



MARMARA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



**SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMİYLE
ÜRETİLEN INCONEL 718 PARÇALARININ
ÜRETİM SÜREÇLERİNİN SONLU
ELEMENLAR YÖNTEMİYLE ANALİZİ VE
DENEYSEL DOĞRULANMASI**

NEDİM SUNAY

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Makine Mühendisliği

Anabilim Dalı

DANIŞMAN

Prof. Dr. Yusuf KAYNAK

EŞ-DANIŞMAN

Dr. Öğr. Üyesi Mustafa Safa YILMAZ

İSTANBUL, 2022



MARMARA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



**SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMİYLE
ÜRETİLEN INCONEL 718 PARÇALARININ
ÜRETİM SÜREÇLERİNİN SONLU
ELEMENLAR YÖNTEMİYLE ANALİZİ VE
DENEYSEL DOĞRULANMASI**

NEDİM SUNAY

(523219018)

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Makine Mühendisliği

Anabilim Dalı

DANIŞMAN

Prof. Dr. Yusuf KAYNAK

EŞ-DANIŞMAN

Dr. Öğr. Üyesi Mustafa Safa YILMAZ

İSTANBUL, 202

ÖNSÖZ

Lisansüstü eğitim sürecimde İleri İmalat Teknolojileri Laboratuvarı'nda TÜBİTAK projesi ve akademik çalışmalarda bana çalışma imkânı sunan ve hem akademik hem de mesleki tecrübelerinden yararlandığım tez danışmanım Sayın Prof. Dr. Yusuf KAYNAK'a çok teşekkür ediyorum. Tez çalışmam süresince yardımını ve desteğini her daim sürdüren ikinci danışmanım Sayın Dr. Öğr. Üyesi Mustafa Safa YILMAZ'a çok teşekkür ediyorum.

Lisansüstü tez çalışmam süresince İleri İmalat Teknolojileri Laboratuvarı'nda birlikte çalıştığım, her konuda yardımlarını ve desteklerini esirgemeyen Mert KAYA ve Nihal Yaman'a çok teşekkür ederim.

Eğitim hayatım boyunca her zaman arkamda olan ve bu yolda bana tüm desteklerini veren, bu noktaya gelmemde önemli derecede pay sahibi olan aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam için sağladığı desteklerden dolayı ERMAKSAN Firmasına teşekkür ederim. Ayrıca bu çalışma, 118R039 numaralı TÜBİTAK ARDEB Projesi kapsamında desteklenmiştir. TÜBİTAK ARDEB'e desteklerinden dolayı teşekkür ederim.

Haziran, 2022

Nedim SUNAY

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iii
ABSTRACT	iv
1. GİRİŞ	1
2. GENEL BİLGİLER VE LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	4
2.1. Eklemeli İmalat Teknolojisi ve Sınıflandırılması.....	4
2.1.1. Seçici Lazer Ergitme Yöntemi	5
2.1.2. Inconel 718 Alaşımı ve Üretimi	10
2.2. Eklemeli İmalat Sonrası Kullanılan İkincil İşlemler	13
2.2.1. Isıl İşlem	15
2.2.1.1. Yaşlandırma	17
2.3. Yöntemlerin Modellenmesi ve Simülasyonu.....	17
2.3.1. Sonlu Elemanlar Yöntemiyle Eİ.....	17
2.3.2. Sonlu Elemanlar Yöntemiyle SLE	22
3. GEREÇ VE YÖNTEM	25
3.1. Deneysel Çalışma ve Düzenekler	25
3.2. Sonlu Elemanlar Yazılımı.....	30
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	32
4.1. Yüzey Pürüzlülüğü Analizi ve Topografik Analiz	33
4.2. Gözeneklilik.....	41
4.3. Mikroyapı Analizi.....	45
4.4. XRD Analizi	57
4.5. Mikrosertlik	59
4.6. Aşınma Analizi	61
4.7. Sonlu Elemanlar Yöntemi ve Ampirik Yaklaşım ile Kalıntı Gerilme Analizi	67
5. SONUÇLAR	79

ÖZET

SEÇİCİ LAZER ERGİTME YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN INCONEL 718 PARÇALARININ ÜRETİM SÜREÇLERİNİN SONLU ELEMANLAR YÖNTEMİYLE ANALİZİ VE DENEYSEL DOĞRULANMASI

Inconel 718 alaşımı, mekanik özelliklerini yüksek sıcaklıklarda muhafaza etmesi, yüksek korozyon direnci, yüksek çekme, kırılma ve kopma mukavemeti gibi üstün özellikleri sayesinde havacılık ve savunma sanayisinde yaygın olarak kullanılan Ni bazlı alaşımlardan biridir. Geleneksel üretim yöntemleri ile Inconel 718 parçalarının üretimi zordur ve istenen şekilleri elde etmek için genellikle iyi malzeme özelliklerinden (yüksek sıcaklık korozyonu ve sürünme direnci gibi) ödün verilir. Kolay işlenme, dövülme ve kaynaklanma ayrıca süneklik ve daha iyi deforme olabilme özelliklerini sağlamak için malzemenin ön tavlama tabii tutulmasını gerektirmektedir. Buna karşılık, metal eklemeli imalat (Eİ), Inconel 718'in işlenmesini daha kolay hale getirir ve malzeme özelliklerinin iyi korunmasını sağlar. Son zamanlarda da geliştirilen Eİ yöntemlerinin çeşitliliğine rağmen Seçici Lazer Ergitme (SLE) yöntemi diğer yöntemlere kıyasla çok daha yaygın olarak kullanılmaktadır. Fakat SLE yöntemi ile üretilen parçalarda oluşan ısıl gerilmeler, çarpılmalar ve yüksek yüzey pürüzlülüğü gibi sorunlar ortaya çıkmaktadır.

Bu çalışmada, farklı üretim parametreleri kullanılarak SLE yöntemiyle üretilen Inconel 718 parçaların malzeme özellikleri kıyaslanarak optimum parametrelerin belirlenmesi amaçlanmıştır. Ardından ısıl işlemin malzeme özelliklerine etkisi incelenmiştir. Aynı zamanda parçaların üretim süreci ve ısıl işlem sonlu elemanlar yöntemiyle gerçekleştirilerek elde edilen sonuçlar deneysel olarak elde edilen verilerle karşılaştırılmıştır.

Belirlenen optimum parametrelerde ve gerçekleştirilen ısıl işlemlerden sonra parçaların yüzey kalitesinin arttığı ve mekanik özelliklerinde gelişmelerin olduğu sonucuna varılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Inconel 718, Seçici Lazer Ergitme, Isıl İşlem,

ABSTRACT

MODELING OF THE PRODUCTION PROCESSES OF INCONEL 718 PARTS PRODUCED BY THE SELECTIVE LASER MELTING METHOD WITH THE FINITE ELEMENT METHOD AND EXPERIMENTAL VERIFICATION

Inconel 718 alloy is one of the widely used Ni-based alloys in the aerospace and defense industry, thanks to its superior properties such as maintaining its mechanical properties at high temperatures, high corrosion resistance, high tensile, breaking and breaking strength. Inconel 718 parts are difficult to manufacture using conventional manufacturing methods, and good material properties (such as high temperature corrosion and creep resistance) are often compromised to achieve desired shapes. The material needs to be pre-annealed to provide easy machining, forging and welding, as well as ductility and better deformability. In contrast, metal additive manufacturing (AM) makes Inconel 718 easier to machine and ensures that its material properties are well preserved. Despite the variety of AM methods developed recently, Selective Laser Melting (SLM) method is used much more widely than other methods. However, problems such as thermal stresses, distortions and high surface roughness occur in the parts produced by the SLM method.

In this study, it is aimed to determine the optimum parameters by comparing the material properties of Inconel 718 parts produced by SLM method using different production parameters. Then, the effect of heat treatment on material properties was investigated. At the same time, the production process of the parts and the heat treatment were analyzed by the finite element method and the results obtained were compared with the experimental data.

It was concluded that the surface quality of the parts increased and there were improvements in the mechanical properties after the determined optimum parameters and the heat treatments carried out.

Keywords: Inconel 718, Selective Laser Melting, Heat Treatment

SEMBOLLER

E: Enerji Yoğunluğu (J/mm^3)

Ra: Aritmetik Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü (μm)

μm : Mikrometre

N: Newton

dev: Devir

P: Lazer Gücü (W)

V: Lazer Tarama Hızı (mm/sn)

h: Tarama Aralığı (μm)

t: Katman Kalınlığı (μm)

°C: Santigrat Derece

nm: Nanometre

K: Kelvin

W: Watt

J: Joule

Kg: Kilogram

%: Yüzde

GPa: Gigapascal

MPa: Megapascal

s: Saniye

mm: Milimetre

KISALTMALAR

Eİ: Eklemeli İmalat

SLE: Seçici Lazer Ergitme

LTYF: Lazerle Toz Yatağında Füzyon

CMM: Koordinat Ölçüm Makinesi

ASTM: Uluslararası Amerikan Test ve Materyalleri Topluluğu

XRD: X-Işını Kristalografisi

SEM: Taramalı Elektron Mikroskobu



ŞEKİL LİSTESİ

- Şekil 2.1.** Seçici Lazer Ergitme yönteminin şematik olarak gösterimi ve imal edilen parçalar [5]..... 6
- Şekil 2.2.** SLE yöntemi ile üretilen uçak parçaları [6]..... 7
- Şekil 2.3.** Farklı enerji yoğunluklarında üretilen Ti6Al4V parçalarının morfolojileri (a) $E_v=58 \text{ J/mm}^3$, (b) $E_{opt}=117 \text{ J/mm}^3$, (c) $E_v=292 \text{ J/mm}^3$ [7]..... 7
- Şekil 2.4.** SLE ile farklı tarama açılarıyla üretilen 316L çekme numunelerinin mekanik özellikleri [9]. (YS: Akma Dayanımı, UTS: Maksimum Çekme Mukavemeti, % Elongation: Yüzde uzama, HD: Tarama aralığı)..... 8
- Şekil 2.5.** 600 °C/2 saat (HT-1) ve 1100 °C/2 saat (HT-2) ısıl işleme tabi tutulmuş SLE ile üretilen ve dövülmüş Inconel 718 parçaların aşınma profilleri [11]. 9
- Şekil 2.6.** a) Süper alaşımlara ait kristal yapı örneği, γ'' (Ni_3Nb) (Yüzey Merkezli Tetragonal) [20]. b) Nikel esaslı süper alaşımlarda elementlerin gruplandırılması [15].10
- Şekil 2.7.** (a) Lazer Geliştirilmiş Net Şekillendirme (LENS) ile üretilen gaz türbini egzozu için karıştırma nozulu, (b) Elektron Işın Ergitme (EBM) ile üretilen gaz türbini motoru için kompresör destek elemanı, (c) SLE ile üretilen dahili soğutma kanallarına sahip türbin kanadı, (d) SLE ile üretilen türbin kanatları, (e) SLE ile üretilen kalıp ve maçaların kullanıldığı içi boş statik türbin kanadı dökümü, (f) SLE ile üretilen motor muhafazası [28]. 11
- Şekil 2.8.** Eİ sonrası uygulanan ikincil işlemler..... 14
- Şekil 2.9.** Isıl işlem görmüş numunelerin SEM görüntüleri; (a) 1100 °C/1 saat ve (b) 1100 °C/7 saat [50]..... 16
- Şekil 2.10.** Farklı zaman adımlarında oluşan kalıntı gerilme profilleri a) 0,022 sn, b) 0,044 sn, c) 0,066 sn, d) 0,1 sn [65]. 19
- Şekil 2.11.** Farklı biriktirme modellerinin kalıntı gerilme dağılımı, (üstten görünüm), (a) Zig-zag, (b) Raster, (c) Alternatif hat, (d) Dıştan içe sarmal, (e) Giriş-çıkış spirali, (f) S-deseni..... 20
- Şekil 2.12.** Farklı üretim stratejileri; (i) aynı yönlü hareket (SDM), (ii) ileri geri hareket (RM) ve (iii) segmental ileri geri hareket (SRM) ile üretilen parçaların a) deneysel

üretimi, sonlu elemanlar yöntemiyle modellenmesi; meydana gelen b) kalıntı gerilme ve c) çarpılma sonuçları[68].	20
Şekil 2.13. a) Üretim sürecinin simülasyonu sonucu oluşan sıcaklık dağılımının numune üzerinde gözlenen oksidasyon ile karşılaştırılması [69], b) Simülasyon ve deneysel üretim sonucu gerçekleşen çarpılma olaylarının karşılaştırılması [70].	21
Şekil 2.14. (a) Üretim esnasında $t = 450$ s'de alınan kızılötesi ve simülasyon sıcaklık dağılımı görüntüleri [71], (b) Simülasyon ve deneysel kesitlerin karşılaştırılması [72].	22
Şekil 2.15. a) SLE ile üretilen 316L paslanmaz çelik parçalarının üretim sürecinin sonlu elemanlar yöntemiyle modellenmesi, b) Deneysel olarak üretilen parçada oluşan deformasyon görüntüsü [75].	23
Şekil 2.16. a) Simülasyon sonucu elde edilen ergime havuzu şekli, b) Ergime havuzu derinliğinin SEM görüntüsü [76].	23
Şekil 2.17. Farklı sonlu elemanlar programlarında elde edilen modeller (A-Sunata, B-Amphyon ve C-Simufact) [78].	24
Şekil 3.1. Inconel 718 alaşım tozu morfolojisini gösteren SEM görüntüleri(500x, 2300x).	25
Şekil 3.2. a) Kuponların taban plakası üzerinde konumlandırılması, b) Tarama stratejisi, c) SLE üretim süreci ana değişkenleri.	26
Şekil 3.3. Isıl işlem süreci.	27
Şekil 3.4. Tez kapsamında parçaların üretimi, uygulanan ısıl işlem ve parçaların karakterizasyon süreçlerinin gösterimi.	28
Şekil 3.5. Vickers sertlik cihazında uç geometrisi [89] ve nominal öngörülen temas alanı diyagramı Anom ve numunenin gerçek temas alanı Areal.	30
Şekil 3.6. Simufact Additive 2021 Sonlu Elemanlar Programı İşlem Süreci [95].	31
Şekil 3.7. Simufact Additive 2021 Sonlu Elemanlar Programı'nda gerçekleştirilen; a) SLE ile üretim sürecinde kuponlarda ve taban plakasında kullanılan ağ yapısı, b) Simülasyon sonucu parça görüntüsü.	31
Şekil 4.1. SLE yönteminde farklı üretim parametreleriyle üretilen Inconel 718 kupon parçalar.	32

Şekil 4.2. Farklı üretim parametreleriyle üretilen kuponların yüzey profili ve topografi görüntüleri; a) 370W-700 mm/sn, b) 370W-1000 mm/sn, c) 370W 1300 mm/sn.	34
Şekil 4.3. Farklı üretim parametreleriyle üretilen kuponların yüzey profili ve topografi görüntüleri; a) 370W 1300 mm/sn, b) 280W 1300 mm/sn, c) 145W 1300 mm/ sn.	35
Şekil 4.4. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların yüzey pürüzlülük değerleri (Sa).	37
Şekil 4.5. Yaklaşık olarak aynı enerji yoğunluğuna ($\approx 77 \text{ J/mm}^3$) sahip parçaların yüzey profili ve topografi görüntüleri; a) 190W-700 mm/sn, b) 280W-1000 mm/sn, c) 370W 1300 mm/sn.	38
Şekil 4.6. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıtım sonrası yüzey pürüzlülük değerleri (Sa).	39
Şekil 4.7. Yüzey pürüzlülük değerlerinin en yüksek (145 W – 1300 mm/sn) ve en düşük (370 W – 700 mm/sn) çıktığı parametrelerle üretilen parçaların ısıtım öncesi ve sonrası topografi görüntüleri.	40
Şekil 4.8. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıtım öncesi ve sonrası gözeneklilik oranları.	42
Şekil 4.9. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıtım öncesi yüzey altı mikroskobik görüntüleri.	43
Şekil 4.10. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıtım sonrası yüzey altı mikroskobik görüntüleri.	44
Şekil 4.11. Farklı hacimsel enerji yoğunluklarında üretilen parçaların gözeneklilik oranları.	45
Şekil 4.12. 1000 mm/sn tarama hızı farklı lazer güçleri (145W-280W-370W) ile üretilen parçaların mikroyapı görüntüleri.	46
Şekil 4.13. SLE ile üretilen işlem görmemiş Inconel 718 parçaların inşa yönündeki mikro yapı görüntüleri.	47
Şekil 4.14. SLE ile üretilen işlem görmemiş Inconel 718 parçaların tarama yönündeki mikro yapı görüntüleri.	48

Şekil 4.15. Farklı üretim parametreleri ile üretilen parçaların ergime havuzu derinlikleri.	50
Şekil 4.16. Farklı parametrelerle üretilen Inconel 718 parçaların yüzey altı SEM görüntüleri (:Sütunlu tane yapısı, :Hücrel dendritik yapı, :Eş eksenli tane yapısı).	52
Şekil 4.17. Farklı parametrelerle üretilen Inconel 718 parçaların ısıtıl işlem sonrası mikro yapı görüntüleri.	54
Şekil 4.18. Farklı parametrelerle üretilen Inconel 718 parçaların ısıtıl işlem sonrası yüzey altı SEM görüntüleri (5000x, 10000x).	55
Şekil 4.19. SLE ile üretilen Inconel 718 parçaların ısıtıl işlem öncesi ve sonrası XRD analiz sonuçları. (+HT: Isıl işlem görmüş parçalar)	57
Şekil 4.20. 49° ve 52°'ler arasında tarama ile gerçekleştirilen XRD analizi sonucu (200)γ, γ" pikinde meydana gelen sapmalar.....	58
Şekil 4.21. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıtıl işlem öncesi ve sonrası mikro sertlik değerleri (HV).....	60
Şekil 4.22. Farklı parametrelerle üretilen işlem görmemiş ve ısıtıl işlem görmüş Inconel 718 parçalara uygulanan aşınma testleri sonrası topografi görüntüleri.	63
Şekil 4.23. Farklı parametrelerle üretilen işlem görmemiş ve ısıtıl işlem görmüş Inconel 718 parçaların aşınma profilleri. (+HT: Isıl işlem görmüş parçalar).....	65
Şekil 4.24. Farklı parametrelerle üretilen işlem görmemiş ve ısıtıl işlem görmüş Inconel 718 parçaların spesifik aşınma oranları.	66
Şekil 4.25. a) Vickers sertlik ölçme cihazında uç geometrisinin oluşturduğu nominal öngörülen temas alanı Anom ve numunenin gerçek temas alanı Areal [89], b) Ampirik yaklaşım ile kalıntı gerilme ölçümleri için parça üzerinde alınan 9 sertlik izinin şematik görüntüsü.	67
Şekil 4.26. İşlem görmemiş Inconel 718 parçaların sonlu elemanlar yöntemiyle ve ampirik yaklaşımla analiz edilen kalıntı gerilmelerin karşılaştırılması.....	76
Şekil 4.27. Isıl işlem görmüş Inconel 718 parçaların sonlu elemanlar yöntemiyle ve ampirik yaklaşımla analiz edilen kalıntı gerilmelerin karşılaştırılması.....	77

TABLO LİSTESİ

Tablo 2.1. Eİ teknolojilerinin gruplandırılması [3].....	5
Tablo 2.1. SLE ile üretilen işle görmemiş ve ısıl işlem görmüş Inconel 718 ile geleneksel yöntemle üretilmiş Inconel 718 parçalarının mekanik özelliklerinin karşılaştırılması [10].	9
Tablo 3.1. IN718 tozunun kimyasal bileşimi (ağırlıkça %) [81].	25
Tablo 3.2. Denklem-1'e göre SLE yöntemi parametreleri ve her parametrenin hacimsel enerji yoğunlukları.....	26
Tablo 4.1. 370W-700 mm/sn parametreleriyle üretilen parçanın kalıntı gerilme ölçümleri ve alınan sertlik izi görüntüleri.....	70
Tablo 4.2. Üretim süreci sonlu elemanlar yöntemiyle yapılan işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş Inconel 718 parçaların kalıntı gerilme analiz görüntüleri ve ortalama kalıntı gerilme değerleri. (İG=İşlem görmemiş, HT= Isıl işlem görmüş)	73

1. GİRİŞ

İnsan gücü, makine, alet ve kimyasal işleme yollarıyla hammaddeleri veya parçaları bitmiş ürünlere dönüştürme sürecine imalat denir. İnsanların ihtiyaçlarına göre bu yöntemler geliştirilmiş ve çeşitlendirilmiştir. Günümüzde ise imalat yöntemleri geleneksel ve geleneksel olmayan imalat yöntemleri olarak ikiye ayrılmaktadır. Geleneksel imalat yöntemleri talaşlı ve talaşsız imalat yöntemleri olarak sınıflandırılmaktadır. Delme, frezeleme, vargel, raybalama, borlama, tornalama, planyalama, broşlama, testere ile kesme işlemleri ve taşlama talaşlı imalat yöntemleridir. Talaşlı imalat yöntemleri geometrisi ve yüzey kaliteleri önceden belirlenen parçaların işleme makinelerinde talaş kaldırılarak şekillendirilmesidir. Bu yöntem esnasında kesici takım ile iş parçası arasında oluşan kuvvetlerden dolayı takımda aşınma problemleriyle karşı karşıya kalınabilmektedir. Buna benzer dezavantajlardan dolayı talaşsız imalat yöntemleri tercih edilebilmektedir. Döküm, plastik şekil verme, toz metalurjisi, hızlı prototipleme, kaynakla birleştirme talaşsız imalat yöntemleridir. Bu yöntemlerde ise sıcaklık farklılıklarından dolayı oluşan iç gerilmeler parçaların boyut hassasiyetinde bozulmalara sebebiyet vermektedir. Geleneksel imalat yöntemleriyle işlenmesi zor olan malzemelerin ve karmaşık geometriye sahip parçaların üretilebilmesi için yeni imalat yöntemlerine ihtiyaç duyulmuştur. Bu konu ilk olarak 2. Dünya Savaşı yıllarında ele alınmıştır.

Geleneksel olmayan (İleri) imalat yöntemlerinde ise farklı enerji çeşitleri kullanılarak parçaların imalatı yapılmaktadır. Bu yöntemlerin en büyük üstünlüğü, karmaşık parçaların yüksek hassasiyette üretimi kolaylığıdır. Geleneksel olmayan imalat yöntemleri arasında en hızlı gelişme gösteren yöntem Eklemeli İmalat (Eİ) yöntemidir.

Eİ yöntemleri geleneksel yöntemlere kıyasla daha hızlı ve daha ucuz üretilebilen çok çeşitli prototiplerin oluşturulmasını sağlayarak ürün geliştirmeyi hızlandırır, geleneksel üretimin maliyet ve zaman kısıtlamaları olmaksızın tasarım yeniliği ve yaratıcı özgürlük sunar, birçok olumlu çevresel fayda sunar. Geleneksel imalatta, makine ve ekipman genellikle daha fazla enerji ihtiyacı olan yardımcı araçlar gerektirir. Eİ ise daha az kaynak kullanır, yardımcı ekipmana daha az ihtiyaç duyar ve böylece üretim atık malzemesi daha azdır. Ayrıca Eİ'nin en önemli özelliklerinden biri çok parçalı montajları olan parçaları tek bir parça olarak üretebilmesidir. Bu avantajları sayesinde mimari, medikal, dişçilik,

havacılık, savunma, otomotiv, mobilya ve kuyumculuk gibi endüstriyel sektörlerde prototipleme ve kalıplamadan doğrudan parça imalatına kadar, sürekli olarak yeni ve yenilikçi uygulamalar geliştirilmektedir.

Eİ yöntemlerinden biri olan Seçici Lazer Ergitme (SLE) yöntemi, havacılık ve savunma sanayii, biyomedikal endüstrileri, özellikle de Ni esaslı alaşımların üretimi gibi alanlarda yaygın olarak kullanılmaktadır.

Inconel 718 alaşımı, mekanik özelliklerini yüksek sıcaklıklarda muhafaza etmesi, yüksek korozyon direnci, yüksek çekme, kırılma ve kopma mukavemeti gibi üstün özellikleri sayesinde havacılık ve savunma endüstrisinde yaygın olarak kullanılan Ni bazlı alaşımlardan biridir. Inconel 718 parçalarının geleneksel imalat yöntemleri ile üretimi oldukça zordur ve istenen şekilleri elde etmek için genellikle malzeme özelliklerinden (yüksek sıcaklık korozyonu ve sürünme direnci gibi) fedakârlık edilir. Geleneksel imalat yöntemleriyle üretim sürecinde; işleme, dövme, kaynaklama, süneklik ve daha iyi deforme olabilirlik özelliklerinin sağlanabilmesi için malzemenin ön tavlama ihtiyacı olmaktadır. Buna karşılık, Eİ karmaşık şekillerdeki Inconel 718 malzemesinin daha kolay üretilmesini ve üretim sonucunda da malzeme özelliklerinin korunmasını sağlar. Ancak SLE yöntemi ile üretilen Ni ve Ti esaslı alaşımlarda, paslanmaz çeliklerde vb. malzeme gruplarında parçaların yüzey pürüzlülük değerlerinin çok fazladır.ve oluşan kalıntı gerilmelerden dolayı parçalarda yaşanabilecek çarpılmalar bu yöntemin dezavantajları arasındadır. Ayrıca SLE yöntemi ile yüksek enerjiyle üretim esnasında ortaya çıkan yüksek termal gradyan ve soğutma hızları gibi problemler parçalarda iç termal gerilmelere sebebiyet vermektedir. Ek olarak katmanların hızlı katılaşması, denge dışı fazların oluşması, yönlendirilmiş tane büyümesi gibi durumlar meydana gelmektedir. Bu sorunlar kabul edilebilir bir seviyeye getirmek için optimum parametreler belirlenmeli veya parçaların geometrisi üzerinde çalışmalar yapılmalıdır veya SLE ile üretilen parçaların mekanik özelliklerinin en iyi seviyeye getirebilmek için yaşlandırma ve gerilim giderme ısı işlemleri gibi ikincil işlemler uygulanmalıdır.

Dünya literatüründe SLE yöntemi ile üretilen Inconel 718 parçaların yüzey ve yüzey altı özellikleri, mekanik özellikleri hakkında çalışmalar artmaktadır. Ancak yine de çalışmalar sınırlı sayıda olup yetersiz kalmaktadır. Özellikle SLE yönteminin üretim parametrelerinin parçaların yüzey ve yüzey altındaki etkilerini araştıran çalışmalar

olmasına rağmen birçok üretim parametresinin olması ve parametrelerin değer aralıklarının yüksek olmasından dolayı bu konuda detaylı bir çalışma bulunmamaktadır. Çalışmada, Eİ ile üretimin hızlı bir şekilde gerçekleştirilmesi ve parçaların yüzey/yüzey altı/mekanik özelliklerinin iyi derecede olması hedeflenerek parametre seçimleri yapılmıştır. Optimum üretim parametrelerinin belirlenmesi ve bu parametrelerin malzeme özelliklerine etkilerinin detaylıca sistematik bir şekilde sunulması ülkemizdeki havacılık ve savunma sanayi başta olmak üzere dünya literatüründe yapılan çalışmalara fayda sağlayacaktır.

Çalışmanın bir diğer odağı, parçalara ısıl işlem uygulanarak yüzey/yüzey altı/mekanik özelliklerini geliştirmektir. Elde edilen veriler sonlu elemanlar analiz programı sonuçlarıyla kıyaslanmıştır. Sonlu elemanlar yöntemi ile üretim öncesi parça özelliklerinin tahmini sayesinde literatürdeki çalışmalara ve endüstriyel faaliyetlere katkı sağlanması hedeflenmektedir.

2. GENEL BİLGİLER VE LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Eklemeli imalat, özellikle havacılık ve uzay, savunma, biyomedikal ve otomotiv endüstrilerinde kullanım alanını her geçen gün arttırmaktadır. Böylece geleneksel imalat yöntemleri yerine tercih edilebilecek seviyeye gelmektedir. Bu bölümde; Eİ teknolojisi, SLE ile üretilen Inconel 718 malzemeleri ve bu malzemelere uygulanan ısıl işlemler hakkında literatür araştırması verilmiştir.

2.1. Eklemeli İmalat Teknolojisi ve Sınıflandırılması

Hızlı prototipleme ve 3B baskı olarak da isimlendirilen eklemeli imalat, geleneksel imalat yöntemlerindeki talaş kaldırma işleminin tersine malzemelerin katmanlar halinde birleştirilerek üst üste eklenmesi prensibiyle, karmaşık geometrilili parçaların üretilmesini sağlayan imalat yöntemidir [1].

Bu kabiliyetlerinden dolayı geleneksel imalat yöntemlerinin yerini alma yolunda ilerlemektedir. Gelecekte özellikle havacılık ve uzay endüstrilerinde yaygın olarak kullanılacağı düşünülmektedir.

Inconel 718 malzemesinden yapılan parçalar şekillendirilmesi zor olan alaşımların başında gelmektedir. Havacılık endüstrisinde kendine geniş kullanım alanı bulan Inconel 718'in seri olarak imal edilebilmesi ve birden çok parçanın tek bir komponent olarak üretilmesi zordur. Bahsedilen zorlukları aşmak için eklemeli imalat önemli bir alternatiftir. Bu nedenle havacılık, uzay, savunma ve biyomedikal gibi endüstriler eklemeli imalat yöntemlerine büyük önem vermiştir. En çok kullanılan eklemeli imalat teknolojileri Tablo 2.1'de bölümlere ayrılmış ve teknolojilere ait başlıca özellikler belirtilmiştir [2].

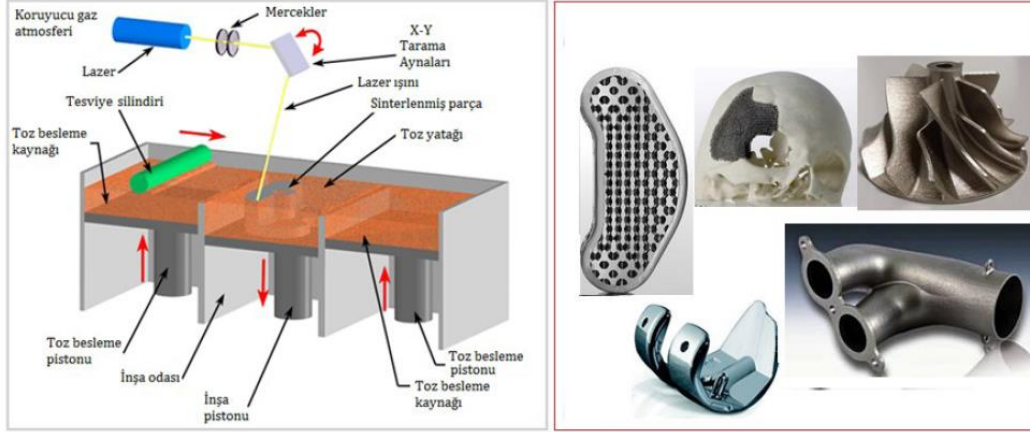
Tablo 2.1. Eİ teknolojilerinin gruplandırılması [3].

	Materyal	Grup	Yöntem	Teknoloji	Malzeme	Güç Kaynağı	Özellikler
EKLEMELİ İMALAT	Katı	Yapışık objeler	Sac Laminasyon	LOM	Kağıt, Plastik film, Metalik sac, Seramik bant	Lazer Işını	-İyi yüzey kalitesi -Düşük Maliyet -Büyük boyutlu malzeme üretimi -Zayıf mukavemet
	Sıvı	Eriyik	Malzeme Ekstrüzyonu	FDM	Termoplastik	Termal Enerji	-Düşük yazıcı maliyeti -Çoklu malzeme ile baskı -Yüksek mukavemet -Düşük parça çözünürlüğü -Zayıf yüzey iş-sonu -Düşük baskı hızı
							Polimerize edilebilir
		DLP	Projeksiyon	-Yüksek baskı hızı -Çözünürlük, projeksiyonun piksel boyutuyla sınırlıdır.			
		Malzeme püskürtme	PJ	Fotopolimer, Wax	UV ışını	-Çoklu malzeme ile baskı -İyi yüzey kalitesi -Yüksek doğruluk ve detay	
	Toz	Eritme	Toz yataklı ergitme	SLS	Poliamid, Polimer	Yüksek güçlü Lazer Işını	-Yüksek doğruluk -Yüksek detay -Tam dolu parça üretimi -Yüksek mukavemet -Destek yapıları gerekmez
				DMLS	Metal tozu, Seramik tozu		
				SLE		Erimiş Metal Tozu	
				EBM	Lazer Işını		
		Yapıştırma	Yapıştırıcı püskürtme	BJ	Seramik tozu, Metal tozu, Kum	Termal Enerji	-Renkli obje baskısı -Destek yapıları gerekmez -Geniş malzeme seçeneği -Yüksek baskı hızı - Son işlem için infitran malzeme gerektirir -Yüksek gözeneklilik
Direk enerji depolama							LENS
EBAM							

2.1.1. Seçici Lazer Ergitme Yöntemi

Lazer toz yatağında füzyon (LPBF) olarak da adlandırılan seçici lazer ergitme yöntemi, metalik tozları yüksek güç yoğunluğundaki lazer aracılığıyla ergitmek için geliştirilmiş bir Eİ tekniğidir. SLE işlemi, bir veya birkaç lazer ışını tarafından indüklenen termal enerji ile bir platform üzerinde tamamen ergitilen çok ince metalik toz katmanlarının oluşturulması ile başlar. Tasarlanan 3 boyutlu parçanın kesit alanı, her katmandaki

metalik tozların seçici olarak ergitilip yeniden katılaştırılmasıyla oluşturulmuştur. İnşa platformu daha sonra bir katman yüksekliği kadar alçaltılır ve yeni bir toz tabakası serici bıçak ile serilir ve düzleştirilir [4]. Şekil 2.1’ de, SLE yöntemi şematik olarak gösterilmektedir.



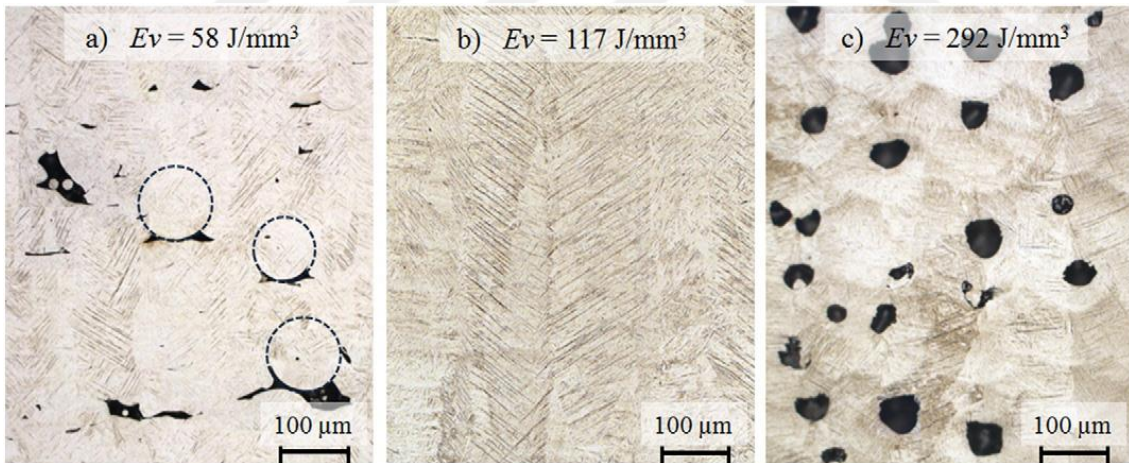
Şekil 2.1. Seçici Lazer Ergitme yönteminin şematik olarak gösterimi ve imal edilen parçalar [5].

Özellikle havacılık ve biyomedikal alanlarında yaygın olarak kullanılan Ni ve Ti alaşımları ve paslanmaz çeliklerin üretiminde SLE yönteminin yaygın olarak kullanıldığı ve bu konuda çalışmaların son yıllarda arttığı gözlemlenmiştir. Havacılık, uzay, otomotiv, tıp gibi sektörlerde, SLE yöntemi ile üretilen parçaların yorulma ömürleri yüksek ve yüzey sorunları minimize olması beklenmektedir. SLE yöntemiyle karmaşık yapıdaki parçaların üretilebilmesinin yanında güçlü ve dayanıklı parçaların da üretimi sağlanmaktadır. Literatür taraması yapıldığında bu imalat yöntemi ile üretilen parçaların sahip oldukları mekanik ve yüzey özellikleri hakkında yeterli çalışma olmaması ve deneyimin az olması nedeniyle bu yöntemin geleneksel imalat yöntemlerinin yerini alma sürecini yavaşlatmaktadır. Bilhassa havacılık ve uzay endüstrileri ve savunma sanayinde kullanılacak parçaların kritik fonksiyona sahip olduğu ve parçaların üretim aşamalarının şüphesiz bu parçaların performanslarını ve güvenilirliğini etkileyeceği bilinmektedir. Bu nedenle Eİ teknolojisi ile üretilen parçaların mekanik, termal ve yüzey özellikleri ile geleneksel yöntemlerle üretilen parçaların özelliklerinin karşılaştırılması hususunda çalışmalara ihtiyaç olduğu net olarak görülmektedir. Şekil 2.2’ de, SLE yöntemi ile üretilen türbin kanadı ve pervane gösterilmektedir.



Şekil 2.2. SLE yöntemi ile üretilen uçak parçaları [6].

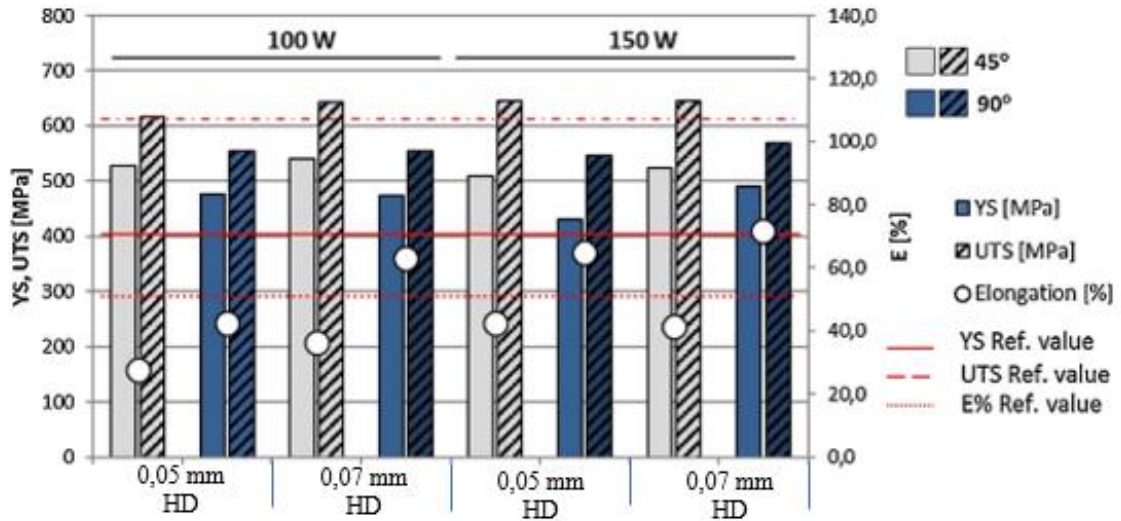
SLE yöntemi ile üretilen parçaların yüzey ve yüzey altı ve mekanik özelliklerinin incelendiği çalışmalar mevcuttur. G. Kasperovich ve diğ. [7] yaptıkları çalışmada SLE yönteminde parametre optimizasyonu yaparak Ti6Al4V parçalarında oluşabilecek gözeneklilik oranını en aza indirmeyi amaçlamışlardır. Uygun parametreler kullanılarak yapılan üretim sonrasında parçalardaki gözeneklilik oranı %0.05'e düşürülmüştür. Ayrıca Şekil 2.3'de görüldüğü üzere yüksek enerji yoğunluklarında “anahtar deliği” denilen boşluklu yapının oluştuğu, düşük enerji yoğunluğunda ise yetersiz ergimeden dolayı inşa yönüne dik olarak dar çatlak benzeri kusurlar meydana geldiği görülmektedir.



Şekil 2.3. Farklı enerji yoğunluklarında üretilen Ti6Al4V parçalarının morfolojileri (a) $E_v=58 \text{ J/mm}^3$, (b) $E_{opt}=117 \text{ J/mm}^3$, (c) $E_v=292 \text{ J/mm}^3$ [7].

Literatürde SLE yönteminde parametre seçiminin malzeme özelliklerine etkilerinin tartışıldığı çalışmalardan biri olan H. Nadiyadi ve diğ.'nin çalışmalarında, lazer gücü, tarama hızı ve katman kalınlığı parametrelerinin Inconel718 malzemesinin sertliğine etkisi incelenmiştir. Uyguladıkları ANOVA analizleri ile sertlik değerlerinin esas olarak katman kalınlığına bağlı olduğunu bildirmişlerdir [8].

Bir diğer çalışmada E.Liverani ve diğ. [9] tarafından SLE ile üretilen 316L numunelerinin mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonu sunulmuştur. Deneysel sonuçlar, geleneksel olarak üretilen 316L parçalarına nazaran daha yüksek nihai çekme mukavemeti ve uzama ile yüksek yoğunlukta parçalar elde etmenin mümkün olduğunu göstermektedir. Sonuçlar ayrıca lazer gücünün yoğunluk üzerinde en güçlü etkiye sahip parametre olduğunu kanıtlamıştır. SLE yöntemi ile üretimde oluşan çekme kalıntı gerilmeleri ve ergime sorunlarından kaynaklanan boşluklu yapıların oluşması mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilemektedir. Ayrıca inşa yönünde kullanılan farklı açılarla yapılan üretim, parçaların mekanik özellikleri üzerinde etkili olmuştur (Şekil 2.4). Özellikle 45°'lik bir açıdan 90°'ye gidildikçe parçaların mukavemet ve yorulma direnci azalırken, uzama miktarları %50'ye kadar artmıştır.



