacığın EDS sonucu.



Şekil 4.55: Lazer kaynaklı Inconel 718'de kırık yüzeyleri.(a) 61,29 J/mm ısı girdili 1 numaralı numune, (b) 80,38 J/mm ısı girdili 5 numaralı numune, (c) 90,09 J/mm ısı girdili 9 numaralı numune, (d) Niyobyumca zengin parçacığın EDS sonucu, (e) Titanyumca zengin parçacığın EDS sonucu.

Haynes 188 süper alaşımının hem ana metal hem de kaynaklı numunelerinin kırık yüzeyleri sünek kırılma karakteristikleri göstermektedir. Fakat ana metal ile kırılmanın kaynak dikişinden olduğu kaynaklı numunelerin kaynak bölgesi mikroyapıları farklı olduğu için, kırık yüzeyi görüntüleri de farklıdır. Genel olarak, sünek kırılma karakteristiklerinden birisi olan mikro çukurlar görülmektedir. Şekil 4.56'da ana metal kırık yüzeyi ve bu yüzey incelemesinde alınan EDS sonuçları verilmiştir. Mikroyapıdaki parçacıkların etrafında gelişen büyük mikro boşluklar ve daha küçük mikro boşlukların birleşmesiyle meydana gelen kırılma şekli görülmektedir. Boşluk oluşumunda çekirdek görevi gören bu parçacıkların EDS analizleri sonucunda volframca zengin birincil tipteki karbürler (ağırlıkça % 19,42 Cr, % 21,5 Co, % 10,98 Ni, % 48,1 W) olduğu belirlenmiştir (Şekil 4.56 c-d). Kırık yüzeyinde bu tip karbürler yanında Haynes 188'in içeriğinde yüksek sıcaklıklarda korozyon direnci sağlaması için kullanılan alaşım elementi olan lantanın da yoğun olduğu (ağırlıkça % 55,53 La) bölgeler görülmüştür [24].



Şekil 4.56: Haynes 188 ana metal kırık yüzeyi. (a) Kırık yüzeyindeki volframca zengin parçacıklar, (b) Kırık yüzeyinde tesbit edilen lantanca zengin bölge, (c) Volframca zengin parçacığın EDS sonucu, (d) Lantanca zengin bölgenin EDS sonucu. Şekil 4.57'de lazer kaynaklı Haynes 188 süper alaşımının 1 ve 9 numaralı numunelerine ait kırık yüzeyleri verilmiştir. Bu kırık yüzeylerinin ana malzeme kırık yüzeyi görünümünden çok farklı olduğu, parçacıklar etrafında gelişen büyük mikro boşlukların azaldığı, dendritik mikroyapı nedeniyle interdendritik kırılma özelliğinin belirtisi olan yüzeysel çukurların her iki numune kırık yüzeyini kapsadığı görülmüştür (Şekil 4.57 a-b). 1 numaralı numunede lantanca zengin bölgesinden (ağırlıkça % 46,77 La) alınan EDS sonucu ve 9 numaralı numunede volfram ve lantan içeren (ağırlıkça % 12,05 W, % 6,69 La) bölgesinden alınan EDS sonuçları sırasıyla Şekil 4.57 c-d'de verilmiştir. Kaynaklı numunelerin, kırık yüzeylerinin taramalı elektron mikroskobu görüntülerindeki yüzeysel çukur büyüklük farklılığı, katılaşma hızları farkı nedeniyle meydana gelen ince ve kaba dendritik yapılar ile ilişkilendirilebilir.



Şekil 4.57: Lazer kaynaklı Haynes 188 numunelerinin kırık yüzeyleri. (a) 1 numaralı numune, (b) 9 numaralı numune, (c) 1 numaralı numunede lantanca zengin bölgenin EDS sonucu, (d) 9 numaralı numunede volfram ve lantan içeren bölgenin EDS sonucu.

5. GENEL SONUÇLAR

Nikel esaslı Inconel 718 ve kobalt esaslı Haynes 188 süper alaşımlarının lazer kaynağında tam nüfuziyet elde edilen alın kaynakları gerçekleştirilmiştir. Kaynak işlemleri için geliştirilen numune bağlama aparatı ve plazma oluşumunu önleme, koruyucu gaz uygulama apartları sayesinde kaynak hatası görülmeyen kaynaklar elde edilmiştir. Kaynaklı numunelerin gözle, metalografik ve radyografik olarak yapılan incelemelerinde kabul edilmeyecek tip ve miktarda kaynak hatası gözlenmemiştir.

Farklı kaynak ısı girdisi uygulanan kaynak işlemlerinde, ısı girdisi arttıkça, dikiş genişlik ölçülerinde artma kaydedilmiştir. Ergiyen ana malzeme hacmi artışı ile kaynak bölgesi genişliği artmaktadır. Isı girdisinin kaynak dikişi geometrisi üzerindeki etkinliği daha çok üst yüzey dikiş genişliği üzerine olmaktadır çünkü lazer gücü arttıkça veya kaynak işlem hızı düşük tutuldukça ana metalin daha çok miktarda ergiyen kısmı burası olmaktadır. Düşük ısı girdilerinde kaynak dikişi kum saati formu gösterirken ısı girdisi artışıyla bu görünüm değişmektedir. Dar bir aralıkta değişen ısı girdileri uygulanan dokuz adetlik numune setlerinde ise düşük ısı girdilerinde çivi formuna yakın, yüksek ısı girdilerinde ise kum saati formuna yakın şekilli kaynak dikişleri oluşmaktadır. Isı girdisinin yani uygulanan lazer gücünün ve kaynak işlem hızının oluşan kaynak dikişi geometrisi üzerindeki etkisi önemlidir.

Gerçekleştirilen kaynaklarda eksik nüfuziyet hatası yoktur. Kaynak öncesi, levhaların sabitlenmesinde hizalama ayarları büyük özen gösterilerek komparatör yardımıyla gerçekleştirildiğinden kaynak sonrası dikiş kesiti incelemelerinde de herhangi bir ayar bozukluğu, hizalanmamış durum gözlenmemiştir. Kaynakların radyografik filmleri değerlendirildiğinde porozite, eksik nüfuziyet, yanma oluğu, doldurma eksikliği olan kök bölgesi, hizalama hatası, inklüzyon varlığı, dikiş yönüne paralel ve dik çatlak varlığı, kaynak metali çökmesi gibi hatalar gözlenmemiştir.

