



**13-8 MO PH PASLANMAZ ÇELİKLERİN
LAZER METAL BİRİKTİRME (LMD) METODU
İLE ÜRETİMİNDE TARAMA YÖNÜNÜN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Yüksek Lisans Tezi

Elif Azbent

Eskişehir 2023

**13-8 MO PH PASLANMAZ ÇELİKLERİN LAZER METAL BİRİKTİRME
(LMD) METODU İLE ÜRETİMİNDE TARAMA YÖNÜNÜN MİKROYAPI VE
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Elif AZBENT

Yüksek Lisans Tezi

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Semra KURAMA

Eskişehir

Eskişehir Teknik Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Ocak 2023

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI

Elif AZBENT'in "13-8 MO PH PASLANMAZ ÇELİKLERİN LAZER METAL BİRİKTİRME (LMD) METODU İLE ÜRETİMİNDE TARAMA YÖNÜNÜN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ" başlıklı çalışması 23/01/2023 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından değerlendirilerek "Eskişehir Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim-Öğretim ve Sınav Yönetmeliği'nin ilgili maddeleri uyarınca, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim dalında Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

Unvan Adı Soyadı

İmza

Üye

: Prof. Dr. Semra KURAMA

Üye

: Doç. Dr. Erhan AYAS

Üye

: Dr. Öğretim Üyesi Neşe ÖZTÜRK
KÖRPE

Prof. Dr. Murat TANIŞLI

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

23/01/2023

DANIşMAN ONAYI

Danişmanlığını yürüttüğüm Yüksek Lisans đrencisi Elif AZBENT, “13-8 MO PH PASLANMAZ ÇELİKLERİN LAZER METAL BİRİKTİRME (LMD) METODU İLE ÜRETİMİNDE TARAMA YÖNÜNÜN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ” başlıklı tez çalışmasını tamamlamıştır. Hazırlamış olduğu tez tarafımda incelenmiş ve öğrencinin tez savunma sınavına alınması bilimsel ve etik açıdan uygun görülmüştür.

Tez Daniřmanı
Prof. Dr. Semra KURAMA

ÖZET

13-8 MO PH PASLANMAZ ÇELİKLERİN LAZER METAL BİRİKTİRME (LMD) METODU İLE ÜRETİMİNDE TARAMA YÖNÜNÜN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Elif AZBENT

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı
Eskişehir Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Ocak 2023

Danışman: Prof. Dr. Semra KURAMA

Son yıllarda sağladığı avantajlardan dolayı eklemeli imalat, endüstride ve akademide oldukça ilgi çekmektedir. Eklemeli imalat, uygulanabildiği malzeme sayısı her geçen gün artan, tasarım ve üretim kolaylığı sağlayan bir üretim yöntemidir. Lazer metal biriktirme ise eklemeli imalat teknolojisinin yönlendirilmiş enerji koluna ait bir üretim tekniğidir.

Bu çalışmada, LMD metoduyla üretilen PH 13-8 Mo paslanmaz çeliğinin tarama stratejisi, toz akış hızı, tarama hızı ve örtüşme oranı parametrelerinin mikroyapı ve mikrosertlik üzerindeki etkisi incelenmiştir. Biriktirme ve altlık malzemesi olarak sırasıyla PH 13-8 Mo ve AISI 1050 malzemeleri kullanılmıştır. Üretim parametreleri arasından tarama stratejisi; alternatif tek yönlü, kafes tarama stratejisi ve tek yönlü olmak üzere 3 farklı teknik olarak değişmektedir. Toz akış hızı 2,5-4,5 dev/dk aralığında, tarama hızı 7-9 mm/s aralığında ve örtüşme oranı %35-45 aralığında değişim göstermektedir. Değişen üretim parametreleri ile mikroyapıda farklılıklar gözlemlenmiştir. Mikroyapıdaki faz değişimlerine ve oluşan hatalara bağlı olarak mikro sertlik değerlerinde artış ve azalışlar olduğu belirlenmiştir. Elde edilen sonuçlar, lazer metal biriktirme üretim metodunda lazer tarama stratejisinin, mikroyapıda faz oluşumlarını önemli ölçüde etkilediği ve bu etkiyle mekanik özelliklerin değiştiği gözlemlenmiştir. Aynı zamanda toz akış hızı, tarama hızı ve örtüşme oranının, füzyon oluşumunda önemli bir etkisinin olduğu ve bununla beraber numunelerin mekanik ve mikroyapısal özelliklerinin etkilendiği görülmüştür.