Şekil 2.4. SLE ile farklı tarama açılarıyla üretilen 316L çekme numunelerinin mekanik özellikleri [9]. (YS: Akma Dayanımı, UTS: Maksimum Çekme Mukavemeti, % Elongation: Yüzde uzama, HD: Tarama aralığı)

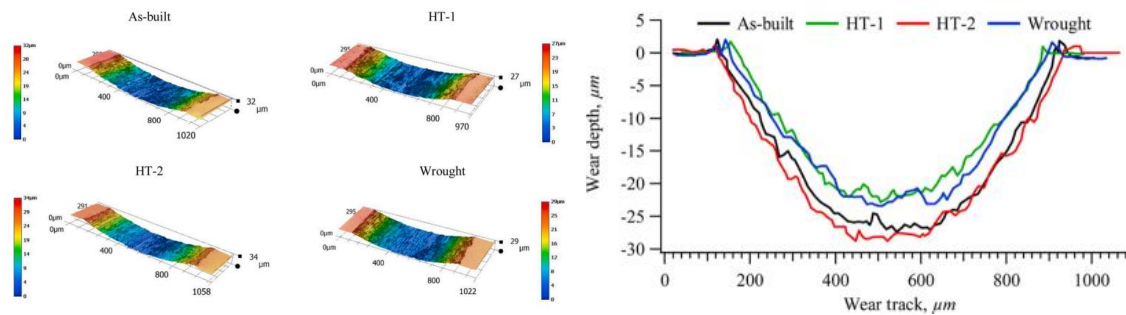
Mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi için ısıtma işleminin uygulandığı çalışmada [10] SLE ile üretilen Inconel 718 parçaların ısıtma işlemi öncesi ve sonrası mikroyapı ve mekanik özellikleri ortaya koyulmuştur. İşlem görmemiş ve ısıtma işlemi görmüş numunelerin ortalama mikrosertliği sırasıyla 365 Hv ve 470 Hv olarak ölçülmüştür. Isıtma işleminden önce ve sonra Inconel 718'in gerilme mukavemetleri ve sünekliği, geleneksel yöntemlerle üretilen parçalarla karşılaştırılmıştır (Tablo 2.1). İşlem görmemiş parçaların mekanik özelliklerinin geleneksel yöntemlerle üretilen parçalara göre düşük olduğu ancak ısıtma

işlem uygulamasının ardından SLE ile üretilen parçaların mekanik özelliklerinin mikroyapılarındaki tane küçülmesi sebebiyle geleneksel yöntemlerle üretilen parçaların mekanik özelliklerine çok yakın olduğu görülmektedir.

Tablo 2.2. SLE ile üretilen işle görmemiş ve ısıtılmış Inconel 718 ile geleneksel yöntemle üretilmiş Inconel 718 parçalarının mekanik özelliklerinin karşılaştırılması [10].

Inconel 718 Parçaları	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	UTS (MPa)	Uzama (%)	E (GPa)
İşlem Görmemiş	889–907	1137–1148	19.2–25.9	204
Isıl İşlem Görmüş	1102–1161	1280–1358	10–22	201
Geleneksel	1030–1167	1275–1400	12–21	208

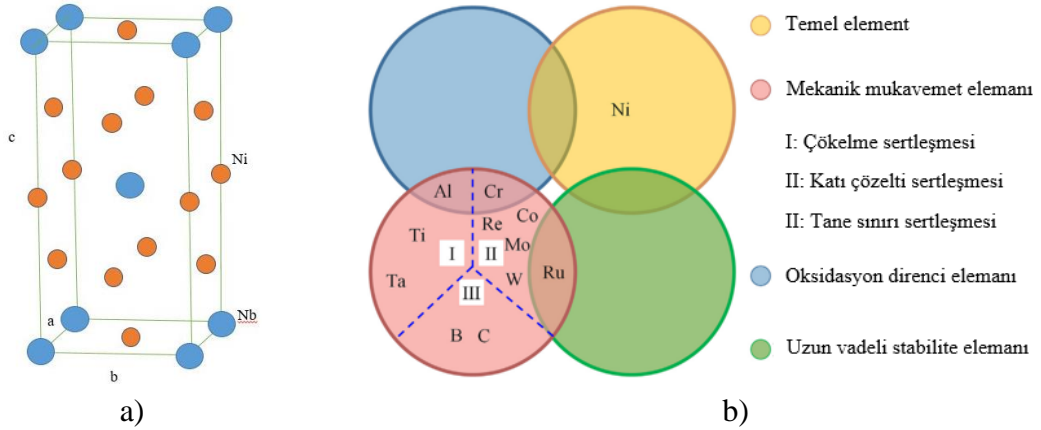
Isıl işlemin uygulandığı bir diğer çalışmada, SLE ile üretilmiş ve dövülmüş Inconel 718 numunelerinin mikro yapısı, mikro sertliği ve aşınma direnci incelenmiştir [11]. 600 °C/2 saat (HT-1) ve 1100 °C/2 saat (HT-2) ısıtılma tabi tutulmuş Inconel 718 parçalarının HT-1 sertlik artışına neden olurken, HT-2 işlem görmemiş numunelerin sertliğinde azalmaya yol açar. Bu çalışma, ısıtılma sıcaklığının faz durumunu etkilediği (γ' ve γ'' güçlendirme fazlarının oluşumu) ve dolayısıyla sertliği arttırdığı argümanını desteklemektedir, ancak ısıtılma sıcaklığı kalıntı gerilmeleri ortadan kaldıran belirli bir değerin üzerine çıktığında, sonuç olarak SLE numunesinin sertliği azalmaktadır. HT-2’de sıcaklık, artık gerilmeyi ortadan kaldıran belirli bir değerin üzerinde olduğundan SLE numunesinin sertliği azalmıştır. Bunlara ek olarak hem aşınma direnci hem de sürtünme katsayısı, SLE numunelerinin sertliğinden kaynaklanır. Yüksek sıcaklıkta uygulanan ısıtılma işleminin aşınma direncini azalttığı görülmüştür.



Şekil 2.5. 600 °C/2 saat (HT-1) ve 1100 °C/2 saat (HT-2) ısıtılma tabi tutulmuş SLE ile üretilen ve dövülmüş Inconel 718 parçaların aşınma profilleri [11].

2.1.2. Inconel 718 Alaşımı ve Üretimi

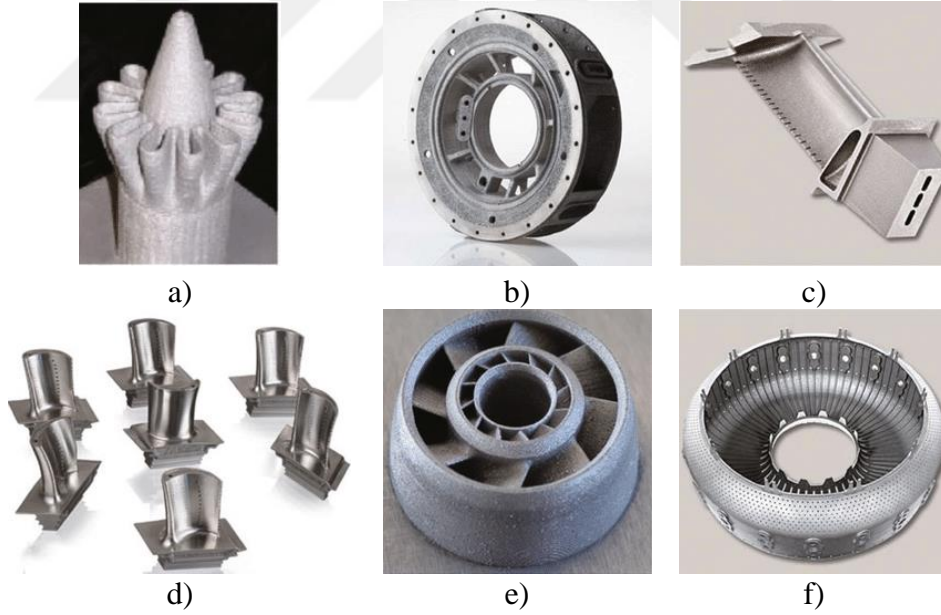
Inconel 718 gibi süper alaşımlar; mükemmel korozyon direnci, yüksek sıcaklık dayanımı ve kaynaklanabilirliği sayesinde türbin disklerinde, kompresör kanatlarında, kriyojenik depolama tankları, yüksek basınçlı kap ve borularda kullanım için ideal bir adaydır [12, 13] [14]. Yüzey merkezli kübik östenit kristal yapılı alaşımlar, Rene, Hastelloy, Inconel, alaşımları gibi grupları oluşturmaktadır (Şekil 2.6.a). Nikel esaslı tek kristalli süper alaşımlardaki elementler alaşımlara kazandırdıkları özelliklere göre dört ayrı grupta incelenebilir; temel elementler, mekanik olarak güçlendirme elemanları, uzun vadeli stabilite elemanları ve oksidasyona karşı direnç elemanları (Şekil 2.6.b) [15]. Inconel, nikel krom esaslı süper alaşımlardan biri olup, yüksek çekme mukavemeti, akma dayanımı, korozyon direnci ve sürünme direnci nedeniyle yüksek sıcaklık ve basınç altında zorlu koşullara karşı iyi mekanik özelliklerini sürdürebilen bir süper alaşım malzeme grubudur [16-18]. Sıcaklığa karşı dengeli bir davranış sergileyen bu alaşımın oluşturduğu pasif film tabakası sayesinde korozyon, yüksek sıcaklık ve basınç gibi yüzeye zarar getirebilecek etkilere karşı da çok iyi dayanabilmektedir. Ayrıca ısı işlemlerinin uygulanması ile (katı çözelti sertleşmesi ve çökeltme sertleşmesi) mekanik özellikleri geliştirilebilmektedir [19].



Şekil 2.6. a) Süper alaşımlara ait kristal yapı örneği, γ'' (Ni_3Nb) (Yüzey Merkezli Tetragonal) [20]. b) Nikel esaslı süper alaşımlarda elementlerin gruplandırılması [15].

Nikel esaslı süper alaşım malzemeleri havacılık [21], uzay, savunma, otomotiv gibi endüstrilerde kullanılan önemli parçaların üretiminde; türbin kanatları [22], sızdırmazlık sağlayan parçalar, bağlantı elemanları, motor milleri, basınçlı tanklar ve nükleer reaktör parçaları [23] gibi kritik yerlerde kullanılmaktadır. Çoğu endüstri için önemli bir yer

kaplayan bu malzemeler günümüzde genellikle geleneksel imalat yöntemleriyle üretilmektedirler. Geleneksel imalat yöntemlerinden en yaygın olarak kullanılan talaşlı imalat yöntemidir. Fakat nikel esaslı süper alaşım malzemelerinin talaşlı imalat ile üretim sürecinde önemli zorluklarla karşılaşmaktadır [24]. Bu malzemelerin yüksek sıcaklıklar altında mukavemetlerini korumaları, ısı iletim katsayılarının düşük olması, pekleşme kabiliyetlerinin olması gibi özelliklerinden dolayı geleneksel imalat yöntemleriyle üretimi maliyetli ve zor olmaktadır [25]. Bu özellikler ayrıca şekillendirme sırasında takım aşınması, yüksek kesme kuvvetleri, boyutsal doğruluğun bozulması gibi problemler oluşturmaktadır [26]. Bunların üzerine havacılıkta kullanılan uçak parçaları gibi karmaşık şekilli ve bazı durumlarda ince cidarlı parçaların üretimi daha zor olup, üretim maliyetleri de önemli derecede fazladır [27]. Bu yüzden Inconel 718 malzemesi ile üretilen komponentlerin geleneksel imalat yöntemleri (döküm, talaşlı imalat, dövme gibi) yerine Eİ yöntemlerinin kullanımının önemi gittikçe artmaktadır. Şekil 2.7’de farklı Eİ yöntemleriyle üretilen Inconel 718 alaşım malzemesinden yapılmış karmaşık geometrili parçalar gösterilmektedir.



Şekil 2.7. (a) Lazer Geliştirilmiş Net Şekillendirme (LENS) ile üretilen gaz türbini egzozu için karıştırma nozulu, (b) Elektron Işın Ergitme (EBM) ile üretilen gaz türbini motoru için kompresör destek elemanı, (c) SLE ile üretilen dahili soğutma kanallarına sahip türbin kanadı, (d) SLE ile üretilen türbin kanatları, (e) SLE ile üretilen kalıp ve maçaların kullanıldığı içi boş statik türbin kanadı dökümü, (f) SLE ile üretilen motor muhafazası [28].

Dünya literatürü incelendiğinde SLE ile üretilen Inconel 718 parçaların yüzey, yüzey altı, mekanik ve termal özelliklerinin araştırıldığı çalışmaların hızla arttığı görülmektedir. Yapılan çalışmalar, Inconel 718 parçaların SLE ile üretilmesinin geleneksel imalat yöntemleri ile üretilen parçalara nazaran mekanik özelliklerinin daha iyi olduğunu göstermektedir [29]. Eİ, bu avantajlar sayesinde ve üretim sonrası oluşan birtakım olumsuzlukların giderilmesiyle birlikte geleneksel imalat yöntemlere alternatif olacağı düşünülmektedir. Eİ yönteminde metalik parçaların üretiminde karşılaşılan en önemli problemler; ergime ve katılaşmadan dolayı oluşan kalıntı gerilmeler, çarpılmalar ve yüksek yüzey pürüzlülükleridir [30]. Bu problemleri ortadan kaldırmak için aranan çözüm yolları literatürde birçok çalışmada sunulmuştur. Ancak sunulan bu çözümler genel olarak Eİ ile üretilen parçalara uygulanan ikincil işlemlere yöneliktir. İkincil işlemlere geçilmeden önce uygun üretim parametreleri seçimiyle yüksek kaliteli parçaların üretimi sağlanmalı ve endüstride bu yöntemlerin gelişmesi adına daha hızlı üretim yapılabilmesi mühim olduğundan yine üretim parametreleri bu duruma uygun seçilmelidir.

Havacılık ve uzay endüstrisinde yaygın olarak kullanılan Inconel 718 parçaları yüksek sıcaklıklar altında çalışırken aynı zamanda farklı dinamik yüklere maruz kalmaktadır. Bu yüzden üretim sonrası oluşan yüzey, yüzey altı özellikler, parçaların performanslarını ve yorulma ömürlerini ciddi oranda etkilerler. Parçalarda üretim sonrasında oluşan, kötü yüzey ve yüzey altı özellikler komponentlerin doğrudan kullanımını sınırlamaktadır. Bu sorunun aşılabilmesi için optimum parametre seçimi yapılması gerekmektedir. Ancak optimum parametrelerin belirlenmesine rağmen parçaların kullanılacağı alanda istenilen özellikleri karşılayamaması durumunda parçalara ilave olarak ikincil işlemler yapılmaktadır [31]. Yüzey iyileştirme operasyonlarının bazıları malzemenin yüzeyine etki ederken bazıları ise parçaların yüzey altı özelliklerine etki ederek aşınma, korozyon, artık gerilme, yorulma gibi mekanik özelliklerini de değiştirebilirler.

SLE yöntemi ile Inconel 718 tozlarından komponent üretiminde en etkili parametrelerin lazer tarama hızı, lazer gücü, tarama stratejileri, katman kalınlığı, lazer odak çapı olduğu literatürdeki çalışmalar incelenerek tespit edilmiştir [9, 32]. Literatürdeki çalışmalara bakıldığında bu parametrelerin her birinin etkisinin parçaların farklı malzeme özelliklerine etki ettiği gözlemlenmiştir. Örneğin Inconel 718 parçalarının SLE ile üretim sürecinde farklı tarama stratejilerinin kullanıldığı çalışmada parçaların gözeneklilik

oranları, mekanik özellikleri, kalıntı gerilme değerleri değişiklik göstermiştir [33]. SLE ile Inconel 718 parçaların üretiminde, tarama stratejisinin dışında bilhassa lazer gücü ve lazer tarama hızı parametrelerinin malzeme özelliklerinde kayda değer farklar olduğu gözlenmektedir. Literatürde Inconel 718 parçaların yüzey topografisinin incelendiği çalışmalarda lazer tarama hızının parçalarda gözeneklilik kusurunun oluşmasında önemli bir rol oynadığı ortaya koyulmuştur [34, 35]. Buna benzer olarak lazer tarama hızı ve lazer gücüne bağlı olarak değişen lazer enerji yoğunluğunun, yüzey topografisini ve kalitesini önemli ölçüde etkilediği ispatlanmıştır [36]. Bir diğer çalışmada [35] lazer yoğunluğunun artırılmasıyla yüzey pürüzlülük değerlerinin arttığı belirtilmiştir. SLE yönteminde enerji yoğunluğunu veren denklem (1) ile hesaplanır [37]:

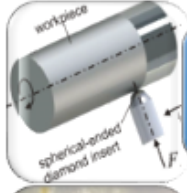
$$E = \frac{P}{v \cdot h \cdot t} \quad (1)$$

Formülde E, (J/mm³) enerji yoğunluğu, P (W) lazer gücü, v (mm/sn) tarama hızı, h (mm) lazer tarama aralığı ve t (mm) katman kalınlığıdır.

2.2. Eklemeli İmalat Sonrası Kullanılan İkincil İşlemler

SLE yönteminde her ne kadar üretim parametrelerinin optimizasyonu sayesinde yüzey kaliteleri iyileştirilse de yüzey kalitelerinin istenilen seviyeye ulaşabilmesi için yüzey iyileştirme operasyonlarına ihtiyaç duyulmaktadır. Yüzey iyileştirme operasyonlarına ihtiyaç duyulmasının bir diğer sebebi katmanların hızlı şekilde soğuyup katılaştırılması esnasında oluşan sıcaklık farklarından dolayı meydana gelen faz sorunları ve kalıntı gerilmelerin giderilmesi ihtiyacıdır. Şekil 2.8'de Eİ sonrası uygulanan ikincil işlemler gruplandırılmıştır.

İKİNCİL İŞLEMLER



Mekanik İkincil İşlemler

- Ultrasonik İşleme - Bilyeli Dövme - Son Paso Talaş Kaldırma - Kumlama - Manyetik Aşındırıcı ile İşleme - Tamburlu İşleme - Ezerek Parlatma - Aşındırıcı Akışkan ile İşleme - Vibrasyonlu İşleme - Sürükleyerek İşleme



Kimyasal İkincil İşlemler

- Kimyasal Parlatma - Elektrokimyasal Parlatma - Elektrokaplama - Kimyasal Dağlama - Buharlı Parlatma - Aseton Daldırma



Termal İkincil İşlemler

- Isıl İşlem - Lazerle Dövme - Lazerle Parlatma

Şekil 2.8. Eİ sonrası uygulanan ikincil işlemler.

Kimyasal ikincil işlemlerden biri olan elektrokimyasal parlatma yönteminin uygulandığı çalışmada SLE ile üretilen Inconel 718 parçaların yüzey bütünlüğü incelenmiş ve malzeme özelliklerinin iyileştiği görülmüştür [38]. Kimyasal parlatmanın da Eİ parçalar üzerinde uygulandığı çalışmalar mevcut olup parçaların mekanik özelliklerini geliştirdiği aynı zamanda karmaşık geometrili parçalarda diğer ikincil yöntemlerin ulaşamadığı yüzeylerin yüzey kalitelerini de geliştirdiği ortaya koyulmuştur [39, 40]. Bazı çalışmalarda ise farklı mekanik yüzey iyileştirme operasyonları uygulanarak parçalar üzerindeki etkileri karşılaştırılmıştır [21]. Talaşlı imalat yöntemiyle, vibrasyonlu ve sürüklemeli yüzey işlemlere nazaran daha iyi yüzey kalitesi elde edilebildiği sonucuna varılmıştır. Buna ek olarak son paso talaş kaldırma operasyonunun parçaların yüzey kalitesini önemli derecede geliştirdiğinin kanıtlandığı bir diğer çalışmada SLE ile üretilen Inconel 718 parçalarına frezeleme operasyonunun farklı işlem parametreleriyle uygulanarak parçaların yüzey pürüzlülüğü, mikro sertliği ve mikro yapısına olumlu etkileri karşılaştırılmıştır [41].

Literatüre yapılan çalışmalar incelendiğinde her bir yüzey iyileştirme operasyonunun parçaya farklı özellikler kattığı ve geliştirdiği görülmektedir. Tez kapsamında ise SLE ile üretilen Inconel 718 parçalara ısıl işlem uygulanmıştır.

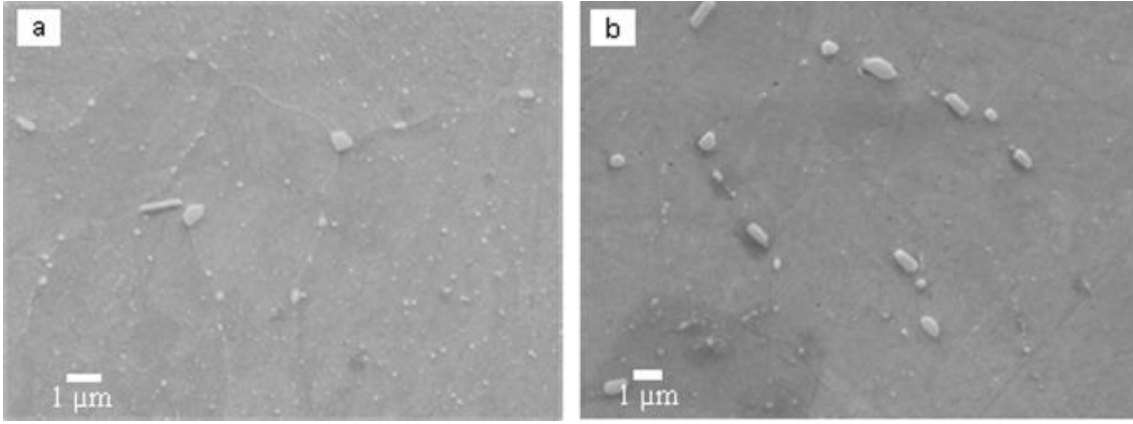
2.2.1. Isıl İşlem

Isıl işlem, metallerin sertlik ve mukavemet gibi mekanik özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleri olarak tanımlanmaktadır. Bu metalürjik işlem türü ile parçalar belirli sıcaklıklar altında belirli sürelerde ısıtılır, belirli bir faza getirilirler sonrasında ise farklı ortamlarda soğutma işlemi yapılarak parçanın mikro yapısındaki granüller oda sıcaklığında denge fazı olmayan bir faza hapsolmuş olur. Böylelikle parçalar daha üstün mekanik özelliklere sahip olabilmektedir. Kazandırdığı özellikler sayesinde ısıl işlemler, uzun yıllardır geleneksel imalat yöntemleriyle üretilen parçaların özelliklerini iyileştirmek için uygulanmaktadır [42]. Isıl işlem uygulanarak Eİ ile üretilen parçalarda yetersiz ergimeden kaynaklanan gözenekli yapıyı minimize etmek [43] ve oluşan kalıntı gerilmeleri azaltmak mümkündür [44].

Eİ ile üretilen süper alaşım malzemelerin özellikleri ısıl işlem uygulanarak iyileştirilebilmektedir. Parçalarda optimum mekanik performans sağlanabilmesi için uygun sıcaklık altında belirli süreler ve ardından uygun soğutma şartları sağlanması gerekmektedir. Uygun ısıl işlemler kullanıldığı takdirde yapıda oluşan kalıntı gerilmeler [45], kimyasal bileşimin mikro segregasyonu [46], mikro yapı anizotropisi [47], istenmeyen fazların oluşması [48], gözeneklilik [43] gibi sorunlar minimize edilebilmektedir. Bu işlemler ile birlikte süper alaşım içerisindeki elementlerin konsantrasyon oranları değişmektedir ve tane boyutları dahil olmak üzere Inconel 718 alaşımının mikro yapısını önemli derecede etkilemektedir [13, 49].

SLE ile üretilen Inconel 718 ısıl işlemine ilişkin bilgiler literatürde genellikle dövme ve döküm malzemeler için geliştirilen işlemlere dayanmaktadır. Son zamanlarda en yaygın olarak kullanılan ısıl işlemler ASTM F3055-14a standardına uygundur. Bu standart, 1065 °C'de 1,5 saat süreyle gerilim giderme tavlama, 1120 °C ila 1185 °C sıcaklık aralığında 4 saat ve ≥ 100 MPa basınçta isteğe bağlı sıcak izostatik preslemeyi (HIP), ardından AMS 2774'de öngörüldüğü gibi çözelti tavlaması ve çift yaşlandırmayı (815–1010°C/1 saat + yaşlandırma, 718 °C/8 saat ve 621 °C / 10 saat) önerir. SLE ile üretilmiş malzemenin karakteristik yapısı nedeniyle, toplam ısıl işlem süreci daha karmaşıktır ve dövme, döküm malzemelerine kıyasla genellikle daha uzun ısıtma süreleri ve daha yüksek sıcaklıklar içerir. Isıl işlemin Eİ ile üretilen parçalara uygulandığı çalışmada Inconel 718 parçalarda Laves ve δ fazlarının oluşumunun 1066 °C'de azaldığı belirtilmiştir [50]. Inconel 718

parçalarına ısıl işlemin etkilerinin incelendiği bir diğer çalışmada [51] parçaların hem 1100 °C hem de 1250 °C sıcaklıklar altında ısıtma sürelerinin artmasının matris içinde bulunan tanelerin, karbürlerin büyümesine yol açtığını bildirilmiştir. Buna ek olarak Şekil 2.9'da gösterildiği gibi, 1100 °C/1 saat (a) ve 1100 °C/7 saat (b)'de ısıl işleme tabi tutulmuş numune çözeltisinin matrisindeki bitişik tane sınırları boyunca ayrılmış taneler incelendiğinde; 1100 °C/1 saat işleminde oluşan tanelerin daha ince yapıda olmasına rağmen yoğunluğunun 1100 °C/7 saat işlemine göre daha büyük olduğu görülmüştür.. Bu durum ısıtma süresi arttıkça daha fazla parçacığın çözüldüğünü göstermiştir.. 1100 °C/1 saat ısıtma işleminde, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi gerçekleşmiştir.



Şekil 2.9. Isıl işlem görmüş numunelerin SEM görüntüleri; (a) 1100 °C/1 saat ve (b) 1100 °C/7 saat [51].

Endüstriyel uygulamalarda tavlama ve HIP işlemlerinden sonra parçaların soğutma işlemi esnasında, güçlendirme fazları (γ' ve γ''), δ ve Laves fazları oluşabilir [47, 52]. Inconel 718 parçalarının yüksek sıcaklıklardan sonra soğutulması üzerine yapılan son çalışmalar, ≤ 7 K/s'lik soğutma hızlarında δ fazı oluşma olasılığını arttırdığını ortaya koymaktadır [53]. Bu nedenle, yaşlandırmadan önce çözeltiliye alma ısıl işlemi gereklidir. Parçalara uygulanacak ısıl işlem standardı AMS 5663'e göre kullanılan çözeltili sıcaklıkları çok düşüktür. 815–1010 °C sıcaklıklar için, γ' ve γ'' fazlarının bir δ fazına dönüşümü meydana gelebilir [54, 55] ve yorulma ömrünün azalmasına neden olur [56]. Bunu önlemek için yaşlandırmadan önce alaşımın homojenleşmesini sağlamak için çözeltiliye alma aşamasında hızlı soğutma yapılmaktadır.

2.2.1.1. Yaşlandırma

Yaşlandırma, γ' ve γ'' fazlarının oluşumunun hızlandırılması ve malzemenin mukavemetinin artırılması için vazgeçilmez bir işlemdir. Parçaların mukavemetlerinin artması yaşlandırma işlemi sonrası oluşan fazların dislokasyon kaymasını engellemesine bağlıdır [57]. Isıl işlem görmüş Inconel 718 alaşımı için, γ' ve γ'' fazlarının hacim oranları farklılık gösterebilmektedir (sırasıyla %5 ve %20) [58]. Bu güçlendirme fazlarının (γ' ve γ'') bazı çalışmalarda 700 ile 900 °C gibi yüksek sıcaklıklarda bazılarında ise 550 ile 660 °C gibi daha düşük sıcaklıklarda olduğu bildirilmiştir. Buna ek olarak γ' fazının 620 °C, γ'' fazının ise genellikle 720 °C'de olduğu görülmüştür [58, 59]. Ayrıca ikincil karbürler, alaşımın mekanik özelliklerini etkileyen 730 ila 1040 °C sıcaklık aralığında çökelmektedir [60]. Bunun yanında, iğnemsiz morfolojilerle bazı istenmeyen δ fazları oluşabilir [60]. Bu sebeple, mikro yapı ve mekanik performansı belirlemek için γ' ve γ'' fazlarının boyut, şekil ve hacim oranlarının yanı sıra yaşlandırma sıcaklığı ve süresinin tam olarak optimize edilmesi önemlidir [61].

SLE ile üretilen Inconel 718 parçalarına uygulanan ısıl işlem sonrasında γ' ve γ'' fazlarının ve iğne şeklindeki δ fazının yanında fazla miktarda karbür olduğu ayrıca ısıl işlem görmüş ve ısıl işlem görmemiş parçalar kıyaslandığında ısıl işlem görmüş parçaların mekanik özelliklerinin daha iyi olduğu bulunmuştur [62]. SLE ile üretilen Inconel 718 parçalara ısıl işlemin uygulandığı bir diğer çalışmada farklı yaşlandırma sıcaklıklarının parçaların mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Sonuç olarak 680 ile 720 °C arasında yaşlandırma işlemi yapıldığında güçlendirme fazlarının (γ' ve γ'') oluşması sayesinde daha iyi mekanik özelliklerin elde edildiği bildirilmiştir [63].

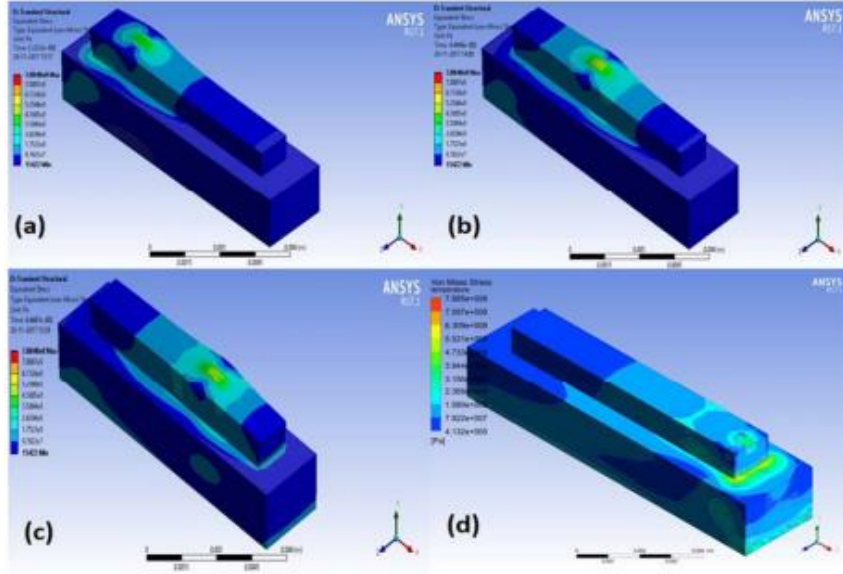
2.3. Yöntemlerin Modellenmesi ve Simülasyonu

2.3.1. Sonlu Elemanlar Yöntemiyle Eİ

Son dönemlerde hem endüstride hem de akademide Eİ teknolojileri yaygın olarak kullanılmakta ve gün geçtikçe kullanım alanı genişlemektedir. Kullanım alanının genişlemesi bilhassa ekonomi ve zaman açısından avantaj sağlayabilmesi ve Eİ üretim süreçlerinin simüle edilebilmesi sayesinde olmuştur. Üretilecek parçaların yüzey, yüzey altı özelliklerinin ve mekanik özelliklerinin iyi bir seviyede olabilmesi için uygun parametrelerin seçilmesi gereklidir. Uygun parametre seçimi yapılması için ise bir çok

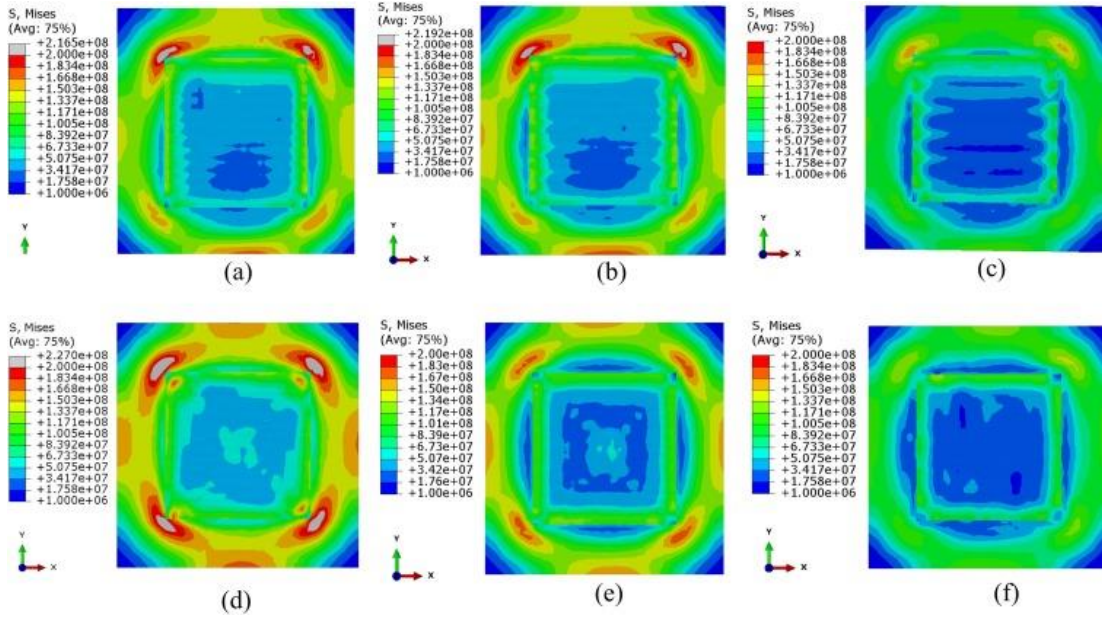
üretim parametresi olmasından kaynaklı sayısız parça üretimi yapılması gerekmektedir. Literatürde yapılan çalışmalarda bu konuyla ilgili çok fazla parça üretilmiş ve parçaların özellikleri incelenmiştir. Ancak geleneksel yöntemlerle üretilmesi zor olan malzemelerin Eİ yöntemleri ile üretilmesi maliyet açısından yüksek olup yapılan çalışmaları sınırlandırmaktadır. Bu yüzden yapılan çalışmalar birbirlerine göre farklı parametrelerin kullanımıyla parça üretimi yapıp, farklı yönleriyle incelenip, birbirlerini tamamlamaya yöneliktir. Ancak seçilen parametrelerin parçalara olan etkileri üretim yapılacak cihaza, üretilen malzemeye göre değişmektedir. Bu yüzden uygun üretim parametrelerinin seçimi zor olmaktadır. Ayrıca bazı yapılan çalışmalarda da görülmektedir ki, üretim ortamında meydana gelen aksaklıklar, iş dosyasındaki hatalar, anlık beklenmeyen durumlar ve bunun gibi sebepler; aynı malzeme, lazer gücü, tarama hızı ve diğer parametrelerle üretilen parçaların mekanik özelliklerinde önemli ölçüde farklılıklar yaratmıştır [64, 65]. Yaşanan bu durum tez çalışmasında da ortaya çıkmıştır. Ancak bahsi geçen bu problemler küçük derecede olup esas önemli olan sorunlar üretimin yapıldığı cihaz ve ekipmanlardan kaynaklı olabilmektedir. Bu yüzden kullanılacak cihazın ve ekipmanların iyi analiz edilmesi son derecede önemlidir. Sonlu elemanlar yöntemiyle parçaların üretim süreci simüle edilerek farklı parametrelerin parçalara etkileri tahmin edilir ve bu sayede üretim parametrelerinin optimizasyonu sağlanarak, üretim süreçlerinin doğruluğu ve tekrarlanabilirliği sağlanmış olur. Deneysel olarak üretimi yapılan parçaların özelliklerinden alınan verilerle oluşturulan sonlu elemanlar analiz programları, istenilen sayıda parça üretimi yapılarak maliyet açısından parametre optimizasyonu yapılmasını kolaylaştırmaktadır. Kısacası sonlu elemanlar yöntemi sayesinde üretilen parça sayısındaki azalma ile hem maliyet hem de zaman açısından tasarruf sağlanırken aynı zamanda istenilen özelliklere sahip parçalar üretilir; bütün bu avantajlar neticesinde de müşteri memnuniyeti ve güven sağlanmış olur.

Sonlu elemanlar yönteminin parçaların özelliklerini tahmin etmek için kullanıldığı çalışmalar literatürde mevcuttur. Toz yatağında ergitme yöntemiyle üretilen AlSi10Mg alaşımının termo-mekanik davranışlarının sonlu elemanlar yöntemiyle tahmininin yapıldığı bir çalışmada, lazer gücünün artmasıyla ergitme havuzlarının derinliğinin arttığı ve oluşan kalıntı gerilmelerin arttığı ortaya koyulmuştur [66]. Şekil 2.10'da farklı zaman adımlarında parçalarda oluşan kalıntı gerilmeler gösterilmektedir.



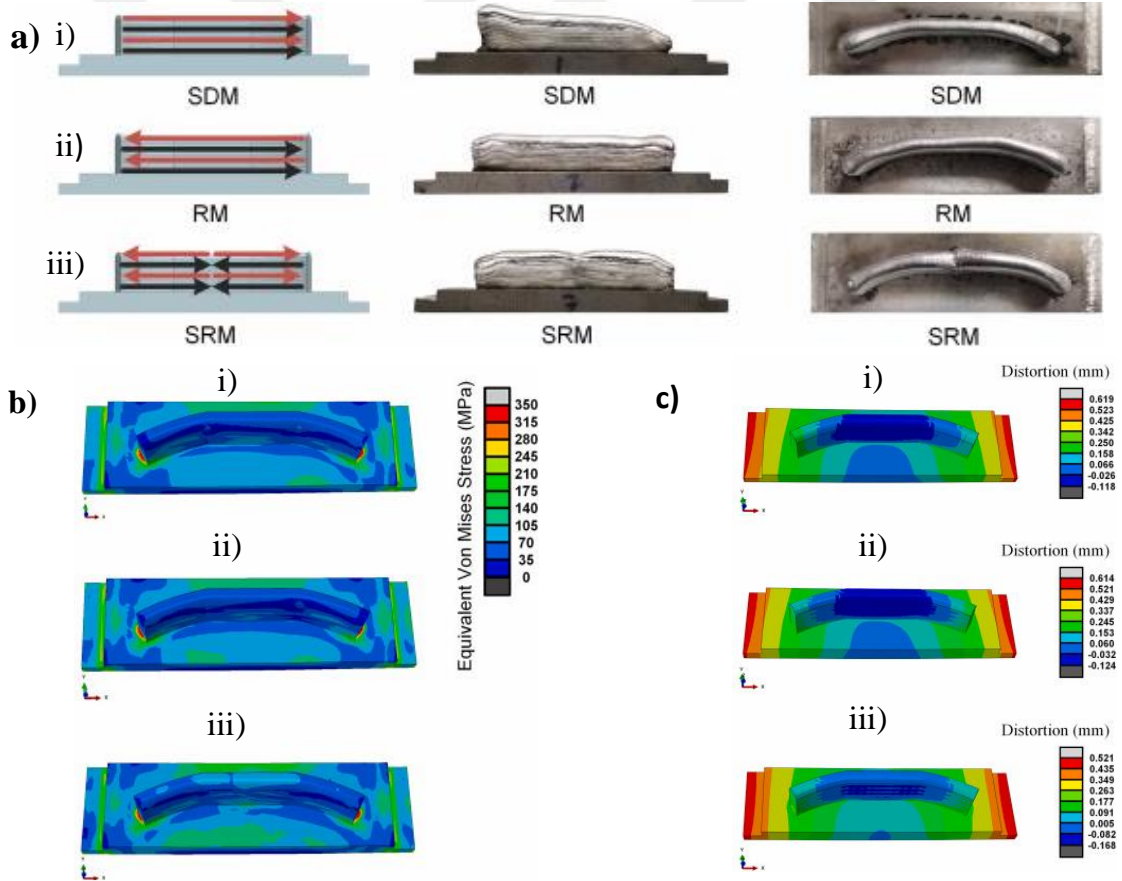
Şekil 2.10. Farklı zaman adımlarında oluşan kalıntı gerilme profilleri a) 0,022 sn, b) 0,044 sn, c) 0,066 sn, d) 0,1 sn [66].

Tel beslemeli eklemeli imalat sürecinde farklı konumlandırılan taban plaka tutucuların kalıntı gerilmelere etkisinin incelendiği çalışmada [67], konumlarının kalıntı gerilmelerin azalmasında önemli derecede rol oynadığı tespit edilmiştir. Bir başka çalışmada direkt enerji depolama yönteminde farklı biriktirme modellerinin parçaların kalıntı gerilmeleri üzerindeki etkisi sonlu elemanlar analiz programıyla incelenmiş, çalışmada geliştirilen S deseni tarama stratejisinin kalıntı gerilmeleri düşürdüğü tespit edilmiştir [68] (Şekil 2.11).