Deneylerde kullanılan Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarının elementel analizlerine ait sonuçların ilgili alaşımların özelliklerini açıklayan SAE AMS 5596K ve SAE AMS 5608E şartlarını sağlamaktadır. Inconel 718 süper alaşımının, mikroyapı incelemesinde tipik dövme nikel esaslı süper alaşım yapısı gözlenmiştir.

Eş eksenli östenitik yapı ve tane içinde ve sınırlarında dağılmış bulunan niyobyum ve titanyumca zengin parçacıklar vardır. Ortalama tane boyutu 13 mikrondur ve bu değer, ASTM E112 standartına göre ASTM tane büyüklüğü numarası 9,5'a denk gelmektedir. Haynes 188 süper alaşımının, gerçekleştirilen mikroyapı incelemesinde ise tipik dövme kobalt esaslı süper alaşım yapısı gözlenmiştir. Eş eksenli östenitik yapı ve tane içinde ve sınırlarında dağılmış bulunan volframca zengin parçacıklar vardır.

Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarının lazer kaynaklı numunelerin, kaynak ergime bölgesinin mikroyapı incelemelerinden katılaşma sonrası yapılarının dendritik olduğu tespit edilmiştir. Isı girdisi arttıkça, katılaşma sonrası elde edilen kaynak bölgesindeki dendritik yapının kabalaştığı görülmektedir. Isı girdisi düşük olan numunenin katılaşma sonrası yapısı ısı girdisi yüksek olan numuneye göre daha ince yapıdadır. Kaynak metali bölgesinde Inconel 718 süper alaşımında Laves fazı oluşumu gözlenmiştir. Ayrıca, kaynak metalinde Inconel 718 süper alaşımında niyobyum ve titanyumca zengin parçacıklar, Haynes 188 süper alaşımında ise volframca zengin parçacıklar varlığı ortaya çıkarılmıştır.

Numunelerin kaynak metalinde katılaşma hızlarının ortaya çıkarılması için dendrit kolları arası mesafeler ölçülmüştür. Bu ölçümler sonucunda dört numune içeren Inconel 718 süper alaşımı lazer kaynaklı numunelerinden isi girdisi 74,5 J/mm olan 1 numaralı numune için ortalama dendrit kolları arası mesafesinin 1,06 mikron ve katılaşma hızının 3,5x10⁶ °C/sn, ısı girdisi 126,6 J/mm olan 4 numaralı numune için ortalama dendrit kolları arası mesafesi 2,30 mikron ve katılaşma hızının 1,75x10⁵ ^oC/sn olduğu tespit edilmiştir. Dokuz adet numune içeren Inconel 718 lazer kaynaklı numunelerden 1s1 girdisi 61,29 J/mm olan 1 numaralı numune için ortalama dendrit kolları arası mesafesi 1,49±0,58 mikrondur ve katılaşma hızı 1,46x10⁶ °C/sn, ısı girdisi 90,09 J/mm olan 9 numaralı numune için ortalama dendrit kolları arası mesafesi 2,59±0,38 mikrondur ve katılaşma hızı 1,27x10⁵ °C/sn'dir. Dokuz adet numune içeren Haynes 188 lazer kaynaklı numunelerden, ortalama dendrit kolları arası mesafesi 1,56 µm olan ısı girdisi 61,29 J/mm olan 1 numaralı numune için katılaşma hızı 1x10⁴ °C/sn, ortalama dendrit kolları arası mesafesi 2,78 µm olan ısı girdisi 90,09 J/mm olan 9 numaralı numune için 2×10^3 °C/sn olduğu tesbit edilmiştir. Isı girdisi artışıyla dendritik yapı kabalaşmakta ve dendrit kolları araşı mesafeler büyümekte, katılaşma hızı ise azalmaktadır. Bu sonuçlar lazer ışın kaynağı

uygulamalarında ulaşılabilecek katılaşma hızları (10³-10⁶ °C/sn) aralığında kalmaktadır.

Inconel 718 süper alaşımının dört numune içeren lazer kaynak numunelerinin mikroyapı fotoğraflarından ısıdan etkilenen bölgelerde mikro çatlaklar oluşmadığı görülmektedir fakat tane sınırlarında sıvılaşma vardır. En fazla tane sınırı sıvılaşması ısı girdisi en yüksek olan 126,6 J/mm ısı girişi olan 4 numaralı numunede olmuştur. Dokuz adet numune içeren diğer Inconel 718 süper alaşım numunelerinde de ısıdan etkilenen bölgelerde tane sınırı sıvılaşması görülmüştür. Bu numune seti içinde en yüksek ısı girdisine sahip olan 9 numaralı numunenin ısıdan etkilenen bölgelerinde ise tane sınırı sıvılaşmasıyla beraber mikro çatlak oluşumu kendini göstermiştir. Lazer kaynaklı Haynes 188 süper alaşımına ait numunelerin ısıdan etkilenen bölgelerinde ise mikro çatlak ve tane sınırı sıvılaşması oluşumu gözlenmemiştir. Mikro çatlak ve tane sınırı sıvılaşması oluşumuna lazer gücü, kaynak işlem hızı gibi kaynak işlem parametrelerinin yanında tane büyüklüğü gibi malzeme özelliklerinin de büyük etkisi vardır.

Inconel 718 süper alaşımına ait lazer kaynaklı numunelerin kaynak metali bölgesinde gerçekleştirilen mikroyapı incelemelerinde Laves fazı oluşumu tesbit edilmiştir. Laves fazının elementel analizleri yapılarak ağırlıkça niyobyum içeriğinin yaklaşık % 20 civarında olduğu tesbit edilmiştir. Ergime bölgesindeki mikroyapı içinde elementlerin oynadığı rolleri anlayabilmek için elementel denge paylaşım çalışmaları yapılmış ve elementlerin k dağılım katsayıları belirlenmiştir. Niyobyum için elde edilen dağılım katsayısı 0,5 bulunmuştur. Krom, demir ve nikel için belirlenen dağılım katsayıları (>1,0) dendrit çekirdeğinin bu elementlerce zenginleştiğini, niyobyum elementince fakirleştiğini ortaya koymaktadır.