Anahtar Sözcükler: Lazer metal biriktirme, PH 13-8 Mo paslanmaz çelik, Tarama stratejisi, Eklemeli imalat.

ABSTRACT

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF SCAN DIRECTION ON MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES IN THE MANUFACTURING OF 13-8 MO PH STAINLESS STEELS BY LASER METAL DEPOSITION (LMD) METHOD

Elif AZBENT

Department of Materials Science and Engineering
Eskişehir Technical University, Institute of Graduate Programs, January 2023
Supervisor: Prof. Dr. Semra KURAMA

Additive manufacturing has become an attractive production method in industry and academia due to the advantages it provides in recent years. Additive manufacturing is a production method that increases the number of materials it can be applied to and provides design and production convenience. Laser metal deposition is a production technique belonging to the directed energy branch of additive manufacturing technology.

In this study, the effects of scanning strategy, powder flow rate, scanning speed and overlapping parameters on microstructure and microhardness of PH 13-8 Mo stainless steel produced by LMD method were investigated. PH 13-8 Mo and AISI 1050 materials were used as deposition and base materials, respectively. Scanning strategy among production parameters is changed into 3 different techniques alternating uni-directional, raster scanning strategy and uni-directional. Powder flow rate varies between 2,5-4,5 rpm, scanning speed in the range of 7-9 mm/s, and overlapping in the range of 35-45%. Differences in microstructure were observed with changing production parameters. Depending on the differences in microstructure, changes in microhardness were observed. The results obtained show that the laser scanning strategy in the laser metal deposition production method significantly affects the phase formations in the microstructure and with this effect, the mechanical properties change. It also showed that powder flow rate, scan rate and overlap rate had a significant effect on fusion formation, and mechanical and microstructural properties of the samples were also affected.

Keywords: Laser metal deposition, PH 13-8 Mo stainless steel, Scan strategies, Additive manufacturing.

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim ve tez çalışmalarım süresince bilgi ve deneyimiyle bana yol gösteren, fikir ve tavsiyeleriyle her zaman destek olan değerli danışman hocam Prof. Dr. Semra KURAMA ‘ya teşekkürlerimi sunarım.

Laboratuvar çalışmalarımda Eskişehir Osmangazi Üniversitesi laboratuvarlarını kullanmama imkân tanıyan Prof. Dr. Hakan GAŞAN ve ekibine, her türlü deneysel süreçte yardımlarını esirgemeyen değerli arkadaşım Pelin SEZER’ e teşekkür ederim.

Tüm hayatım boyunca her zaman arkamda olan, maddi ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen aileme sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Her zaman yanımda olan manevi desteğini esirgemeyen değerli arkadaşlarım İlayda ŞAHİN ve İlke DAĞLAR’ a teşekkür ederim.

Elif AZBENT

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ

Bu tezin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu; çalışmamın hazırlık, veri toplama, analiz ve bilgilerin sunumu olmak üzere tüm aşamalarında bilimsel etik ve kurallara uygun davrandığımı; bu çalışma kapsamında elde edilen tüm veri ve bilgiler için kaynak gösterdiğimi ve bu kaynaklara kaynakçada yer verdiğimi; bu çalışmanın Eskişehir Teknik Üniversitesi tarafından kullanılan “bilimsel intihal tespit programı”yla tarandığını ve hiçbir şekilde “intihal içermediğini” beyan ederim. Herhangi bir zamanda, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçları kabul ettiğimi bildiririm.