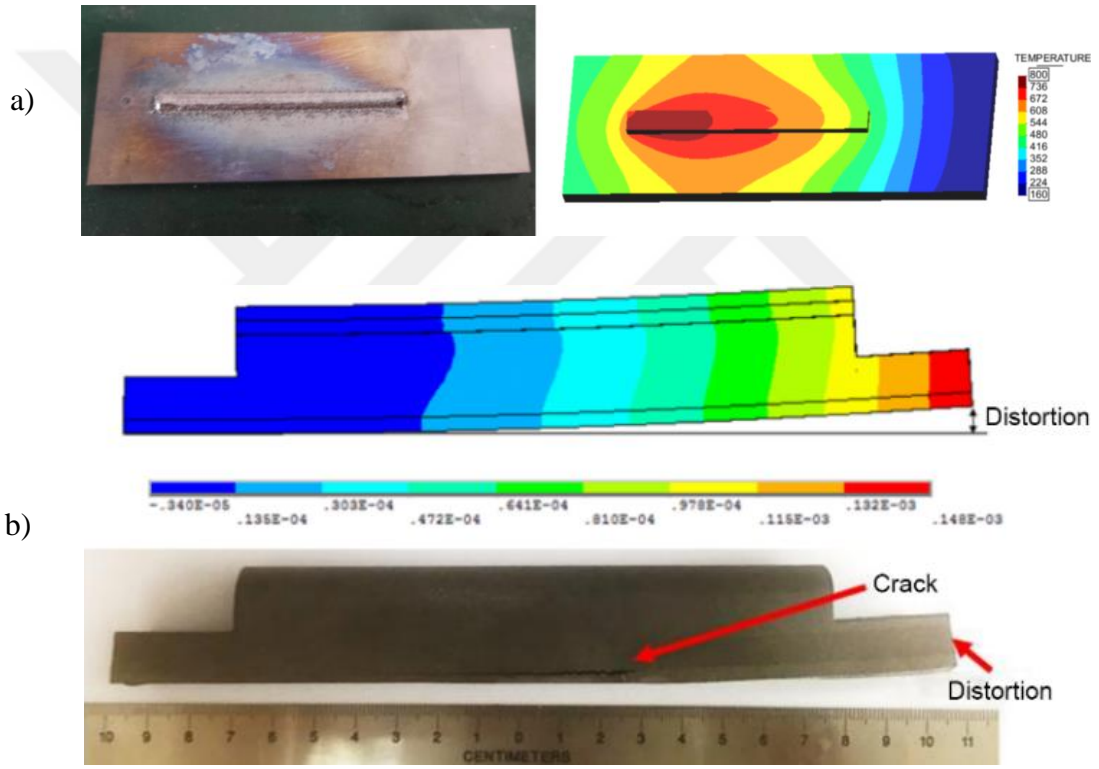
Şekil 2.11. Farklı biriktirme modellerinin kalıntı gerilme dağılımı, (üstten görünüm), (a) Zig-zag, (b) Raster, (c) Alternatif hat, (d) Dıştan içe sarmal, (e) Giriş-çıkış spirali, (f) S-deseni.

Birçok çalışmada ise parçaların sonlu elemanlar yöntemiyle tahmin edilen özellikleri deneysel olarak üretilen parçaların özellikleriyle karşılaştırılmıştır. Böylece sonlu elemanlar yöntemlerinin gerçeğe uygunluk seviyeleri tespit edilmiştir. Örneğin, farklı üretim stratejileri ile üretilen parçaların sonlu elemanlar yöntemiyle modeli oluşturulmuştur. Ayrıca yay şeklindeki bu parçalar deneysel olarak da üretilmiş olup parçalarda oluşan kalıntı gerilmeler, çarpılmalar incelenmiştir. Simülasyon sonuçlarının deneysel sonuçlarla karşılaştırıldığında tutarlı veriler elde edildiği sonucuna varılmıştır [69]. Şekil 2.12’de üretilen parçalar ve oluşturulan sonlu elemanlar modeli gösterilmiştir.



Şekil 2.12. Farklı üretim stratejileri; (i) aynı yönlü hareket (SDM), (ii) ileri geri hareket (RM) ve (iii) segmental ileri geri hareket (SRM) ile üretilen parçaların a) deneysel üretimi, sonlu elemanlar yöntemiyle modellenmesi; meydana gelen b) kalıntı gerilme ve c) çarpılma sonuçları[69].

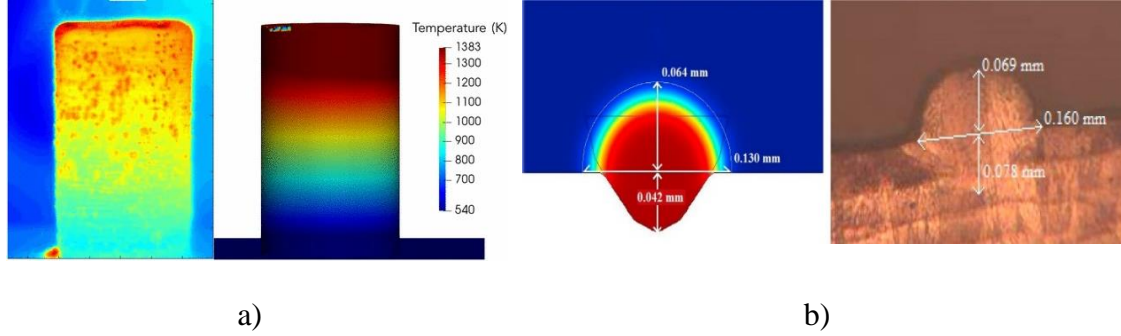
Sonlu elemanlar yöntemiyle tahmin edilen parça özelliklerinin, parçaların deneysel üretiminden sonraki özellikleriyle karşılaştırıldığı çalışmalarda, Eİ ile üretilen Ti-6Al-4V alaşımının üretim esnasında ve soğuma sırasında oluşabilecek oksidasyon tahmin edilebilmiş ve deneysel üretimle karşılaştırıldığında bir uyum yakalanmıştır [70] (Şekil 2.13.(a)). Eİ ile üretilen parçaların en büyük sorunlarından biri olan çarpılma olayının da tahmini sonlu elemanlar modeli ile belirlenebilir ve önceden parametre optimizasyonu ile bu olay önlenmektedir. Bu konu ile ilgili yapılan çalışmada Eİ ile üretilen parçada kalıntı gerilme, çatlak başlangıcı ve gözeneklilikten kaynaklı çarpılma oluşumu sonlu elemanlar yöntemiyle başarılı bir şekilde tahmin edilmiştir [71] (Şekil 2.13.(b)).



Şekil 2.13. a) Üretim sürecinin simülasyonu sonucu oluşan sıcaklık dağılımının numune üzerinde gözlenen oksidasyon ile karşılaştırılması [70], b) Simülasyon ve deneysel üretim sonucu gerçekleşen çarpılma olaylarının karşılaştırılması [71].

Johnson ve ark. LENS yöntemiyle üretilen 304L paslanmaz silindir çelik bloğun sonlu elemanlar analiz programıyla termal analizini yaparak bu model yardımıyla kalıntı gerilme tahmini yapmışlardır. Ortaya çıkan sonuçlar kızılötesi termal verilerle karşılaştırılmıştır [72] (2.14.a). Bir diğer çalışmada Eİ ile üretilen Inconel 718 süper alaşım malzemesinde farklı parametrelerin ergime havuzları boyutlarına olan etkisi sonlu

elemanlar ve deneysel yöntemlerle karşılaştırılmış ve %14'lük bir fark tespit edilmiştir (2.14.b) [73].

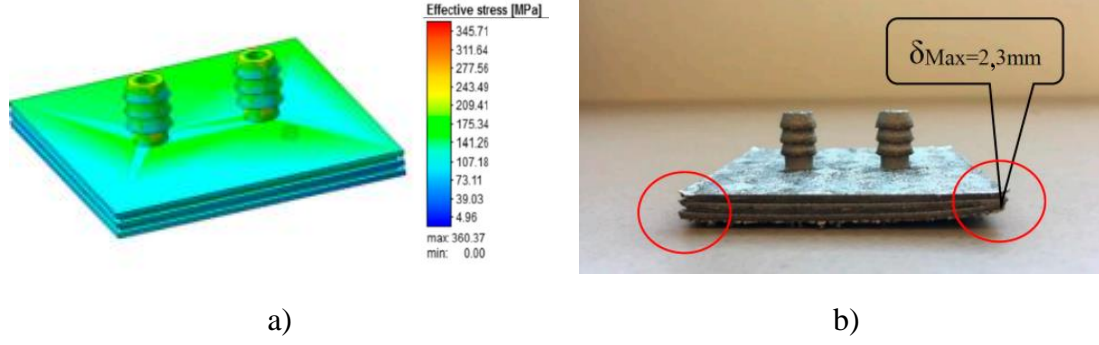


Şekil 2.14. (a) Üretim esnasında $t = 450$ s'de alınan kızılötesi ve simülasyon sıcaklık dağılımı görüntüleri [72], (b) Simülasyon ve deneysel kesitlerin karşılaştırılması [73].

2.3.2. Sonlu Elemanlar Yöntemiyle SLE

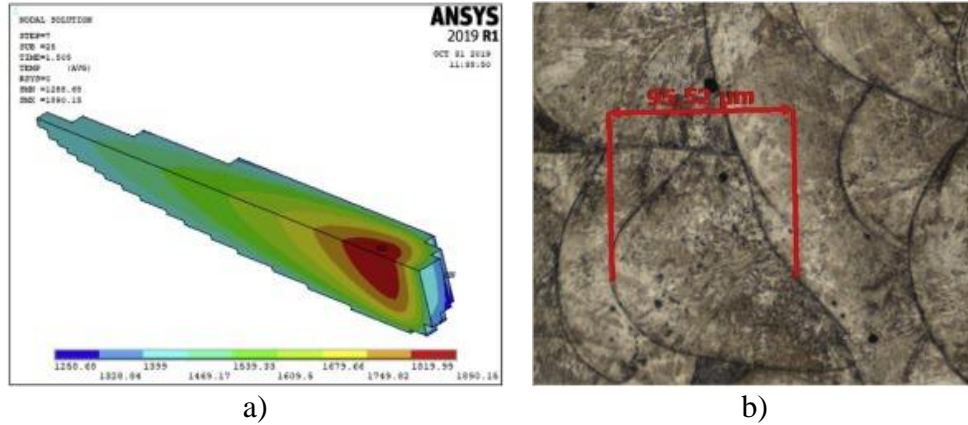
SLE yöntemiyle üretim sürecinde ısı akışı ile tozların ergime ve katılaşma süreçlerinde ısıtma soğutma zaman farklarından dolayı oluşan kalıntı gerilme, çarpılma, kötü yüzey kalitesi ve mekanik özellikler [74]; lazer tarama hızı, lazer gücü, tarama stratejileri, toz katman kalınlığı ve ışın çapı gibi üretim parametrelerinin optimizasyonu ile minimize edilebilmektedir [75]. Sonlu elemanlar yöntemi sayesinde bu parametrelerin deneysel üretimden önce parça üzerindeki etkilerine bakılarak optimizasyonu sağlanabilir, böylelikle istenilen parça özelliklerine ulaşmak mümkündür.

Peiying Bian ve ark. SLE ile üretilen 316L paslanmaz çelik parçalarının üretim sürecinin simülasyonunu yaparak termal stres ve termal gerinim verileri hesaplamışlardır. Simüle edilmiş numune için, termal stres, alt tabakadan üst yüzey tabakasına doğru katman katman artmıştır. Parçada oluşan deformasyon ise Şekil 2.15.b'de gösterildiği gibi düzlemin köşesinde meydana gelmiştir. Deneysel olarak üretilen parçaların özellikleri simülasyon sonuçlarıyla tutarlı olduğu ortaya koyulmuştur [76].



Şekil 2.15. a) SLE ile üretilen 316L paslanmaz çelik parçalarının üretim sürecinin sonlu elemanlar yöntemiyle modellenmesi, b) Deneysel olarak üretilen parçada oluşan deformasyon görüntüsü [76].

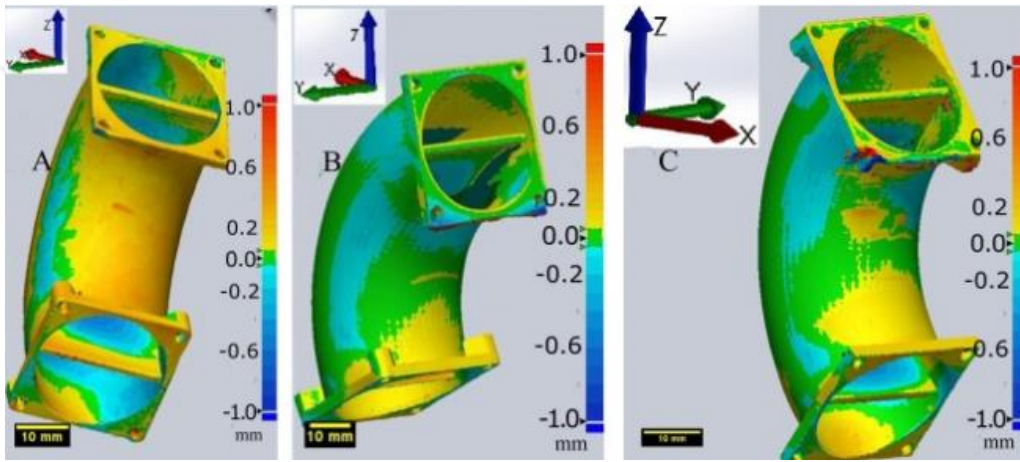
Mobin Majeed ve ark. yaptıkları çalışmada, toz yatağının lazer ile taranması sırasında Maraging çeliğinin sıcaklık ve ergime havuzları özelliklerinin başarılı bir şekilde tahmin edilmesi amaçlanmıştır [77] (Şekil 2.16). Sıcaklık ve ergime havuzu derinliği, lazer enerji yoğunluğu ile neredeyse doğrusal olarak artmıştır. Ayrıca katmanların eklenmesiyle sıcaklık ve ergime havuzu derinliği artar ve kademeli olarak sabitleşir. Havuzun merkezinde sıcaklık ve ergime havuzu derinliği maksimumdur. Simülasyon ve deneysel üretim sonuçları kıyaslandığında simülasyonda alınan sonuçların yüzde hatası %5 ila %13 arasındadır.



Şekil 2.16. a) Simülasyon sonucu elde edilen ergime havuzu şekli, b) Ergime havuzu derinliğinin SEM görüntüsü [77].

Harrison ve ark. [74] simülasyon üretim sürecinde çözünürlük parametreleri olan katman kalınlığı, ağ boyutu, zaman parametreleri olan ısıtma ve soğutma süreleri, enerji parametreleri olan güç yoğunluğu ve toplam işlem süresinin parçalara olan etkileri hakkında çalışmışlardır. Katman başına soğuma süresinin, parça üzerindeki gerilme

dağılımının yanı sıra nihai sıcaklığı da etkileyen baskın faktör olduğu, her katman arasında bir soğutma aşaması uygulanmasının, nihai kalıntı gerilmeyi ve bozulmayı azaltabileceği sonucuna varmışlardır. Başka bir çalışmada [78] SLE ile üretilen Ti-6Al-4V parçaların elastiklik modüllerini ve akma mukavemetleri incelenmiş ve elde edilen sonuçlar sonlu elemanlar yöntemi sonuçlarıyla karşılaştırılmıştır. Farklı sonlu elemanlar analiz programlarının karşılaştırıldığı çalışmalar da literatürde kendine yer bulmuştur [79]. Bu çalışmada tek bir yazılımın üstün olduğu vurgulanamamıştır, yapılan testler ile her bir yazılım için çeşitli avantajlar ve dezavantajlar gösterilmiştir. Şekil 2.17’de farklı sonlu elemanlar programlarıyla üretilmiş parça görüntülerine yer verilmiştir.



Şekil 2.17. Farklı sonlu elemanlar programlarında elde edilen modeller (A-Sunata, B-Amphyon ve C-Simufact) [79].

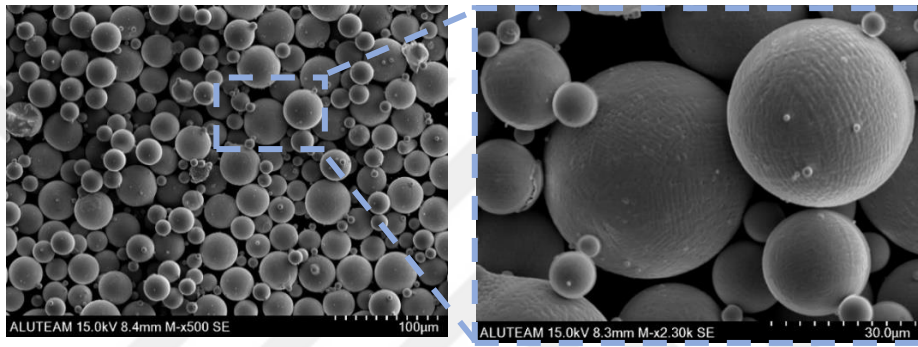
SLE ile üretim sonucunda parçada meydana gelen gerilme ve deformasyon özelliklerinin tarama stratejileriyle epey geliştirildiği yapılan bir çalışmada ispatlanmıştır [80]. Tarama stratejilerinden ayrı olarak lazer gücü, lazer tarama hızı ve katman kalınlığı parametrelerinin de parçalarda oluşacak kalıntı gerilmelere ve çarpılma üzerinde etkisi önemli boyutlardadır [81]. İncelemenin yapıldığı çalışmada, katman kalınlığının azalmasıyla kalıntı gerilmelerin azaldığı, bununla birlikte lazer gücü ve tarama hızlarının artmasıyla da kalıntı gerilmelerin azaldığı yönünde fikir ortaya koymuşlardır.

Literatürde yapılan bütün bu çalışmalar göz önüne alındığında, farklı lazer gücü, tarama hızı parametrelerinin parçaların malzeme özelliklerine olan etkilerinin ayrıca ısıl işlem öncesi ve sonrası parçalarda meydana gelen değişimi hem deneysel olarak incelendiği hem de sonlu elemanlar yönteminde simüle edilerek tahmin edildiği geniş çaplı bir çalışmaya rastlanılmamıştır.

3. GEREÇ VE YÖNTEM

3.1. Deneysel Çalışma ve Düzenekler

İnert gaz atomize ön alaşımlı IN718 süper alaşımlı tozlar (15-45 μm) GE Additive AP&C firmasından tedarik edilerek bu çalışmada kullanılmıştır(Şekil 3.1.) Tablo 3.1., GE Additive Machine X Line 2000R ile ilgili broşürde UNS N07718'e göre AP&C'den tedarik edilen tozun kimyasal bileşimini göstermektedir.



Şekil 3.1. Inconel 718 alaşım tozu morfolojisini gösteren SEM görüntüleri(500x, 2300x).

Tablo 3.1. IN718 tozunun kimyasal bileşimi (ağırlıkça %) [82].

Ni	Cr	Nb+Ta	Mo	Ti	Al	Co	Cu	C	Si	Mn	Fe
50.0-	17.0-	4.75-	2.80-	0.65-	0.20-	0-	0-	0-	0-	0-	Denge
55.0	21.0	5.50	3.30	1.15	0.80	1.00	0.30	0.08	0.35	0.35	

Numuneler, Tablo 3.2'de gösterilen üretim parametreleri ile "EnaVision 3D Eklemeli Üretim Makinesi"nde Inconel 718 süper alaşım malzemesinden SLE yöntemi kullanılarak üretilmiştir. Bu makinede max. 500W güç ve 85 μm spot çapı. 15 mm x 15 mm x 15 mm boyutlarındaki kuponlar, Şekil 3.2.a'da gösterildiği gibi taban plakasında düzenlenmiştir. Üretim sürecinde, tarama stratejisi olarak şerit rotasyon modeli benimsenmiştir. Özellikle, Şekil 3.2.b'de gösterildiği gibi, sonraki katman için tarama yönü saat yönünde 90° döndürülmüştür. Bir dizi ön deneye dayanarak, lazer gücü (P) 145, 190, 235, 280, 325, 370 W ve tarama hızları (V) 700, 1000, 1300 mm/snn olarak ayarlanmıştır. Aşağıdaki denklem, bu parametreler ve enerji yoğunluğu arasındaki ilişkiyi verir.

$$E_d = \frac{P}{v.h.d} [J/mm^3] \quad (1)$$

E_d , J/mm^3 cinsinden enerji yoğunluğu veya enerji girişi, P lazer gücü (W), v lazer tarama hızı (mm/sn), h tarama mesafesi (mm) ve d toz yatağı katman kalınlığıdır (mm) [83]. Bu değişkenler Şekil 3.2.c'de şematik olarak gösterilmiştir. Bu denklem birçok araştırmada üretim parametrelerine karar vermek için referans olarak kullanılmıştır [84-88]. Ancak parçaların yerleşim düzeni, tarama stratejisi, gaz akış yönü, lazer ofseti ve lazer çapı gibi diğer önemli parametreler denklemde yer almasalar bile bu enerji yoğunluğunu etkiler.

Tablo 3.2. Denklem-1'e göre SLE yöntemi parametreleri ve her parametrenin hacimsel enerji yoğunlukları.

		Lazer tarama hızı V, (mm/sn)		
		700	1000	1300
Lazer gücü P, (W)	145	57,5	40,3	30,9
	190	75,4	52,8	40,6
	235	93,3	65,3	50,2
	280	111,1	77,8	59,8
	325	128,9	90,3	69,4
	370	146,9	102,8	79,1

Sabit Parametreler

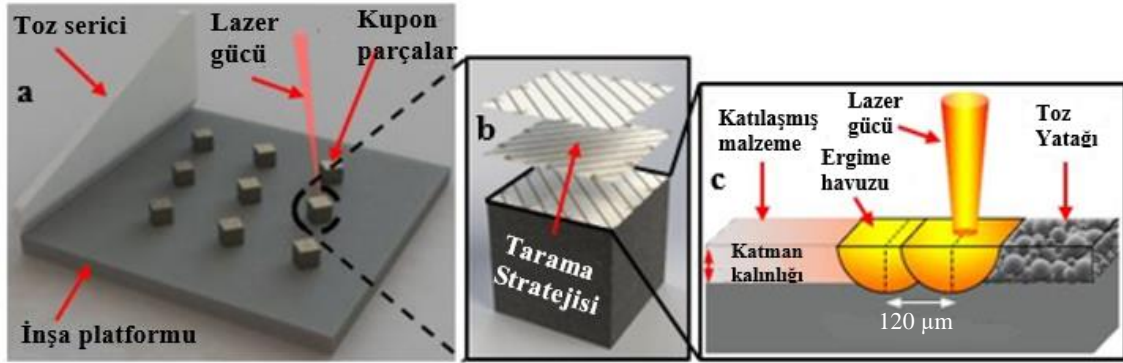
Tarama çizgileri aralığı h , mm: 0,12

Toz katman kalınlığı d , mm: 0,03

Lazer odak çapı f_d , mm: 0,085

Yeniden toz serilme süresi s_n , sec: 11

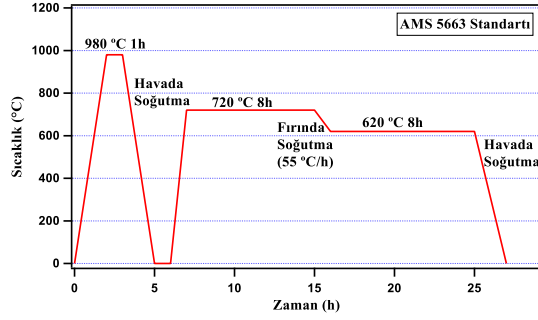
Tarama Stratejisi: 90° döndürülmüş şerit rotasyon modeli



Şekil 3.2. a) Kuponların taban plakası üzerinde konumlandırılması, b) Tarama stratejisi, c) SLE üretim süreci ana değişkenleri.

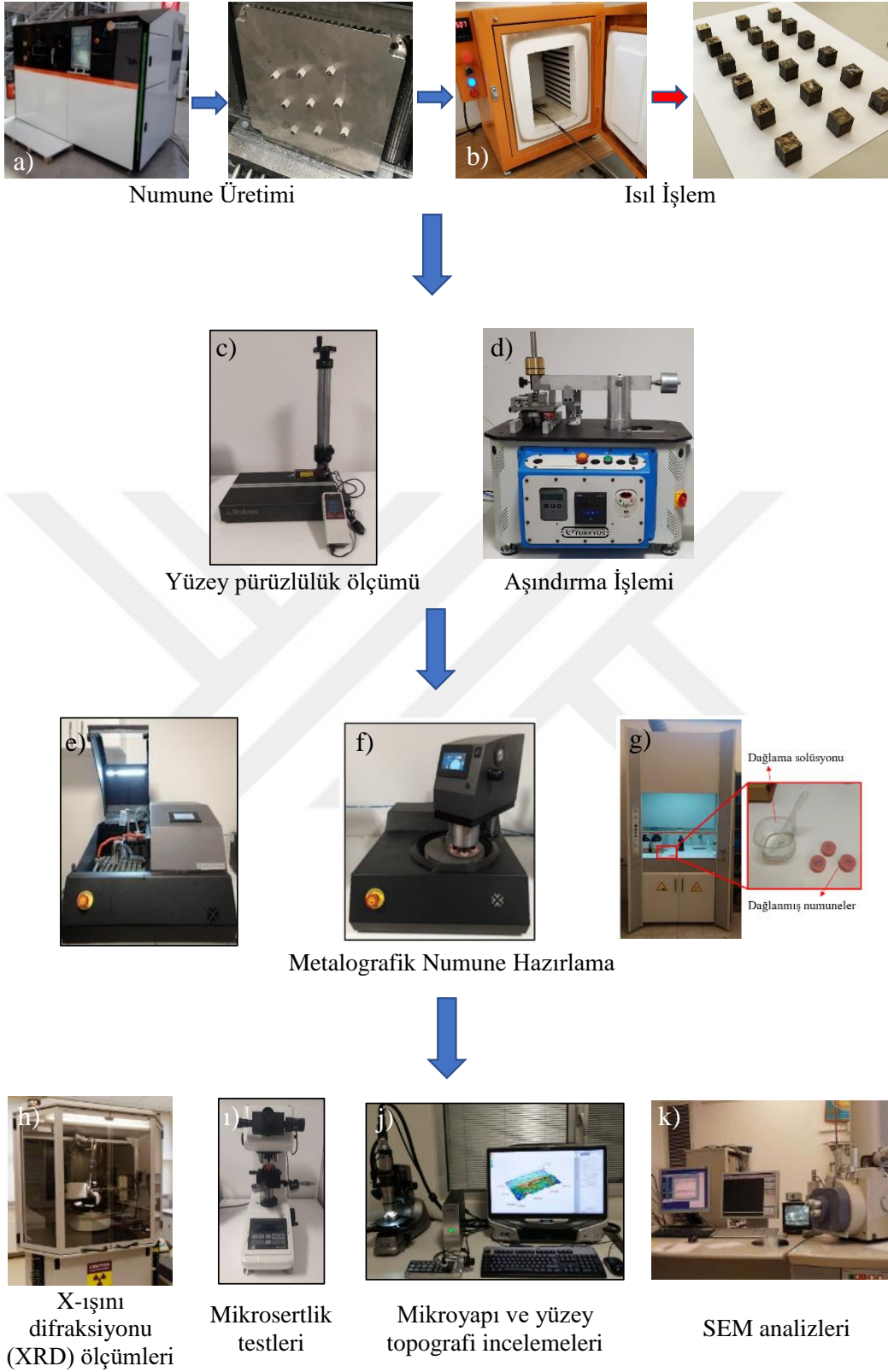
Üretim sonrası uygulanan ısıtma işlemi AMS 5663 standartına uygun olarak Şekil 3.3'de gösterildiği gibi (980 °C'de 1 saat çözeltiye alma, havada soğutma, 720°C'de 8 saat, 55°C/h soğutma hızıyla fırında 620°C'ye soğutma ve 620°C'de 8 saat yaşlandırma ısıtma

işlemi ardından havada soğutma) yapılmıştır. Bu ısıl işlem Şekil 3.4'te görünen HT5-1200 tip yüksek sıcaklık sanayi fırınında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 3.3. Isıl işlem süreci.

Üretilen parçaların ısıl işlem öncesi ve sonrası yüzey pürüzlülük değerlerinin ölçümü ISO 1997 standartları esas alınarak Şekil 3.4.c'de gösterilen Mitutoyo SJ210 cihazında yapılmıştır. Ölçümlerde Ra (Aritmetik Ortalama Yüzey Pürüzlülüğü) ve Rz (Maksimum Pürüzlülük Derinliği) değerlerine bakılmıştır. Eİ yöntemiyle üretilen parçaların yüzeylerinin düzensiz olması sebebiyle parçaların farklı bölgelerinden olmak üzere on kez ölçüm alınıp ortalama değerler hesaplanmıştır. Aşınma performansı testleri ASTM G133 standartından yararlanılarak, Şekil 3.4.d'de gösterilen TURKYUS RTW lineer aşındırma cihazında gerçekleştirilmiştir. Kuponlara, ısıl işlemden önce ve sonra uygun oda sıcaklığında, 5N yük altında, 6 mm sürtünme mesafesinde 40 dakika boyunca aşınma testi uygulanmıştır. Aşındırıcı bilye olarak 6 mm çapında tungsten karbür (WC %94, CO %6) kullanılmıştır.



Şekil 3.4. Tez kapsamında parçaların üretimi, uygulanan ısıl işlem ve parçaların karakterizasyon süreçlerinin gösterimi.

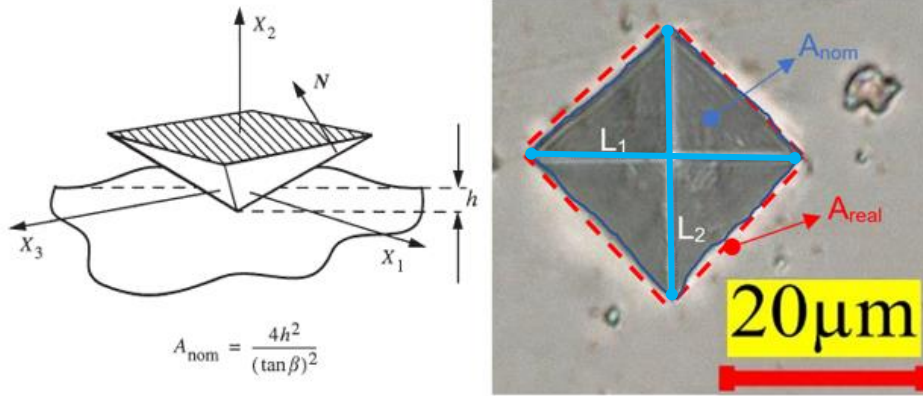
Kupon parçalar malzeme karakterizasyonlarının yapılabilmesi için Şekil 3.4.e’de sunulan Mikrotest Multicut Sense Hassas Kesme Cihazında bir elmas kesme diski yardımıyla uygun boyutlara getirilmiştir, ardından numuneler inşa yönünden ve tarama yönünden sırasıyla soğuk bakalitleme metodu kullanılarak metalografik işlemlerine hazır hale getirilmiştir. Parçalar, malzeme özelliklerinin incelenebilmesi için Şekil 3.4.f’de gösterilen Multipol Advanced Plus Tam Otomatik Zımparalama ve Parlatma Cihazında 60, 30 ve 15 µm grit manyetik diskler kullanılarak parlatılmıştır. Parlatılan numunelerin mikro yapısını gözden geçirmek için Şekil 3.4.g’deki çeker ocaklarda %15 HNO₃ + %60 HCl + %25 C₃H₈O₃ solüsyonu kullanılarak 30 sn - 1 dk süreyle dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir [89]. Tüm ölçümler oda sıcaklığında yapılmıştır. Mikro yapıyı, yüzey topografisi ve gözenekliliği incelemek için Şekil 3.4.j’de gösterilen 3D Keyence VHX-6000 optik mikroskobu ve mikro yapıların daha detaylı incelenmesi için Şekil 3.4.k’de gösterilen FEI (PHILIPS) XL30 SFEG SEM cihazı kullanılmıştır. Numunelerin mikrosertlik testleri Şekil 3.4.ı’da gösterilen Future-Tech FM310e kullanılarak ISO 6507-2 standartlarına uygun şekilde yapılmıştır. Vickers yöntemiyle yapılan ölçümlerde ortalama 9 ölçüm, 15 saniyelik bir yükte kalma süresi ile her numunenin sertliği belirlenmiştir ve 0,98 N'lık (100 g-f) bir test yükü kullanılmıştır.

X-ışını difraksiyonu (XRD) ölçümleri için Şekil 3.4.h’de gösterilen Bruker Smart Apex II Quazar X-ışını Tek Kristal Kırınım Cihazı kullanılmıştır. 20° ila 90° arasında 4 derece/dakika tarama hızında yapılmıştır[36]. Ayrıca yapılan ölçümlerde dalga boyu 1,54 Å olan Cu Kα katot kullanılmış olup, 40 mA akım ve 40 Kv voltaj değerleri seçilmiştir. X-ışını kırınım (XRD) analizi sonrası elde edilen verilere dayanarak, yüzeylerde mikrosertlik değerlerindeki değişimlerin, yüzey altında meydana gelen tane küçülmelerinin ve olası faz dönüşüm analizlerinin yorumlanmasını sağlayan bir yöntemdir. XRD analizinden elde edilen değerler grafiklere dönüştürülerek ortaya çıkan piklerin yoğunluğuna ve genişliğine bağlı olarak parçaların mikroyapıları yorumlanmıştır.

Üretim süreci sonrası parçalarda oluşan kalıntı ı gerilmeleri hesaplamak için, Future-Tech FM310e ile 0,98 N 'lık (100 g-f) test yükünde ve 15 saniye yükleme süresinde Vickers girinti testi yapılmıştır. Hatayı en aza indirmek için bu testler en az beş kez tekrarlanmış ve ortalama değerler alınmıştır. Belirli varsayımlar altında [90-95], SLE parçalarındaki kalıntı gerilmeler aşağıdaki Denklem 2 ile ampirik yaklaşımla tahmin edilebilir;

$$\sigma_{res} = 1181,21 \left\{ \left[\frac{8*P}{3*1181,21*(L_1+L_2)^2} \right]^{0,1754} - 0,08 \right\}^{0,1754} * \left\{ e^{\left[\frac{1 - \frac{8*A_{real}}{(L_1+L_2)^2}}{0,32} \right]} - 1 \right\} \quad (2)$$

Kalıntı gerilmelerin ampirik yaklaşım ile tahmini için öncelikle Vickers sertlik cihazında uç geometrisinin oluşturduğu girintinin L_1 ve L_2 değerleri kaydedilmiştir. Şekil 3.5'te gösterilen bu girintilerin alanları (Areal), dijital mikroskopta ölçülmüş ayrıca kaydedilen L_1 ve L_2 değerlerinin daha hassas ölçümü yapılarak hata oranını düşürmek hedeflenmiştir. Ölçümler sonucu elde edilen veriler Denklem 2'deki formülde yerine koyularak her bir numune için 9 kalıntı gerilme değeri elde edilmiş ve aritmetik ortalamaları alınmıştır.



Şekil 3.5. Vickers sertlik cihazında uç geometrisi [90] ve nominal öngörülen temas alanı diyagramı A_{nom} ve numunenin gerçek temas alanı A_{real} .

3.2. Sonlu Elemanlar Yazılımı

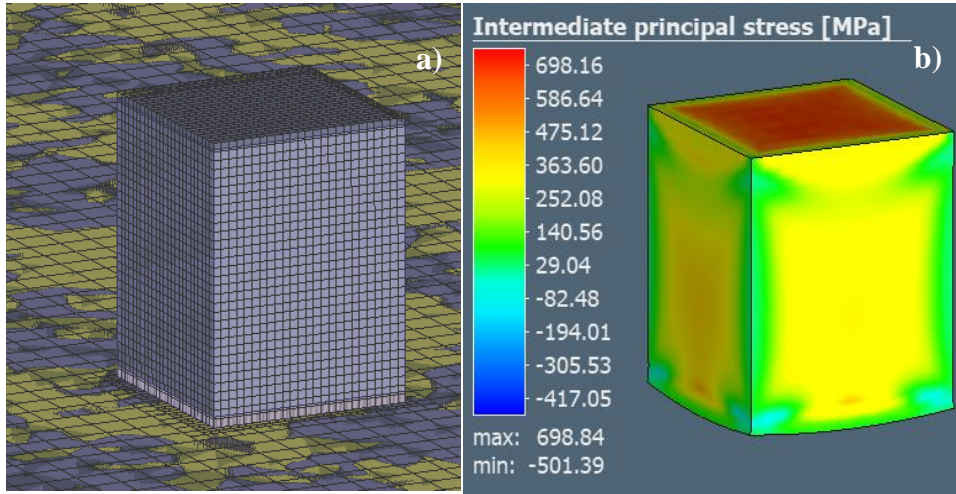
Inconel 718 süper alaşımının seçici lazer ergitme yöntemi ile üretim sürecinin ve uygulanan ısıl işlemin simülasyon aşamasında Şekil 3.6'da proses zinciri sunulan Simufact Additive 2021 yazılımı kullanılmıştır. Bu yazılım metal eklemeli imalat üretim süreçlerini sonlu elemanlar yöntemi kullanarak üretim parametrelerinin, üretim sonucunda oluşan parçaya etkilerini (çarpılma, kalıntı gerilme, gerinim vd.) analiz etmek için kullanılmaktadır. Yazılımın kullanılma amacı, üretim süreçlerini maliyet ve zaman açısından etkin bir şekilde yönetmek ve kullanılacak parametrelerle ilgili öngörülerde bulunmaktır. Aynı zamanda serici ile temas, çatlama ve çekme çizgileri gibi üretim hataları da tespit edilebilmektedir. Bu açıdan bakıldığında, Simufact Additive 2021 yazılımı ile üretimde oluşabilecek çarpılmaları parça geometrilerini optimize ederek en

aza indirgemek, kalıntı gerilmeleri minimum olacak şekilde oluşturmak, üretim oryantasyonunu (inşa), destek yapılarının ve üretim sürelerinin optimizasyonunu yapmak mümkün olmaktadır. Simufact Additive, bununla birlikte, cihazda gerçek bir parça üretmeden önce tüm baskı, ısıl işlem, kesme ve HIP süreci boyunca bozulma ve hataları tahmin etmeyi ve gidermeyi amaçlar.



Şekil 3.6. Simufact Additive 2021 Sonlu Elemanlar Programı İşlem Süreci [96].

Parçalar için ağ yapısı olarak Şekil 3.7.'de sunulduğu gibi 0,05x0,1x0,05 mm boyutlu altıgen elementler kullanılmıştır. Taban plakası boyutları varsayılan olarak 100x100x7 mm'dir. Ek olarak, taban plakası için nispeten kaba altıgen uyarlamalı ağ yapısı kullanılmıştır. Simülasyonda lazer işleme parametreleri birebir uygulanmış ve deneysel yöntemlerde gerçekleştirilen mikrosertlik testinde olduğu gibi hem tarama hem de inşa yönlerinden altı nokta alınarak simülasyon sonucunda parçalar üzerinde kalan kalıntı gerilmeler belirlenmiştir.

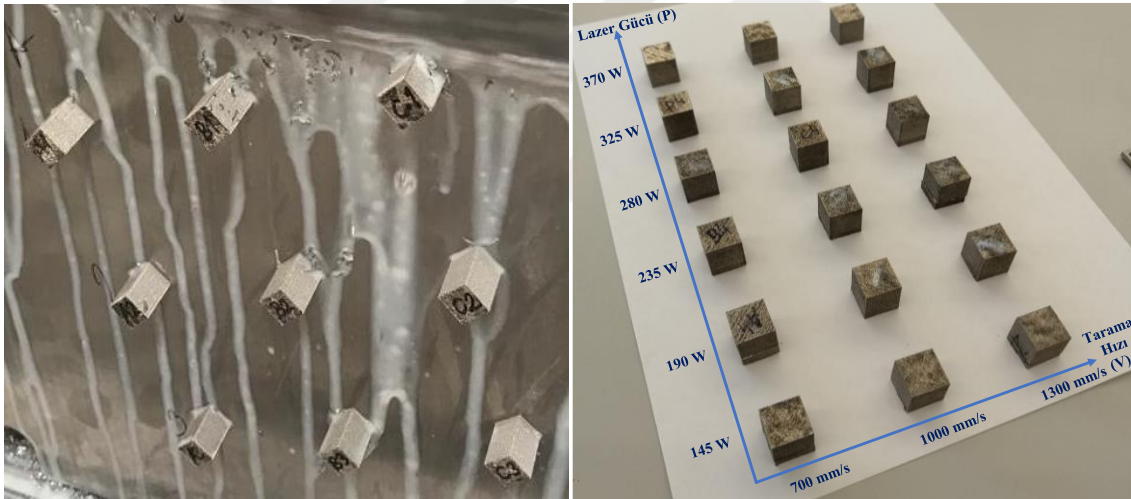


Şekil 3.7. Simufact Additive 2021 Sonlu Elemanlar Programı'nda gerçekleştirilen; a) SLE ile üretim sürecinde kuponlarda ve taban plakasında kullanılan ağ yapısı, b) Simülasyon sonucu parça görüntüsü.

4. BULGULAR VE TARTIŞMA

SLE yönteminde farklı üretim parametrelerinin ve ardından gerçekleştirilecek ısıtma işlem sürecinin parçaların yüzey kalitesini, yüzey altı özelliklerini ve yüzey/yüzey altında oluşan kalıntı gerilmeleri çok yüksek derecede etkili olduğu bilindiği için optimum üretim parametreleri seçilerek ve ardından ısıtma işlem gerçekleştirilerek yüzey bütünlüğü karakteristiklerinin iyileştirilmesi amaçlanmıştır. SLE ile üretim süreci optimum şartlar altında yapılmıştır.

Tez kapsamında SLE yöntemiyle üretim sürecinde deneysel çalışma ve düzenekler bölümündeki Tablo 3.2.'de sunulduğu gibi bir dizi ön deneye dayanarak belirlenen sabit katman kalınlığı (0,03 mm), tarama çizgileri arası mesafe (0,12 mm) olmak üzere 6 farklı lazer gücü ve 3 farklı tarama hızı kullanılmıştır. Üretimi yapılan parçaların görüntüsü Şekil 4.1'de verilmiştir.



Şekil 4.1. SLE yönteminde farklı üretim parametreleriyle üretilen Inconel 718 kupa parçalar.