Kaynak işlem hızı ve dendritlerin ergime sınırından kaynak dikişi merkezine doğru göstermiş oldukları yönlenme açısından faydalanılarak dendrit kollarının büyüme hızları tesbit edilmiştir. Inconel 718 süper alaşımının dört adet numune içeren deney setindeki 1 numaralı numunenin dendrit kolları büyüme hızı 7,43 mm/sn, 4 numaralı numunenin dendrit kolları büyüme hızı 5,37 mm/sn'dir. Isı girdisinin düşük tutulduğu, kaynak işlem hızının yüksek olduğu 1 numaralı numunede katılaşma büyüme hızı yüksek çıkmıştır. Dokuz adet numune içeren hem Inconel hem de Haynes süper alaşımlarına ait deney setlerinde yapılan incelemelerde ise genel beklentiye uymayan sonuçlar tesbit edilmiştir. İncelenen numunelerdeki tesbit edilen

açılar ve de kaynak işlem hızları birbirine yakın olduğundan dört adet numune içeren deney setinden farklı sonuçlar elde edilmiştir. Sonuca etki eden bileşenlerden olan açı değeri (Cos ψ) ısı girdisi yüksek olan numuneye SR değerinin büyük çıkması yönünde yardımcı olurken ve ısı girdisi düşük olan ile kaynak işlem hızları arasında büyük farklar yok iken bu şekilde bir sonuca ulaşılması normal olmaktadır. İncelenen numunelerin kaynak işlem hızları arasında 1,6 mm kalınlığındaki Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağındaki gibi büyük farklar olsaydı o zaman genel beklentilere yönelik bir sonuç alınabilirdi.

Yüksek lazer gücü ve yüksek kaynak işlem hızı kullanılarak lazer alın kaynağı yapılan düşük ısı girişli numunelerde ısı girişinin düşüklüğü ve bu numunelerdeki meydana gelen yüksek değerdeki hızlı katılaşmadan dolayı, kaynak dikişi ergime bölgesinde ince dendritik yapı elde edilmiş ve mikrosertlik ölçümlerinde de katılaşma şartlarının bir sonucu olarak yüksek değerler ölçülmüştür. Katılaşma hızı düşük olan yüksek ısı girdili numunelerde ise kaynak dikişinde daha düşük sertlik değerleri kaydedilmiştir.

Kaynaklı numunelerde kaynak işleminde uygulanan ısı girdisinin artması ile çekme testlerinde ana metalin göstermiş olduğu değerlere kıyasla, daha düşük kopma mukavemeti ve uzama değerleri elde edildiği görülmektedir. Levha kalınlığı 1,6 mm olan Inconel 718 süper alaşımının, numune setindeki dört adetlik lazer kaynaklı numunelerinin çekme testlerine ait grafik incelendiğinde kaynaklı numunelerin ana metale göre daha düşük kopma mukaveti ve uzama değerleri gösterdikleri tespit edilmiştir. Teste tabii tutulan numuneler kaynak dikişinden kırılmışlardır. Mühendislik gerilme-birim şekil değiştirme grafiğinden, ana malzeme kopma mukavemeti 903 MPa, uzama değeri % 43 iken 1 numaralı numunenin kopma mukavemeti 864 MPa, uzama değeri % 38, 2 numaralı numunenin kopma mukavemeti 856 MPa, uzama değeri % 36, 3 numaralı numunenin kopma mukavemeti 832 Mpa, uzama değeri % 30, 4 numaralı numunenin kopma mukavemeti ise 790 Mpa, uzama değerinin % 23 olduğu tesbit edilmiştir. Inconel 718 için SAE AMS 5596J standartında çekme testi özelliklerinin 0,25-4,7 mm kalınlık için kopma mukavemetinin maksimum 965 MPa, uzama miktarının ise minimum % 30 olması gerektiği belirtilmektedir. Elde edilen sonuçlar standartın gerektirdiği ile kıyaslandığında 4 numaralı numune düşük uzama değeri (% 23) nedeniyle yeter şartı sağlamamaktadır.

Levha kalınlığı 2,1 mm olan Inconel 718 süper alaşımında ise numune setindeki 1, 6 ve 9 numaralı numunelere ait gerilme-birim şekil değiştirme grafiği incelendiğinde, kaynaklı numunelerin ana metale göre daha düşük kopma mukaveti ve uzama değerleri gösterdikleri görülmektedir. Teste tabii tutulan numunelerin çoğunluğu kaynak dikişinden kırılmışlardır, 4, 7 ve 9 numaralı numunelerde ana metalden kırılma da gözlenmiştir. Mühendislik gerilme-birim şekil değiştirme grafiğinden, ana malzeme kopma mukavemeti 903 MPa, uzama değeri % 43 iken 1 numaralı numunenin kopma mukavemeti 829 MPa, uzama değeri % 41, 6 numaralı numunenin kopma mukavemeti 807 MPa, uzama değeri % 35 olduğu tesbit edilmiştir. Inconel 718 için SAE AMS 5596J standartında çekme testi şartları ile inceleme sonuçları karşılaştırıldığında bütün numunelerin gerekli çekme testi kopma mukavemeti ve uzama değerlerini sağladığını tespit etmekteyiz.

Haynes 188 süper alaşımının 9 adetlik numune setindeki 1, 5 ve 9 numaralı lazer kaynaklı numunelerinin çekme testlerine ait grafik incelendiğinde (Şekil 4.50) kaynaklı numunelerin ana metale göre daha düşük kopma mukaveti ve uzama değerleri gösterdikleri tespit edilmiştir. Bu genel gidişatı sadece 5 numaralı numune 1 numaralı numunenin kopma mukavemetinden daha yüksek mukavemet değeri göstererek bozmaktadır. Teste tabii tutulan numuneler kaynak dikişinden kırılmışlardır. Mühendislik gerilme-birim şekil değiştirme grafiğinden, ana malzeme kopma mukavemeti 1094 MPa, uzama değeri % 47 iken 1 numaralı numunenin kopma mukavemeti 1016 MPa, uzama değeri % 35, 5 numaralı numunenin kopma mukavemeti 1063 MPa, uzama değeri % 33, 9 numaralı numunenin kopma mukavemeti 915 MPa, uzama değeri % 26 olduğu tesbit edilmiştir. Haynes 188 süper alaşımı için SAE AMS 5608E standartında cekme testi özelliklerinin 0,51 mm kalınlığının üst değerleri için kopma mukavemetinin minimum 862 MPa, uzama miktarının ise minimum % 45 olması gerektiği belirtilmektedir. İncelenen numunelerin çekme testi sonuçları bu standartın şartları ile değerlendirildiğinde kopma mukavemeti değerlerinin yeter şartı sağladığı fakat bütün numunelerin uzama değerlerinin % 45 değerinin altında kaldığı görülmektedir.