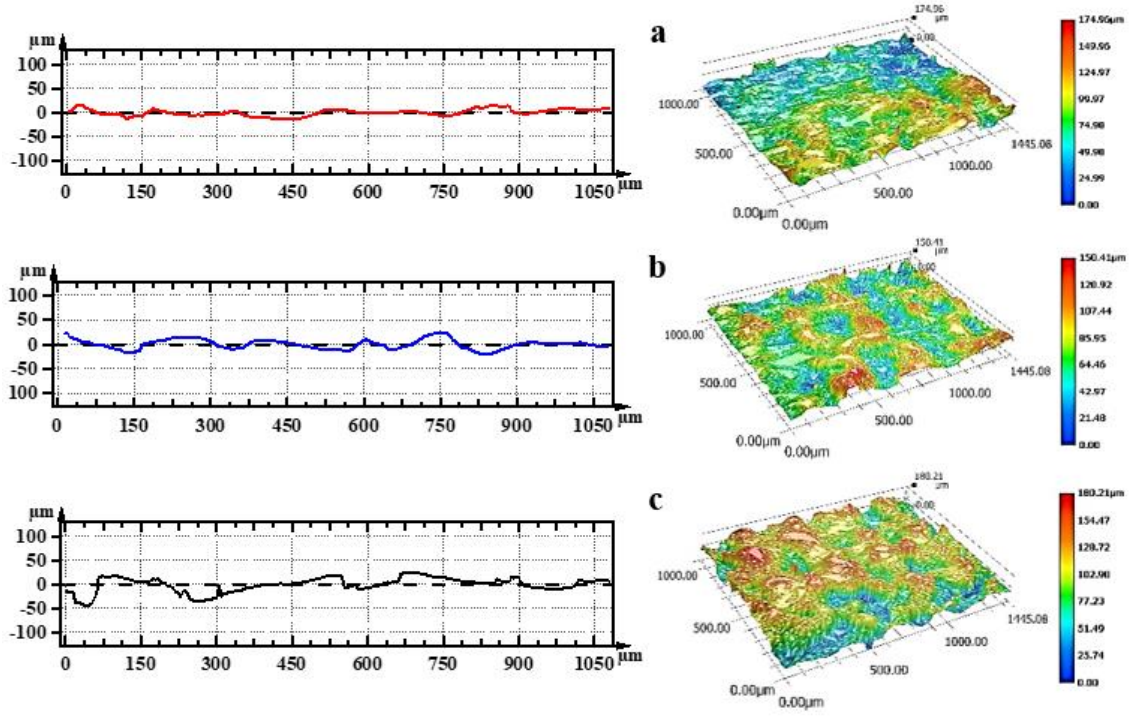
Üretilen parçaların ısıtma işlem öncesi ve sonrasında bütün parametrelerde ortaya çıkan yüzey pürüzlülük değerleri ve yüzey altı mikro sertlik değerleri ölçülmüş, topografik analizleri gerçekleştirilmiştir.

Bu çalışmada, tarama çizgileri aralığı lazer odak çapı boyutundan daha büyük olduğu durumlarda lazer gücünün ve tarama hızının parça özellikleri üzerindeki rolüne odaklanılmıştır. Tarama çizgileri aralığının daha büyük alınmasının sebebi, Eİ ile üretimin hızlı bir şekilde gerçekleştirilmesi ve böylece endüstriyel faaliyetlerde kilit rol

oynayan hız faktörünü geliştirebilmektir. Parçaların ısıtılma işlemi öncesinde optimum parametrelerin uygulanmasıyla yüzey pürüzlülüğünü ($S_a=7,37 \mu\text{m}$) ve gözenekliliğini (%0,21) önemli ölçüde azaltmak mümkündür. Böylece artan yüzey kalitesi ve mikroyapı kusurlarının azaltılmasıyla (özellikle 370 W lazer gücü ve 700 mm/sn tarama hızında üretilen Inconel 718 parçalarının) mekanik özellikler de gelişmiştir. Optimum parametrelerle yüzey ve yüzey altı özelliklerinin iyileştirilmesi üzerine yapılan ısıtılma işlemi sonrasında ise parçaların yüzey pürüzlülüğünde kayda değer bir değişim olmadığı fakat yüzey altı özelliklerinin daha da geliştiği tespit edilmiştir.

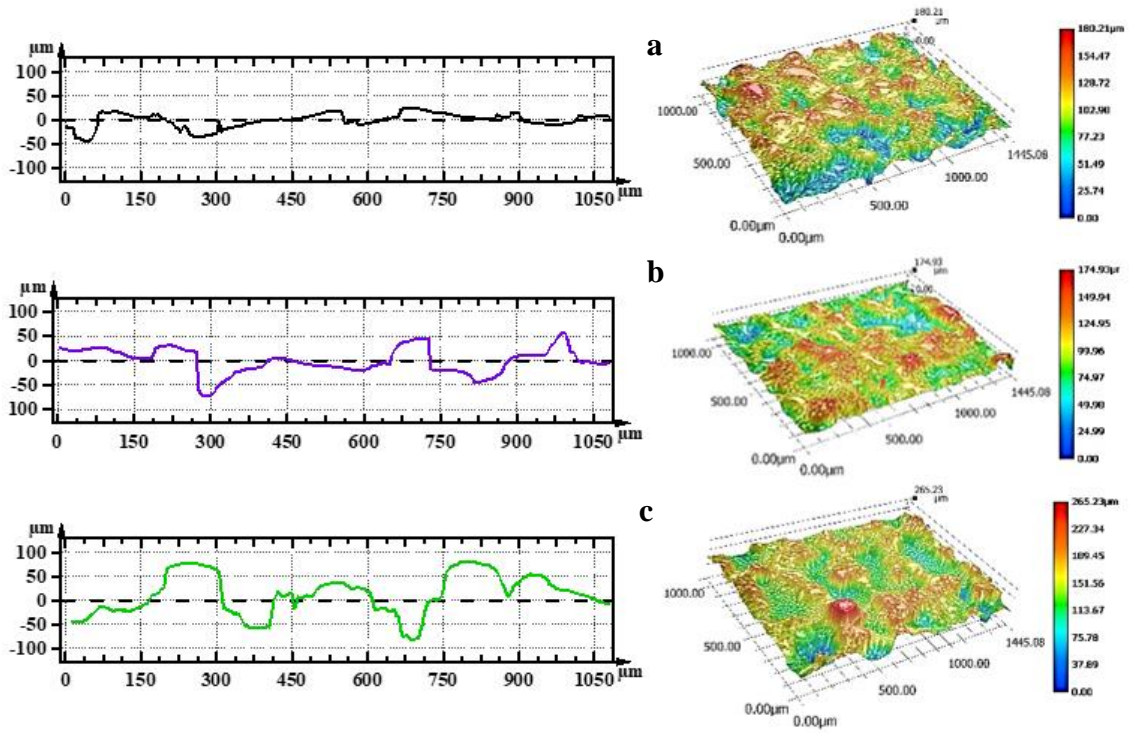
4.1. Yüzey Pürüzlülüğü Analizi ve Topografik Analiz

SLE yöntemiyle üretimlerde ele alınması gereken en önemli konu, zayıf yüzey bütünlüğü ve yüksek yüzey pürüzlülüğüdür [97, 98]. Yüzey bütünlüğü malzemenin yorulma, aşınma, korozyon, süneklik gibi mekanik özelliklerini etkileyen önemli bir konudur ve bu nedenle malzemelerin yüzey bütünlüğü özel dikkat gerektirir. Yüzey bütünlüğü iki şekilde geliştirilebilir; ilki üretim parametrelerini değiştirmek, ikincisi ise üretilen parçaya ikincil işlem uygulamaktır. Optimum parametrelerin belirlenmesiyle birlikte ortaya çıkabilecek kusurlar önlenir veya imalat sırasında yüzey bütünlüğü korunabilir. Böylece uygulanacak ikincil işlem zorlayıcı olmayacak ve uzun süren işlemlere gereklilik azalacaktır. İkincil işleme ihtiyacının olmaması hem ek maliyetleri hem de zaman kaybını önler. İşlem parametrelerinin optimizasyonu, ikincil işlem gereksinimini azaltmak için faydalı olacaktır. Üretim parametrelerinin yüzey morfolojisi üzerindeki etkileri Şekil 4.2 ve Şekil 4.3'te gösterilmektedir.



Şekil 4.2. Farklı üretim parametreleriyle üretilen kuponların yüzey profili ve topografi görüntüleri; a) 370W-700 mm/sn, b) 370W-1000 mm/sn, c) 370W-1300 mm/sn.

Şekil 4.2’de lazer gücünün sabit tutularak (370 W), lazer tarama hızlarının değiştirilmesiyle parçaların yüzey profillerinde meydana gelen değişim gösterilmiştir. Yüzey topografi ve profilleri incelendiğinde enerji yoğunluğunun azalmasından kaynaklı olarak Şekil 4.2.a’dan Şekil 4.2.c’ye doğru yüzey pürüzlülüğünün arttığı görülmektedir. Şekil 4.3’te ise lazer tarama hızının sabit tutularak (1300 mm/sn), lazer güçlerindeki değişimin parçalar üzerindeki etkisi sunulmuştur. Şekil 4.3.a’dan Şekil 4.3.c’ye yüzey pürüzlülüğünün arttığı görülmektedir. Bu durumda enerji yoğunluğunun düşmesine bağlanmaktadır.



Şekil 4.3. Farklı üretim parametreleriyle üretilen kuponların yüzey profili ve topografi görüntüleri; a) 370W-1300 mm/sn, b) 280W-1300 mm/sn, c) 145W-1300 mm/ sn.

Bu sonuçların parametre değişiklikleri ile elde edildiği literatürde de görülmektedir [99, 100]. Parça üzerinde gerçekleşen ısı transferinin yüzeylerde yüksek sıcaklıklara ve dolayısıyla termal çarpılma ve partikül yapışmasına neden olduğu bilinmektedir [101]. Bu termal çarpılma ve partikül yapışması, yüzey pürüzlülüğünü etkileyen faktörlerdir.

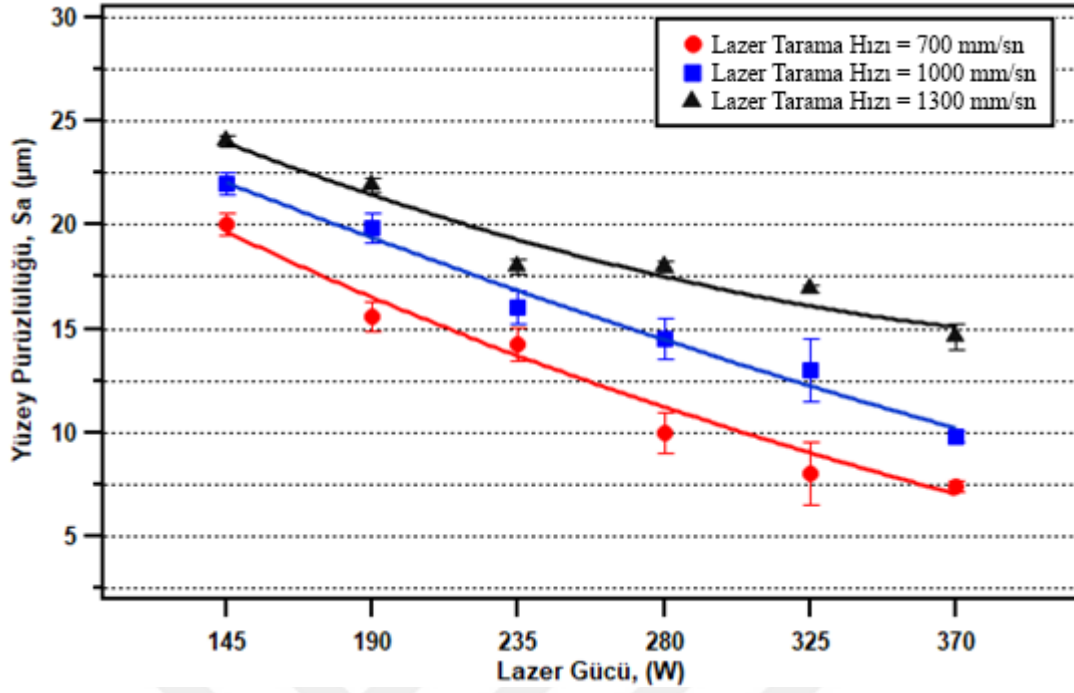
Aynı lazer güçlerinde tarama hızının yüksek olmasından kaynaklı olarak lazer ısısını tozlara yeterince verebilecek zamanı bulamaz, bu nedenle ergime eksikliği ve kısmen ergimiş tozun yüzeye yapışması gibi sorunlar ortaya çıkarak yüksek pürüzlülük değerleri elde edilmiştir [99]. Ayrıca tarama hızının artmasıyla ergitme işlemi hızlı olacağından bir önceki ergitilen katman katılaşma için yeterli süre bulamamış ve dolayısıyla daha düşük yüzey kalitesi elde edilmiştir.

Enerji yoğunluğunun artmasıyla ise, gözle görülür yüzey gözenekleri ortadan kaldırılarak ve yüzeye bağlı kısmen ergimiş tozun yoğunluğunu azaltarak yüzey pürüzlülüğü iyileştirilmiştir [102]. Ancak her ne kadar enerji yoğunluğunun artırılmasıyla daha iyi bir yüzey sağlansa da yüzeyde ergimiş toz parçacıklarının etrafında oluşan yüzey geriliminin bir sonucu olarak yer yer topaklanmalar mevcuttur. Literatürde enerji

yoğunluğunun belirli bir seviyenin üstüne çıkmasıyla topaklanmaların artacağı ve parçanın yapısının bozulabileceğinden söz edilmiştir [99]. Bu topaklanmalar, hem ergimiş tozun hem de katılmış yüzey sıcaklığının önemli derecede etkisiyle oluşmuştur [103]. Ayrıca yüksek termal stresin bir sonucu olarak yüzey boyunca lazer izleri ve mikro çatlakların da yüzey pürüzlülüğünü olumsuz etkilediği düşünülmektedir[104].

Fourier ısı iletim kanunu dikkate alındığında; ısı iletimini etkileyen faktörler de yüzey pürüzlülüğünü etkilemiştir. Isı iletim katsayısı kullanılan toza göre değişir. Isının etki ettiği alan lazer çapına göre, birim zamandaki sıcaklık değişimi ise lazer gücüne ve lazer hızına bağlı olarak değişmektedir.

Şekil 4.4'te görüldüğü gibi, yüzey pürüzlülüğü tarama hızına ve lazer gücüne bağlı olarak değişmektedir. En yüksek pürüzlülük değeri (24,2 μm), üretilen tarama hızı en yüksek ve lazer gücü en düşük olan parça ölçülürken; en düşük pürüzlülük (7,37 μm), en düşük tarama hızı ve en yüksek lazer gücü ile üretilen parçalarda ölçülmüştür. Bu nedenle, bu çalışmadan çıkarabileceğimiz en nicel sonuçlardan biri, en düşük yüzey pürüzlülüğünün yüksek lazer gücü ve düşük tarama hızında ölçülebilmesidir. Bu sonuçlara göre, parametre optimizasyonunun parçaların yüzey kalitelerine önemli derecede etki ettiği kanıtlanmıştır. Buna ek olarak lazer tarama gücünün yüzey pürüzlülük değerlerine olan etkisinin lazer tarama hızına oranla daha fazla olduğu net bir şekilde anlaşılmaktadır. Literatürdeki birçok sonuç, yüksek lazer gücünde ve düşük tarama hızlarında hacimsel enerji yoğunluğundaki artışın, eklemeli imalat ile üretilen parçaların yüzey pürüzlülüğünü etkili bir şekilde azalttığını göstermektedir [102, 105, 106]. Ayrıca lazer gücünün lazer tarama hızına oranla daha etkili olduğu konusu literatür tarafınca da uyum göstermiştir [102].

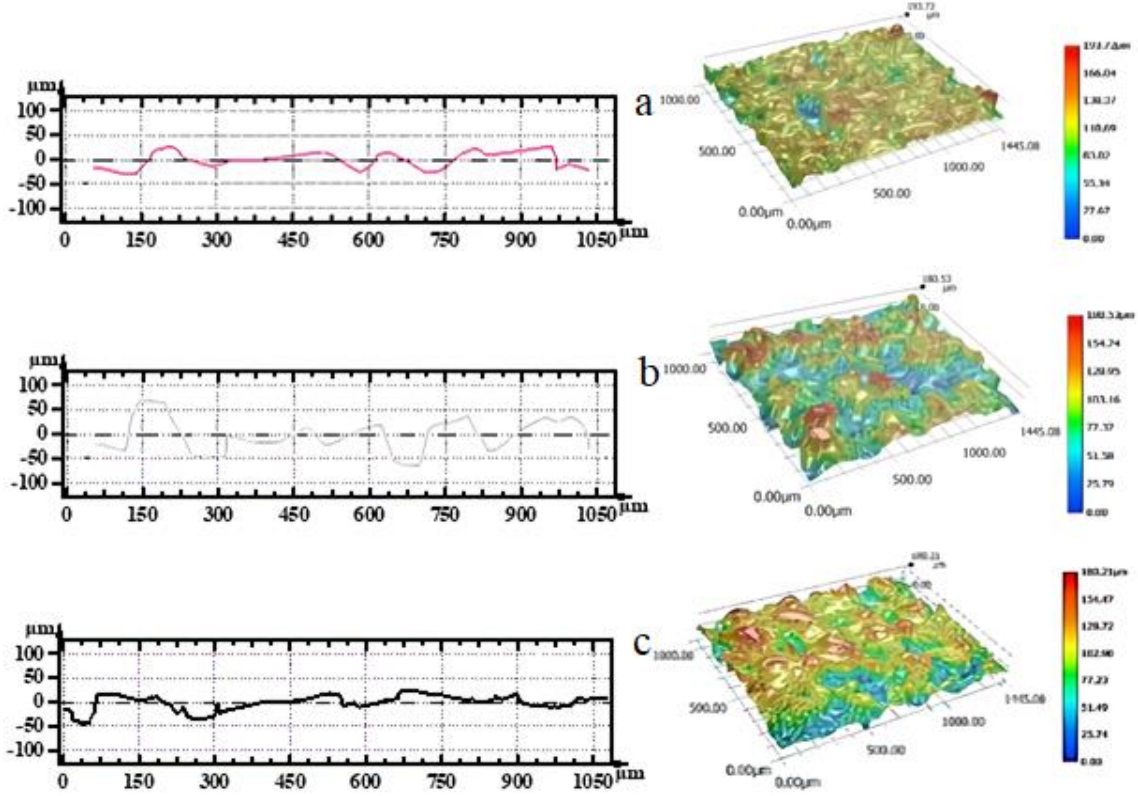


Şekil 4.4. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların yüzey pürüzlülük değerleri (Sa).

Parçaların yüzey topografilerinde meydana gelen değişim enerji yoğunluğuna bağlanmıştır. Buna istinaden farklı lazer gücü ve tarama hızlarında fakat yaklaşık olarak aynı enerji yoğunluğuna ($\approx 77 \text{ J/mm}^3$) sahip parçalar seçilerek yüzey topografileri karşılaştırılmıştır (Şekil 4.5). Her ne kadar aynı enerji yoğunluğu ile üretilen parçalarda benzer yüzey kaliteleri beklense de, düşük lazer gücü (190W) ve lazer tarama hızı (700 mm/sn) ile üretilen parçanın yüzey kalitesi, lazer gücü ve tarama hızları yüksek olan parçalara nazaran daha iyidir.

Literatürde aynı enerji yoğunluğuna sahip ancak farklı tarama mesafesi, lazer tarama hızı ve lazer gücü ile üretilmiş parçaların yüzey kaliteleri karşılaştırıldığında yüksek lazer güçlerinde daha kaba bir yapı mikro yapının oluştuğu gözlenmiştir [107]. Şekil 4.5'teki topografiler incelendiğinde mikro yapıdaki bu değişimden dolayı enerji yoğunlukları benzer olmasına rağmen farklı morfolojilere sahip olabileceği düşünülmektedir. Literatürdeki sonuçlar, enerji yoğunluğunun, SLE numunelerinin kalitesini etkin bir şekilde kontrol etmek için tek bir parametre olarak kullanılamayacağını göstermektedir [100, 108].

Bu çalışmada tarama çizgileri arası mesafe yüksek olduğundan (0,12 mm) ergimiş izler arasındaki örtüşme azdır [109], bu sebeple homojen bir yüzey oluşturmak ancak lazer gücü ve lazer tarama hızlarının optimizasyonu yapılarak mümkün olacaktır.

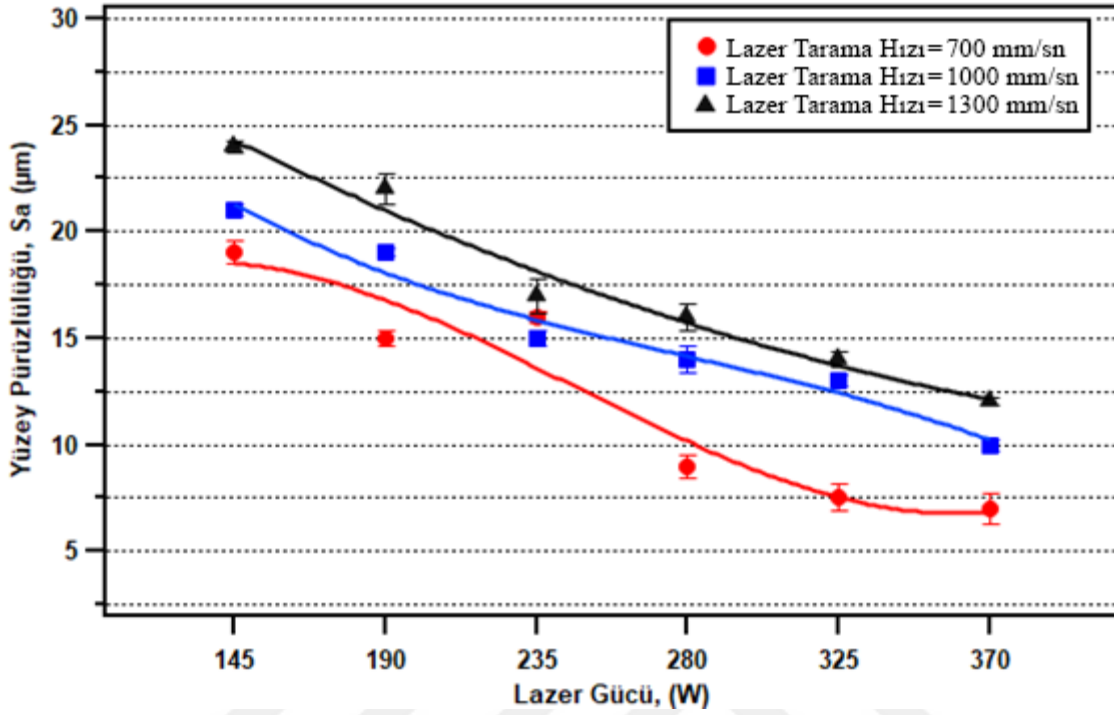


Şekil 4.5. Yaklaşık olarak aynı enerji yoğunluğuna ($\approx 77 \text{ J/mm}^3$) sahip parçaların yüzey profili ve topografi görüntüleri; a) 190W-700 mm/sn, b) 280W-1000 mm/sn, c) 370W 1300 mm/sn.

Parçaların üretiminde tarama çizgileri arası mesafe (0,12 mm), lazer odak çapından (0,085 mm) büyük olması sebebiyle lazer tarama çizgileri arasındaki mesafe artacağından homojen yapı bir yüzey elde edilebilmesi ancak yüzey üzerinde büyük bir alanda yüksek derecede eritme sağlayabilen 370 W gibi oldukça yüksek lazer gücü ve bu lazer gücüne karşı düşük sayılabilecek olan 700 mm/sn lazer tarama hızı parametrelerinin seçilmesiyle mümkün olmuştur.

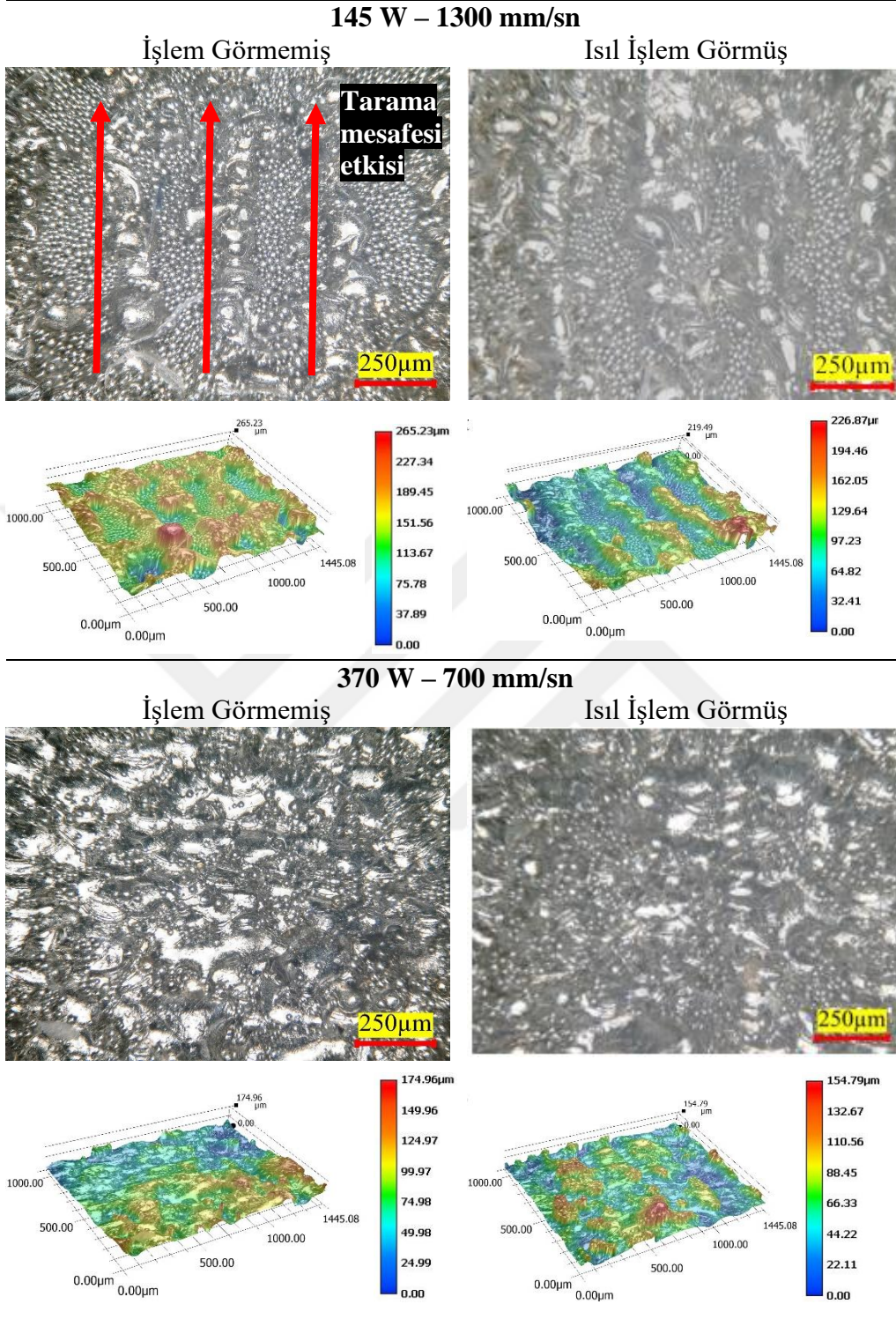
Yapılan yüzey pürüzlülüğü ve topografik incelemeler ısı işlem sonrası da tekrar edilmiştir. Şekil 4.6'da da görüldüğü üzere parçaların yüzey pürüzlülük değerleri ısı işlem öncesi ölçülen değerler ile benzerlik göstermiştir ve herhangi bir farklılık yaratmadığı görülmüştür. Literatürde yapılan çalışmalarda da SLE ile üretilen parçalara

uygulanan ısıt işlemin parçaların yüzey özelliklerine etki etmemesinden dolayı sadece yüzey altı özelliklerine ve mekanik özelliklere etkilerine odaklanılmıştır [11, 110, 111].



Şekil 4.6. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıt işlem sonrası yüzey pürüzlülük değerleri (Sa).

Şekil 4.7’de yüzey pürüzlülük değerlerinin en yüksek çıktığı parametreler olan 145 W lazer gücü ve 1300 mm/sn lazer tarama hızı ve en düşük çıktığı parametreler olan 370 W lazer gücü ve 700 mm/sn lazer tarama hızlarıyla üretilen parçaların ısıt işlem öncesi ve sonrası topografi görüntüleri sunulmuştur. Topografi incelemelerinde de görüldüğü üzere ısıt işlemin parçaların yüzey kalitesinde her hangi bir etkiye sahip olmadığı açıktır. Özellikle lazer gücünün düşük (145W), lazer tarama hızının yüksek (1300 mm/sn) olduğu durumda enerji yoğunluğunun düşük olmasından dolayı tarama mesafesi etkisi daha belirgindir. Ancak literatürdeki çalışmalarda da olduğu gibi ısıt işlemin parçanın yüzey altı ve mekanik özelliklerine etkisinin büyük olduğu bu çalışmada da doğrulanmış olup ileriki bölümlerde kapsamlı bir şekilde sunulmuştur.

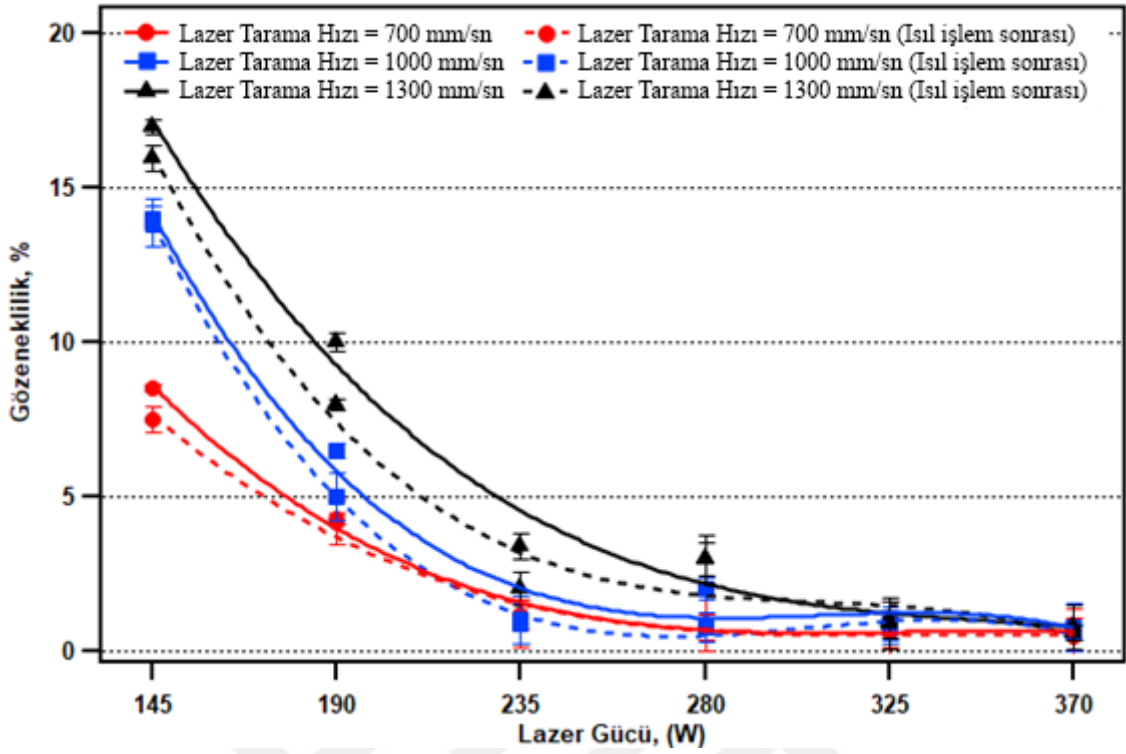


Şekil 4.7. Yüzey pürüzlülük değerlerinin en yüksek (145 W – 1300 mm/sn) ve en düşük (370 W – 700 mm/sn) çıktığı parametrelerle üretilen parçaların ısıl işlem öncesi ve sonrası topografi görüntüleri.

4.2. Gözeneklilik

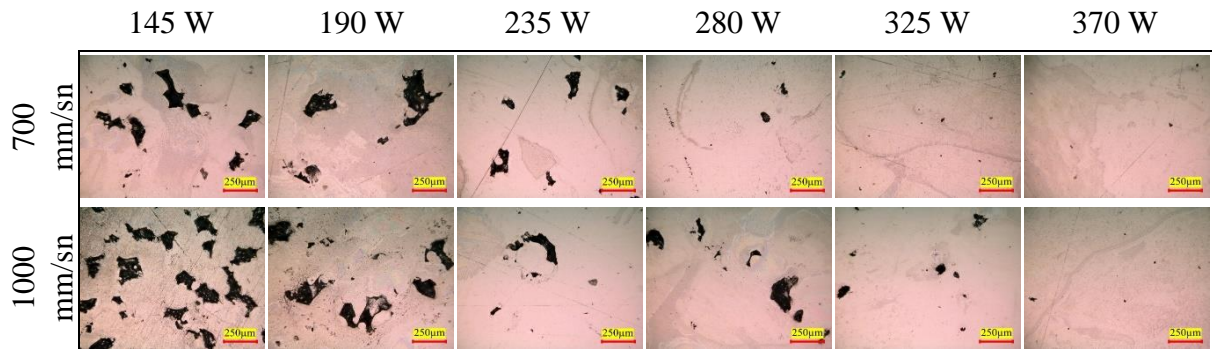
Gözeneklilik, eklemeli imalat yöntemlerinde karşımıza çıkan en büyük problemlerden biri olup parçaların mekanik özelliklerini (akma mukavemeti, çekme mukavemeti, sertlik, yorulma) önemli derecede etkiler [102, 112]. Şekil 4.8’de parçaların gözeneklilik oranlarındaki değişim gösterilmiştir. Lazer gücünün artması ve lazer tarama hızının azalmasıyla gözeneklilik oranlarının azaldığı net bir şekilde görülmektedir. Bu sonuç literatürdeki çalışmalarla uyum göstermiştir [113]. Ancak 1000 mm/sn tarama hızı ve 280 W lazer gücü ile üretilen parçada oluşan gözeneklilik oranlarının 1000 mm/sn tarama hızı ve 235 W lazer gücü ile üretilen parçadakinden daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu durum üretim sırasında meydana gelen topaklanma (balling), ergime eksikliği (lack of fusion), anahtar deliği (keyhole) gibi hatalardan kaynaklanabileceği düşünülmektedir. Isıl işlem uygulanmadan önce en yüksek gözeneklilik oranı %17,3 olarak 145 W lazer gücü, 1300 mm/sn lazer tarama hızında elde edilirken en düşük gözeneklilik oranı %0,6 olarak 370 W lazer gücü, 700 mm/sn lazer tarama hızında elde edilmiştir.

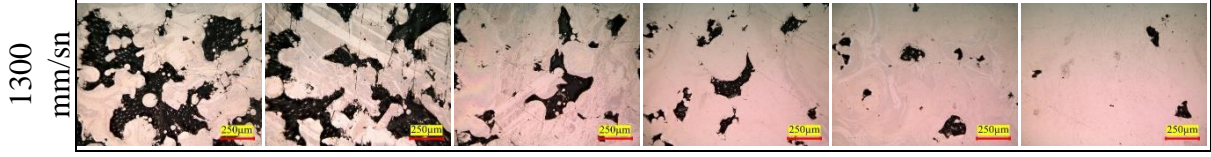
Isıl işlemden sonra ise parçaların gözeneklilik oranlarının az miktarda da olsa azaldığı görülmüştür. Isıl işlem parçaların iç tane yapısını ve mikro yapısını değiştirir, böylece gözenekler azalır ve yoğunluklar artar [114]. Isıl işlem sırasında yüksek sıcaklığın etkisi ile birlikte gözeneklerde, plastik deformasyon ve ardından atomların difüzyonu gerçekleşir [111]. Bu şekilde, büyük gözeneklerin boyutu küçülürken, küçük boyutlu gözenekler matris içinde çözülür. Isıl işlem sonrasında en yüksek gözeneklilik oranı %15.1 olarak 145 W lazer gücü, 1300 mm/sn lazer tarama hızında elde edilirken en düşük gözeneklilik oranı % 0,5 olarak 370 W lazer gücü, 700 mm/sn lazer tarama hızında elde edilmiştir. Literatürde yapılan çalışmalarda, SLE ile üretilen Inconel 718 parçalara uygulanan ısıl işlem sonrası parçalardaki gözeneklilik seviyelerinin benzer oranda düştüğü, buna ek olarak sıcak izostatik pres (HIP) işlemiyle gözeneklilik oranının % 0,02 gibi çok düşük değerlere ulaşabildiği belirtilmiştir [107].



Şekil 4.8. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıl işlem öncesi ve sonrası gözeneklilik oranları.

Üretim parametrelerinden kaynaklanan gözenekler; enerji yoğunluğunun düşük olması nedeniyle tozun yeterince erгийememesinden dolayı veya enerji yoğunluğunun çok yüksek olması nedeniyle fazla ergitmeden kaynaklı sıçrama veya buharlaşmadan dolayı meydana gelebilir [115]. Bu tür kusurlar, katmanlara dik olan (inşa-yönü) etkin yük taşıma alanını azaltır ve çentik etkisine neden olarak bina yönünde statik ve dinamik mukavemetin azalmasına neden olur [116]. Şekil 4.9’da ısıl işlem öncesi parçaların lazer tarama hızı ve lazer gücü parametrelerine göre yüzey altında oluşan gözeneklilik oranlarının değişimi net olarak görülmektedir.





Şekil 4.9. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıtılma öncesi yüzey altı mikroskobik görüntüleri.

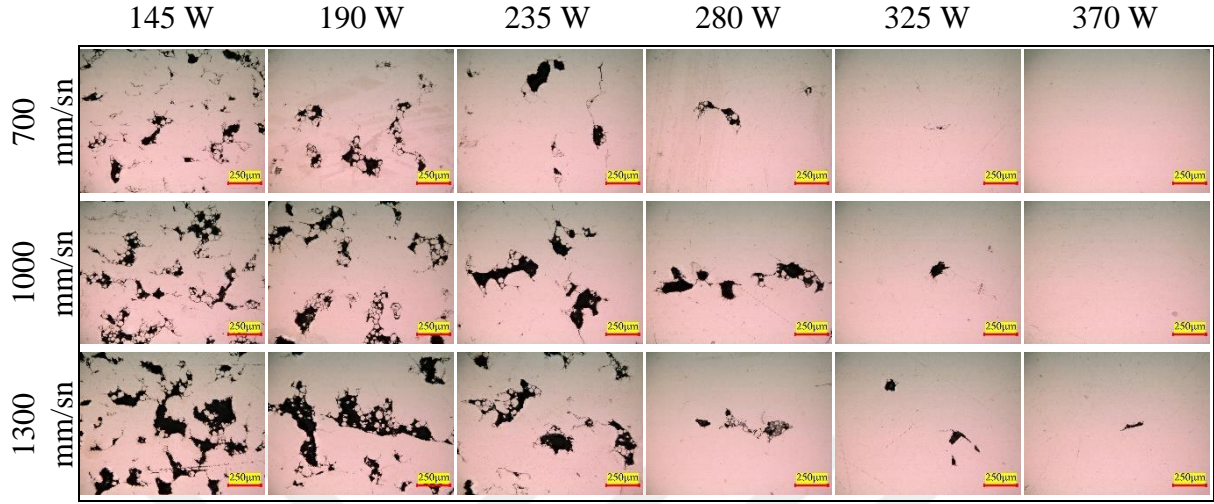
SLE işlemi inert gaz (argon) ortamında gerçekleştirilmiştir. Üretim sırasında ergime havuzunda çözünen soy gaz, yüksek katılma hızları nedeniyle ergime havuzundan çıkamaz ve hapsolan gaz kabarcıkları, parçalarda metalurjik gözeneklilik üretir [117]. Argon içeren bu gözenekler çok düşük görünse bile, yapıya hapsolmuş Ar'nun parçaların mekanik özellikler üzerinde büyük bir etkisi olabileceği literatürde belirtilmiştir [118].

Şekil 4.10'da ısıtılma sonrası parçaların lazer tarama hızı ve lazer gücü parametrelerine göre yüzey altında oluşan gözeneklilik oranlarının değişimi net olarak görülmektedir. Isıtılma işleminden sonra parçaların gözeneklerinin azaldığını söylemek mümkündür. Lazer gücünün düşük, lazer tarama hızının yüksek olduğu durumlarda elde edilen toplam gözeneklilik katılmış ergime havuzunun dış kenarlarına yapışan ve burada topaklaşan kısmen ergimiş, hapsedilmiş toz parçacıkları nedeniyle artar. Bu olay “uydu oluşumu” (satellite formation) veya “tepecikler” (hillocks) olarak bilinmektedir [119, 120]. Bu kusurlar esas olarak toz parçacıklarına ergime havuzu katılmasından önce ergime havuzuna nüfuz etmek için yeterli zaman veya ısı verilmediğinde meydana gelir [121]. Ayrıca düşük yoğunluğa sahip parçalarda çok fazla görülen gözenekler kupon parçaların kenarlarından başlayan çatlaklara neden olmaktadır. Gözenek ve çatlak oluşumu literatürde çekme kalıntı gerilmelerin yüksek olmasına bağlanmaktadır [122].

Lazer gücünün yüksek, lazer tarama hızının düşük olduğu durumda ise neredeyse gözeneksiz bir yapının olduğu gözlenmektedir. Fakat yine de küçük birkaç kusurun görülebildiğini belirtmekte fayda vardır. Çok dar bir çatlak olarak görülen gözenek numune parlatma ve dağlamadan dolayı gerçekleşmiş olabilir. Bu küçük gözenek çok önemli bir kusur olmasa da [123] çatlaklardan kaçınmak gerekir.

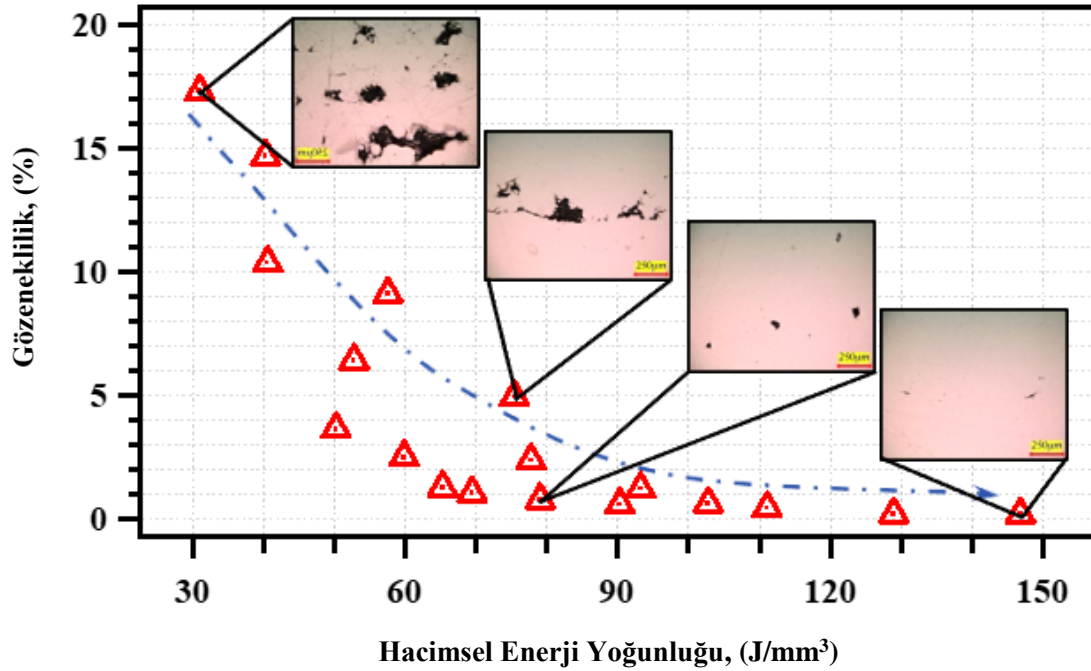
Lazer gücünün artırılması veya tarama hızının azaltılması ile toz yatağına nüfuz eden enerji yoğunluğunun artması, sıcaklığın artmasına neden olur. Yüksek sıcaklık, sıvının düşük viskozitesine neden olur ve ergimiş metalin hareketini ve akışkanlığını hızlandırır, böylece sıvı metal akar ve gözenekleri kolayca doldurur [124, 125]. Böylece parçaların

gözeneklilik oranları düşmüş olur. Lazer enerjisi girişi çok düşük olduğunda ise yüksek viskozite nedeniyle büyük boyutlu düzensiz gözenekler oluşur.



Şekil 4.10. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıtılma sonrası yüzey altı mikroskopik görüntüleri.

Şekil 4.11’de enerji yoğunluğu artmasıyla parçaların gözeneklilik yüzdesinin azaldığı yüzey altı mikroskop görüntüleriyle de desteklenerek gösterilmiştir. Bu sonucun tutarlı olduğu düşünülmektedir çünkü tozu eritmek için daha fazla enerjinin kullanılması ergimeyi iyileştirme ve kusurları azaltma etkisine sahiptir. Literatürde yapılan çalışmalar da bu sonucu destekler niteliktedir [36].



Şekil 4.11. Farklı hacimsel enerji yoğunluklarında üretilen parçaların gözeneklilik oranları.

Bu çalışmada üretilen parçaların lazer tarama çizgileri aralığı (tarama mesafesi) büyük alınmıştır. Tarama mesafesi arttıkça ergimiş tozlar arasındaki mesafe artacağından tam bir örtüşme sağlanamamış, enerji yoğunluğu azalmış ve ergitme eksikliği meydana gelmiştir. Bu durum da gözeneklilik artışına sebebiyet vermiştir [109]. Tarama mesafesinin lazer odak çapından büyük olmasından dolayı yüzey katmanlarında ergiyen bölgelerin örtüşme derecesi diğer parametreler olan lazer gücü ve lazer tarama hızıyla belirlenir. Ancak literatürde yapılan çalışmalarda, çok yüksek enerji yoğunluğunun her katman yüzeyinde toz sıçramasına (powder spatter) neden olduğu ve dolayısıyla bu durumun bir sonraki katmandaki kusurları kapatarak kapalı gözenekleri oluşturduğu bildirilmiştir [126]. Aynı zamanda yüksek enerji yoğunluğu buharlaşan metal tarafından üretilen geri tepme momentumu ile anahtar deliği hatasını (keyhole) oluşturabilmektedir [127]. Literatürdeki bazı çalışmalarda tarama mesafelerinin gözenekliliğe olan etkisinin, katman kalınlığı, tarama stratejisi, lazer gücü, lazer tarama hızı parametrelerinin uygun olarak seçilmesiyle minimize edilebileceği belirtilmiştir [7]. Bu durum, yüksek tarama mesafelerinde, ergime havuzlarının yeterince büyük olması sayesinde üst üste binerek homojen bir yapı oluşturabileceği gerçeğine atfedilmiştir. Öte yandan aynı çalışmada, düşük tarama mesafeleri yeniden ergimeye yol açtığı ve bunun da gözeneklilik seviyesini önemli ölçüde düşürmediği belirtilmiştir.

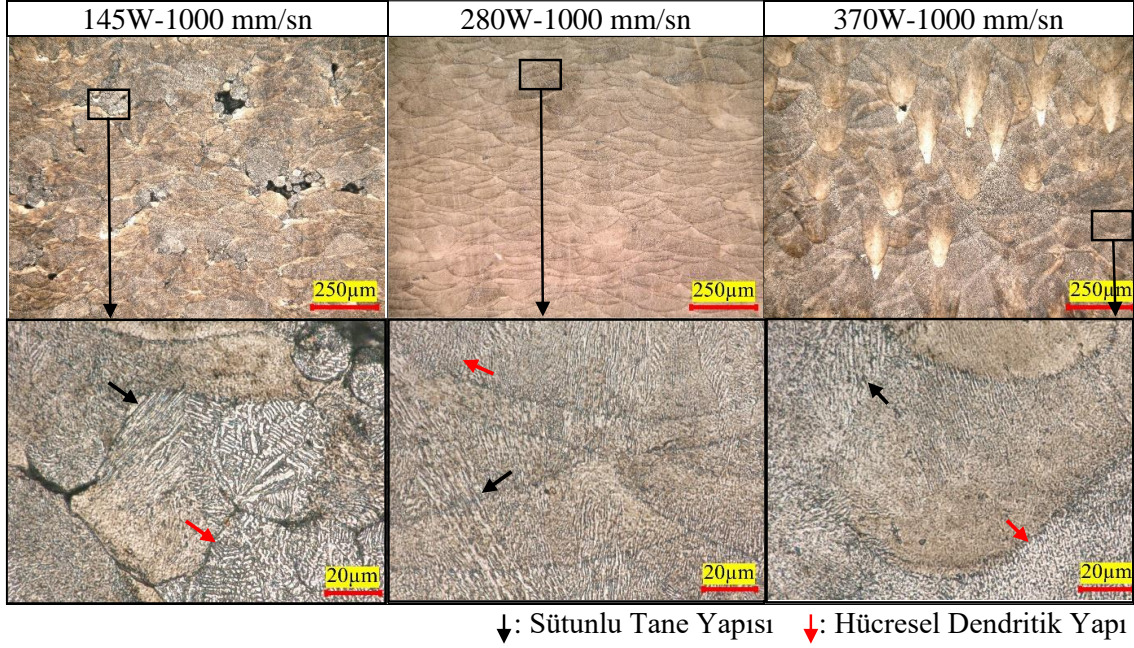
4.3. Mikroyapı Analizi

Tüm numunelerin parlatıldıktan sonra dağlanarak dijital optik mikroskop ve SEM altında mikro yapıları incelenmiş ve kıyaslanmıştır. Üretim esnasında termal etkilerden dolayı ve sonrasında uygulanan ısı işlem sonrası oluşan mikro yapısal değişimleri gözlemlenmiştir.

SLE işlemi ile üretilen Inconel 718 parçaların mikro yapısı, hücresel dendritik yapılardan (cellular dendrites) ve sütunlu tane yapılarından (columnar dendrites) oluşur [36]. Şekil 4.12'de hücresel dendritik yapılar ve sütunlu tane yapıları gösterilmiştir. Aynı lazer tarama hızında lazer gücü artışına bağlı olarak hacimsel enerji yoğunluğunun artmasının, belirli bir seviyeye kadar daha homojen bir ergime havuzu oluşturduğu sonrasında lazer gücünün daha da artmasıyla düzensiz ergime havuzları olduğu gözlemlenmiştir. Ek olarak, hacimsel enerji yoğunluğundaki bu artış, daha sıkı bağlı hücresel dendritik

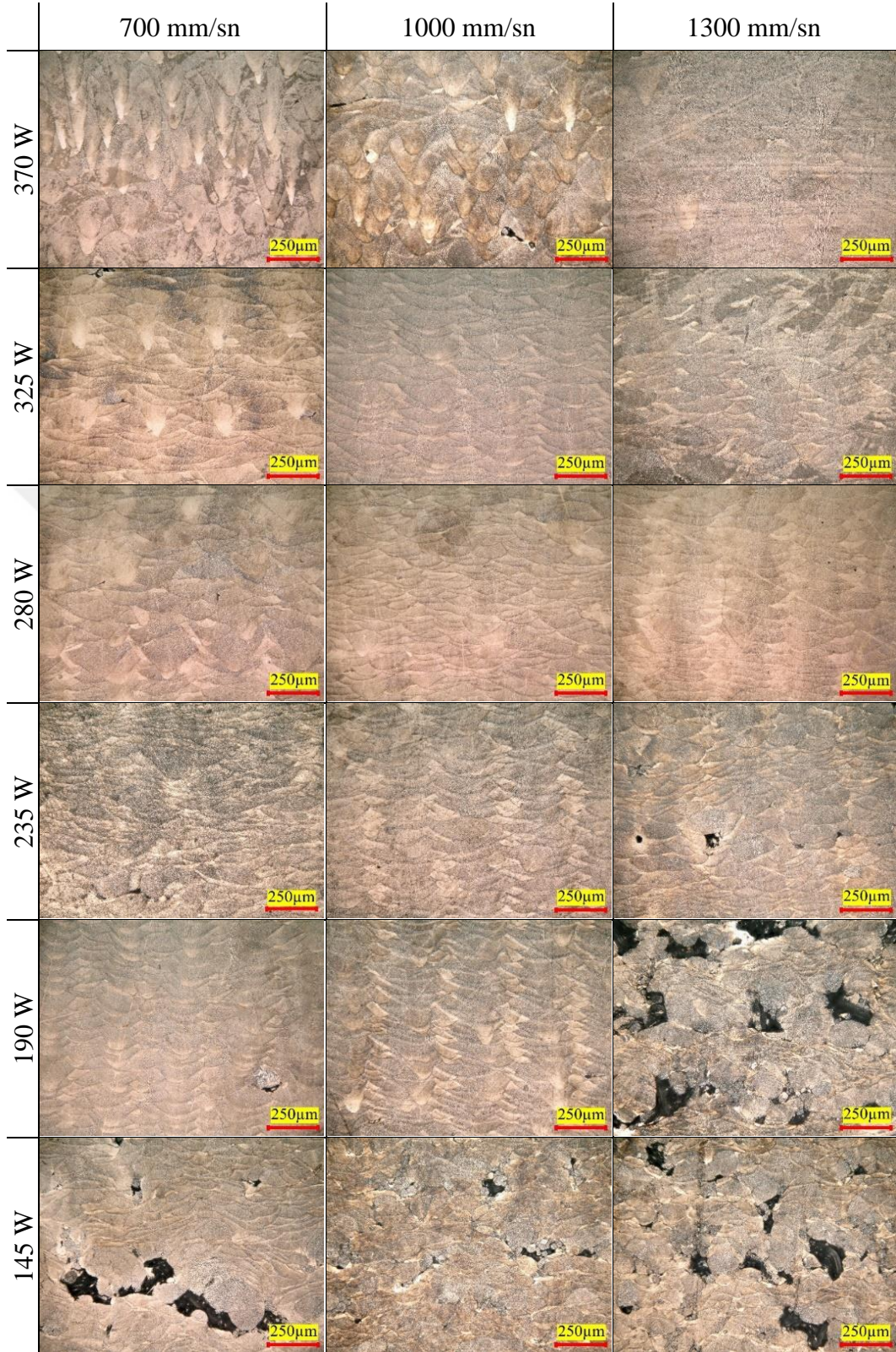
yapılara neden olur. Aynı zamanda, tarama hızı parametresinin artmasıyla taneler sütunlu hale gelmektedir [100].

SLE ile üretim süreci sonrası hücrel dendritik yapılardan ve sütunlu tane yapılarının aynı anda oluşma olasılığı yüksektir [128]. Bu oluşumlar parçaların lazer gücü, lazer tarama hızı, tarama mesafesi, katman kalınlığı, tarama stratejisi gibi üretim parametrelerine göre değişim göstermektedir.

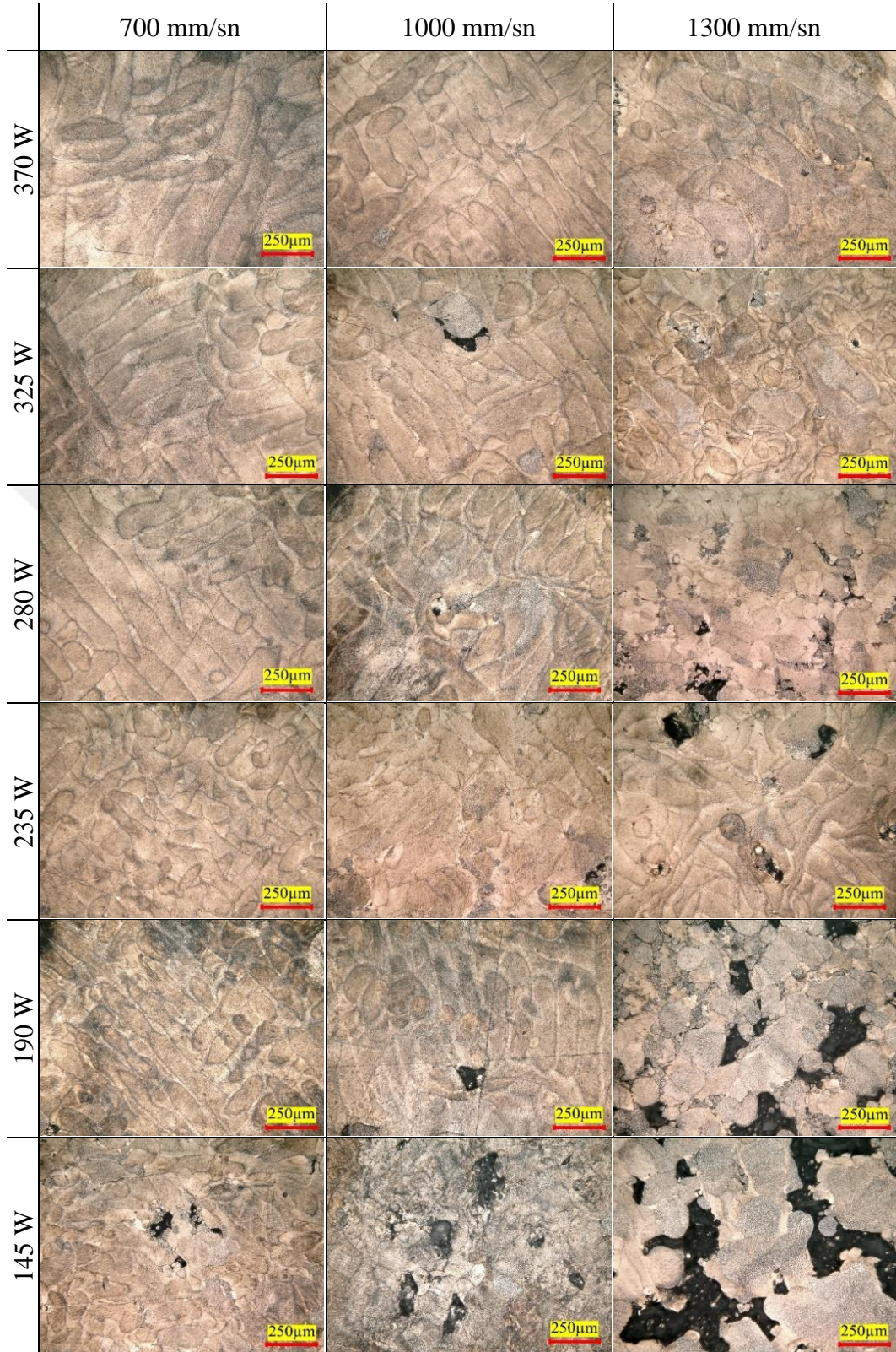


Şekil 4.12. 1000 mm/sn tarama hızı farklı lazer güçleri (145W-280W-370W) ile üretilen parçaların mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.13 ve Şekil 4.14'te farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen parçaların inşa yönünden ve tarama yönünden mikro yapıları sunulmuştur. İnşa yönünden bakılan parçalarda ergime havuzları çok net şekilde görülmektedir ve tarama yönünden bakılan parçalarda 90° döndürülmüş şerit rotasyon modeli tarama stratejisinin oluşturduğu tarama izleri net bir şekilde görülmektedir. SLE ile üretilen Inconel 718 alaşımının mikro yapısı yüksek sıcaklık gradyanı ve yüksek soğutma hızının neden olduğu dengesiz katılaşmadan kaynaklanır [49].



Şekil 4.13. SLE ile üretilen işlem görmemiş Inconel 718 parçaların inşa yönündeki mikro yapı görüntüleri.



Şekil 4.14. SLE ile üretilen işlem görmemiş Inconel 718 parçaların tarama yönündeki mikro yapı görüntüleri.

Yüksek lazer enerji yoğunluğu ile üretilen parçaların mikro yapısı daha düzenli ergime havuzlarıyla sonuçlanırken, düşük lazer enerji yoğunluğu gözenekliliğe, ergimemiş toza, daha küçük, düzensiz şekilli ergime havuzlarına yol açmıştır. Yüksek enerji girdisi olan bölgelerde ergime havuzlarının iyi istiflenmesi ve örtüşmesi görülürken, düşük enerji girdisi altında bitişik katmanlar arasındaki ergime havuzlarının uyumsuzluğu görülmüştür.

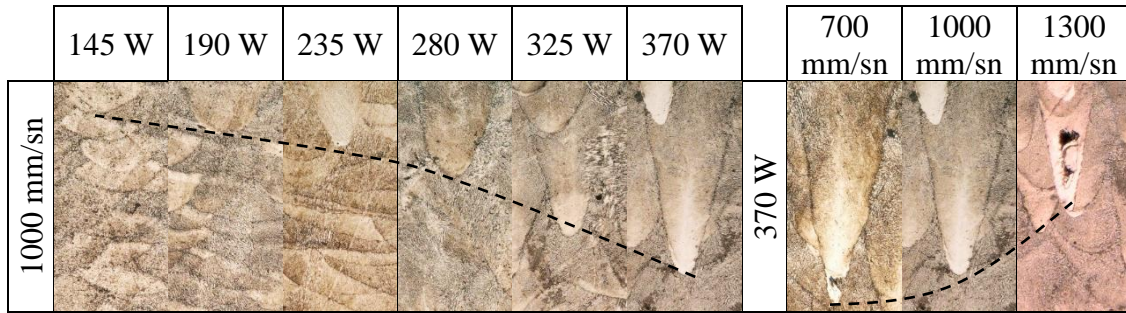
Düşük lazer gücü ve yüksek lazer tarama hızı ile ilgili en büyük sorun, yetersiz enerji yoğunluğu nedeniyle ergimeyen tozun gözeneklilik oluşturmalarıdır. Yine yetersiz enerji yoğunluğu nedeniyle yüzeye tutunamayan partiküller bir çatlak başlangıcı oluşturur ve bu çatlak o tabaka boyunca ilerleyecektir[129]. Bu çatlaklar parçaların çekme mukavemeti ve yorulma direnci gibi mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyecek ve dolayısıyla bu parçaların yüksek basınç ve yükler altında kullanımı mümkün olmayacaktır [130, 131].

Tarama mesafesi, birbiri ardına gelen katmanların termal döngüsü üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Tarama mesafesi ne kadar küçük olursa ergime havuzlarındaki örtüşme daha fazla olacaktır ve bu nedenle bir önceki ergitilen katman yeniden tavlama maruz kalabilir. Tarama mesafesi parçaların mikro yapılarını da önemli derecede etkiler [132, 133]. Tarama mesafesinin düşük olması, ergime havuzlarının üst üste binerek önceden katılmış katmanın tekrardan ergimesine neden olur ve bu da yüksek sıcaklık gradyanlarına sebep olur. Daha yüksek sıcaklıklar nedeniyle mikro yapıda sütunlu tane yapıları daha yoğun olarak oluşur ve kalıntı gerilme oranlarında artış meydana gelir. Tarama mesafesinin büyük alınmasıyla ise daha düşük sıcaklık gradyanı daha ince mikro yapıları oluşturur ve kalıntı gerilimi düşürür [134]. Bu çalışmada tarama mesafesinin büyük alınmasından dolayı mikro yapılarda görüldüğü gibi ergime havuzları birbirleri arasında mesafeli sütunlar halinde yerleşmiştir. Ergime havuzlarının olduğu bu sütunların birbirine daha yakın ve homojen olması için alınan büyük tarama mesafesinin dezavantajını minimize edebilmek için doğru lazer gücü, tarama hızı, katman kalınlığı, tarama stratejisi seçilmelidir [122].

SLE ile üretim sürecinde, düşük enerji girişi aynı zamanda ergimiş metalde zayıf akışkanlığa yol açarak, mevcut katmanda eşit olarak dağılamamasına neden olur. Sürekli düşük enerji girdileri altındaki katmanlarda gözenekler 2-3 katmana kadar uzayabilir.

Lazer enerjisi girişi arttırıldığında ise ergimiş metalin daha iyi akışkanlığı sağlanmış olur. Bu nedenle, farklı katmanlardaki lazer enerji girdilerini artırarak veya azaltarak SLE ile üretilen parçaların mikro morfolojisinin değiştirilmesi mümkündür [135].

Şekil 4.15'te lazer tarama hızı (1000 mm/sn) sabit tutularak lazer gücüne göre ergime havuzlarının derinliklerinde ve lazer gücü (370 W) sabit tutularak lazer tarama hızına göre ergime havuzlarının derinliklerinde meydana gelen değişim sunulmuştur. Tarama hızı sabit olduğunda ergime havuzu derinliğinin lazer gücüyle doğru orantılı olarak arttığı açıkça görülmektedir. Lazer gücü sabit tutulduğunda ve tarama hızı arttığında ise ergime havuzu derinliği azalır. Bu durum ergime havuzu derinliğinin enerji yoğunluğuna bağlı olarak değiştiğini gösterir [136]. Enerji yoğunluğu arttıkça ergime havuzunun derinliği artar. Ancak, ergime havuzu derinliğindeki sürekli artış, daha önce katılaştıran katmanın tekrar ergimesine ve yapıda kusurlara neden olabileceğinden, istenen bir durum olmadığı unutulmamalıdır [100, 137]. Ayrıca yüksek hızlarda lazer gücünün penetrasyonu daha düşük olacağından ergime havuzu derinliğinin daha az olduğu görülmektedir. Ayrıca yüksek tarama hızları zayıf bağlanmaya ve katmanlar arası boşlukların oluşturabilmektedir. Bundan dolayı da anahtar deliği gibi kusurlar meydana gelebilmektedir [100].

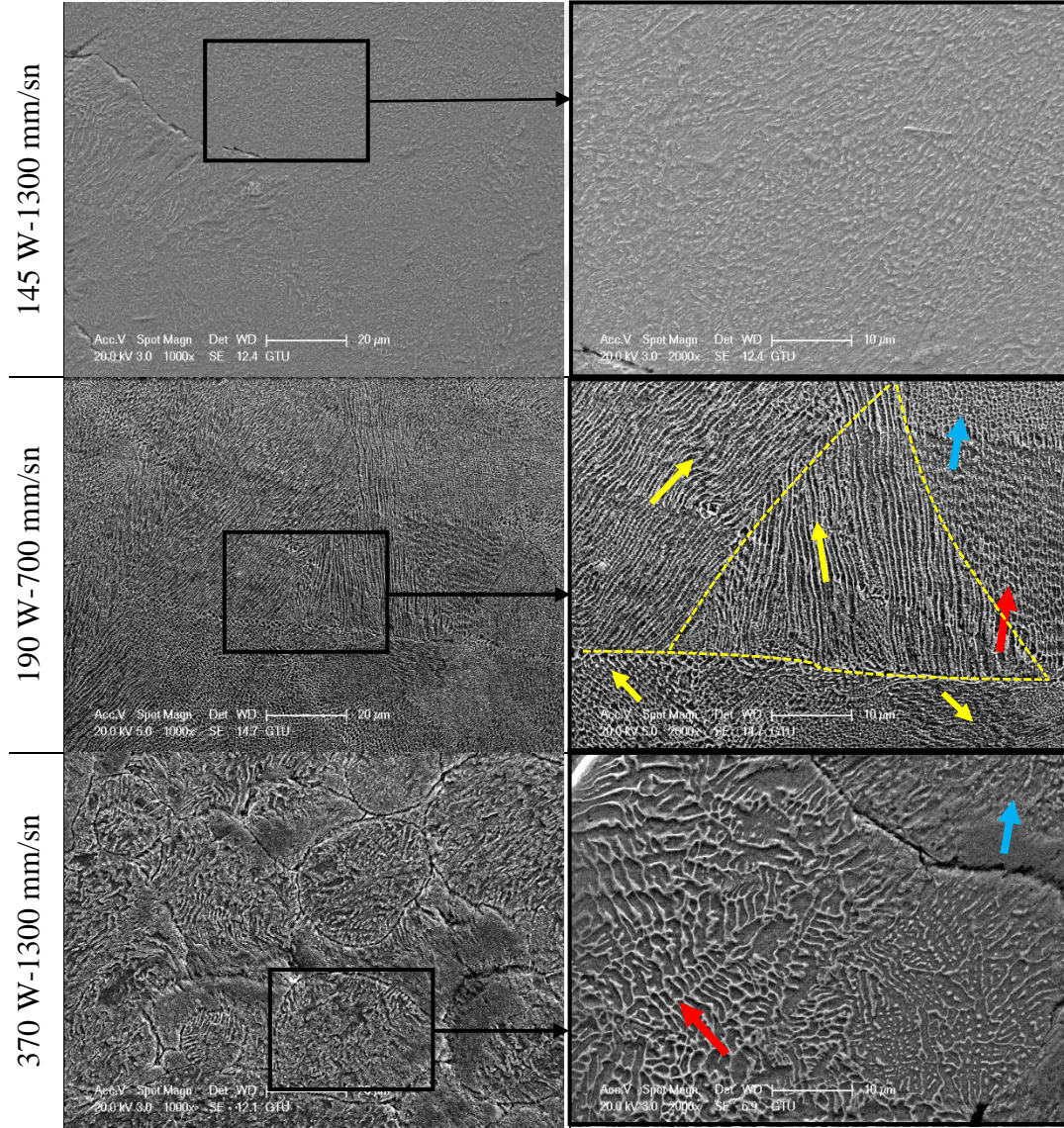


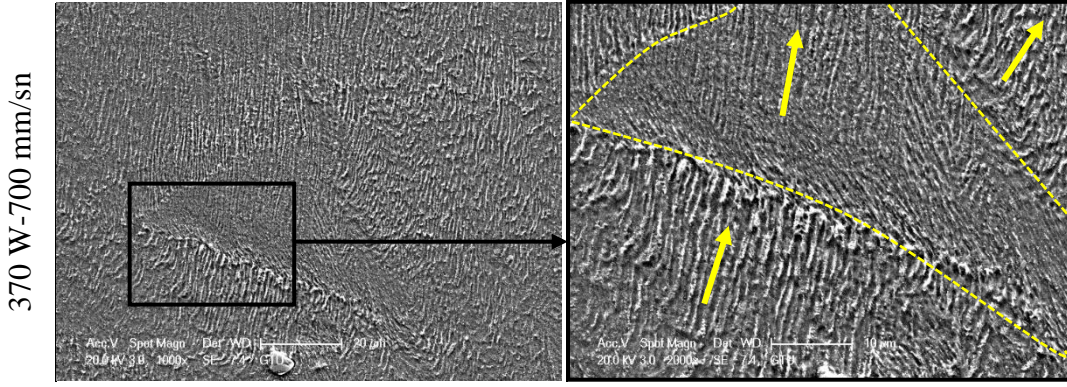
Şekil 4.15. Farklı üretim parametreleri ile üretilen parçaların ergime havuzu derinlikleri.

Şekil 4.16'da farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen parçaların SEM görüntüleri sunulmuştur. Hem üretim parametrelerinin hem de enerji yoğunluklarının malzeme özelliklerine etkisinin daha iyi anlaşılması adına 4 farklı parametre seti (145W-1300 mm/sn=30,9 J/mm³, 190W-700 mm/sn=75,4 J/mm³, 370W-1300mm/sn= 79,1 J/mm³, 370W-700 mm/sn=146,9 J/mm³) ile üretilen parça seçilmiştir. Görüntülerde mavi oklar hücrel dendritik yapıları, sarı oklar sütunlu tane yapıları ve kırmızı oklar eş eksenli tane

yapılarını göstermektedir. Bu yapılar kesikli çizgi ile gösterilen tane sınırları ile birbirinden ayrılırlar [138].

190 W, 370 W lazer gücü, 700 mm/sn hızda üretilen parçaların mikro yapısında sarı oklarla gösterildiği gibi, sütunlu yapıların büyüme yönünün farklı bölgelerde değiştiğine dikkat çekilir; bu durum, genel ısı akış yönünün yaklaşık olarak inşa yönüne paralel olmasına rağmen, ergime havuzu içindeki sıcaklık alanının karmaşık olduğunu gösterir [63]. Oluşan sütunlu yapıların düşük hızlarda daha çok dikkat çektiği net bir şekilde görülmektedir. Bu durum düşük hızlarda lazer ışınının toza daha uzun temas etme süresinden kaynaklanır. Ayrıca 370 W-700 mm/sn ile üretilen parçada sütunlu yapıların yönünün daha dengelidir ve bu durum da enerji yoğunluğunun artmasıyla ergimenin daha iyi sağlanıp ısı akışının daha dengeli olmasından kaynaklanır [63].

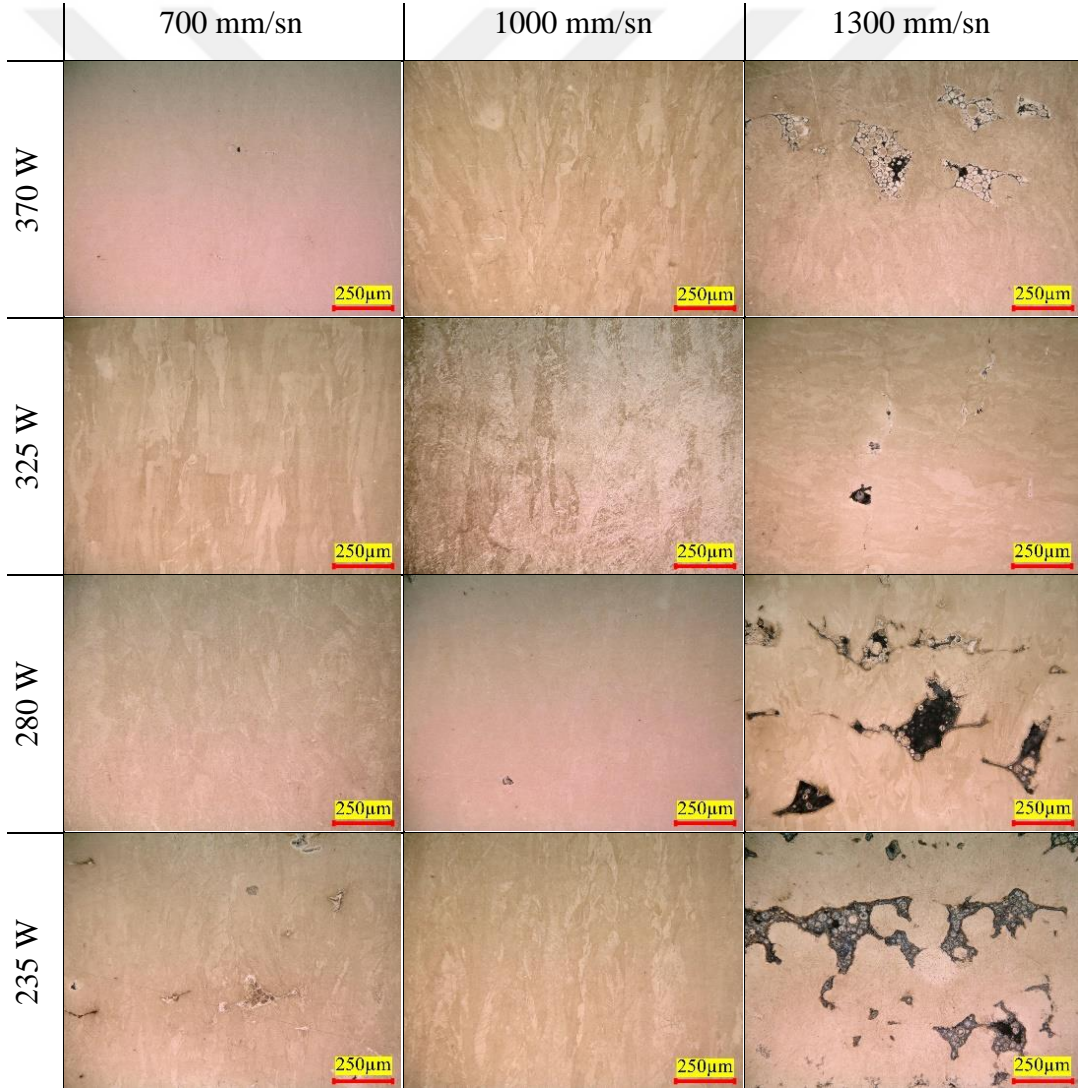


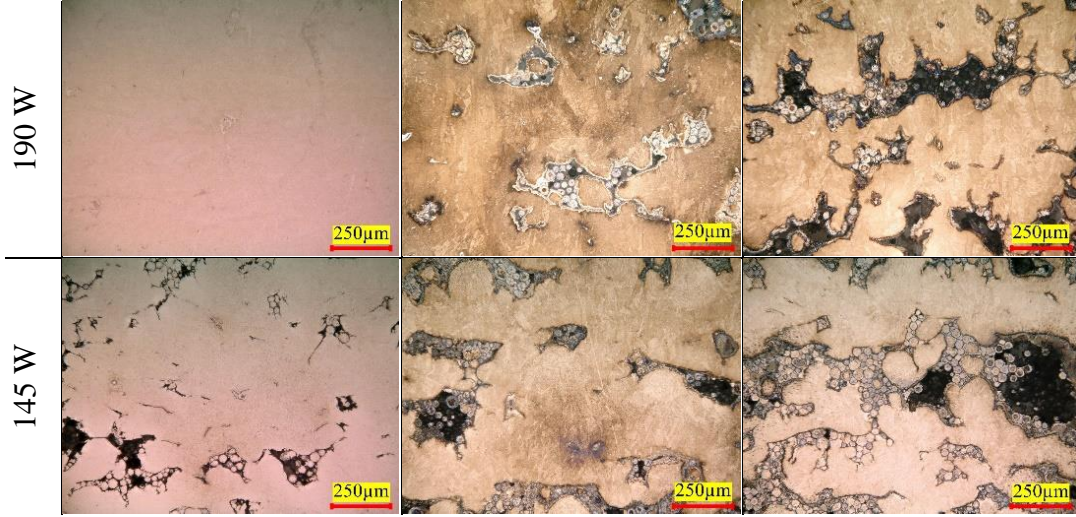


Şekil 4.16. Farklı parametrelerle üretilen Inconel 718 parçaların yüzey altı SEM görüntüleri (↕:Sütunlu tane yapısı,↓:Hücrel dendritik yapı,↕:Eş eksenli tane yapısı).

Yüksek lazer enerji girdisi olan bölgelerde, taneler inşa yönü boyunca sütunlu tanelere dönüşürken, düşük enerji girdisi olan bölgelerde ise, taneler eş eksenli bir düzende büyümüştür. Yüksek enerji girişi altında, sıcaklık gradyanının daha yüksek olması sütunlu tane büyümesini kolaylaştırmıştır. Ayrıca, ergime havuzları daha düzenli bir şekilde istiflenmiş ve önceki katman, daha yüksek bir lazer enerji girişi altında daha derinlemesine yeniden ergitilmiştir. Böylece daha derin yeniden ergime ile önceki katmanlardaki tanelerin tercih edilen kristal düzlemleri ortaya çıkarmasını sağlamıştır. Böylece, ergime havuzlarının merkezindeki taneler, inşa yönünde birden çok katman boyunca sürekli olarak büyüyebilir [135]. Düşük enerji girdisi olan bölgelere gelince, sıcaklık gradyanı daha küçüktür. Önceki katmandaki metaller yeterince yeniden ergitilmemiştir. Bu durum, eş eksenli tanelerin oluşumuna yol açar [139, 140]. Ayrıca enerji yoğunluğu arttıkça, hücrel dendrit yapılarının boyutlarının kabalaştığı söylenebilir [135]. Tanelerin büyüme doğası literatürde genellikle iki iyi bilinen parametre ile tanımlanır: katı/sıvı ara yüzünün büyüme hızı (V) ve ergime havuzunun katı/sıvı ara yüzündeki (G) sıvı termal gradyan [51]. Katılma sonrası oluşabilecek mikroyapı G ve V oranlarıyla tahmin edilebilir. G 'deki artışın ve V 'deki azalmanın eş eksenli tanelerin büyümesini desteklediği, V 'yi artırmanın ve G 'yi azaltmanın sütunlu tanelerin büyümesini desteklediği literatürde yapılan çalışmalarda tespit edilmiştir [141]. Üretilen parçalarda taneler arası sınırlarda da yüksek yoğunlukta dislokasyonlar bulunmaktadır. Dislokasyon ağlarının oluşumunun ana nedeninin kalıntı gerilmeler olduğu bilinmektedir. SLE ile hızlı katılma işlemi sırasında tekrarlanan ısıtma ve soğutma, malzemede bu gerilmeleri oluşturmaktadır. Yüksek ısıtma/soğutma hızı, malzemeyi yavaş ısıtma/soğutma hızından daha fazla zorlayabilir [51].

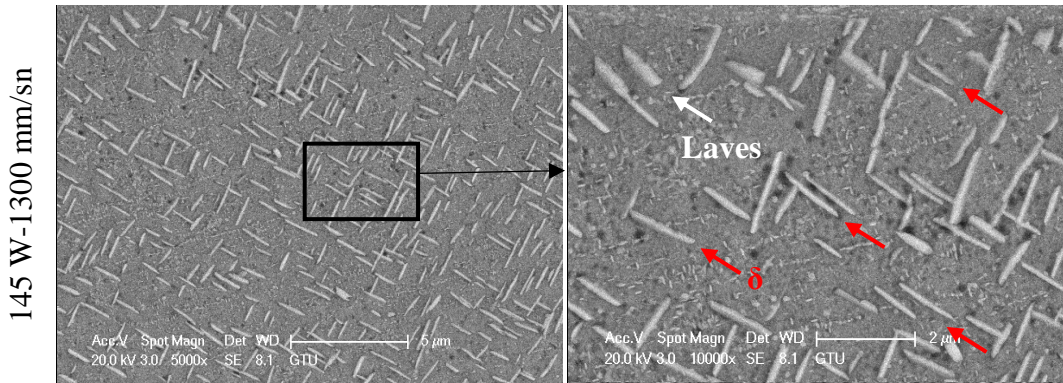
Şekil 4.17’de farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen parçaların ısıl işlem sonrası mikro yapı görüntüleri verilmiştir. Isıl işlem sonrası ergime havuzları sınırları tamamen kaybolmuştur. Ancak sütunlu tane yapılarını ve tane sınırlarını az miktarda da olsa görülmektedir. Isıl işlem sonrasında da parçaların gözeneklilik oranının az da olsa düştüğü gözenekler içinde kalan toz partiküllerinin ergiyerek birbirine biraz daha yapıştığı söylenebilir. Ayrıca gözeneklilik bölümünde de bahsedildiği gibi enerji yoğunluğuna göre parçaların yapılarındaki gözeneklilik oranı değişimi net bir şekilde bu görüntülerde de görülmektedir. Mikroskopta alınan bu görüntüler ısıl işlem sonrası oluşan fazların daha detaylı incelenmesi için yetersiz kaldığından dolayı SEM analizleri yapılmıştır.

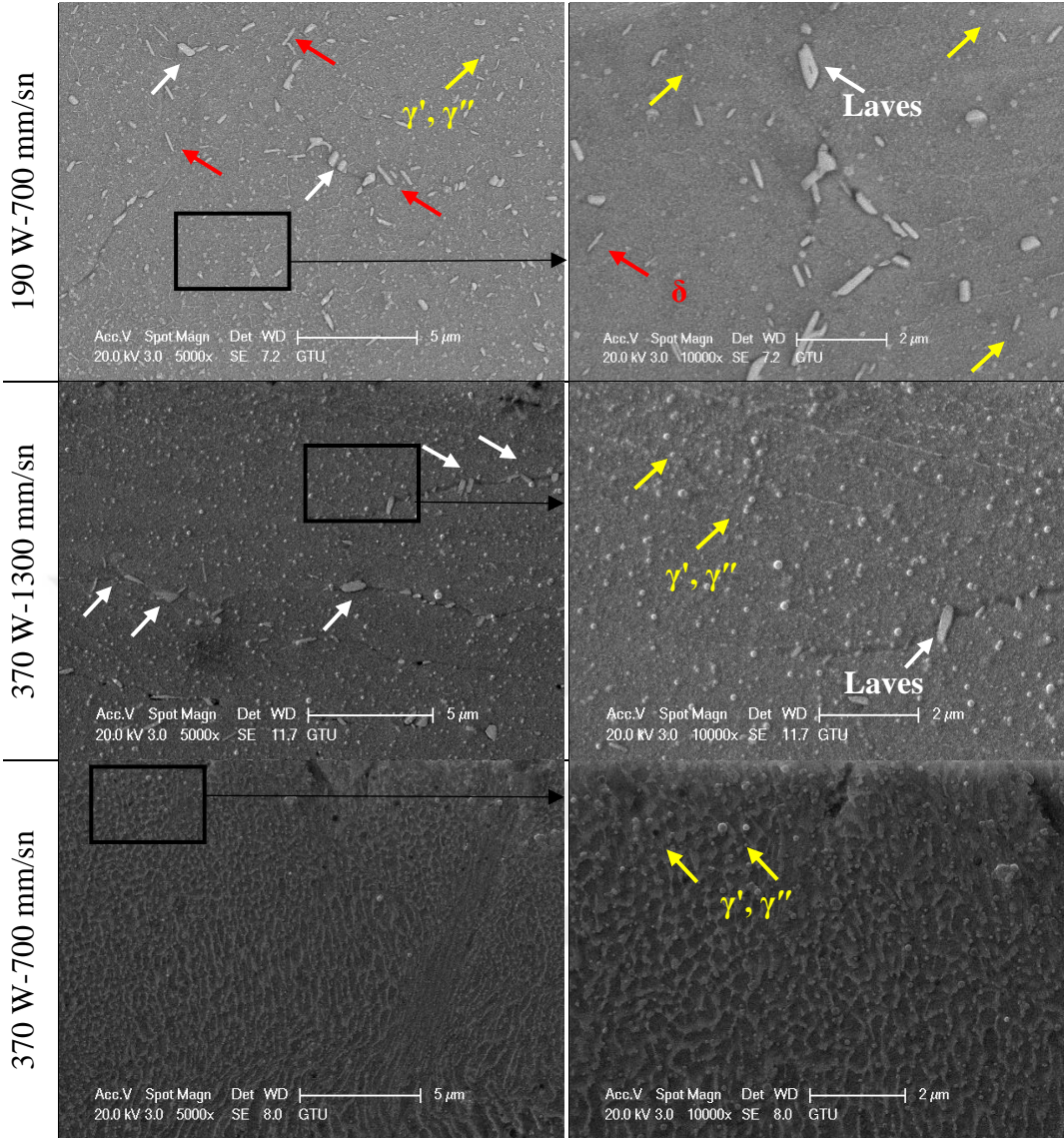




Şekil 4.17. Farklı parametrelerle üretilen Inconel 718 parçaların ısıtılma sonrası mikro yapı görüntüleri.