Kopma mukavemetindeki ve uzama değerlerindeki bu düşme; ısı girdisi farklılığından ötürü numunelerin farklı katılaşma hızlarına sahip olmaları ve bu katılaşma hızları farklılığının mikroyapıdaki ince ve kaba dendritik yapı ile

sonuçlanmasından ileri gelmektedir. Kaynak dikişinde gerçekleşen kırılmaların özellikle ergime sınırına yakın olduğu gözlenmiştir. Isıdan etkilenen bölgedeki tane sınırı sıvılaşmasının bu tarz kırılmalara sebep olabileceği düşünülmektedir. Özellikle Haynes 188 süper alaşımının düşük uzama değerleri nedeniyle ilgili standart şartını sağlamaması gelecekte yapılacak çalışmalarda mekanik özelliklerin iyileştirilmesinin gerekli olduğunu ortaya koymaktadır. Bu iyileştirme çalışmaları kaynak öncesi ve sonrası uygulanacak ısıl işlemler olabileceği gibi uygun dolgu malzemeleri kullanılacak lazer kaynak veya hibrit (lazer ve TIG) kaynak yöntemlerinin uygulanması şeklinde de olabilir. Ayrıca kaynaklı alaşımların servis şartlarında göstereceği mekanik davranışların tespiti amacıyla yüksek sıcaklık çekme ve yorulma testlerinin gerçekleştirilip değerlendirilmesi gerekmektedir.

Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımının hem ana metal hem de kaynaklı numunelerinin kırık yüzeyleri sünek kırılma karakteristikleri göstermektedir. Fakat ana metal ile kırılmanın kaynak dikişinden olduğu kaynaklı numunelerin kaynak bölgesi mikroyapıları farklı olduğu için, kırık yüzeyi görüntüleri de farklıdır. Genel olarak, sünek kırılma karakteristiklerinden birisi olan mikro çukurlar görülmektedir. Mikroyapıdaki parçacıkların etrafında gelişen büyük mikro boşluklar ve daha küçük mikro boşlukların birleşmesiyle meydana gelen kırılma şekli görülmektedir. Boşluk oluşumunda çekirdek görevi gören bu parçacıkların EDS analizleri sonucunda Inconel 718'de nivobyum ve titanyumca zengin, Haynes 188'de volframca zengin birincil tipteki karbürler olduğu anlaşılmaktadır. Kaynaklı numunelerin kırık yüzeylerinin ana malzeme kırık yüzeyi görünümünden çok farklı olduğu, parçacıklar etrafında gelişen büyük mikro boşlukların azaldığı, dendritik mikroyapı nedeniyle interdendritik kırılma özelliğinin belirtisi olan yüzeysel çukurların numunelerin kırık yüzeyini kapsadığı görülmüstür. Numunelerin kaynakta kullanılan ısı girdileri arttıkça dendritler arası kırılma belirtisi olan yüzeysel çukurların büyüklüğü de artmaktadır.

Kaynak teknolojisi, imal usulleri içinde önemli bir yere sahiptir. Kaynaklı üretim yapanlar için kaynak işlemlerine yönelik hazır bilgiler, uygulama prosedürleri ve parametreler çok büyük önem arz etmektedir. Bu doktora tez çalışmasının içeriğinde verilen Inconel 718 ve Haynes 188 süper alaşımlarının lazer kaynağına yönelik bilgiler ile bir eksikliğin doldurulacağına, bu bilgiler sınırlı da olsa bu konuda çalışacak akademisyenlerin ve üreticilerin başvuracakları bir referans olacağına

inanmaktayız. Lazer uygulamaları ülkemizde çoğunlukla paslanmaz levha ticareti yapılan atölyelerde kesim amaçlı kullanılmasına rağmen yavaş yavaş otomotiv sektörüne kaynakta kullanım amacıyla da girmeye başlamıştır. Otomasyona çok elverişli olan lazer kaynak sistemleri yakın bir gelecekte ülkemizde birçok sektörde uygulamaya konulacaktır. Gelişmeye açık olan lazer kaynak ve diğer lazer işlemleri hakkında araştırma-geliştirme faaliyetlerinin araştırma merkezleri-sanayii işbirliği içinde yapılması, eksikliklerin giderilmesi önem arz etmektedir.

KAYNAKLAR

- [1] **Duley, W.W.,** 1998. Laser welding. A Wiley-Interscience publication. John Wiley & Sons, Inc., New York.
- [2] Tillack, D.J., 2007. Welding superalloys for Aerospace applications. *Welding Journal*, Vol. 86, No. 1, 28-32.
- [3] Henderson, M.B., Arrell, D., Larsson, R., Heobel, M., and Marchant, G., 2004. Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 9, No. 1, 13-21.
- [4] Idowu, O.A., Ojo, O.A., Chaturvedi, M.C., 2007. Effect of heat input on heat affected zone cracking in laser welded ATI Allvac 718Plus superalloy. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, Vol. 454, 389-397.
- [5] Yeni, C., Kocak, M., 2006. Fracture toughness analysis of laser-beam-welded superalloys Inconel 718 and 625. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 29, No. 7, 546-557.
- [6] Ojo, O.A., Richards, N.L., Chaturvedi, M.C., 2004. Microstructural study of weld fusion zone of TIG welded IN 738LC nickel-based superalloy. *Scripta Materialia*, Vol. 51, No. 7, 683-688.
- [7] Zhang, L., Gobbi, S.L., Loreau, J.H., 1997. Laser welding of Waspaloy sheets for aero-engines. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 65, No. 1-3, 183-190.
- [8] Vishwakarma, K.R., Richards, N.L., Chaturvedi, M.C., 2008. Microstructural analysis of fusion and heat affected zones in electron beam welded Allvac 718Plus superalloy. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, Vol. 480, No. 1-2, 517-528.
- [9] Abdulgader, S.A., 1988. Laser welding of 200-series stainless steels: Solidification behavior and microstructure characteristics. *Doctor of Philosophy Thesis*. The Graduate School Department of Materials Science and engineering, The Pennsylvania State University.
- [10] Idowu, O.A., Ojo, O.A., Chaturvedi, M.C., 2009. Crack-free electron beam welding of Allvac 718Plus superalloy. *Welding Journal*, Vol. 88, No. 9, 179S-187S.
- [11] Cao, X., Rivaux, B., Jahazi, M., Cuddy, J., Birur, A., 2009. Effect of pre- and post-weld heat treatment on metallurgical and tensile properties of Inconel 718 alloy butt joints welded using 4 kW Nd:YAG laser. *Journal of Materials Science*, Vol. 44, No. 17, 4557-4571.