Şekil 4.18’de farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen parçaların ısıtılma sonrası, SEM görüntüleri sunulmuştur. Görüntüler incelendiğinde ısıtılmanın parçaların mikroyapısı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu anlaşılmaktadır. İşlem görmemiş parçaların yapısında bulunan ergime havuzu sınırları, hüresel dendritik yapılar ve sütunlu tane yapıları tamamen kaybolmuş ve yerine taneler ve tane sınırları meydana gelmiştir. Literatürde yapılan çalışmalarda yaşlandırma işleminin, Inconel 718’in mikro yapısında γ' ve γ'' güçlendirme fazlarının oluşturulması ve malzeme özelliğinden tam olarak yararlanılması için vazgeçilmez bir işlem olduğu belirtilmiştir [63].





Şekil 4.18. Farklı parametrelerle üretilen Inconel 718 parçaların ısıtıl işlem sonrası yüzey altı SEM görüntüleri (5000x, 10000x).

Inconel 718 parçalarında hızlı katılaşma nedeniyle bazı elementlerin (Nb, Mo ve Ti) ayrılması sonucu Laves fazı gibi dengesiz fazların oluştuğu görülmektedir. Laves fazının parçaların mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilediği ve gözeneklilik oluşumunun yanı sıra çatlak başlangıcı ve ilerlemesine yol açabileceği bilinmektedir [63]. Isıl işlem sonrasında tüm parametrelerin SEM görüntülerinde beyaz oklarla gösterilen Laves partikülleri tane içlerinde ve tane sınırları boyunca dağılmış olarak görülmektedir. Laves fazı Nb, Mo ve Ti elementleri açısından, dendritik bölgeler ise Ni, Fe ve Cr elementleri açısından zengindir [142]. Mikro yapıda γ' , γ'' fazlarının oluşması, parçaların çekme, kopma, sürünme, termo-mekanik yorulma gibi mekanik özelliklerini geliştirir ve

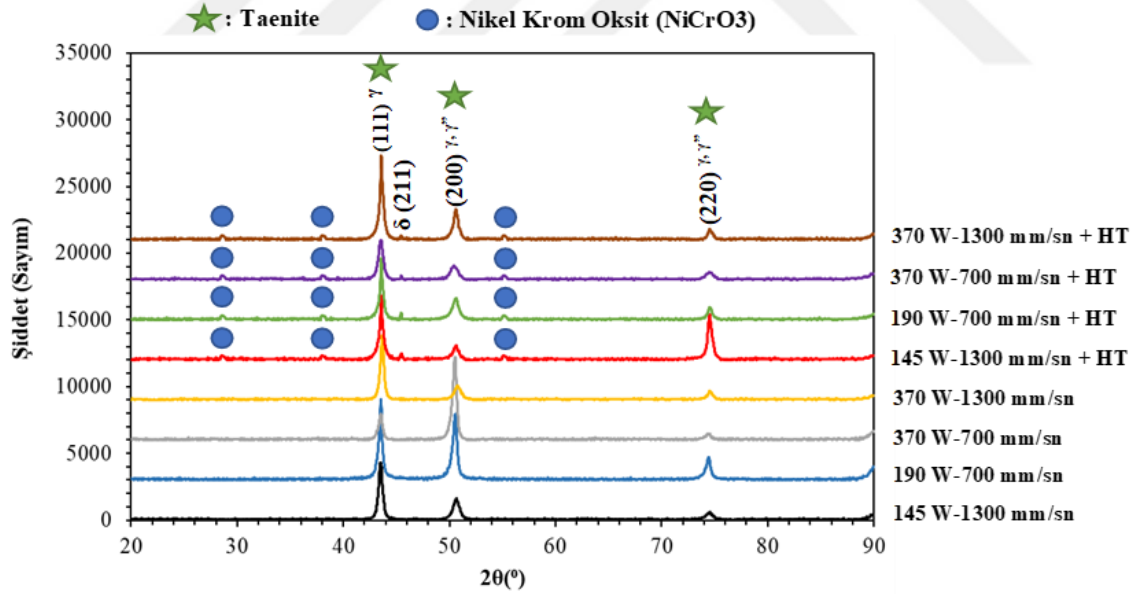
oksidasyona karşı da oldukça dirençli olmasını sağlar [143, 144]. İğne şeklindeki δ fazının ise güçlendirme fazları kadar parçanın mekanik özellikleri üzerinde etkisi yoktur [16]. Isıl işlem ile Laves fazı çözülerek matriste γ'' fazının oluşumunu sağlayan Nb elementi serbest bırakılır. Ancak bu çalışmada ısıl işlem sonrasında literatürde de karşılaşıldığı gibi büyük miktarda çözünmemiş Laves partikülleri gözlenmiştir [145]. Bu partiküllerin düşük lazer gücü (145 W) yüksek tarama hızı (1300 mm/sn) parametreleriyle üretilen parçalarda daha fazla olduğu görülmektedir. Laves fazlarının en fazla 145W-1300 mm/sn parametresinde görülmesi parçaların mekanik özelliklerinin diğer parametrelerle üretilenlere göre daha düşük olmasını kanıtlar niteliktedir. Tarama hızı 1300 mm/sn'de sabit tutulup lazer gücü 370W'a çıkarıldığında Laves partiküllerinin yanında γ' ve Nb elementinin artışından dolayı γ'' fazlarının oluştuğu gözlenmektedir [16]. Böylece parçaların mekanik özelliklerinin geliştiğini söylemek mümkündür. 190 W-700 mm/sn parametresiyle üretilen parçaya uygulanan ısıl işlem sonrasında ise iğnemsiz δ fazının ciddi miktarda oluştuğu γ'' fazının ise azaldığı görülmektedir. Bu durum, parçanın mukavemetinin 370 W-1300 mm/sn ile üretilen parçaya nazaran daha düşük olduğunu gösterir. Çünkü γ'' fazının δ fazına dönüşmesi parçanın mukavemetini düşürür [60]. 370 W-700 mm/sn ile üretilen parçaya uygulanan ısıl işlem sonrasında ise Laves ve δ fazlarının görülmediği, yalnızca γ' , γ'' fazlarının görüldüğünü söylemek mümkündür. Böylece diğer yapılan analizlerde de mekanik özellikler açısından optimum parametrenin 370 W-700 mm/sn söylemek mümkün olacaktır. Bazı çalışmalarda oluşan γ' , γ'' fazlarının 700 ile 900 °C arasında, bazı çalışmalarda ise 550 ile 660 °C arasında meydana geldiği belirtilmektedir [59, 107]. Bu fazlar dislokasyon hareketini bloke ederek malzemenin mekanik özelliklerini geliştirmede büyük fayda sağlamaktadır [62, 63]. Bununla birlikte, fırında soğutma sırasında çöken γ' ve γ'' fazlarının miktarı nispeten küçüktür, bu nedenle çekme dayanımlarında küçük bir artış ve süneklikte küçük bir azalma olmaktadır [146]. Ayrıca kırılgen Laves fazının çözünmesi sünekliğin iyileştirilmesine katkı sağlamaktadır [147]. γ'' güçlendirme fazı 595-870 °C arasında yavaş soğutma sırasında meydana gelir [148]. Bu tez çalışmasında, fırın soğutması 720°C'den 620°C'ye 55°C/h soğutma hızıyla gerçekleştirilmiş ve bu sayede γ'' fazının çökmesi için yeterli zaman sunulmuştur. Sonraki adımda gerçekleştirilen yaşlandırma işlemi esnasında güçlendirme fazları çöktümelere dayalı olarak büyüyecekler ve sonuç olarak, güçlendirme etkilerini zayıflatacak, mekanik özellikleri azaltacaktır. Bu nedenle

havayla soğutma, çözeltiye alma + yaşlandırma ısıl işlemi için en uygun soğutma yöntemidir [63].

4.4. XRD Analizi

Bu bölümde X-ışını difraksiyonu (XRD) analizleri gerçekleştirilmiştir. XRD analizlerinden elde edilen değerler grafiğe dönüştürülmüş ve oluşan piklerin şiddetine ve genişliğine bağlı olarak meydana gelen değişim yorumlanmıştır. XRD ölçümleri için Bruker Smart Apex II Quazar X-ışını Tek Kristal Kırınım Cihazı kullanılmıştır. Faz analizi kapsamında gerçekleştirilen XRD ölçümlerinde $1,54 \text{ \AA}$ dalga boyuna sahip $\text{Cu K}\alpha$ katot kullanılmış, akım ve voltaj değeri sırasıyla 40mA ve 40Kv olarak seçilmiştir. Ölçüm aralığı literatür dikkate alınarak $20-90^\circ$ seçilmiştir [146].

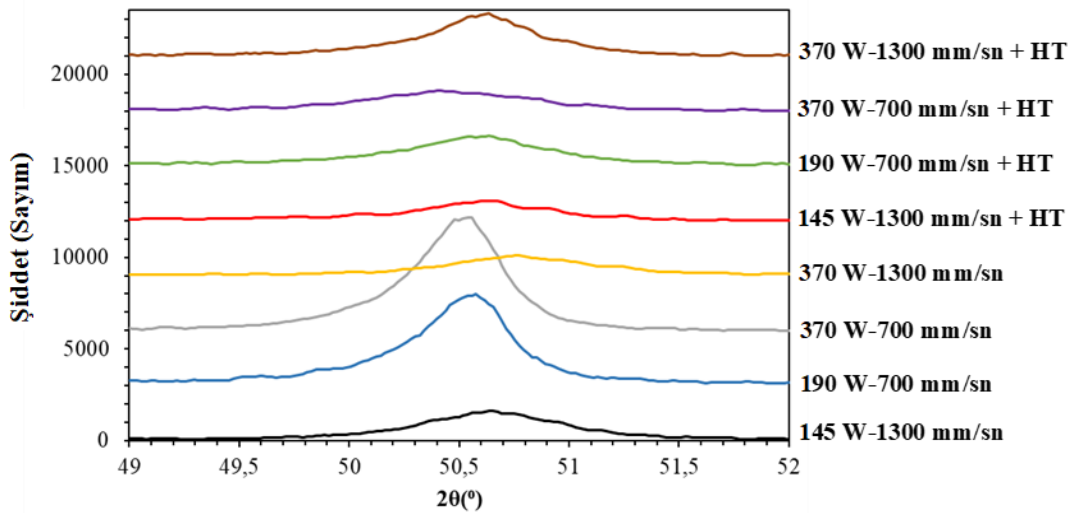
Şekil 4.19'da SLE ile farklı parametrelerde üretilen işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş Inconel 718 parçalarının XRD analiz grafiği verilmiştir. İşlem görmemiş parçaların XRD analizi incelendiğinde 43° [$\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$], $50,5^\circ$ (Ni_3Nb) ve 75° (Ni_3Nb) piklerinin olduğu görülmektedir [149].



Şekil 4.19. SLE ile üretilen Inconel 718 parçaların ısıl işlem öncesi ve sonrası XRD analiz sonuçları. (+HT: Isıl işlem görmüş parçalar)

İşlem görmemiş parçalarda Taenite (Fe, Ni) fazından farklı bir faz yakalanmamıştır. Parçaların farklı parametrelerde üretilmesiyle herhangi bir faz değişimi ortaya çıkmamakla birlikte, pik şiddetlerinde ve genişliklerinde değişiklikler olmuştur. Pik

boyutlarındaki değişimler parçaların mikro sertliğiyle ilişkilidir. Farklı enerji yoğunluklarında üretilen parçalar aynı faz dağılımına (γ ve γ'' fazlar) sahiptir. XRD desenleri (111) düzleminde (200) düzleminde daha yüksek pik şiddetine sahiptir. γ fazı yüzey merkezli kübik bir kafese sahipken, γ'' fazları hacim merkezli bir tetragonal kafese sahiptir [150]. Yeniden kristalleşebilen ve γ'' fazlarına dönüşebilen mikro yapılar (200) düzleminde pik şiddetlerinde artışa neden olmuştur. 700 mm/sn tarama hızı ve 190 W ve 370 W lazer güçleri ile üretilen parçaların XRD sonuçları incelendiğinde, lazer gücü yüksek olduğunda (200) düzlemindeki pik şiddetinin daha fazla olduğu görülmektedir. 370 W lazer gücünde artan tarama hızlarıyla (700 mm/sn' den 1300 mm/sn' ye) (200) düzleminde pik şiddeti azalmıştır. Bu sonuçlardan lazer tarama hızının ve lazer gücünün yeniden kristalleşmeye etkisinin kaçınılmaz olduğu anlaşılabilir. Soğutma hızlarıyla, pik şiddetlerinde meydana gelen değişimler şöyle açıklanmaktadır: yüksek enerji yoğunluklarında yavaş bir soğuma meydana gelir ve bu ısı mikro yapıda yeniden kristalleşme etkisi yapmaktadır [36, 151]. Şekil 4.20'de 49° ve 52° arasındaki 2θ açıları için piklerde meydana gelen değişim gösterilmiştir. Üretim sırasında numunelerin maruz kaldığı farklı ısı transfer koşulları ve katılma hızının etkisi, γ piklerinin kaymasına sebep olmuştur. Bu durum (200) düzlemindeki piklerin tamamı için görülebilmektedir. Pik pozisyonundaki benzer varyasyon, ısı işleme görmüş parçalar için de geçerlidir [152, 153]. Bu varyasyon, γ fazının kafes sabitindeki değişiklikten kaynaklanmıştır [154].



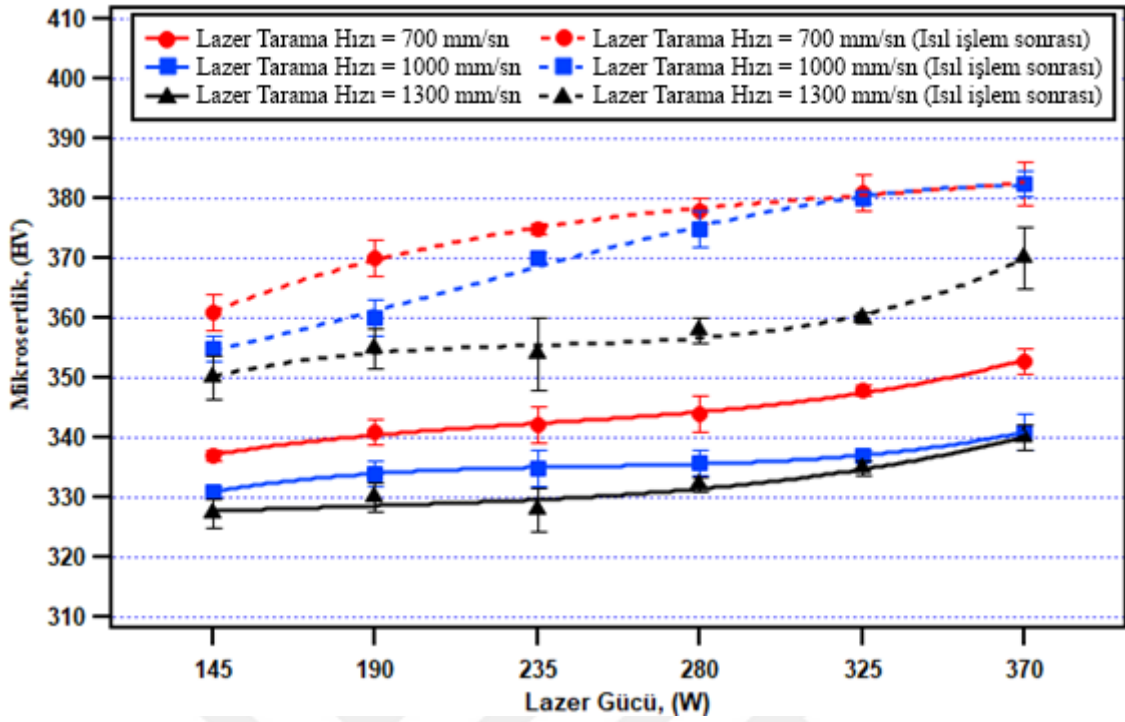
Şekil 4.20. 49° ve 52° 'ler arasında tarama ile gerçekleştirilen XRD analizi sonucu

(200) ^{γ} pikinde meydana gelen sapmalar.

Isıl işlem uygulanmış parçalara yapılan analizlerde Taenite fazına ek olarak Nikel Krom Oksit (NiCrO_3) fazına da rastlanmıştır. Bunun sebebi ısıl işlemin hava ortamında gerçekleştirilmesidir. Isıl işlem görmüş parçaların XRD analizi incelendiğinde ise farklı olarak δ (211) (Ni_3Nb) piki oluşmuştur[155, 156]. γ' ve γ'' fazlarının çökmesi, yaşlandırma ısıl işlemi sırasında başlar [157]. δ -fazının çökmesi, çözeltili alma ısıl işleminin ardından meydana gelir ve bu, XRD tarafından bulunan δ Ni_3Nb pikleri ile doğrulanmıştır [107]. Ni_3Nb δ fazı, yüksek soğutma hızı ve düşük Nb içeriği nedeniyle SLE işlemi sırasında oluşmamıştır [107]. SLE ile üretim sürecinden sonra da mikro yapıda δ fazının olduğu bilinmektedir ancak boyutu küçük olduğundan dolayı ısıl işlem öncesi XRD analizlerinde yakalanamamıştır [156]. Isıl işlem sonrası parçalarda, çözeltili alma ısıl işleminin etkisi ile (111) pik şiddetlerinin arttığı, (200) pik şiddetlerinin ise azaldığı görülmektedir[158].

4.5. Mikrosertlik

Mekanik özelliklerden biri olan mikro sertlik , SLE ile üretilen numuneler için önemli bir özelliktir [10]. Bu bölümde SLE yönteminde lazer gücü ve lazer tarama hızlarının parçaların mikro sertlik değerlerine etkisi incelenmiştir. Ayrıca üretim sonrası yapılan ısıl işlem ile parçaların mikro sertliklerindeki değişim araştırılmıştır. Şekil 4.21'de 6 farklı lazer gücü ve 3 farklı lazer tarama hızı parametrelerine göre parçaların mikro sertlik değerlerindeki değişim gösterilmiştir.. Elde edilen sonuçlara bakıldığında, lazer gücünün artması ve lazer tarama hızının azalmasıyla parçaların mikro sertlik değerlerinin arttığı açık şekilde görülmektedir.



Şekil 4.21. Farklı lazer gücü ve tarama hızlarıyla üretilen kuponların ısıtılma öncesi ve sonrası mikro sertlik değerleri (HV).

Isıl işlem uygulanmadan önce en yüksek mikro sertlik değeri 352,87 HV 370W lazer gücü, 700 mm/sn lazer tarama hızında elde edilirken en düşük mikro sertlik değeri 327,32 HV 145 W lazer gücü, 1300 mm/sn lazer tarama hızında elde edilmiştir. Çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemlerinden sonra her bir parçanın mikro sertlik değeri yaklaşık %10 artış göstermiştir ve en yüksek mikro sertlik değeri 381,21 HV 370W lazer gücü, 700 mm/sn lazer tarama hızında elde edilirken en düşük mikro sertlik değeri 350,8 HV 145 W lazer gücü, 1300 mm/sn lazer tarama hızında elde edilmiştir. Bu sonuçlar literatürde bu değişimin yakalandığı çalışmalarla doğrulanmıştır [159]. Mikro sertliği yüksek olan parçaların mikro yapılarında, mikroyapı bölümünde de sunulduğu üzere tane boyutlarında yönelim gözlemlenmiştir. Tane boyutundaki bu yönelimin mikro sertliği arttırdığı düşünülmektedir [160]. Mikro yapıdaki bu değişikliklerin temel nedeni lazer gücü olsa da, tarama hızı ergime bölgesinin lazer gücüne maruz kalma süresini etkilediği için önemli bir faktördür. Yüksek soğutma hızları genellikle SLE ile üretilen parçalarda daha büyük kalıntı gerilim yaratır, aynı zamanda bu parçaların sertliği daha düşüktür[161]. Genel olarak, gözeneklerin yakınındaki test noktaları, sağlam bölgelerde test edilenlerden daha düşük mikro sertlik değerleri sergilemiştir. Bu durum yüksek enerji girdilerinin

nispeten daha yüksek sertliğe yol açtığını göstermektedir. Lazer ışını mevcut katmanı taradığında, önceki katmanda metalin ergime noktasının altındaki bir sıcaklıkta tekrardan ısıtıldığı ve sonrasında soğuduğundan bu bölge etkilenir. Bu işlem, etkilenen bölgenin mikro sertliğini artıran bir çözeltiliye alma ısıl işlemi olarak görülebilir. Daha yüksek lazer enerji girdileri altında, önceki katman daha kapsamlı bir ısıl işleminden geçer, dolayısıyla mikro sertlik daha yüksek olma eğilimindedir [135]. SLE ile üretim aşamasında, aynı bölgede üst üste tekrarlanan lazer ergitmeleri nedeniyle malzemede ısı birikir. Bu nedenle, önceden katılmış katmanlarda, yaşlanma süreci ile γ' (hacim merkezli tetragonal, HMT) çökelti fazı oluşmaya başlar. Bahsedilen γ' fazı, γ (yüzey merkezli kübik, YMK) matris fazından daha yüksek bir güce sahiptir. Bir HMT kafes yapısına sahip olan bu faz parçanın rijitliğini artırır. Ayrıca enerji yoğunluğunun artmasıyla Ni oranı artar, Ni elementinin γ matris fazı da parçaların mikro sertliğini artırır [36]. Bunlara ek olarak enerji yoğunluğunun artması Inconel 718 malzeme özellikleri sayesinde yoğunlaştırma davranışı, çökeltme sertleşmesi ve katı çözeltili sertleşmesi ile mikro sertlik değerlerini arttırmıştır. Üretim esnasında yetersiz ergime süreleri veya lazer güçlerinde parçaların yüzey altında meydana gelerek gaz gözenekleri gibi kusurlar parçaların mikro sertlik değerlerini önemli derecede etkiler [151]. Mikroyapı analizi bölümünde parçaların yüzey altında oluşan gözeneklilik ve kusurları detaylıca sunulmuştur. Bu analizlere dayanarak enerji yoğunluğunun artmasıyla bu kusurların azaldığı, parçaların yüzey altında doluluk oranının yüksek ve homojen olduğu, bu durumun da parçaların mikro sertlik değerlerinin yüksek çıkmasını beraberinde getirdiği anlaşılmıştır. Dolayısıyla mikro sertlik değerleri parçalardaki gözeneklilik ile doğrudan ilişkili olduğu anlaşılmıştır [41]. Üretim parametrelerine göre parçaların mikro yapılarında görülen tane incelmeleri ve oluşan çökelmeler, SLE ile üretilen parçaların sertliğinde gelişmeye yardımcı olsa da, sertliği daha da iyileştirmek için ısıl işlem gereklidir [10]. Isıl işlem sonrası oluşan nano boyutta γ' , γ'' fazları ve iğne şeklindeki δ fazı parçaların yüksek mikro sertlik değerlerine ulaşmasında ana nedenlerdir. Ayrıca, yüksek mikro sertlik değerleri, ısıl işlem sonrası tane incelmeleri ve çökelti oluşumunun birlikte etkisinden kaynaklanmaktadır [10, 147].

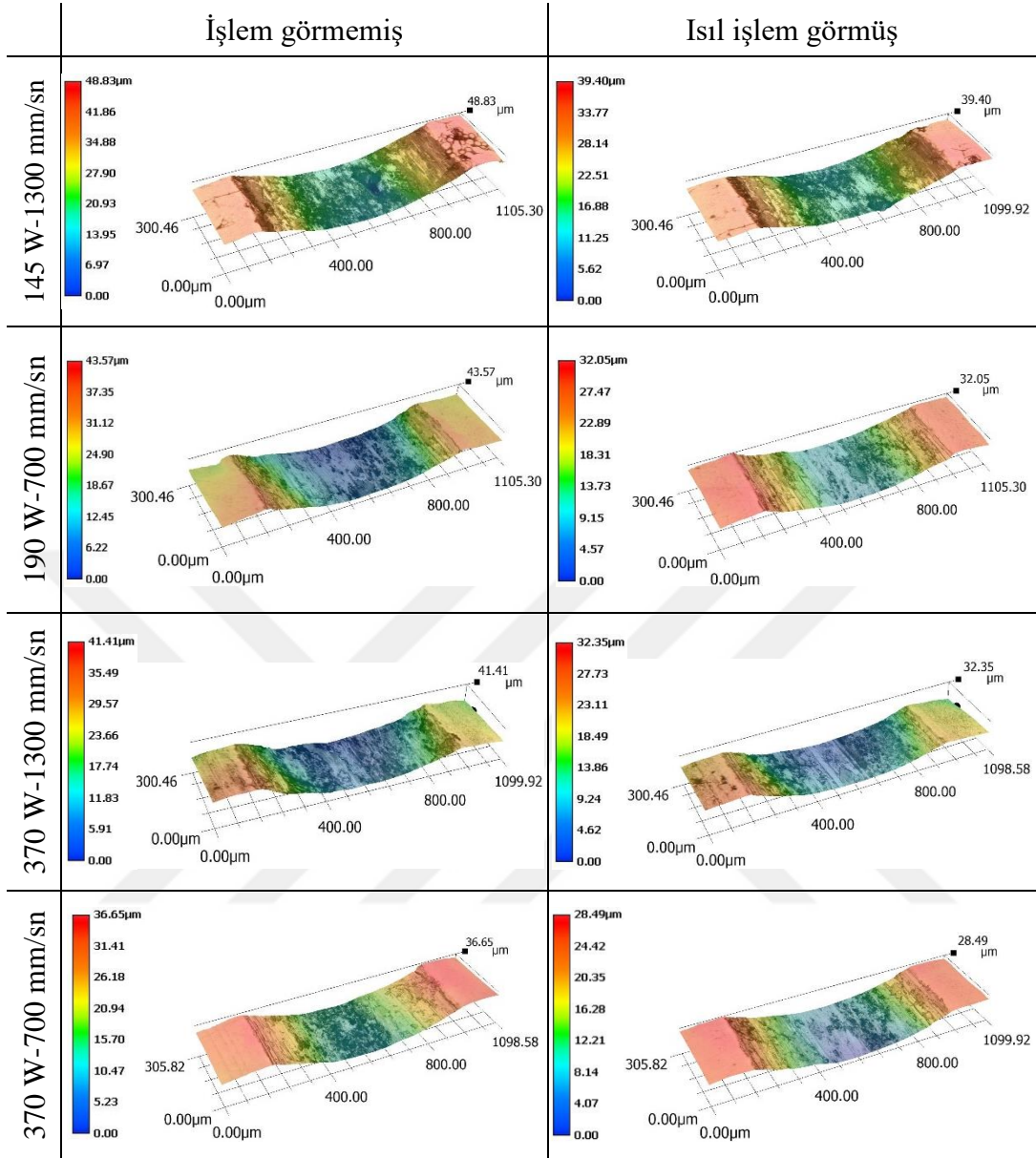
4.6. Aşınma Analizi

Bu bölümde farklı lazer güçleri ve tarama hızlarıyla üretilen parçaların ısıl işlem öncesi ve sonrası aşınma performansları test edilmiştir. Inconel 718 parçalar havacılık ve uzay

endüstrilerinde ağır koşullarda kullanılmasından dolayı parçaların sahip olacağı aşınma performansları çok büyük önem arz etmektedir. Bu çalışmada Inconel 718 malzemesinin, uygun üretim parametresi ve ısıl işlem ile aşınma dayanımını arttırmak amaçlanmıştır. Uygulanan testler sonucunda aşınma bölgeleri incelenmiş, aşınma izlerinin dijital mikroskop yardımıyla topografi görüntüleri oluşturulmuş ve aşınma profilleri alınmıştır. Böylece aşınma izlerinin derinlikleri ve genişlikleri belirlenerek aşınma oranları hesaplanmıştır.

Inconel 718 parçalara uygulanan aşınma testleri sonrası aşınma topografileri Şekil 4.22'de verilmiştir. Hem üretim parametrelerinin hem de enerji yoğunluklarının malzemenin aşınma performansına etkisinin daha iyi anlaşılması adına 4 farklı parametre seti ($145\text{W}-1300\text{ mm/s}=30,9\text{ J/mm}^3$, $190\text{W}-700\text{ mm/s}=75,4\text{ J/mm}^3$, $370\text{W}-1300\text{mm/s}=79,1\text{ J/mm}^3$, $370\text{W}-700\text{ mm/s}=146,9\text{ J/mm}^3$) ile üretilen parçalar seçilmiştir. Görüntüler incelendiğinde abrasif ve adhesif aşınma tiplerinin aynı anda oluştuğunu söylemek mümkündür. Malzemenin yüzeyi kendisinden daha sert bir cisimle basınç altında temas halindeyken yüzeyden talaş kaldırılmasıyla abrasif aşınma meydana gelir. Aşınma testlerinde kullanılan tungsten karbür bilye çok daha sert bir malzeme olduğundan Inconel 718 parçaları üzerinde oluklar ve çizikler oluşturmuştur.

Adhesif aşınma tipinde ise malzemenin yüzeyi kendisinden daha sert bir cisimle basınç altında temas halindeyken mikro sertliği daha düşük olan malzemedan koparılan talaşın mikro sertliği yüksek olan malzeme üzerinde kaymasıyla sıcaklık, sürtünme ve basıncın da etkisiyle sert malzeme üzerine yapışmasıyla meydana gelmektedir. Aşınma tiplerinin oluşumu parçaların üretim parametrelerine ve uygulanan ikinci işlemlere göre değişmektedir [149]. Bu parametreler ve uygulanan ikincil işlemlere göre değişen mikro sertlik değerleri malzemenin aşınma performansı üzerinde etkilidir. Parçaların tüm üretim parametrelerinde ve ısıl işlem sonrasında çizik ve oluklar gözlemlense de parçalar arasında bu çizik ve olukların miktar ve derinlikleri farklılık göstermiştir.



Şekil 4.22. Farklı parametrelerle üretilen işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş Inconel 718 parçalara uygulanan aşınma testleri sonrası topografi görüntüleri.

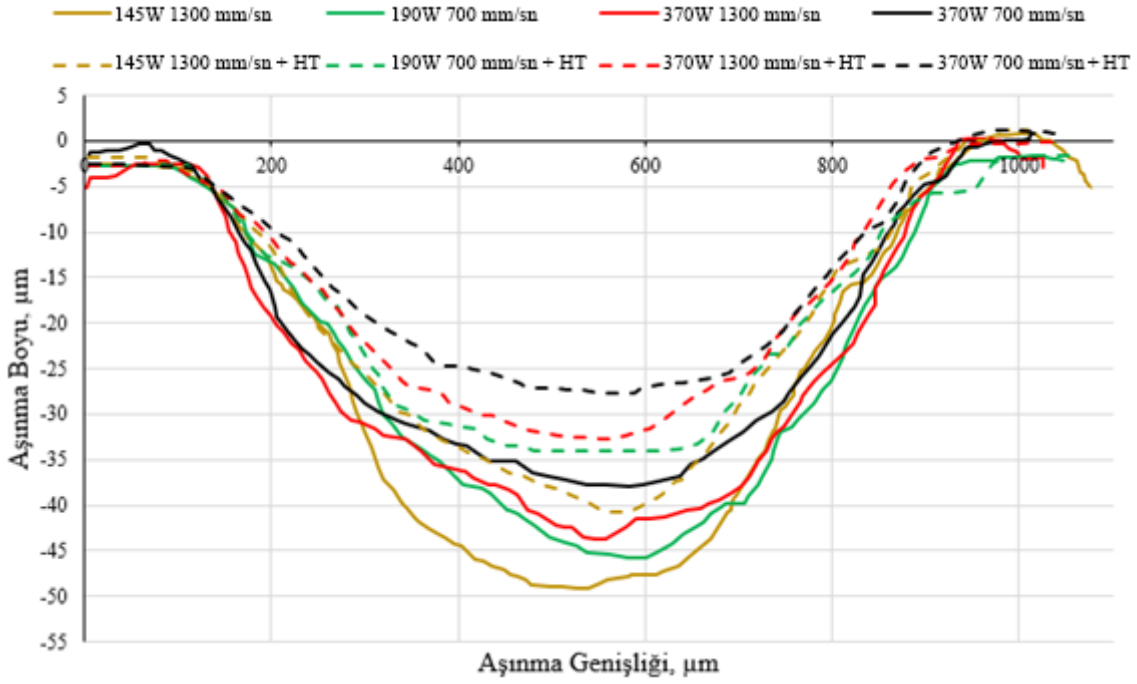
İşlem görmemiş parçalar arasında aşınma derinliğinin en fazla (48,43 μm) 145 W-1300 mm/sn parametreleriyle üretilen parçada, en düşük aşınma derinliğinin ise (36,65 μm) 370 W-700 mm/sn parametreleriyle üretilen parçada meydana geldiği görülmektedir.

SLE işleminde katmanların art arda yeniden ergimeleri ile, mikro yapılarında tane incelmeleri nedeniyle yüksek yoğunluklu alt tane sınırları oluşmuştur. Alt tane sınırlarının artması, yüksek dereceli dislokasyon direnci sağlamasıyla parçaların mekanik özelliklerini iyileştirme üzerinde büyük bir etkiye sahip olduğunu gösterir [162]. Böylece

aşınma testinde uygulanan kuvvetin neden olduğu deformasyona direnme yeteneğini önemli ölçüde artırır.

Isıl işlem sonrasında ise aşınma derinliklerinde her bir parametre seti için yaklaşık olarak %22'lik bir azalma tespit edilmiştir. Aşınma testleri sonucu oluşan aşınma izlerinin genişlik ve derinlikleri kullanılarak aşınma formülleriyle malzemelerin aşınma oranları belirlenmiştir.

Şekil 4.23'te farklı lazer gücü ve tarama hızı ile üretilen işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş Inconel 718 parçaların aşınma profilleri gösterilmiştir. Profiller incelendiğinde işlem görmemiş parçalar arasında en iyi aşınma performansı 370 W-700 mm/sn parametreleriyle, en düşük aşınma performansı ise 145 W-1300 mm/sn parametreleriyle üretilen parçada meydana geldiği görülmektedir. Isıl işlem uygulamasının ardından ise parçaların her birinin aynı oranda aşınma performansının arttığı açık şekilde görülmektedir. Aşınma performansının gelişmesinin nedeni malzemede gerçekleşen mikro sertlik artışlarıdır. Farklı üretim parametreleriyle üretilen parçaların mikro sertliklerindeki %7'lik ve ısıl işlem sonrası %10'luk artış, parçaların aşınma dirençlerini iyileştirmiştir. Aşınma performansının 370 W-700 mm/sn parametresinde en yüksek çıkmasının nedeni diğer parametre setleriyle üretilen parçalara göre gözenek ve çatlak oranının en az seviyede olmasıdır[163]. Buna ek olarak 370 W-700 mm/sn parametresi ile üretilen parçanın mikro yapısında daha yoğun tespit edilen γ' , γ'' güçlendirme fazları tane sınırlarını sabitler ve sınır kaymasını engeller bu da parçanın aşınma performansını olumlu yönde etkilemiştir [164]. Yüzeyde oluşan kalıntı gerilmeler 370 W-700 mm/sn parametresiyle üretilen parçalarda daha düşüktür. Yüksek kalıntı gerilme değerleri parçalarda çatlak oluşumu yaratacağından aşınma performanslarında olumsuz etkiye sahiptir. Isıl işlem sonrasında ise aşınma performansının önemli derecede gelişmesinin nedeni kalıntı gerilme değerlerinde meydana gelen %96'lık azalmadır [165].



Şekil 4.23. Farklı parametrelerle üretilen işlem görmemiş ve ısıtılmış Inconel 718 parçaların aşınma profilleri. (+HT: Isıl işlem görmüş parçalar)

Aşağıda tanımlanan 3 denklemi kullanılarak aşınma hacmi hesaplanmıştır [166]: V (mm^3) aşınma hacmi, L (mm) topun bir turda aldığı yol (strok uzunluğu), w (mm) cinsinden aşınma izi genişliği ve r (mm) karbür bilyenin yarıçapıdır.

$$V = L \left[r^2 \sin^{-1} \left(\frac{w}{2r} \right) - \frac{w}{2} \left(r^2 - \frac{w^2}{4} \right)^{\frac{1}{2}} \right] + \frac{\pi}{3} \left[2r^3 - 2r^2 \left(r^2 - \frac{w^2}{4} \right)^{\frac{1}{2}} - \frac{w^2}{4} \left(r^2 - \frac{w^2}{4} \right)^{\frac{1}{2}} \right] \quad (3)$$

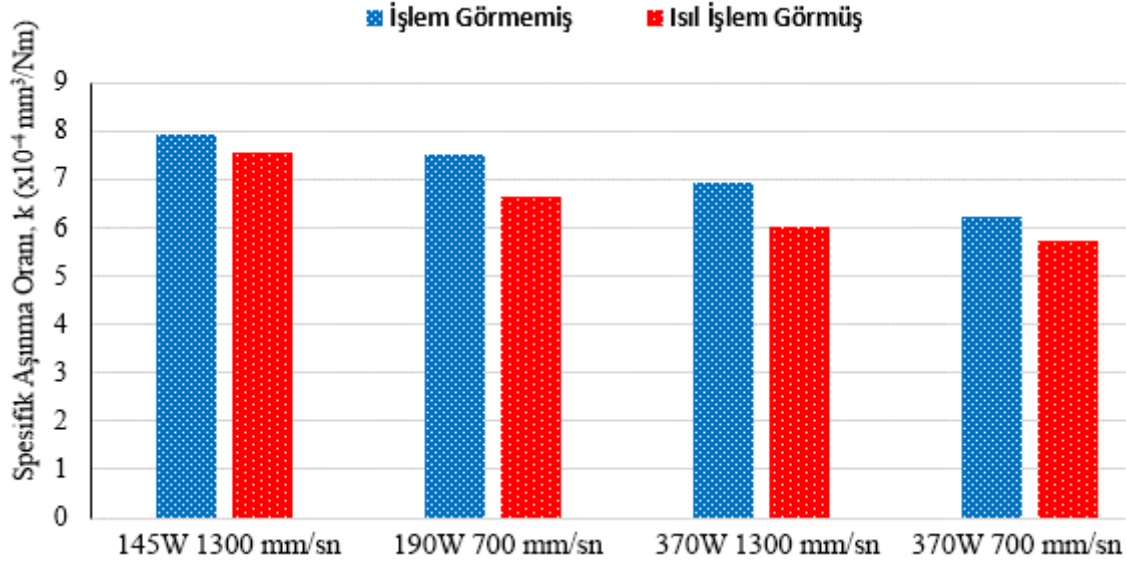
Aşınma oranı formülü ise aşağıda verilmiştir:

$$k = \frac{V}{Fxs} \quad (4)$$

k (mm^3/Nm) spesifik aşınma oranı, F (N) uygulanan normal kuvvet ve s (m) cinsinden toplam kayma mesafesidir.

Şekil 4.24'te farklı parametrelerle üretilen Inconel 718 parçaların ısıtılmış öncesi ve sonrası spesifik aşınma oranları bu formüllerle hesaplanarak sunulmuştur. İşlem görmemiş parçalar arasında spesifik aşınma oranının en düşük 370W 700 mm/sn parametreleriyle üretilen parçada $6,215 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ değerinde, en yüksek spesifik aşınma oranı ise 145W-1300 mm/sn parametreleriyle üretilen parçada $7,984 \times 10^{-4}$

mm^3/Nm değerinde olduğu bulunmuştur. Isıl işlem sonrası ise 370 W-700 mm/sn parametreleriyle üretilen parçada $5,327 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$, 145W-1300 mm/sn parametreleriyle üretilen parçada $7,583 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$ değerlerine ulaşıldığı görölmüştür.



şekil 4.24. Farklı parametrelerle üretilen işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş Inconel 718 parçaların spesifik aşınma oranları.

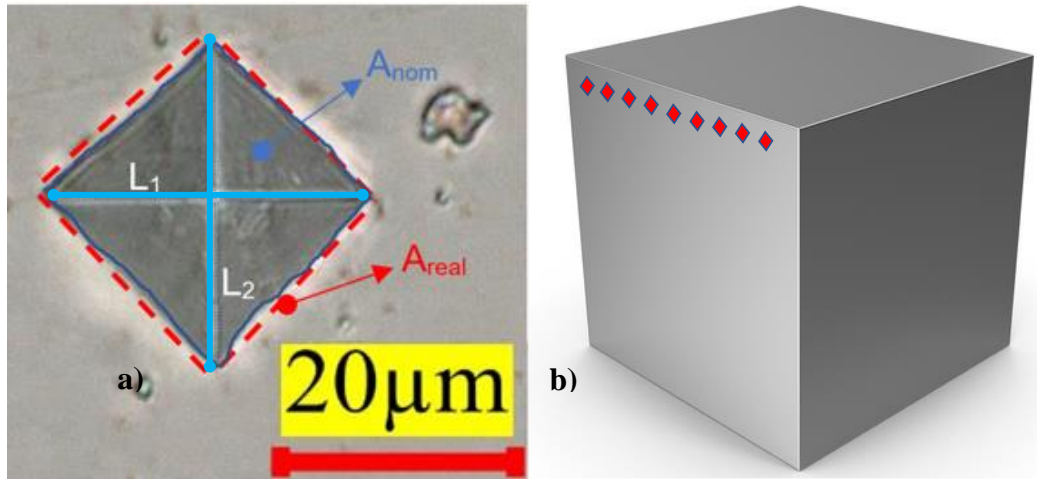
Aşınma oranları incelendiğinde işlem görmemiş parçalar arasında en iyi aşınma direncinin enerji yoğunluğunun yüksek olduğu parametrelerle üretilen parçalarda en düşük aşınma direnci ise enerji yoğunluğunun düşük olduğu parametrelerle üretilen parçalarda meydana geldiği görölmektedir. Isıl işlem uygulamasının ardından ise parçaların her birinin mikro sertliklerindeki artış ile birlikte aynı oranda aşınma direncinin arttığı açık şekilde görölmektedir. Mikro sertlikteki ve aşınma dirençlerindeki değişimler göz önüne alındığında mekanik özelliklerin mikro yapısal değişikliklere ne kadar duyarlı olduğu anlaşılmaktadır [167]. Literatürde yapılan çalışmalar incelendiğinde malzemenin aşınma direncini etkileyen tek faktörün mikro sertlik olmadığı aynı zamanda parçaların mikro yapısındaki tane yapısı ve yönelimin de aşınma direnci performansını etkileyen kritik faktör olduğu belirtilmiştir [168]. Isıl işlemden sonra, kesme kuvvetini azaltan ve aşınma direncini artıran yüzey merkezli kübik kristal yapılı bir γ' fazı ve hacim merkezli tetragonal kristal yapılı bir γ'' fazı gibi güçlendirme fazları çökelmiş ve parçalarda aşınma direncinde artış gözlemlenmiştir [155, 169]. Ayrıca ısıl işlemden sonra numune yüzeyinde oluşan oksit tabakası katı yağlayıcı görevi gördüğü için ağırlık kaybında azalmaya ve dolayısıyla aşınma hızında azalmaya neden olmuştur [170].

4.7. Sonlu Elemanlar Yöntemi ve Ampirik Yaklaşım ile Kalıntı Gerilme Analizi

Kalıntı gerilmeler, parçaların mekanik performansını etkileyen kritik bir faktördür. SLE'de iki ana mekanizma nedeniyle kalıntı gerilmeler meydana gelmektedir: a) hızlı ısıtma ve soğutma [171], b) iki katman arasında düşük ısı transferi durumu [172]. Lazer kaynağı ergime alanından uzaklaştıkça sıcaklık düşer ve ergime havuzunda katılaşma başlar. Katılaşan bölgede hacmi küçüldükçe, çevreleyen katı malzemeyi içeriye doğru çekmeye başlar ve çekme kalıntı gerilmeler oluşur. Oluşan bu çekme kalıntı gerilmeler parçaların mekanik özelliklerine zarar vermektedir [173]. Bu zararın önlenmesi için parça üretimi öncesinde oluşabilecek çekme kalıntı gerilmelerin tahmin edilebilmesi çok önemlidir. Maliyeti çok olan kalıntı gerilme ölçümü yöntemleri yerine bu bölümde ampirik yaklaşımla hesaplamalar yapılmıştır.

Literatürde yapılan çalışmalarda ampirik yaklaşımlar yardımıyla üretim esnasında oluşan kalıntı gerilmelerin hesabının, parçaların mikro sertlik değerleriyle ilişkilendirilerek yapılabildiği görülmüştür [33, 90, 91, 93, 95, 174].

Vickers sertlik ölçümü sonrası batıcı ucun Inconel 718 parçası üzerinde oluşturduğu iz ve ampirik yaklaşım ile kalıntı gerilme ölçümleri için parça üzerinde alınan 9 sertlik izinin şematik görüntüsü Şekil 4.25'te sunulmuştur.



Şekil 4.25. a) Vickers sertlik ölçme cihazında uç geometrisinin oluşturduğu nominal öngörülen temas alanı A_{nom} ve numunenin gerçek temas alanı A_{real} [90], b) Ampirik

yaklaşım ile kalıntı gerilme ölçümleri için parça üzerinde alınan 9 sertlik izinin şematik görüntüsü.

Aşağıda sertliği ifade eden formül verilmiştir [90, 91].

$$H = C\sigma_Y \quad (5)$$

C değeri vickers sertlik ölçümünde kullanılan ucun geometrisine bağlı olarak sabit bir değer olarak alınmaktadır. σ_Y , akma gerilmesini ifade etmektedir. Malzemelerde pekleşme olduğu zaman σ_Y yerine σ_{repr} kullanılmaktadır. (ϵ_{repr}), plastik şekil değişimine karşılık gelir ve akış gerilmesini (flow stress) ifade etmektedir [90, 91].

$$H = C \sigma_Y (\epsilon_{repr}) \quad (6)$$

Plastik şekil değişiminden kaynaklanan sertlik değişimlerinin doğru tahmini için Denklem 6, aşağıdaki gibi yazılır [90, 91].

$$H = C \sigma_Y (\epsilon_{repr} + \epsilon_{res}) \quad (7)$$

Mikro sertliği ifade eden H aşağıdaki formül ile yazılabilir [90, 91].

$$H = \frac{P}{A} \quad (8)$$

Bu formülde P yük ve A ise alandır. Fakat mikro sertlik ölçümlerinde aşağıdaki formülde görüldüğü üzere A_{surf} batıcı ucun alanıdır [175].

$$HV = \frac{P}{A_{surf}} \quad (9)$$

Eş eksenli kalıntı gerilme alanları ile batıcı ucun malzeme ile temas alanı arasında bir ilişki oluşturularak kalıntı gerilimi hesabı için (c^2) parametresi kullanılır [90, 91],

$$c^2 = \frac{A_{real}}{A_{nom}} \quad (10)$$

A_{real} , gerçek temas alanını verirken, A_{nom} ise doğrudan ucun oluşturduğu girinti derinliği (h_{max}) kullanılarak bulunan nominal temas alanıdır [90, 91].

$$A_{nom} = \left(\frac{2h_{max}}{\tan 22^\circ} \right)^2 = 24.5h_{max}^2 \quad (11)$$

Literatürde yapılan kalıntı gerilme hesabı aşağıdaki şekilde ifade edilmiştir [90, 91],

$$c^2 = c_0^2 - 0.32 \ln \left(1 + \frac{\sigma_{res}}{\sigma(\epsilon_{res})} \right) \quad (12)$$

burada ϵ_{res} sertlik değerlerindeki değişimlerden çıkarılan Tabor denklemiyle [176, 177] hesaplanan kalıntı plastik deformasyondur. $\sigma(\epsilon_{res})$ plastik birim şekil değişimine (ϵ_{res}) eşit olduğunda akış gerilmesini (flow stress) ifade eder. L_1 ve L_2 batan uç izinin köşegen uzunluklarıdır [44, 175].

$$A_{nom} = \frac{1}{2} \left(\frac{L_1 + L_2}{2} \right)^2 \quad (13)$$

Literatürde yapılan çalışmada çekme testi sonucunda elde edilen gerilme eğrisi ile elde edilen formül aşağıda verildiği gibidir [161],

$$\sigma(\epsilon_{res}) = \sigma_0 \epsilon_{res}^n = 1181.21 \epsilon_{res}^{0.1754} \quad (14)$$

Böylece devamında verilen aşağıdaki formüllerle,

$$\epsilon_{res} = \left(\frac{P}{C\sigma_0 A_{nom}} \right)^{\frac{1}{n}} - \epsilon_{repr} \quad (15)$$

$$\sigma_{res} = \sigma(\epsilon_{res}) * \left[e^{\left(\frac{c_0^2 - c^2}{0.32} \right)} - 1 \right] \quad (16)$$

kalıntı gerilmeler Denklem 17'deki formül ile hesaplanmıştır.

$$\sigma_{res} = \sigma_0 \left\{ \left[\frac{8*P}{C\sigma_0(L_1+L_2)^2} \right]^{\frac{1}{n}} - \epsilon_{repr} \right\}^n * \left\{ e^{\left[\frac{c_0^2 - \frac{8*A_{real}}{(L_1+L_2)^2}}{0.32} \right]} - 1 \right\} \quad (17)$$



Vickers sertlik ölçümü için $C=3$, $\epsilon_{repr}=0.08$ ve $c_0^2=1$ değerleri kullanılmıştır [91, 93].

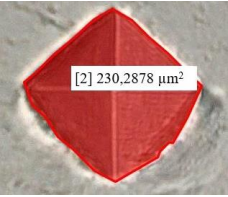



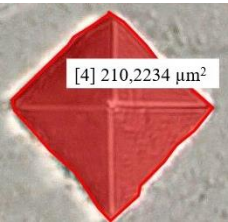
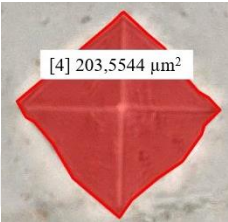
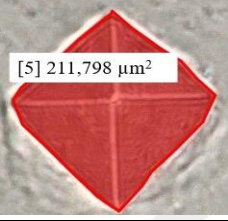
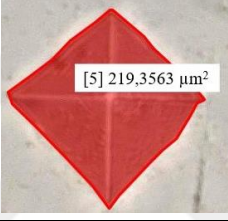

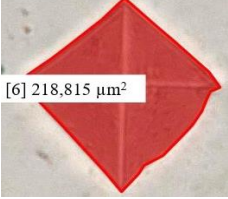

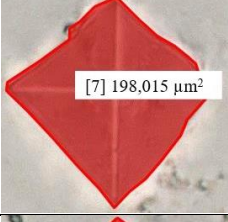
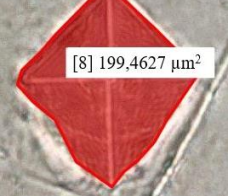
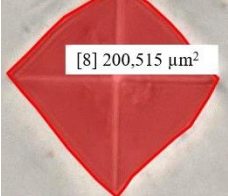
$$\sigma_{res} = 1181.21 \left\{ \left[\frac{8*P}{3*1181.21*(L_1+L_2)^2} \right]^{0.1754} - 0.08 \right\}^{0.1754} * \left\{ e^{\left[\frac{1 - \frac{8*A_{real}}{(L_1+L_2)^2}}{0.32} \right]} - 1 \right\} \quad (18)$$

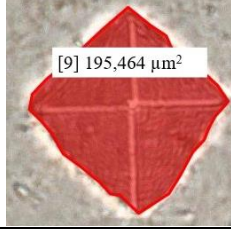
Bu çalışmada farklı parametrelerle üretilen işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş parçaların kalıntı gerilmeleri yukarıda bahsedilen formüllerle ampirik yaklaşımla ölçülmüştür.

Tüm parçalardan alınan sertlik izlerinin köşegen uzunlukları ve alanlarıyla ilişkili olarak yapılan kalıntı gerilme hesabı, işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş 370W-700 mm/sn parametresiyle üretilen parça üzerinden yapılarak Tablo 4.1'de örnek olarak sunulmuştur. L_1 ve L_2 değerleri mikro sertlik cihazında sertlik ölçümü sırasında elde edilen değerlerdir. Anom değerleri L_1 ve L_2 ölçümlerine göre belirlenirken, Areal değerleri ise optik mikroskopta sertlik izlerinin alanları hassas bir şekilde ölçülerek belirlenmiştir. Bu çalışmadaki amaç malzemelerin mekanik özellikleri açısından büyük zarar kaynağı olan çekme kalıntı gerilmeleri minimize etmektir. Bu yüzden ampirik yaklaşımla ölçüm için yapılan 9 mikro sertlik ölçümü, çekme kalıntı gerilmelerin yoğun olarak olduğu Şekil 4.26'da şematik olarak gösterildiği gibi parçaların inşa yönündeki en üst yüzeye yakın bölgeden yapılmıştır. Örnek olarak 370W-700 mm/sn parametreleriyle üretilen parçanın tercih edilme sebebi malzeme karakterizasyonu sonuçlarına göre en optimum parametre olmasıdır. İnşa yönünde yüzeye yakın bölgeden yan yana olacak şekilde 9 sertlik izi alınarak ölçümler yapılmıştır. Her bir ölçüm sonrası tabloda verildiği gibi 9 sertlik izinde hesaplanan değerlerin ortalaması alınarak ortalama kalıntı gerilme değerleri belirlenmiştir. Bu tabloda yapılan hesaplamalar işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş tüm parçalar için ayrı ayrı gerçekleştirilmiştir.

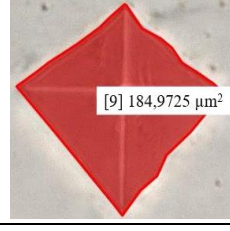
Tablo 4.1. 370W-700 mm/sn parametreleriyle üretilen parçanın kalıntı gerilme ölçümleri ve alınan sertlik izi görüntüleri.

İşlem Görmemiş (370W-700mm/sn)		Isıl İşlem Görmüş (370W-700mm/sn)	
	$L_1 = 21,8479 \mu\text{m}$ $L_2 = 22,5391 \mu\text{m}$ $Anom = 246,2761 \mu\text{m}^2$ $Areal = 225,2776 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 402,27 \text{ MPa}$		$L_1 = 19,4528 \mu\text{m}$ $L_2 = 20,3789 \mu\text{m}$ $Anom = 198,321 \mu\text{m}^2$ $Areal = 197,4627 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 22,38 \text{ MPa}$

	$L_1 = 20,9589 \mu\text{m}$ $L_2 = 23,9591 \mu\text{m}$ $Anom = 252,203 \mu\text{m}^2$ $Areal = 230,2878 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 400,98 \text{ MPa}$		$L_1 = 20,3256 \mu\text{m}$ $L_2 = 20,5452 \mu\text{m}$ $Anom = 208,803 \mu\text{m}^2$ $Areal = 207,9658 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 19,67 \text{ MPa}$
	$L_1 = 22,9589 \mu\text{m}$ $L_2 = 21,8372 \mu\text{m}$ $Anom = 250,836 \mu\text{m}^2$ $Areal = 232,2235 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 337,32 \text{ MPa}$		$L_1 = 19,4468 \mu\text{m}$ $L_2 = 20,8969 \mu\text{m}$ $Anom = 203,452 \mu\text{m}^2$ $Areal = 202,4481 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 24,90 \text{ MPa}$
	$L_1 = 21,7423 \mu\text{m}$ $L_2 = 21,0341 \mu\text{m}$ $Anom = 228,728 \mu\text{m}^2$ $Areal = 210,2234 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 409,12 \text{ MPa}$		$L_1 = 18,9881 \mu\text{m}$ $L_2 = 21,4521 \mu\text{m}$ $Anom = 204,426 \mu\text{m}^2$ $Areal = 203,5544 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 21,39 \text{ MPa}$
	$L_1 = 22,8313 \mu\text{m}$ $L_2 = 20,1574 \mu\text{m}$ $Anom = 231,004 \mu\text{m}^2$ $Areal = 211,798 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 417,9 \text{ MPa}$		$L_1 = 20,7411 \mu\text{m}$ $L_2 = 21,2335 \mu\text{m}$ $Anom = 220,233 \mu\text{m}^2$ $Areal = 219,3563 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 18,51 \text{ MPa}$
	$L_1 = 21,9129 \mu\text{m}$ $L_2 = 21,8431 \mu\text{m}$ $Anom = 239,323 \mu\text{m}^2$ $Areal = 219,2371 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 407,06 \text{ MPa}$		$L_1 = 21,7635 \mu\text{m}$ $L_2 = 20,1432 \mu\text{m}$ $Anom = 219,521 \mu\text{m}^2$ $Areal = 218,815 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 15,01 \text{ MPa}$
	$L_1 = 20,4478 \mu\text{m}$ $L_2 = 21,5368 \mu\text{m}$ $Anom = 220,338 \mu\text{m}^2$ $Areal = 202,4627 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 426,39 \text{ MPa}$		$L_1 = 20,5696 \mu\text{m}$ $L_2 = 19,3264 \mu\text{m}$ $Anom = 198,961 \mu\text{m}^2$ $Areal = 198,015 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 24,55 \text{ MPa}$
	$L_1 = 21,2349 \mu\text{m}$ $L_2 = 20,1364 \mu\text{m}$ $Anom = 213,948 \mu\text{m}^2$ $Areal = 199,4627 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 358,78 \text{ MPa}$		$L_1 = 19,3632 \mu\text{m}$ $L_2 = 20,7584 \mu\text{m}$ $Anom = 201,218 \mu\text{m}^2$ $Areal = 200,515 \mu\text{m}^2$ $\sigma_{res} = 17,77 \text{ MPa}$



$L_1 = 19,4539 \mu\text{m}$
 $L_2 = 21,4319 \mu\text{m}$
 $Anom = 208,956 \mu\text{m}^2$
 $Areal = 195,464 \mu\text{m}^2$
 $\sigma_{res} = 382,2 \text{ MPa}$



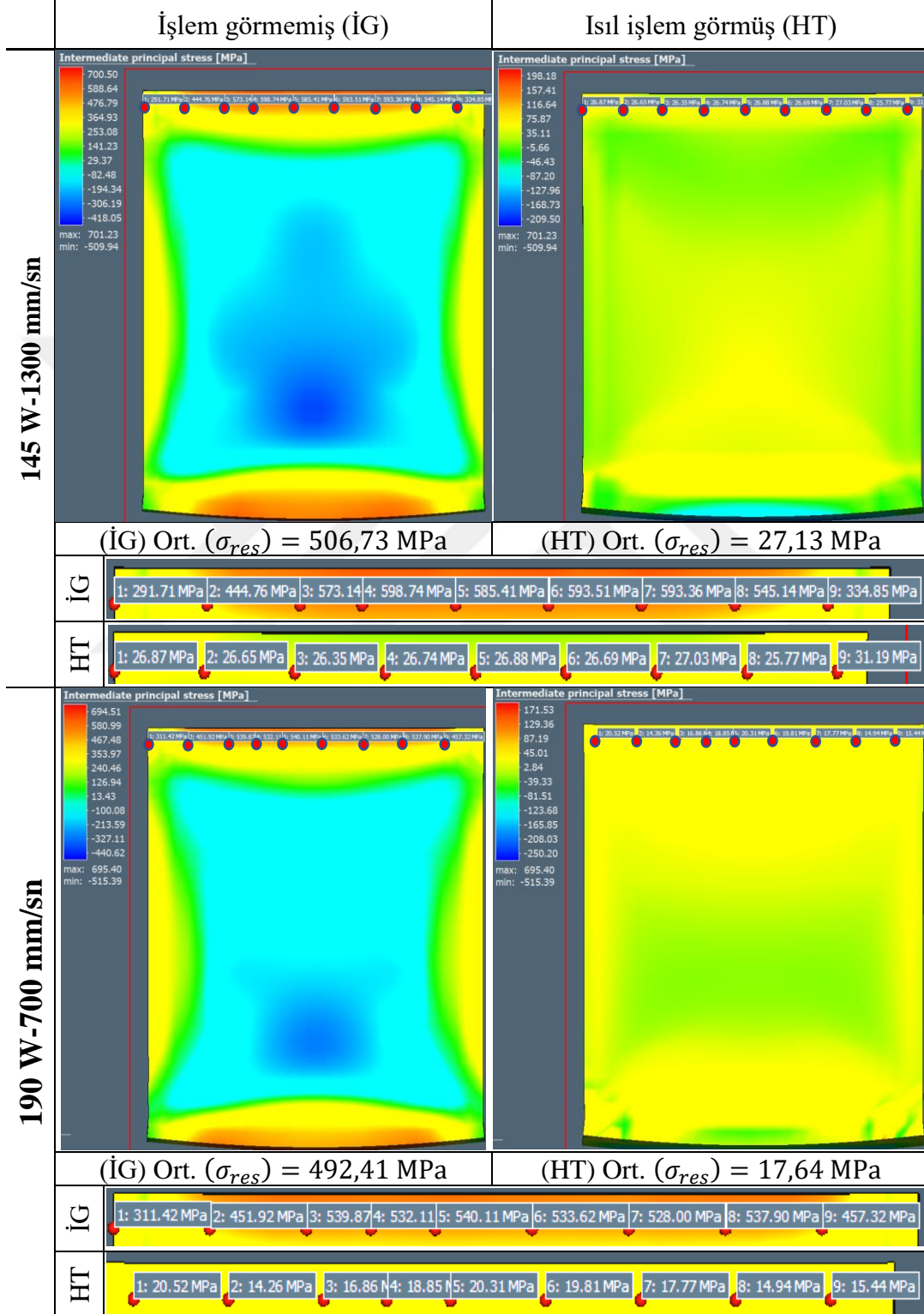
$L_1 = 19,3254 \mu\text{m}$
 $L_2 = 19,2657 \mu\text{m}$
 $Anom = 186,159 \mu\text{m}^2$
 $Areal = 184,9725 \mu\text{m}^2$
 $\sigma_{res} = 35,35 \text{ MPa}$

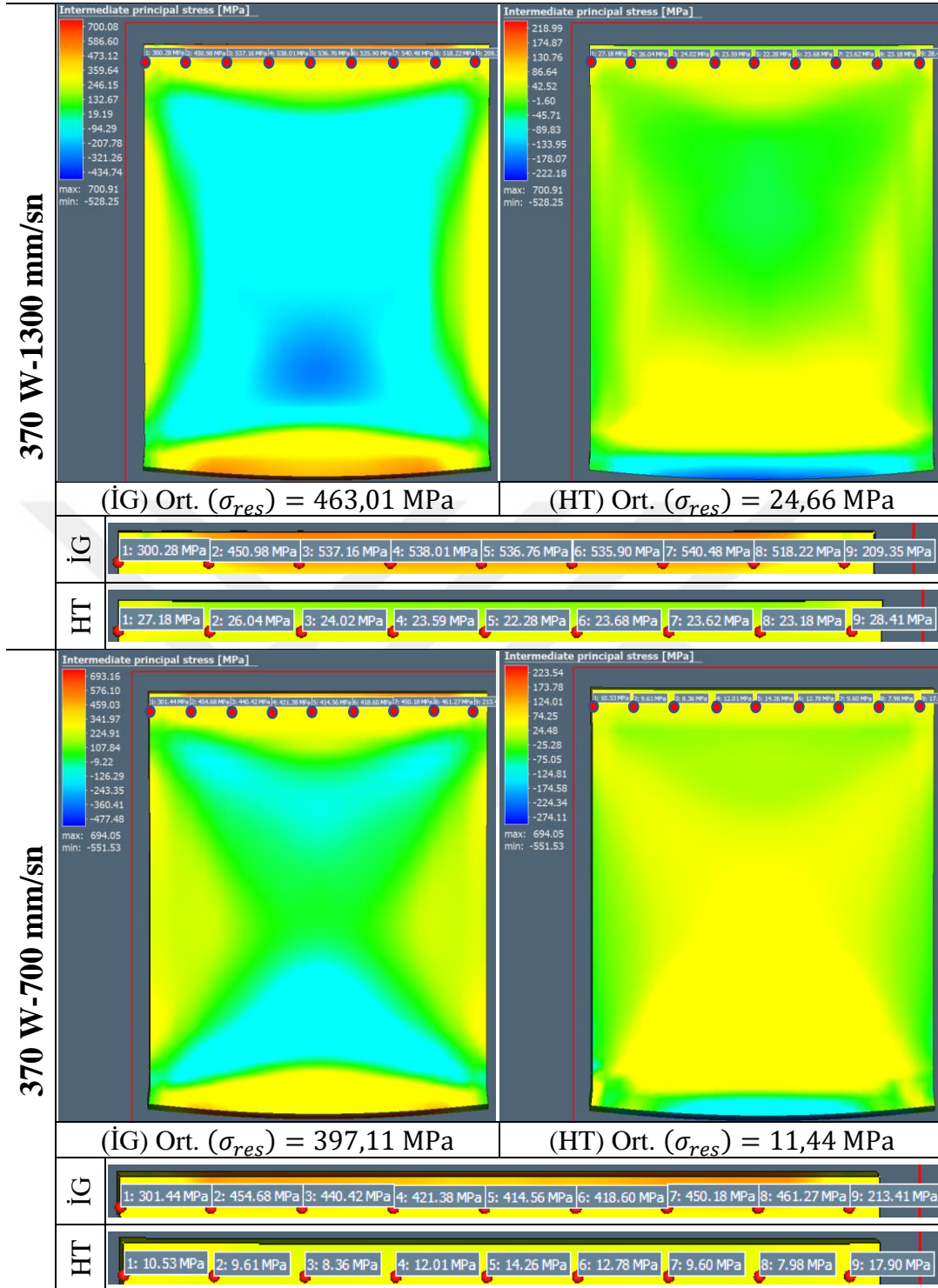
Ort. (σ_{res}) = 390,21 MPa

Ort. (σ_{res}) = 20,41 MPa

145 W-1300 mm/sn, 190 W-700 mm/sn, 370 W-1300 mm/sn ve 370 W-700 mm/sn parametreleriyle üretim süreci sonlu elemanlar yöntemiyle yapılan işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş Inconel 718 parçaların kalıntı gerilme analiz görüntüleri ve ortalama kalıntı gerilme değerleri Tablo 4.2’de verilmiştir. Örnek teşkil eden bu tabloda yapılan analizler her bir işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş parça için yapılmış ve kıyaslanmıştır. Tabloda gösterilen bu parametrelerin seçilmesinin sebebi, kalıntı gerilme değerlerinin enerji yoğunluklarına göre en az olandan (145 W-1300 mm/sn) en çok olana (370 W-700 mm/sn) gidecek şekilde nasıl değiştiğini inceleyebilmektir. Simülasyon görüntülerinden de görüleceği üzere işlem görmemiş ve ısıl işlem görmüş parçaların inşa yönünden üst yüzeye yakın bölgeden 9 nokta alınarak ortalama kalıntı gerilmeler hesaplanmıştır. Malzemelerin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyen çekme kalıntı gerilmeleri bu bölgede yoğun olarak oluşmaktadır. Parçaların özellikle merkez ve çevresinde ise olumlu özellikler katan basma kalıntı gerilmeleri mevcut olduğu görülmektedir. Bu çalışmada amaç homojen bir yapı elde etmek ve yüksek çekme kalıntı değerlerini minimize etmektir. Bu yüzden çekme kalıntı gerilmelerin yoğun olduğu bölgede çalışılmıştır. Yüksek çekme kalıntı değerlerini en aza indirgeyerek mekanik özellikleri ve yüzey kaliteleri yüksek parçalar elde etmek mümkün olacaktır[45].

Tablo 4.2. Üretim süreci sonlu elemanlar yöntemiyle yapılan işlem görmemiş ve ısıtıl işlem görmüş Inconel 718 parçaların kalıntı gerilme analiz görüntüleri ve ortalama kalıntı gerilme değerleri. (İG=İşlem görmemiş, HT= Isıl işlem görmüş)





SLE ile üretim esnasında katman katman yapılan inşa sırasında bir sonraki ergiyen katmanın alt katmanları tekrar ergitmesi ve ısıtması parçanın merkez ve dış bölgelerinde sıcaklık farklarına neden olur [178]. Önceki katmanlar boyunca yavaş ısı iletimi nedeniyle, ısının bir sonraki katmana geçişi önceden katılmış katmanlar tarafından sınırlandırılır ve bu da termal genleşme ve büzölmeye yol açar [179]. Plastik

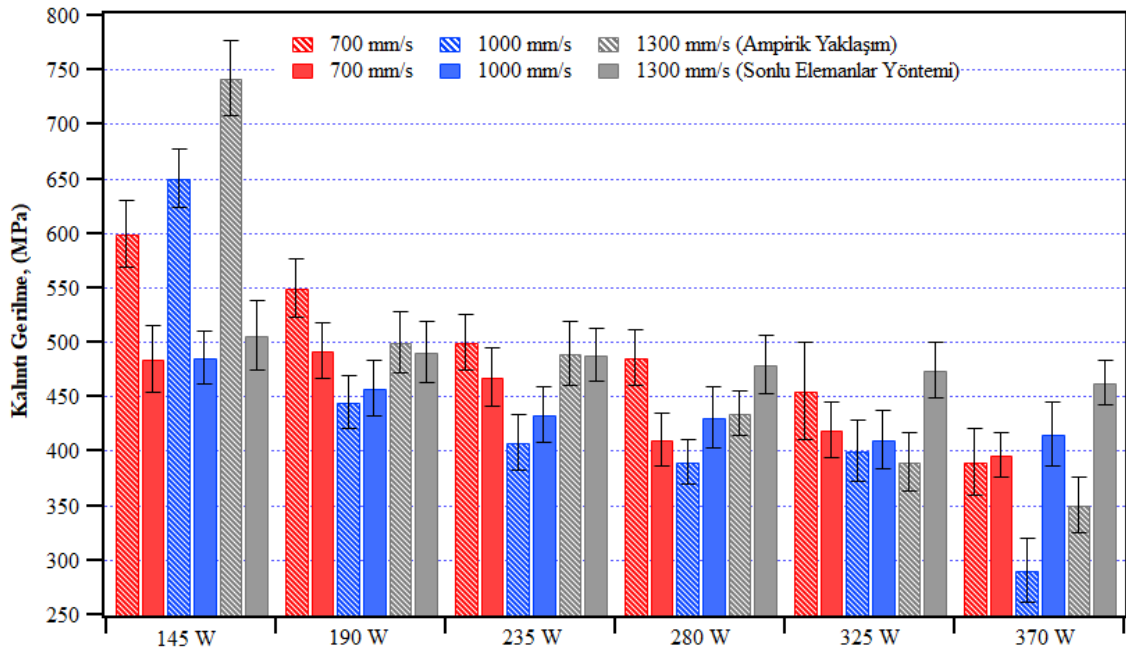
deformasyon, yüksek düzeyde lokalize ısı girdisi ile malzemenin akma mukavemetini aşan yüksek termal gradyanlar üretildiğinde gerçekleşir [180]. Parçalarda meydana gelen plastik deformasyonun her zaman üst katmanlarda, özellikle de birçok durumda kenarlarda oluşmasının nedeni budur [33]. Bundan dolayı simülasyon görüntüleri incelendiğinde basma kalıntı gerilmelerin parçanın merkez bölgesinde, çekme kalıntı gerilmelerin ise parçanın dış kısımlarında olduğu gözlenmektedir. Ayrıca işlem görmemiş parçaların tablaya temas ettikleri bölgede çekme kalıntı gerilmelerin yoğunlaştığı, ısı işlem görmüş parçalarda ise bu bölgelerde basma kalıntı gerilmelerin olduğu net bir şekilde görülmektedir.

İşlem görmemiş parçalar arasında en düşük enerji yoğunluğuna sahip 145 W-1300 mm/sn parametresiyle üretilen parçada en yüksek çekme kalıntı gerilme değerinin (506,73 MPa), en yüksek enerji yoğunluğuna sahip 370 W-700 mm/sn parametresiyle üretilen parçada en düşük çekme kalıntı gerilme değerinin (397,11 MPa) elde edildiği görülmektedir. Kalıntı gerilme değerlerine göre oluşan renk dağılımları incelendiğinde, düşük enerji yoğunluğu ile üretilen parçadan yüksek enerji yoğunluğu ile üretilen parçaya doğru renk dağılımının homojenleştiği ve üst yüzeye yakın noktada yoğunlaşan yüksek çekme kalıntı gerilmesi değerinin karşılığı olan kırmızı rengin neredeyse yok olmaya başladığı gözlemlenmektedir. Isıl işlem sonrasında yine üretim parametrelerine göre çekme kalıntı gerilmelerindeki değişimin aynı trendi gösterdiğini söylemek mümkündür. Isıl işlem sonrasında parçaların çekme kalıntı gerilmeleri önemli ölçüde minimize edilmiş olup ortalama %96'lık bir azalma sergilemiştir. Isıl işlem sonrası en düşük çekme kalıntı gerilmesi 370 W-700 mm/sn parametreleriyle üretilen parçada 11,44 MPa olarak ölçülmüştür. Renk dağılımları incelendiğinde ise işlem görmemiş parçalara oranla oldukça yüksek homojenlik göstermektedirler. Bu durumun sebebi ısıl işlem sırasında güçlendirme fazlarının (γ' -Ni₃(AlTi) ve γ'' -Ni₃Nb) çökmesidir. Bu fazlar malzemenin sertliğini artırır. Ayrıca bu fazların parçaların kalıntı gerilme dağılımına etkisi literatürde ispatlanmıştır [150, 181, 182].

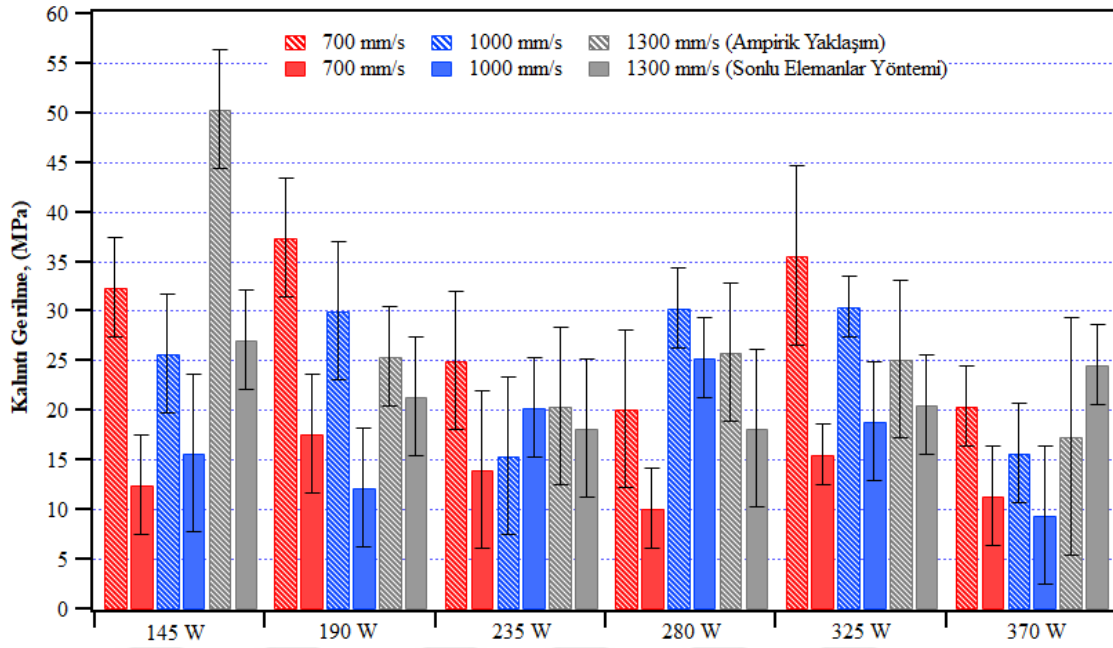
Ampirik yaklaşımla ve sonlu elemanlar yöntemiyle gerçekleştirilen hesaplamalar sonrası elde edilen işlem görmemiş parçaların kalıntı gerilme değerleri Şekil 4.26, ısıl işlem görmüş parçaların kalıntı gerilme değerleri ise Şekil 4.27'de sunulmuştur. Genel anlamda bakıldığında SLE ile üretim sonrasında her ne kadar optimum parametrelerle kalıntı gerilmeler düşürülse de istenilen seviyeye getirilememiştir. Lazer tarama hızları ve lazer

güçleri dışında lazer tarama stratejisinin de kalıntı gerilmeler üzerinde önemli derecede etkili olduğu literatürde görülmüştür[33]. Bu çalışmada literatürde de genel olarak kullanılan 90° döndürülmüş şerit rotasyon modeli stratejisi uygulanmıştır. Ancak literatürdeki çalışmalar, satranç tahtası stratejisinin daha kısa tarama çizgileri içermesi nedeniyle daha düşük sıcaklık gradyanlarının oluşacağını ve bu yüzden çekme kalıntı gerilmelerinde ciddi oranda azalma olacağını bildirmişlerdir[171].

Şekil 4.26 incelendiğinde ölçülen kalıntı gerilmelerin standart sapmasının büyük olduğu net olarak görülmektedir. Literatürde yapılan çalışmalarda bu standart sapmanın 0.85 GPa gibi büyük değerlere kadar ulaşabildiği görülmektedir [183]. Kalıntı gerilmelerin standart sapmalarının büyük olması, parçaların mikro yapısının düzenli olmamasına, bu nedenle noktadan noktaya büyük değişim göstermesine bağlanmaktadır [161, 184]. Ayrıca kalıntı gerilmelerin standart sapmalarının büyük olması, ampirik ölçüm sırasında A_{real} , L_1 ve L_2 değerlerinin manuel olarak ölçülmesinin getirdiği hatalardan da kaynaklanabilmektedir. Şekil 4.27 incelendiğinde ise kalıntı gerilmelerin standart sapmalarının önemli ölçüde azaldığı görülmektedir. Standart sapmadaki bu azalma, ısıl işlem sonrası parçaların mikro yapısındaki homojenlik durumunun artmasına bağlanmaktadır.



Şekil 4.26. İşlem görmemiş Inconel 718 parçaların sonlu elemanlar yöntemiyle ve ampirik yaklaşımla analiz edilen kalıntı gerilmelerin karşılaştırılması.



Şekil 4.27. Isıl işlem görmüş Inconel 718 parçaların sonlu elemanlar yöntemiyle ve ampirik yaklaşımla analiz edilen kalıntı gerilmelerin karşılaştırılması.

Ampirik yaklaşımla ve sonlu elemanlar yöntemiyle hesaplanan kalıntı gerilme değerleri arasında ortalama %10'luk fark olmasına rağmen bazı parametrelerle üretilen parçaların kalıntı gerilme değerlerinde bu fark %30'lara ulaşmıştır. Ancak üretim parametrelerinin kalıntı gerilmelere olan etkisi incelendiğinde, hem ampirik yaklaşımla hem de sonlu elemanlar yöntemiyle yapılan hesaplamalarda benzer etkiler görülmüştür.

İşlem görmemiş parçaların ampirik yaklaşımla hesaplanan çekme kalıntı gerilmeleri incelendiğinde en yüksek değer 145 W-1300 mm/sn parametresiyle üretilen parçada 742,34 MPa, en düşük değer ise 370 W-1000 mm/sn parametresiyle üretilen parçada 290,21 MPa olarak elde edilmiştir. Sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen çekme kalıntı gerilmelerinde ise en yüksek değer 145 W-1300 mm/sn parametresiyle üretilen parçada 506,73 MPa, en düşük değer ise 370 W-700 mm/sn parametresiyle üretilen parçada 397,11 MPa olarak elde edilmiştir. Genel anlamda bakıldığında çekme kalıntı gerilmeleri artan lazer gücü ile azalmaktadır. Ancak lazer tarama hızı ve çekme kalıntı gerilmeleri arasında böyle bir trend oluşmamıştır. Ancak 145 W lazer gücünü lazer tarama hızının artışıyla çekme kalıntı gerilmelerin arttığını söylemek mümkündür. Bu durumun nedeni 1300 mm/sn gibi büyük hızlarda 145 W lazer gücünün yetersiz kalmasından dolayı oluşan

makro çatlaklardır [184, 185]. Lazer tarama hızlarına bağlı olarak parçanın lazer ışınına maruz kalma süresi termal gradyanları büyük ölçüde etkiler [172].

Diğer lazer güçlerinin kullanıldığı parametre setleri için ise lazer tarama hızının 1000 mm/sn'ye yükselmesiyle çekme kalıntı değerlerinin azaldığı, sonrasında lazer tarama hızının 1300 mm/sn hıza yükselmesiyle arttığı gözlemlenmiştir. Aynı lazer güçlerine sahip olup lazer tarama hızının düşürülmesiyle enerji yoğunluğu artmıştır Bu enerji yoğunluğu artışı kalıntı gerilmelerin minimize edilmesi konusunda belirli bir noktaya kadar fayda sağlamıştır. Ancak sonrasında enerji yoğunluğunun bu noktadan sonra artışı yüksek kalıntı gerilmelere neden olmuştur [186]. Bu çalışmada da görüldüğü üzere 1000 mm/sn tarama hızında düşük çekme kalıntı değerleri elde edilirken 700 mm/sn tarama hızına düşürüldüğünde çekme kalıntı gerilmeler artmıştır.

Isıl işlem sonrasında farklı parametrelerle üretilen tüm parçaların çekme kalıntı gerilme değerlerinin birbirine oldukça yaklaştığı görülmüştür. Isıl işlem parçaların mikro yapısını homojen hale getirerek çekme kalıntı gerilmeleri minimize etmiş ve parça sertliğini artırmıştır [44]. Isıl işlem görmüş parçaların ampirik yaklaşımla hesaplanan çekme kalıntı gerilmeleri incelendiğinde en yüksek değer 145 W-1300 mm/sn parametresiyle üretilen parçada 50,41 MPa, en düşük değer ise 235 W-1000 mm/sn parametresiyle üretilen parçada 15,04 MPa olarak elde edilmiştir. Sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen çekme kalıntı gerilmelerinde ise en yüksek değer 145 W-1300 mm/sn parametresiyle üretilen parçada 27,13 MPa, en düşük değer ise 370 W-1000 mm/sn parametresiyle üretilen parçada 9,41 MPa olarak elde edilmiştir. Her ne kadar ısıl işlemle çekme kalıntıları ciddi miktarda düşürülse de istenilen basma kalıntı gerilmelerin elde edilmesi için ikincil işlemlere ihtiyaç duyulmaktadır.

5. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, SLE yöntemiyle yüksek tarama aralığıyla üretilen Inconel 718 parçalarda farklı lazer gücü ve lazer tarama hızlarının, üretim sonrası ısıtılma işleminin malzeme özelliklerine etkisi hem deneysel yöntemlerle hem de sonlu elemanlar analiz programıyla kapsamlı şekilde analiz edilmiş ve elde edilen sonuçlar karşılaştırılmıştır.

Farklı lazer gücü ve lazer tarama hızlarıyla üretilmiş işlem görmemiş ve ısıtılma işlem görmüş Inconel 718 parçaların yüzey pürüzlülüğü ve topografileri, mikro sertlikleri, gözeneklilik oranları, mikro yapılarındaki değişim ve aşınma performansları incelenmiştir. Parçaların mikro yapısındaki değişimler SEM ve XRD analizleriyle desteklenmiştir. Bunlara ek olarak işlem görmemiş ve ısıtılma işlem görmüş Inconel 718 parçaların kalıntı gerilme tahmini ampirik yaklaşımla ve sonlu elemanlar analiz programıyla yapılarak sonuçlar kıyaslanmıştır.