- [12] Reddy, G.M., Murthy, C.V.S., Rao, K.S., Rao, K.P., 2009. Improvement of mechanical properties of Inconel 718 electron beam welds-influence of welding techniques and postweld heat treatment. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 43, No. 7-8, 671-680.
- [13] Hong, J.K., Park, J.H., Park, N.K., Eom, I.S., Kim, M.B., Kang, C.Y., 2008. Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 201, No. 1-3, 515-520.
- [14] Sivaprasad, K., Raman, S.G.S., 2008. Influence of weld cooling rate on microstructure and mechanical properties of alloy 718 weldments. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 39A, No. 9, 2115-2127.
- [15] Huang, C.A., Wang, T.H., Han, W.C., Lee, C.H., 2007. A study of the galvanic corrosion behavior of Inconel 718 after electron beam welding. *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 104, No. 2-3, 293-300.
- [16] Huang, C.A., Wang, T.H., Lee, C.H., Han, W.C., 2005. A study of the heataffected zone (HAZ) of an Inconel 718 sheet welded with electronbeam welding (EBW). *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, Vol. 398, No. 1-2, 275-281.
- [17] Fouilland, L., El Mansori, M., Gerland, M., 2007. Role of welding process energy on the microstructural variations in a cobalt base superalloy hardfacing. *Surface & Coatings Technology*, Vol. 201, No. 14, 6445-6451.
- [18] **Url-1** <*http://tms.org/Meetings/Specialty/Superalloys2000/*

SuperalloysHistory.html>, alındığı tarih 30.09.2009.

- [19] Bouse, G.K., Mihalisin J.R., 1989. Superalloys, supercomposites and superceramics. Eds. Tien, J.K., Caulfield, T., Academic Press, Inc., 99-148.
- [20] Howell, S.W., 2005. Characterization of the susceptibility of grain boundaries to liquation in the heat affected zone of alloy 718. Doctor of Philosophy Thesis. Department of Metallurgical and Materials Engineering in the Graduate School of The University of Alabama.
- [21] Lu, Y., 2005. High-temperature low-cycle-fatigue and crack-growth behaviors of three superalloys: Hastelloy X, Haynes 230 and Haynes 188. *Doctor of Philosophy Thesis*. The University of Tennessee.
- [22] **Reed, R.C.,** 2006. The superalloys: Fundamentals and applications. Cambridge University Press.
- [23] Buitrago, J.H.G., 1995. Effects of the laser beam powder welding process on the hardenability of superalloy IN-738LC deposition welds. *Master of Science Thesis*. Department of Materials Science and Mechanics, Michigan State University.
- [24] **Davis, J.R.**, 1997. Heat resistant materials. ASM Specialty Handbook, ASM International, 221-254.
- [25] Lin, C.S., 1993. Microstructure & modeling for quality castings: Castability maps for nickel-base alloys. *Doctor of Philosophy Thesis*. Department of Materials Science and Engineering of the College of Engineering, University of Cincinnati.
- [26] Bashir, S., 1982. High temperature low cycle fatigue of nickel base superalloys Rene 95 and Inconel 718. *Doctor of Philosophy Thesis*. Department of Materials Science and Metallurgical Engineering College of Engineering Division of Graduate Education and Research, University of Cincinnati.
- [27] Cadieux, G., 1997. Influence of heat treatment on heat affected zone microfissuring in EB welded microcast-x Inconel 718. *Master of Science Thesis*. Department of Mechanical and Industrial Engineering, University of Manitoba.
- [28] Url-2 <http://cal.vet.upenn.edu/projects/saortho/chapter_13/13mast.htm>,

alındığı tarih 07.10.2009.

- [29] Klarstrom, D.L., 1993. Wrought cobalt-base superalloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 2, No. 4, 523-530.
- [30] **Campbell, F.C.,** 2006. Manufacturing technology for aerospace structural materials. Elsevier, 212-272.
- [31] Lankalapalli K.N., 1996. Model-based penetration depth estimation of laser welding processes. *Doctor of Philosophy Thesis*. Purdue University.
- [32] **Ready, J.F.,** 1997. Industrial application of lasers. Elsevier Science & Technology.
- [33] **Ion, J.C.,** 2005. Laser processing of engineering materials: Principles, procedure and industrial application. Elsevier.
- [34] **Dahotre, N.B., Harimkar, S.P.,** 2008. Laser fabrication and machining of materials. Springer.
- [35] Sonti, N., 1988. Influence of process parameters on laser weld characteristics in aluminum alloys. *Doctor of Philosophy Thesis*. The Graduate School College of Engineering, The Pennsylvania State University.
- [36] **Kannatey-Asibu, E.,** 2009. Principles of laser materials processing. A John Wiley & Sons, Inc., Publication.
- [37] **Ready, J.F., Farson, D.F.,** 2001. LIA Handbook of laser materials processing, Laser Institute of America, Magnolia Publishing.
- [38] Xie, J., 1998. Laser welding of sheet metals. Doctor of Philosophy Thesis. Department of Mechanical, Materials and Aerospace Engineering in the College of Engineering and Center for Research and Education in Optics and Lasers, University of Central Florida, Orlando, Florida.