Yapılan test ve analizler sonucunda elde edilen sonuçlar aşağıda sunulmuştur;

- En yüksek pürüzlülük değeri (24.2 μm), tarama hızı en yüksek ve lazer gücü en düşük olan (145 W-1300 mm/sn) parçada ölçülürken; en düşük pürüzlülük (7.37 μm), en düşük tarama hızı ve en yüksek lazer gücü ile üretilen parçada (370 W-700 mm/sn) ölçülmüştür. Bu nedenle, bu çalışmadan çıkarabileceğimiz en nicel sonuçlardan biri, en düşük yüzey pürüzlülüğünün yüksek lazer gücü ve düşük tarama hızında ölçülebilmesidir. Bu sonuçlara göre, parametre optimizasyonunun parçaların yüzey kalitelerine önemli derecede etki ettiği kanıtlanmıştır. Buna ek olarak lazer tarama gücünün yüzey pürüzlülük değerlerine olan etkisinin lazer tarama hızına oranla daha fazla olduğu net bir şekilde anlaşılmıştır. Optimum parametrelerle yüzey ve yüzey altı özelliklerinin iyileştirilmesi üzerine yapılan ısıtılma işlem sonrasında ise parçaların yüzey pürüzlülüğünde kayda değer bir değişim olmadığı fakat yüzey altı özelliklerinin daha da geliştiği gözler önüne serilmiştir.
- Mikro sertlik analizleri sonucu enerji yoğunluğunun artmasıyla mikro sertlik değerlerinin arttığı sonucuna varılmıştır. En düşük mikro sertlik değeri (327,32 HV), tarama hızı en yüksek ve lazer gücü en düşük olan (145 W-1300 mm/sn) parçada ölçülürken; en yüksek mikro sertlik değeri (352,87 HV), en düşük tarama hızı ve en yüksek lazer gücü ile üretilen parçada (370 W-700 mm/sn) ölçülmüştür.

Isıl işlemden sonra ise her bir parçanın mikro sertlik değeri yaklaşık %10'luk artış göstermiştir.

- Isıl işlem uygulanmadan önce en yüksek gözeneklilik oranı % 17.3 olarak tarama hızı en yüksek ve lazer gücü en düşük olan (145 W-1300 mm/sn) parçada ölçülürken, en düşük gözeneklilik oranı %0,6 olarak en düşük tarama hızı ve en yüksek lazer gücü ile üretilen parçada (370 W-700 mm/sn) elde edilmiştir. Isıl işlemden sonra ise parçaların gözenek oranlarının az miktarda da olsa azaldığı görülmüştür. Isıl işlem, parçaların iç tane yapısını ve mikro yapısını değiştirir, böylece gözenekleri azalır ve yoğunlukları artar.
- Mikro yapı analizlerinde yüksek lazer enerji yoğunluğu ile üretilen parçaların mikro yapısı daha sağlam, büyük, düzenli ergime havuzlarıyla sonuçlanırken, düşük lazer enerji yoğunluğu gözenekliliğe, ergimemiş toza, daha küçük, düzensiz şekilli ergime havuzlarına yol açmıştır. Yüksek enerji girdisi olan bölgelerde ergime havuzlarının iyi istiflenmesi ve örtüşmesi görülürken, düşük enerji girdisi altında bitişik katmanlar arasındaki ergime havuzlarının uyumsuzluğu görülmüştür. Tarama hızı sabit olduğunda ergime havuzu derinliğinin lazer gücüyle doğru orantılı olarak arttığı, lazer gücü sabit tutulduğunda ve tarama hızı arttığında ise ergime havuzu derinliğinin azaldığı gözlemlenmiştir.
- SLE işlemi ile üretilen Inconel 718 parçaların mikro yapısı, hücresel dendritik yapılardan (cellular dendrites) ve sütunlu tane yapılarından (columnar dendrites) oluştuğu görülmüştür. Isıl işlem sonrasında parçalara yapılan dağlama sonrası alınan görüntülerde ergime havuzlarının tamamen kaybolduğu görülmektedir. Ancak sütunlu tane yapılarını ve tane sınırlarını az miktarda da olsa görmek mümkündür. Mikroskopta alınan görüntüler ısıl işlem sonrası oluşan fazların daha detaylı incelenmesi için yetersiz kaldığından dolayı SEM ve XRD analizleri yapılmıştır. Yaşlandırma ısıl işleminin, Inconel 718'in mikro yapısında γ' ve γ'' güçlendirme fazlarının oluşması ve malzeme özelliğinden tam olarak yararlanması için vazgeçilmez bir işlem olduğu anlaşılmıştır.
- 700 mm/sn tarama hızı ve 190 W, 370 W lazer güçleri ile üretilen parçaların XRD sonuçları incelendiğinde, lazer gücü yüksek olduğunda (200) düzlemindeki pik şiddetinin daha fazla olduğu görülmektedir. 370 W lazer gücünde artan tarama hızlarıyla (700 mm/sn' den 1300 mm/sn' ye) (200) düzleminde pik şiddeti

azalmıştır. Bu sonuçlardan lazer tarama hızının ve lazer gücünün yeniden kristalleşmeye etkisinin kaçınılmaz olduğu anlaşılmıştır. Isıl işlem sonrası γ' , γ'' ve δ fazlarının çökeltmeleri XRD analizleri sonucunda da desteklenmiştir.

- Parçaların aşınma oranları incelendiğinde işlem görmemiş parçalar arasında en iyi aşınma direncinin enerji yoğunluğunun yüksek olduğu parametrelerle üretilen parçalarda en düşük aşınma direnci ise enerji yoğunluğunun düşük olduğu parametrelerle üretilen parçalarda meydana geldiği tespit edilmiştir. Isıl işlem uygulamasının ardından ise parçaların her birinin mikro sertliklerindeki artış ile birlikte aynı oranda aşınma direncinin arttığı açık şekilde görülmüştür. Mikro sertlikteki ve aşınma dirençlerindeki değişimler göz önüne alındığında mekanik özelliklerin mikro yapısal değişikliklere ne kadar duyarlı olduğu anlaşılmıştır.
- Kalıntı gerilme analizleri sonucunda parçaların mikro yapısının düzenli olmaması, bu nedenle noktadan noktaya büyük değişim göstermesi nedeniyle kalıntı gerilmelerin standart sapmalarının büyük olduğu görülmüştür. Genel anlamda bakıldığında çekme kalıntı gerilmeleri artan lazer gücü ile azalmaktadır. Ancak lazer tarama hızı ve çekme kalıntı gerilmeleri arasında böyle bir trend oluşmamıştır. Isıl işlem parçaların mikro yapısını homojen hale getirerek çekme kalıntı gerilmeleri minimize etmiş ve kalıntı gerilmelerde yaklaşık olarak ortalama %90 oranında ciddi bir düşüş sağlamıştır. Ayrıca farklı parametrelerle üretilen tüm parçaların çekme kalıntı gerilme değerlerinin birbirine oldukça yaklaştığı görülmüştür. Her ne kadar ısıl işlemle çekme kalıntıları ciddi miktarda düşürülse de istenilen basma kalıntı gerilmelerin elde edilmesi için ikincil işlemlere ihtiyaç duyulmaktadır.
- Ampirik yaklaşımla ve sonlu elemanlar yöntemiyle hesaplanan çekme kalıntı değerleri arasında ortalama %10'luk fark olmasına rağmen bazı parametrelerle üretilen parçaların kalıntı gerilme değerlerinde bu fark %30'lara ulaşmıştır. Ancak kalıntı gerilmelerin üretim parametrelerine göre artış ve azalış eğilimleri bakımından aynı olduğunu söylemek mümkündür.

KAYNAKÇA

1. Frazier, W.E., *Metal additive manufacturing: a review*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014. **23**(6): p. 1917-1928.
2. Tofail, S.A., et al., *Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities*. Materials today, 2018. **21**(1): p. 22-37.
3. Sürmen, H.K., *EKLEMELİ İMALAT (3B BASKI): TEKNOLOJİLER VE UYGULAMALAR*. Uludağ University Journal of The Faculty of Engineering. **24**(2): p. 373-392.
4. Rashid, R., et al., *Effect of scan strategy on density and metallurgical properties of 17-4PH parts printed by Selective Laser Melting (SLM)*. Journal of Materials Processing Technology, 2017. **249**: p. 502-511.
5. Özsoy, K. and B. Duman, *EKLEMELİ İMALAT (3 BOYUTLU BASKI) TEKNOLOJİLERİNİN EĞİTİMDE KULLANILABİLİRLİĞİ*. International Journal of 3D Printing Technologies and Digital Industry, 2017. **1**(1): p. 36-48.
6. Zhang, M., et al., *Research progress on selective laser melting processing for nickel-based superalloy*. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2022. **29**: p. 1-20.
7. Kasperovich, G., et al., *Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting*. Materials & Design, 2016. **105**: p. 160-170.
8. Nadiyah, H., et al., *Effects of powder bed fusion process parameters on hardness for Inconel 718*. Materials Today: Proceedings, 2021. **38**: p. 2275-2280.
9. Liverani, E., et al., *Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel*. Journal of Materials Processing Technology, 2017. **249**: p. 255-263.
10. Wang, Z., et al., *The microstructure and mechanical properties of deposited-IN718 by selective laser melting*. Journal of alloys and compounds, 2012. **513**: p. 518-523.
11. Karabulut, Y., E. Tascioglu, and Y. Kaynak, *Heat treatment temperature-induced microstructure, microhardness and wear resistance of Inconel 718 produced by selective laser melting additive manufacturing*. Optik, 2021. **227**: p. 163907.
12. Blackwell, P., *The mechanical and microstructural characteristics of laser-deposited IN718*. Journal of materials processing technology, 2005. **170**(1-2): p. 240-246.
13. Qi, H., M. Azer, and A. Ritter, *Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured Inconel 718*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2009. **40**(10): p. 2410-2422.
14. Sims, C.T., *A history of superalloy metallurgy for superalloy metallurgists*. Superalloys, 1984. **1984**: p. 399-419.
15. Long, H., et al., *Microstructural and compositional design of Ni-based single crystalline superalloys—a review*. Journal of Alloys and Compounds, 2018. **743**: p. 203-220.
16. Anderson, M., et al., *δ Phase precipitation in Inconel 718 and associated mechanical properties*. Materials Science and Engineering: A, 2017. **679**: p. 48-55.
17. Slama, C. and M. Abdellaoui, *Structural characterization of the aged Inconel 718*. Journal of alloys and compounds, 2000. **306**(1-2): p. 277-284.
18. Li, R., et al., *Isolation and determination for δ , γ' and γ'' phases in Inconel 718 alloy*. Scripta Materialia, 2002. **46**(9): p. 635-638.
19. Mouritz, A.P., *Introduction to aerospace materials*. 2012: Elsevier.
20. Wikipedia. 17.04.2020; Available from: https://en.wikipedia.org/wiki/Superalloy#/media/File:Ni3Nb_Body_Centered_Tetragonal.JPG.

21. Kaynak, Y. and E. Tascioglu, *Post-processing effects on the surface characteristics of Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting additive manufacturing*. Progress in Additive Manufacturing, 2019: p. 1-14.
22. Carter, T.J., *Common failures in gas turbine blades*. Engineering Failure Analysis, 2005. **12**(2): p. 237-247.
23. SpecialMetals, *Inconel 625 Literature Handbook*. 2019, Special Metals: <https://www.specialmetals.com>. p. 1.
24. Zhou, J., et al., *Study of surface quality in high speed turning of Inconel 718 with uncoated and coated CBN tools*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012. **58**(1-4): p. 141-151.
25. Li, L., et al., *Machining characteristics of Inconel 718 by sinking-EDM and wire-EDM*. Materials and Manufacturing Processes, 2015. **30**(8): p. 968-973.
26. Dudzinski, D., et al., *A review of developments towards dry and high speed machining of Inconel 718 alloy*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2004. **44**(4): p. 439-456.
27. Arunachalam, R., M. Mannan, and A. Spowage, *Residual stress and surface roughness when facing age hardened Inconel 718 with CBN and ceramic cutting tools*. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2004. **44**(9): p. 879-887.
28. Guo, N. and M.C. Leu, *Additive manufacturing: technology, applications and research needs*. Frontiers of Mechanical Engineering, 2013. **8**(3): p. 215-243.
29. Trosch, T., et al., *Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting*. Materials letters, 2016. **164**: p. 428-431.
30. Kumar, L.J., P.M. Pandey, and D.I. Wimpenny, *3D Printing and Additive Manufacturing Technologies*. 2018: Springer Singapore.
31. Sunay, N., K. Mert, And Y. Kaynak, *Chemical Post-Processing Methods For Enhancing Surface Properties Of Parts Fabricated By Additive Manufacturing: A Review*. Sigma Journal Of Engineering And Natural Sciences, 2020. **38**(4): p. 2027-2042.
32. Khorasani, A., et al., *The effect of SLM process parameters on density, hardness, tensile strength and surface quality of Ti-6Al-4V*. Additive Manufacturing, 2019. **25**: p. 176-186.
33. Lu, Y., et al., *Study on the microstructure, mechanical property and residual stress of SLM Inconel-718 alloy manufactured by differing island scanning strategy*. Optics & Laser Technology, 2015. **75**: p. 197-206.
34. Choi, J.-P., et al., *Densification and microstructural investigation of Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting*. Powder Technology, 2017. **310**: p. 60-66.
35. Shi, Q., et al., *Effects of laser processing parameters on thermal behavior and melting/solidification mechanism during selective laser melting of TiC/Inconel 718 composites*. Optics & Laser Technology, 2016. **84**: p. 9-22.
36. Jia, Q. and D. Gu, *Selective laser melting additive manufacturing of Inconel 718 superalloy parts: Densification, microstructure and properties*. Journal of Alloys and Compounds, 2014. **585**: p. 713-721.
37. Peng, T. and C. Chen, *Influence of energy density on energy demand and porosity of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting*. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology, 2018. **5**(1): p. 55-62.
38. Baicheng, Z., et al., *Study of selective laser melting (SLM) Inconel 718 part surface improvement by electrochemical polishing*. Materials & Design, 2017. **116**: p. 531-537.
39. Wysocki, B., et al., *The influence of chemical polishing of titanium scaffolds on their mechanical strength and in-vitro cell response*. Materials Science and Engineering: C, 2019. **95**: p. 428-439.
40. Tyagi, P., et al., *Reducing surface roughness by chemical polishing of additively manufactured 3D printed 316 stainless steel components*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019. **100**(9): p. 2895-2900.
41. Brown, D., et al., *Surface integrity of Inconel 718 by hybrid selective laser melting and milling*. Virtual and Physical Prototyping, 2018. **13**(1): p. 26-31.
42. Kim, H., et al., *Effect of heat treatment on apatite-forming ability of Ti metal induced by alkali treatment*. Journal of Materials Science: Materials in Medicine, 1997. **8**(6): p. 341-347.

43. Tascioglu, E., Y. Karabulut, and Y. Kaynak, *Influence of heat treatment temperature on the microstructural, mechanical, and wear behavior of 316L stainless steel fabricated by laser powder bed additive manufacturing*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020. **107**(5): p. 1947-1956.
44. Wang, X. and K. Chou, *The effects of stress relieving heat treatment on the microstructure and residual stress of Inconel 718 fabricated by laser metal powder bed fusion additive manufacturing process*. Journal of Manufacturing Processes, 2019. **48**: p. 154-163.
45. Fang, Z.-C., et al., *Review on residual stress in selective laser melting additive manufacturing of alloy parts*. Optics & Laser Technology, 2020. **129**: p. 106283.
46. Wang, X., et al., *Investigation on microsegregation of IN718 alloy during additive manufacturing via integrated phase-field and finite-element modeling*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019. **28**(2): p. 657-665.
47. Mostafa, A., et al., *Structure, texture and phases in 3D printed IN718 alloy subjected to homogenization and HIP treatments*. Metals, 2017. **7**(6): p. 196.
48. Cao, G., et al., *Investigations of γ' , γ'' and δ precipitates in heat-treated Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting*. Materials Characterization, 2018. **136**: p. 398-406.
49. Chlebus, E., et al., *Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting*. Materials Science and Engineering: A, 2015. **639**: p. 647-655.
50. Huang, X., M. Chaturvedi, and N. Richards, *Effect of homogenization heat treatment on the microstructure and heat-affected zone microfissuring in welded cast alloy 718*. Metallurgical and materials Transactions A, 1996. **27**(3): p. 785-790.
51. Tucho, W.M., et al., *Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment*. Materials Science and Engineering: A, 2017. **689**: p. 220-232.
52. Garcia, C., et al. *Thermomechanical processing and continuous cooling transformation behavior of IN-718*. in *Proc. Conf. Superalloys*. 1992.
53. Zhao, Y., L. Hao, and W. Xiong, *Phase transformations during continuous cooling in Inconel 718 alloys manufactured by laser powder bed fusion and suction casting*. arXiv preprint arXiv:2006.01737, 2020.
54. Jouiad, M., et al., *Microstructure and mechanical properties evolutions of alloy 718 during isothermal and thermal cycling over-aging*. Materials & Design, 2016. **102**: p. 284-296.
55. Azadian, S., L.-Y. Wei, and R. Warren, *Delta phase precipitation in Inconel 718*. Materials characterization, 2004. **53**(1): p. 7-16.
56. Aydinöz, M., et al., *On the microstructural and mechanical properties of post-treated additively manufactured Inconel 718 superalloy under quasi-static and cyclic loading*. Materials Science and Engineering: A, 2016. **669**: p. 246-258.
57. Shan, D. and L. Zhen, *Aging behavior and microstructure evolution in the processing of aluminum alloys*, in *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes*. 2012, Elsevier. p. 267-297.
58. Chamanfar, A., et al., *Microstructural characteristics of forged and heat treated Inconel-718 disks*. Materials & Design (1980-2015), 2013. **52**: p. 791-800.
59. Thomas, A., et al., *High temperature deformation of Inconel 718*. Journal of materials processing technology, 2006. **177**(1-3): p. 469-472.
60. Özer, S., *Effect of post-processing heat treatment on the mechanical properties of Inconel 718 fabricated by selective laser melting*. 2020, Fen Bilimleri Enstitüsü.
61. Qin, H., et al., *Influence of stress on γ'' precipitation behavior in Inconel 718 during aging*. Journal of Alloys and Compounds, 2018. **740**: p. 997-1006.
62. Raghavan, S., et al., *Effect of different heat treatments on the microstructure and mechanical properties in selective laser melted INCONEL 718 alloy*. Materials and Manufacturing Processes, 2017. **32**(14): p. 1588-1595.
63. Huang, W., et al., *Heat treatment of Inconel 718 produced by selective laser melting: Microstructure and mechanical properties*. Materials Science and Engineering: A, 2019. **750**: p. 98-107.

64. Schneider, J., B. Lund, and M.J.A.M. Fullen, *Effect of heat treatment variations on the mechanical properties of Inconel 718 selective laser melted specimens*. 2018. **21**: p. 248-254.
65. Lu, Y., et al., *Study on the microstructure, mechanical property and residual stress of SLM Inconel-718 alloy manufactured by differing island scanning strategy*. 2015. **75**: p. 197-206.
66. Panda, B.K. and S. Sahoo. *Numerical simulation of residual stress in laser based additive manufacturing process*. in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018. IOP Publishing.
67. Wang, X. and A. Wang. *Three-dimensional finite element analysis with clamping in wire and arc additive manufacturing*. in *2016 European Modelling Symposium (EMS)*. 2016. IEEE.
68. Sun, L., et al., *Numerical investigation of a novel pattern for reducing residual stress in metal additive manufacturing*. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021. **67**: p. 11-22.
69. Li, R., et al., *Effect of path strategy on residual stress and distortion in laser and cold metal transfer hybrid additive manufacturing*. *Additive Manufacturing*, 2021. **46**: p. 102203.
70. Chiumenti, M., et al., *Numerical simulation and experimental calibration of Additive Manufacturing by blown powder technology. Part I: thermal analysis*. 2017.
71. Zhang, Y. and J. Zhang, *Finite element simulation and experimental validation of distortion and cracking failure phenomena in direct metal laser sintering fabricated component*. *Additive Manufacturing*, 2017. **16**: p. 49-57.
72. Johnson, K.L., et al., *Simulation and experimental comparison of the thermo-mechanical history and 3D microstructure evolution of 304L stainless steel tubes manufactured using LENS*. 2018. **61**(5): p. 559-574.
73. Andreotta, R., et al., *Finite element simulation of laser additive melting and solidification of Inconel 718 with experimentally tested thermal properties*. 2017. **135**: p. 36-43.
74. Zhang, W., M. Tong, and N.M. Harrison, *Resolution, energy and time dependency on layer scaling in finite element modelling of laser beam powder bed fusion additive manufacturing*. *Additive Manufacturing*, 2019.
75. Mercelis, P. and J.-P. Kruth, *Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting*. *Rapid prototyping journal*, 2006. **12**(5): p. 254-265.
76. Bian, P., X. Shao, and J. Du, *Finite element analysis of thermal stress and thermal deformation in typical part during SLM*. *Applied Sciences*, 2019. **9**(11): p. 2231.
77. Majeed, M., et al., *Finite element analysis of thermal behavior in maraging steel during SLM process*. *Optik*, 2020. **208**: p. 164128.
78. Zhang, L., et al., *Study on mechanical properties of honeycomb pentamode structures fabricated by laser additive manufacturing: Numerical simulation and experimental verification*. 2019. **226**: p. 111199.
79. Peter, N., et al., *Benchmarking build simulation software for laser powder bed fusion of metals*. *Additive Manufacturing*, 2020. **36**: p. 101531.
80. Cheng, B., S. Shrestha, and K. Chou, *Stress and deformation evaluations of scanning strategy effect in selective laser melting*. *Additive Manufacturing*, 2016. **12**: p. 240-251.
81. Mukherjee, T., W. Zhang, and T. DebRoy, *An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing*. *Computational Materials Science*, 2017. **126**: p. 360-372.
82. *X LINE 2000R Ni 718 VERSION 1*. Available from: [https://appdash.gedigitalenergy.com/webapps/conceptlaser/pdfs/Material data sheet Ni 718.pdf](https://appdash.gedigitalenergy.com/webapps/conceptlaser/pdfs/Material%20data%20sheet%20Ni%20718.pdf).
83. Prashanth, K., et al., *Is the energy density a reliable parameter for materials synthesis by selective laser melting?* *Materials Research Letters*, 2017. **5**(6): p. 386-390.
84. Bertoli, U.S., et al., *On the limitations of volumetric energy density as a design parameter for selective laser melting*. *Materials & Design*, 2017. **113**: p. 331-340.
85. Carter, L.N., et al., *Process optimisation of selective laser melting using energy density model for nickel based superalloys*. *Materials Science and Technology*, 2016. **32**(7): p. 657-661.
86. Pal, S., et al., *Tensile properties of selective laser melting products affected by building orientation and energy density*. *Materials Science and Engineering: A*, 2019. **743**: p. 637-647.

87. Ghayoor, M., et al., *Selective laser melting of 304L stainless steel: Role of volumetric energy density on the microstructure, texture and mechanical properties*. Additive Manufacturing, 2020. **32**: p. 101011.
88. Ciurana, J., L. Hernandez, and J. Delgado, *Energy density analysis on single tracks formed by selective laser melting with CoCrMo powder material*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013. **68**(5-8): p. 1103-1110.
89. Feng, K.-y., et al., *Microstructure and phase transformation on the surface of Inconel 718 alloys fabricated by SLM under 1050° C solid solution+ double ageing*. Vacuum, 2017. **145**: p. 112-115.
90. Carlsson, S. and P.-L. Larsson, *On the determination of residual stress and strain fields by sharp indentation testing.: Part I: theoretical and numerical analysis*. Acta Materialia, 2001. **49**(12): p. 2179-2191.
91. Carlsson, S. and P.-L. Larsson, *On the determination of residual stress and strain fields by sharp indentation testing.: Part II: experimental investigation*. Acta Materialia, 2001. **49**(12): p. 2193-2203.
92. Wang, X., T. Keya, and K. Chou, *Build height effect on the Inconel 718 parts fabricated by selective laser melting*. Procedia Manufacturing, 2016. **5**: p. 1006-1017.
93. Wang, X. and Y.K. Chou. *A method to estimate residual stress in metal parts made by Selective Laser Melting*. in *ASME 2015 international mechanical engineering congress and exposition*. 2015. American Society of Mechanical Engineers Digital Collection.
94. Wang, X. and K. Chou, *Effect of support structures on Ti-6Al-4V overhang parts fabricated by powder bed fusion electron beam additive manufacturing*. Journal of Materials Processing Technology, 2018. **257**: p. 65-78.
95. Song, B., et al., *Vacuum heat treatment of iron parts produced by selective laser melting: microstructure, residual stress and tensile behavior*. Materials & Design (1980-2015), 2014. **54**: p. 727-733.
96. Additive, S. *Simufact Additive*. 2020; Available from: <https://www.mssoftware.com/Simufact-Additive/Introduction>.
97. Jiménez, A., et al., *Powder-based laser hybrid additive manufacturing of metals: a review*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021. **114**(1): p. 63-96.
98. Ye, C., et al., *Effects of post-processing on the surface finish, porosity, residual stresses, and fatigue performance of additive manufactured metals: a review*. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021. **30**(9): p. 6407-6425.
99. Maamoun, A.H., et al., *Effect of selective laser melting process parameters on the quality of al alloy parts: Powder characterization, density, surface roughness, and dimensional accuracy*. Materials, 2018. **11**(12): p. 2343.
100. Balbaa, M., et al., *On selective laser melting of Inconel 718: Densification, surface roughness, and residual stresses*. Materials & Design, 2020. **193**: p. 108818.
101. Leary, M., *Surface roughness optimisation for selective laser melting (SLM): accommodating relevant and irrelevant surfaces*, in *Laser additive manufacturing*. 2017, Elsevier. p. 99-118.
102. Koutiri, I., et al., *Influence of SLM process parameters on the surface finish, porosity rate and fatigue behavior of as-built Inconel 625 parts*. Journal of Materials Processing Technology, 2018. **255**: p. 536-546.
103. Körner, C., E. Attar, and P. Heintl, *Mesosopic simulation of selective beam melting processes*. Journal of Materials Processing Technology, 2011. **211**(6): p. 978-987.
104. Cherry, J., et al., *Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015. **76**(5): p. 869-879.
105. Bean, G.E., et al., *Effect of laser focus shift on surface quality and density of Inconel 718 parts produced via selective laser melting*. Additive Manufacturing, 2018. **22**: p. 207-215.
106. Caiazza, F., V. Alfieri, and G. Casalino, *On the relevance of volumetric energy density in the investigation of Inconel 718 laser powder bed fusion*. Materials, 2020. **13**(3): p. 538.
107. Popovich, V., et al., *Impact of heat treatment on mechanical behaviour of Inconel 718 processed with tailored microstructure by selective laser melting*. Materials & Design, 2017. **131**: p. 12-22.

108. Prashanth, K.G., et al., *Is the energy density a reliable parameter for materials synthesis by selective laser melting?* Materials Research Letters, 2017. **5**(6): p. 386-390.
109. Huang, J., et al., *Selective laser melting of tungsten: Effects of hatch distance and point distance on pore formation.* Journal of Manufacturing Processes, 2021. **61**: p. 296-302.
110. Schneider, J., B. Lund, and M. Fullen, *Effect of heat treatment variations on the mechanical properties of Inconel 718 selective laser melted specimens.* Additive Manufacturing, 2018. **21**: p. 248-254.
111. Gruber, K., et al., *Mechanical properties of Inconel 718 additively manufactured by laser powder bed fusion after industrial high-temperature heat treatment.* Journal of Manufacturing Processes, 2022. **73**: p. 642-659.
112. Moussaoui, K., et al., *Effects of Selective Laser Melting additive manufacturing parameters of Inconel 718 on porosity, microstructure and mechanical properties.* Materials Science and Engineering: A, 2018. **735**: p. 182-190.
113. Salem, H., et al., *Influence of processing parameters on internal porosity and types of defects formed in Ti6Al4V lattice structure fabricated by selective laser melting.* Materials Science and Engineering: A, 2019. **767**: p. 138387.
114. Wang, L., et al., *Enhancement in mechanical properties of selectively laser-melted AlSi10Mg aluminum alloys by T6-like heat treatment.* Materials Science and Engineering: A, 2018. **734**: p. 299-310.
115. Yusuf, S.M., et al., *Investigation on porosity and microhardness of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting.* Metals, 2017. **7**(2): p. 64.
116. Kelbassa, I., *Qualifizieren des Laserstrahl-Auftragschweißens von BLISks aus Nickel- und Titanbasislegierungen.* 2006, Aachen, Techn. Hochsch., Diss., 2006.
117. Parida, R.P. and V. Senthilkumar, *Experimental studies of defect generation in selective laser melted Inconel 718 alloy.* Materials Today: Proceedings, 2021. **39**: p. 1372-1377.
118. Tillmann, W., et al., *Hot isostatic pressing of IN718 components manufactured by selective laser melting.* Additive Manufacturing, 2017. **13**: p. 93-102.
119. Tolochko, N.K., et al., *Balling processes during selective laser treatment of powders.* Rapid prototyping journal, 2004.
120. Van Elsen, M., *Complexity of Selective Laser Melting: a new optimisation approach.* 2007.
121. Mumtaz, K. and N. Hopkinson, *Selective laser melting of thin wall parts using pulse shaping.* Journal of Materials Processing Technology, 2010. **210**(2): p. 279-287.
122. Fonseca, E.B., et al., *Assessment of laser power and scan speed influence on microstructural features and consolidation of AISI H13 tool steel processed by additive manufacturing.* Additive Manufacturing, 2020. **34**: p. 101250.
123. Leuders, S., et al., *On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance.* International Journal of Fatigue, 2013. **48**: p. 300-307.
124. Shishkovsky, I., Y. Morozov, and I. Smurov, *Nanostructural self-organization under selective laser sintering of exothermic powder mixtures.* Applied Surface Science, 2009. **255**(10): p. 5565-5568.
125. Wang, L.-z., S. Wang, and J.-j. Wu, *Experimental investigation on densification behavior and surface roughness of AlSi10Mg powders produced by selective laser melting.* Optics & Laser Technology, 2017. **96**: p. 88-96.
126. Leung, C.L.A., et al., *The effect of powder oxidation on defect formation in laser additive manufacturing.* Acta Materialia, 2019. **166**: p. 294-305.
127. King, W.E., et al., *Observation of keyhole-mode laser melting in laser powder-bed fusion additive manufacturing.* Journal of Materials Processing Technology, 2014. **214**(12): p. 2915-2925.
128. Wei, H., et al., *Mechanistic models for additive manufacturing of metallic components.* Progress in Materials Science, 2021. **116**: p. 100703.

129. Tonelli, L., A. Fortunato, and L. Ceschini, *CoCr alloy processed by Selective Laser Melting (SLM): Effect of Laser Energy Density on microstructure, surface morphology, and hardness*. Journal of Manufacturing Processes, 2020. **52**: p. 106-119.
130. Periane, S., et al., *Influence of heat treatment on the fatigue resistance of Inconel 718 fabricated by selective laser melting (SLM)*. Materials Today: Proceedings, 2021. **46**: p. 7860-7865.
131. Pei, C., et al., *Assessment of mechanical properties and fatigue performance of a selective laser melted nickel-base superalloy Inconel 718*. Materials Science and Engineering: A, 2019. **759**: p. 278-287.
132. Arisoy, Y.M., et al., *Influence of scan strategy and process parameters on microstructure and its optimization in additively manufactured nickel alloy 625 via laser powder bed fusion*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017. **90**(5): p. 1393-1417.
133. Carter, L.N., et al., *The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy*. Journal of Alloys and Compounds, 2014. **615**: p. 338-347.
134. Nadammal, N., et al., *Effect of hatch length on the development of microstructure, texture and residual stresses in selective laser melted superalloy Inconel 718*. Materials & Design, 2017. **134**: p. 139-150.
135. Wang, X., et al., *Effect of layer-wise varying parameters on the microstructure and soundness of selective laser melted INCONEL 718 alloy*. Materials, 2019. **12**(13): p. 2165.
136. Kumar, P., et al., *Influence of laser processing parameters on porosity in Inconel 718 during additive manufacturing*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2019. **103**(1): p. 1497-1507.
137. Kusuma, C., *The effect of laser power and scan speed on melt pool characteristics of pure titanium and Ti-6Al-4V alloy for selective laser melting*. 2016.
138. Lippold, J.C., S.D. Kiser, and J.N. DuPont, *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*. 2011: John Wiley & Sons.
139. Popovich, V., et al., *Functionally graded Inconel 718 processed by additive manufacturing: Crystallographic texture, anisotropy of microstructure and mechanical properties*. Materials & Design, 2017. **114**: p. 441-449.
140. Liu, X., et al., *Microstructure of selective laser melted AlSi10Mg alloy*. Materials & Design, 2019. **168**: p. 107677.
141. Knapp, G.L., et al., *Experiments and simulations on solidification microstructure for Inconel 718 in powder bed fusion electron beam additive manufacturing*. Additive Manufacturing, 2019. **25**: p. 511-521.
142. Zhou, L., et al., *Microstructure, precipitates and mechanical properties of powder bed fused inconel 718 before and after heat treatment*. Journal of Materials Science & Technology, 2019. **35**(6): p. 1153-1164.
143. Geddes, B., H. Leon, and X. Huang, *Superalloys: alloying and performance*. 2010: Asm International.
144. Davis, J.R., *ASM specialty handbook: heat-resistant materials*. 1997: Asm International.
145. Komarasamy, M., et al., *Microstructure, fatigue, and impact toughness properties of additively manufactured nickel alloy 718*. Additive Manufacturing, 2019. **28**: p. 661-675.
146. Zhang, D., et al., *Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy*. Materials Science and Engineering: A, 2015. **644**: p. 32-40.
147. Vilaro, T., et al., *Microstructural and mechanical approaches of the selective laser melting process applied to a nickel-base superalloy*. Materials Science and Engineering: A, 2012. **534**: p. 446-451.
148. Cao, J., et al., *Effects of post-weld heat treatment on microstructure and mechanical properties of TLP bonded Inconel718 superalloy*. Materials Science and Engineering: A, 2014. **590**: p. 1-6.
149. Kaynak, Y. and E. Tascioglu, *Post-processing effects on the surface characteristics of Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting additive manufacturing*. Progress in Additive Manufacturing, 2020. **5**(2): p. 221-234.
150. Amato, K., et al., *Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting*. Acta Materialia, 2012. **60**(5): p. 2229-2239.
151. Zhao, X., et al., *Study on microstructure and mechanical properties of laser rapid forming Inconel 718*. Materials Science and Engineering: A, 2008. **478**(1-2): p. 119-124.

152. Calandri, M., et al., *Texture and microstructural features at different length scales in Inconel 718 produced by selective laser melting*. *Materials*, 2019. **12**(8): p. 1293.
153. Zhang, F., et al., *Effect of heat treatment on the microstructural evolution of a nickel-based superalloy additive-manufactured by laser powder bed fusion*. *Acta materialia*, 2018. **152**: p. 200-214.
154. Farhang, B., et al., *The evolution of microstructure and composition homogeneity induced by borders in laser powder bed fused Inconel 718 parts*. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022. **898**: p. 162787.
155. Wang, W., et al., *Process parameter optimization for selective laser melting of Inconel 718 superalloy and the effects of subsequent heat treatment on the microstructural evolution and mechanical properties*. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021. **64**: p. 530-543.
156. Teng, Q., et al., *Investigation on the influence of heat treatment on Inconel 718 fabricated by selective laser melting: Microstructure and high temperature tensile property*. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021. **61**: p. 35-45.
157. Gao, Y., et al., *Effect of δ phase on high temperature mechanical performances of Inconel 718 fabricated with SLM process*. *Materials Science and Engineering: A*, 2019. **767**: p. 138327.
158. Fayed, E.M., et al., *Optimization of the post-process heat treatment of inconel 718 superalloy fabricated by laser powder bed fusion process*. *Metals*, 2021. **11**(1): p. 144.
159. Kluczyński, J., et al., *The influence of exposure energy density on porosity and microhardness of the SLM additive manufactured elements*. *Materials*, 2018. **11**(11): p. 2304.
160. Balbaa, M., M. Elbestawi, and J. Mclsaac, *An experimental investigation of surface integrity in selective laser melting of Inconel 625*. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019. **104**(9): p. 3511-3529.
161. Liu, F., et al., *Microstructure and residual stress of laser rapid formed Inconel 718 nickel-base superalloy*. *Optics & laser technology*, 2011. **43**(1): p. 208-213.
162. Yang, Y., Y. Zhu, and H. Yang, *Enhancing wear resistance using selective laser melting (SLM): Influence of scanning strategy*. *Jurnal Tribologi*, 2019. **23**: p. 113-124.
163. Yu, Z., et al., *Analysis of microstructure, mechanical properties, wear characteristics and corrosion behavior of SLM-NiTi under different process parameters*. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022. **75**: p. 637-650.
164. Zhao, Z., et al., *Microstructure and mechanical properties of TiC-reinforced 316L stainless steel composites fabricated using selective laser melting*. *Metals*, 2019. **9**(2): p. 267.
165. Wang, T., et al., *Microstructure and wear properties of laser-clad NiCo alloy coating on Inconel 718 alloy*. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021. **879**: p. 160412.
166. Sharma, S., S. Sangal, and K. Mondal, *On the optical microscopic method for the determination of ball-on-flat surface linearly reciprocating sliding wear volume*. *Wear*, 2013. **300**(1-2): p. 82-89.
167. Holland, S., et al., *Multiscale characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 718 fabricated by selective laser melting*. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019. **784**: p. 182-194.
168. Yang, Y., et al., *On enhancing surface wear resistance via rotating grains during selective laser melting*. *Additive Manufacturing*, 2020. **36**: p. 101583.
169. Zhao, Z., et al., *Friction and wear behaviour of Inconel 718 alloy fabricated by selective laser melting after heat treatments*. *Philosophical Magazine Letters*, 2018. **98**(12): p. 547-555.
170. Palavar, O., D. Özyürek, and A. Kalyon, *Artificial neural network prediction of aging effects on the wear behavior of IN706 superalloy*. *Materials & Design*, 2015. **82**: p. 164-172.
171. Kruth, J.-P., et al., *Assessing and comparing influencing factors of residual stresses in selective laser melting using a novel analysis method*. *Proceedings of the institution of mechanical engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2012. **226**(6): p. 980-991.
172. Mercelis, P. and J.P. Kruth, *Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting*. *Rapid prototyping journal*, 2006.
173. Barros, R., et al., *Laser powder bed fusion of Inconel 718: Residual stress analysis before and after heat treatment*. *Metals*, 2019. **9**(12): p. 1290.

174. Kaya, M., N. Sunay, and Y. Kaynak, *Comparison of finite element and empirical model prediction of surface residual stress in inconel 718 parts fabricated by laser powder bed fusion additive manufacturing*. Journal of Additive Manufacturing Technologies, 2021. **1**(3): p. 592-592.
175. Wang, X. and Y.K. Chou. *A method to estimate residual stress in metal parts made by Selective Laser Melting*. in *ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition*. 2015. American Society of Mechanical Engineers.
176. Takakuwa, O., Y. Kawaragi, and H. Soyama, *Estimation of the yield stress of stainless steel from the Vickers hardness taking account of the residual stress*. Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology, 2013. **3**(04): p. 262.
177. D.Tabor, *The Hardness of Metal*. 1951, Oxford University Press.
178. Ahmad, B., et al., *Residual stress evaluation in selective-laser-melting additively manufactured titanium (Ti-6Al-4V) and inconel 718 using the contour method and numerical simulation*. Additive Manufacturing, 2018. **22**: p. 571-582.
179. Casavola, C., C. Pappalettere, and F. Tursi, *Residual Stress on Aisi 300 Sintered Materials*, in *Experimental and Applied Mechanics, Volume 6*. 2011, Springer. p. 201-208.
180. Zaeh, M.F. and G. Branner, *Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting*. Production Engineering, 2010. **4**(1): p. 35-45.
181. Vrancken, B., et al., *Residual stress via the contour method in compact tension specimens produced via selective laser melting*. Scripta Materialia, 2014. **87**: p. 29-32.
182. Li, X., et al., *Improved plasticity of Inconel 718 superalloy fabricated by selective laser melting through a novel heat treatment process*. Materials & Design, 2019. **180**: p. 107915.
183. Sebastiani, M., et al., *Effects of residual stress on nano-mechanical behavior of thin films*, in *Nanomechanical Analysis of High Performance Materials*. 2014, Springer. p. 263-284.
184. Cao, J., et al., *Effect of overlap rate on recrystallization behaviors of Laser Solid Formed Inconel 718 superalloy*. Optics & Laser Technology, 2013. **45**: p. 228-235.
185. Liu, F., et al., *The effect of laser scanning path on microstructures and mechanical properties of laser solid formed nickel-base superalloy Inconel 718*. Journal of Alloys and Compounds, 2011. **509**(13): p. 4505-4509.
186. Yi, J., et al., *Effect of laser energy density on the microstructure, mechanical properties, and deformation of Inconel 718 samples fabricated by selective laser melting*. Journal of Alloys and Compounds, 2019. **786**: p. 481-488.

ÖZGEÇMİŞ

KİŞİSEL BİLGİLER

Adı Soyadı: Nedim SUNAY

EĞİTİM BİLGİLERİ

Yüksek Lisans: Marmara Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Bölümü (2019-2022)

Lisans: Sakarya Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü (2015-2019)

PROJELER

" Seçici Lazer Ergitme Yöntemiyle Inconel 718 Alaşımından Üretilen Parçaların Yüzey Bütünlüğü Karakteristiklerinin İncelenmesi ve İyileştirilmesi", Destekleyen Kuruluş: TÜBİTAK ARDEB (TÜBİTAK-1001 Projesi), Görev: Proje Bursiyeri, Proje NO: 118R039

YAYINLAR ve BİLDİRİLER

- Sunay, N., Kaya, M., and Kaynak Y. (2020), Chemical Post-Processing Methods For Enhancing Surface Properties of Parts Fabricated By Additive Manufacturing: A Review. Sigma: Journal of Engineering & Natural Sciences/Mühendislik ve Fen Bilimleri Dergisi,. 38(4).
- Kaya, M., Sunay, N. and Kaynak Y. (2021). Comparison of finite element and empirical model prediction of surface residual stress in Inconel 718 parts fabricated by laser powder bed fusion additive manufacturing . Journal of Additive Manufacturing Technologies 1.3: 592-592.
- Yaman, N., Sunay, N., Kaya, M., & Kaynak, Y. (2022). Enhancing Surface Integrity of Additively Manufactured Inconel 718 by Roller Burnishing Process. Procedia CIRP, 108, 681-686.