- [39] Ancona, A., Sibillano, T., Tricarico, L., Spina, R., Lugara, P.M., Basile, G., and Schiavone, S., 2005. Comparison of two nozzles for laser beam welding of AA5083 aluminium alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 164, 971-977.
- [40] Çelen, S., Karadeniz, S., Özden, H., 2008. Effect of laser welding parameters on fusion zone morphological, mechanical and microstructural characteristics of AISI 304 stainless steel. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol. 39, No. 11, 845-850.
- [41] Guohua, L., Yan, C., Yixiong, W., 2009. Stability information in plasma image of high-power CO₂ laser welding. *Optics and Lasers in Engineering*, Vol. 47, No. 9, 990-994.
- [42] Zhang, L., Zhang, J., Gong, S., 2009. Mechanism study on the effects of side assisting gas velocity during CO₂ laser welding process. *Journal of Applied Physics*, Vol. 106, No. 2, Article No. 024912, 1-8.
- [43] Iqbal, S., Gualini, M.M.S., Rehman, A., 2010. Dual beam method for laser welding of galvanized steel. Optics & Laser Technology, Vol. 42, No. 1, 93-98.
- [44] **Ahmed, N.,** 2005. New developments in advanced welding. Woodhead Publishing Limited, Cambridge, England.
- [45] Uddin, M.N., 1994. High speed laser welding instability and optimization. Doctor of Philosophy Thesis. Department of Mechanical Engineering, University of Windsor, Ontario, Canada.
- [46] El-Batahgy, A.M., 1997. Effect of laser welding parameters on fusion zone shape and solidification structure of austenitic stainless steels. Materials Letters, Vol. 32, No. 2-3, 155-163.
- [47] Kaul, R., Ganesh, P., Tripathi, P., Nandedkar, R.V., Nath, A.K., 2003. Comparison of laser and gas tungsten arc weldments of stabilized 17 wt% Cr ferritic stainless steel. *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 18, No. 4, 563-580.
- [48] Kell, J., Tyrer, J.R., Higginson, R.L., Thomson, R.C., 2005. Microstructural characterization of autogenous laser welds on 316L stainless steel using EBSD and EDS. *Journal of Microscopy-Oxford*, Vol. 217, 167-173.
- [49] David, S.A., Babu, S.S., Vitek, J.M., 2003. Welding: Solidification and microstructure. JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Vol. 55, No. 6, 14-20.
- [50] **DebRoy, T., David S.A.,** 1995. Physical processes in fusion welding. *Reviews* of Modern Physics, Vol. **67**, No. 1, 85-112.
- [51] **ASM Handbook Committee**, 1993. ASM Handbook, Volume 6, Welding, brazing, and soldering. ASM International.
- [52] Kuo, S., 2003. Welding metallurgy. A Wiley-Interscience publication. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey.

- [53] Ki, H., Mohanty, P.S., Mazumder, J., 2002. Modeling of laser keyhole welding: Part I. Mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface evolution. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 33, No. 6, 1817-1830.
- [54] Zhou, J., Tsai, H.L., Wang, P.C., 2006. Transport phenomena and keyhole dynamics during pulsed laser welding. *Journal of Heat Transfer Transactions of the ASME*, Vol. 128, No. 7, 680-690.
- [55] Messler, R.W., Jr., 2004. Principles of welding. Wiley-VCH, Verlag GmbH & Co. KgaA, Weinheim.
- [56] **Porter, D.A., Easterling, K.E.,** 1992. Phase transformations in metals and alloys. Chapman & Hall, London, UK.
- [57] Rappaz, M., David, S.A., Vitek, J.M., Boatner, L.A., 1989. Development of microstructures in Fe-15Ni-15Cr single crystal electron beam welds. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 20, No. 6, 1125-1138.
- [58] David, S.A., Vitek, J.M., Rappaz, M., Boatner, L.A., 1990. Microstructure of stainless steel single-crystal electron beam welds. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 21, No. 6, 1753-1766.
- [59] Rappaz, M., David, S.A., Vitek, J.M., Boatner, L.A., 1990. Analysis of solidification microstructures in Fe-Ni-Cr single welds. *Metallurgical* and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, Vol. 21, No. 6, 1767-1782.
- [60] Rappaz, M., Vitek, J.M., David, S.A., Boatner, L.A., 1993. Microstructural formation in longitudinal bicrystal welds. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 24, No. 6, 1433-1446.
- [61] Mohanty, P.S., Mazumder, J., 1998. Solidification behavior and microstructural evolution during laser beam-material interaction. *Metallurgical and Materials Transactions B-Process Metallurgical and Materials Processing Science*, Vol. 29, No. 6, 1269-1279.
- [62] Vitek, J.M., Dasgupta, A., David, S.A., 1983. Microstructural modification of austenitic stainless steels by rapid solidification. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 14, No. 9, 1833-1841.
- [63] Fu, J.W., Yang, Y.S., Guo, J.J., Tong, W.H., 2008. Effect of cooling rate on solidification microstructures in AISI 304 stainless steel. *Materials Science and Technology*, Vol. 24, No. 8, 941-944.
- [64] Vitek, J.M., 2005. The effect of welding conditions on stray grain formation in single crystal welds-theoretical analysis. *Acta Materialia*, Vol. 53, No. 1, 53-67.
- [65] Zhan, X.H., Dong, Z.B., Wei, Y.H., Xu, Y.L., 2008. Dendritic grain growth simulation in weld molten pool based on CA-FD model. *Crystal Research and Technology*, Vol. 43, No. 3, 253-259.

- [66] Kou, S., 2003. Solidification and liquation cracking issues in welding. JOM Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Vol. 55, No. 6, 37-42.
- [67] Liu, R.P., Dong, Z.J., Pan, Y.M., 2006. Solidification crack susceptibility of aluminum alloy weld metals. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, Vol. 16, No. 1, 110-116.
- [68] Lee, D.J., Byun, J.C., Sung, J.H., Lee, H.W., 2009. The dependence of crack properties on the Cr/Ni equivalent ratio in AISI 304L austenitic stainless steel weld metals. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, Vol. 513-514, 154-159.
- [69] Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. John Wiley & Sons, Inc.
- [70] Huang, C., Cao, G., Kou, S., 2004. Liquation cracking in partial penetration aluminium welds: assessing tendencies to liquate, crack and backfill. *Science and Technology of welding and Joining*, Vol. 9, No. 2, 149-157.
- [71] Richards, N.L., Nakkalil, R., Chaturvedi, M.C., 1994. The influence of electron beam welding parameters on heat-affected-zone microfissuring in Incoloy 903. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 25, No. 8, 1733-1745.
- [72] Guo, H., Chaturvedi, M.C., Richards, N.L., McMahon, G.S., 1999. Interdependence of character of grain boundaries, intergranular segregation of boron and grain boundary liquation in simulated weld heat-affected zone in inconel 718. *Scripta Materialia*, Vol. 40, No. 3, 383–388.
- [73] Qian, M., Lippold, J.C., 2003. Liquation phenomena in the simulated HAZ of Alloy 718 after multiple postweld heat treatment cycles. *Welding Journal*, Vol. 82, No. 6, 145s-150s.
- [74] Janaki Ram, G.D., Venugopal Reddy, A., Prasad Rao, K., Reddy, G.M., Sarin Sundar, J.K., 2005. Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 167, No. 1, 73–82.
- [75] Yeni, C., Koçak, M., 2008. Fracture analysis of laser beam welded superalloys Inconel 718 and 625 using the FITNET procedure. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 85, No. 8, 532-539.
- [76] Haynes International, 1991. Haynes Alloy 188. Report, Haynes International, Inc., Kokomo, IN, USA.
- [77] Makino, Y., Honda, K., Kimura, S., 1999. High temperature mechanical properties of laser welds in Co-base superalloy and its improvement by laser surface melting. *Welding International*, Vol. 13, No. 8, 612-620.

- [78] **Url-3** < http://www.bandelin.com/datenblaetter/r33_8330e-7_stamm.pdf>, alındığı tarih 21.06.2010.
- [79] **ISO 9015-2:2003(E),** 2003. Destructive tests on welds in metallic materials hardness testing part 2: Microhardness testing of welded joints-First Edition. International Standard.
- [80] **BSI BS ISO 22826:2005,** 2005. Destructive tests on welds in metallic materials hardness testing of narrow joints welded by laser and electron beam (Vickers and Knoop hardness tests). British Standard.
- [81] **ASTM E8/E8M**, 2009. Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International.
- [82] Benyounis, K.Y., Olabi, A.G., Hashmi, M.S.J., 2005. Effect of laser welding parameters on the heat input and weld-bead profile. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 164-165, 978-985.
- [83] El Rayes, M., Walz, C., Sepold, G., 2004. The influence of various hybrid welding parameters on bead geometry, *Welding Journal*, 147-153.
- [84] Kuo, T.Y., 2005. Effects of pulsed and continuous Nd-YAG laser beam waves on welding of Inconel alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 10, No. 5, 557-565.
- [85] Anawa, E.M., Olabi, A.G., 2008. Using Taguchi method to optimize welding pool of dissimilar laser-welded components. *Optics & Laser Technology*, Vol. 40, No. 2, 379-388.
- [86] **BSI BS EN ISO 13919-1:1997,** 1997. Welding Electron and laser beam welded joints Guidance on quality levels for imperfections. Part 1: Steel. British Standard.
- [87] SAE AMS 5596K, 2007. Nickel alloy, corrosion and heat-resistant, sheet, strip, foil and plate 52.5Ni - 19Cr - 3.0Mo - 5.1Cb (Nb) - 0.90Ti - 0.50Al -18Fe consumable electrode remelted or vacuum induction melted 1775 °F (968 °C) solution heat treated. SAE International.
- [88] **SAE AMS 5608E,** 2001. Cobalt alloy, corrosion and heat resistant, sheet, strip and plate 40Co-22Cr-22Ni-14.5W-0.07La solution heat treated. SAE International.
- [89] **ASTM E112-96,** 2004. Standard test methods for determining average grain size. ASTM International.
- [90] Jawwad, A.K.A., Strangwood, M., Davis, C.L., 2005. Microstructural modification in full penetration and partial penetration electron beam welds in INCONEL-718 (IN-718) and its effect on fatigue crack initiation. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 36A, No. 5, 1237-1247.
- [91] Vincent, R., 1985. Precipitation around welds in the nickel-base superalloy, Inconel-718, *Acta Metallurgica*, Vol. 33, No. 7, 1205-1216.
- [92] Wang, H.M., Zhang, J.H., Tang, Y.J., Hu, Z.Q., 1992. Rapidly solidified MC carbide morphologies of a laser-glazed single-crystal nickel-base superalloy. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, Vol. 156, No. 1, 109-116.

- [93] Won, Y.M., Kim, K.H., Yeo, T.J., Oh, K.H., 1998. Effect of cooling rate on ZTS, LIT and ZDT of carbon steels near melting point. *ISIJ International*, Vol. 38, No. 10, 1093-1099.
- [94] **David, S.A., Vitek, J.M.,** 1992. Principles weld metal solidification and microstructures. Conference Proceedings on Trends in Welding Research, Gatlinburg, TN, USA, June 1-5, 147.
- [95] Kelly, T.J., 1989. Elemental effects on the cast 718 weldability. Welding Journal, Vol. 68, No. 2, S44-S51.
- [96] Huang, X., Chaturvedi, M.C., Richards, N.L., 1996. Effect of homogenisation heat treatment on the microstructure and heat affected zone microfissuring in welded cast alloy IN718. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 27, No. 3, 785-790.
- [97] Savage, W.F., Nippes, E.F., Goodwin, G.M., 1977. Effect of minor elements on hot-cracking tendencies of Inconel 600. *Welding Journal*, Vol. 56, No. 8, S245-S253.
- [98] Thompson, R.G., Dobbs, J.R., Mayo, D.E., 1986. The effect of heat-treatment on microfissuring in alloy-718. Welding Journal, Vol. 65. No. 11, S299-S304.
- [99] Çam, G., Koçak, M., 1998. Progress in joining of advanced materials. International Materials Reviews, Vol. 43, No. 1, 1-44.
- [100] Ram G.D.J., Reddy, A.V., Rao, K.P., Reddy, G.M., 2004. Control of laves phase in Inconel 718 GTA welds with current pulsing. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 9, No. 5, 390-398.
- [101] Knorovsky, G.A., Cieslak, M.J., Headley, T.J., Roming, A.D., Hammetter, W.F., 1989. Inconel 718: a solidification diagram. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 20, No. 10, 2149-2158.
- [102] Cieslak, M.J., Headley, T.J., Knorovsky, G.A., Romig, A.D., Kollie, T., 1990. A comparison of the solidification behaviour of Incoloy 909 and Inconel 718. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 21, No. 2, 479-488.
- [103] Radhakrishna, C., Rao, K.P., Srinivas, S., 1995. Laves phase in superalloy 718 weld metals. *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 14, No. 24, 1810-1812.
- [104] Cao, W.D., 2005. Solidification and solid state phase transformation of Allvac 718Plus alloy. Proceedings of the Conference on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, ed. Loria, E.A., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 165-177.
- [105] Radhakrishna, C., Rao, K.P., 1997. The formation of laves phase in superalloy 718. Journal of Materials Science, Vol. 32, No. 8, 1977-1984.

- [106] Schirra, J.J., Caless, R.H., Hatala, R.W., 1991. The effect of laves phase on the mechanical properties of wrought and cast + HIP Inconel 718. Proceedings of the Conference on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, ed. Loria, E.A., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 375-388.
- [107] Antonsson, T., Fredriksson, H., 2005. The effect of cooling rate on the solidification of Inconel 718. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 36, No. 1, 85-96.
- [108] Ram, G.D.J., Reddy, A.V., Rao, K.P., Reddy, G.M., 2005. Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 electron beam welds. *Materials Science and Technology*, Vol. 21, No. 10, 1132-1138.
- [109] Cieslak, M.J., Headley, T.J., Romig, A.D., 1986. The welding metallurgy of Hastelloy alloys C-4, C-22, and C-276. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 17, No. 11, 2035-2047.
- [110] **Olson, D.L.,** 1985. Prediction of austenitic weld metal microstructure and properties, *Welding Journal*, Vol. **64**, No. 14, S281-S295.
- [111] Wernick, J.H., 1967. Topologically close-packed structures. Intermetallic compounds, ed. Westbrook, J.H., John Wiley and Sons, Inc., New York.
- [112] Wlodek, S.T., 1963. Embrittlement of a Co-Cr-W(L-605) alloy. *Transactions* of the American Society for Metals, Vol. 56, No. 3, 287-303.
- [113] Decker, R.F., 1969. Strengthening mechanisms in nickel-base superalloys. Steel-Strengthening Mechanisms Climax Molybdenum Company Symposium, Zurich, Switzerland, 147-170.
- [114] DuPont, J.N., 1996. Solidification of an alloy 625 weld overlay. Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science, Vol. 27, No. 11, 3612-3620.
- [115] Cieslak, M.J., Headley, T.J., Kollie, T., Romig, A.D., 1988. A melting and solidification study of alloy 625. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 19, No. 9, 2319-2331.
- [116] Robino, C.V., Michael, J.R., Cieslak, M.J., 1997. Solidification and welding metallurgy of thermo-span alloy. *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 2, No. 5, 220-230.
- [117] Vishwakarma, K.R., Richards, N.L., Chaturvedi, M.C., 2005. Haz microfissuring in EB welded Allvac 718Plus alloy. Proceedings of the Conference on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, ed. Loria, E.A., TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 637-647.
- [118] Tawancy, H.M., Klarstrom, D.L., Rothman, M.N., 1984. Development of a new nickel-base superalloy. *Journal of Metals*, Vol. 36, No. 9, 58-62.
- [119] Duflos, F., Stohr, J.F., 1982. Comparison of the quench rates attained in gasatomized powders and melt-spun ribbons of Co-base and Ni-base superalloys influence on resulting microstructures. *Journal of Materials Science*, Vol. 17, No. 12, 3641-3652.

ÖZGEÇMİŞ

Ad Soyad: Akın ODABAŞI

Lisans Üniversite: İstanbul Teknik Üniversitesi

Yüksek Lisans Üniversite: İstanbul Teknik Üniversitesi

Yayın Listesi:

• Odabaşı A., Ünlü N., Göller G., Eruslu M.N., 2010. A study on laser beam welding (LBW) technique: Effect of heat input on the microstructural evolution of superalloy Inconel 718. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41, No. 9, 2357-2365.

• Odabasi A., Unlu N., Goller G., Eruslu N., 2010. Laser beam welding of Haynes 188. *TMS 2010 Conference, The Minerals, Metals & Materials Society*, 14-18 Feb 2010, Seattle, WA, USA.

• Gogtas C., Unlu N., Odabasi A., Sezer L., Cinar F., Guner S., Goller G., Eruslu N., 2010. Preparation and characterization of self-flowing refractory material containing 971U type microsilica. *Advances in Applied Ceramics*, Vol. 109, No. 1, pp. 6-11.

• Akın Odabaşı, Necip Ünlü, Gültekin Göller, Niyazi Eruslu, 2009. Inconel 718 süper alaşımının lazer kaynağında ısı girdisinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerindeki etkisi. *1. International Conference on Welding Technologies 2009*, Gazi Üniversitesi, 11-13 Haziran 2009, Ankara.

• Odabasi A., Unlu N., Goller G., Eruslu N., 2009. Influence of heat input on microstructure and mechanical properties of laser beam welded superalloy Inconel 718. *TMS 2009 Conference, The Minerals, Metals & Materials Society*, 15-19 Feb 2009, San Francisco, CA, USA.

• Gogtas C., Unlu N., Odabasi A., Sezer L., Cinar F., Guner S., Eruslu N., 2009. Characterization of the physical properties of a self-flowing low-cement castable based on white-fused alumina. *Journal of Ceramic Processing Research*, Vol.10, No.1, pp. 43-48.

• Gogtas C., Odabasi A., Sezer L., Cinar F., Guner S., Eruslu N., Unlu N., 2007. Improvement of properties of self-flowing low-cement castables based on brown fused alumina. *Journal of Ceramic Processing Research*, Vol.8, No.5, pp. 324-330.

 Akın Odabaşı, Necip Ünlü, Levent Sezer, Cengiz Hamzaçebi, Filiz Çınar Şahin, Niyazi Eruslu, 2008. Döküm Sektöründe Kullanılan Gürcistan Bentonitinin Fiziksel Karakterizasyonu. 14. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi, 16-18 Ekim 2008, İstanbul. • Akın Odabaşı, Necip Ünlü, Cem Göğtaş, Levent Sezer, Niyazi Eruslu, 2006. Döküm Kalıp Kumlarında Gürcistan Bentonitinin Kalıp Özelliklerine Etkisi. *13. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi*, 9-12 Kasım 2006, İstanbul.

• Akın Odabaşı, Ayfer Altmışoğlu, Niyazi Eruslu, 2004. Toz Metalurjisine Bir Alternatif: Osprey Prosesi. *I. Ulusal Metalurji ve Malzeme Günleri*, 165-179, Mayıs 2004, Osmangazi Üniversitesi, Eskişehir.