Elif AZBENT

İÇİNDEKİLER

Sayfa

BAŞLIK SAYFASI	I
JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI.....	II
DANIŞMAN ONAYI	III
ÖZET	IV
ABSTRACT.....	V
TEŞEKKÜR	VI
ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ.....	VII
İÇİNDEKİLER	VIII
TABLolar DİZİNİ.....	X
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	XI
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	XVI
1. GİRİŞ.....	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER.....	2
2.1. Çökeltme Sertleşmesi ile Sertleştirilebilen Paslanmaz Çelikler.....	4
3. EKLEMELİ İMALAT	5
3.1. Lazer Metal Biriktirme (LMD).....	6
3.1.1. Lazer metal biriktirme prosesinde mikroyapıda oluşabilecek hatalar.....	8
4. LİTERATÜR ÇALIŞMALARI.....	9
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	10
5.1. Kullanılan Malzemeler	10
5.2. Mikro Yapısal İnceleme.....	11
5.3. Mikro Sertlik Testi.....	12
5.4. X- Işını Kırınımı (XRD).....	12
6. DENEYSEL SONUÇLAR	13

6.1. Mikroyapısal Karakterizasyon	13
6.1.1. Alternatif tek yönlü tarama stratejisinin mikro yapıya etkisi	13
6.1.1.1. Alternatif tek yönlü tarama stratejisinde örtüşme oranının etkisi.....	31
6.1.1.2. Alternatif tek yönlü tarama stratejisinde tarama hızının etkisi	35
6.1.2. Kafes tarama stratejisinin mikro yapıya etkisi	37
6.1.3. Tek yönlü tarama stratejisinin mikro yapıya etkisi	42
6.2. Üretim Parametrelerinin Isı Etkin Bölgeye (HAZ) Etkisinin İncelenmesi	49
6.3. Üretim Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisi	53
6.4. Tarama Stratejilerinin Mekanik Özelliklere Etkisi	55
6.4.1. Alternatif tek yönlü tarama stratejisinin mekanik özelliklere etkisi	56
6.4.2. Kafes tarama stratejisinin mekanik özelliklere etkisi	56
6.4.3. Tek yönlü tarama stratejisinin mekanik özelliklere etkisi	57
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	59
KAYNAKÇA	61
ÖZGEÇMİŞ	

TABLÖLAR DİZİNİ

	<u>Sayfa</u>
Tablo 5.1. PH 13-8 Mo tozunun kimyasal kompozisyonu	10
Tablo 5.2. Proses Parametreleri	10
Tablo 5.3. Numunelerinin üretim parametreleri	10
Tablo 6.1. 1,2 ve 3. Numunelerin karşılaştırması.....	31
Tablo 6.2. Numunelerin % seyreltme hesaplamaları.....	52
Tablo 6.3. Numunelerin çekme dayanım değerleri	55
Tablo 6.4. Numunelerin üretim parametrelerinin etkisinin değerlendirilmesi.....	58

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Schaeffler Diyagramı	3
Şekil 3.1. ASTM'ye göre Eklemeli İmalatın Sınıflandırılması [24]	6
Şekil 3.2. Lazer Metal Biriktirme yöntemi şematik gösterimi [27].....	7
Şekil 3.3. Lazer eklemeli imalat ile üretilen metalik malzemelerdeki tipik metalurjik kusurlar [12][13].....	8
Şekil 5.1. Tarama stratejileri.....	11
Şekil 6.1. 1.1 Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	13
Şekil 6.2. 1.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesi en alt tabaka optik görüntüsü.....	14
Şekil 6.3. 1.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	15
Şekil 6.4. 1.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	16
Şekil 6.5. 1.3 Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	16
Şekil 6.6. 1.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	17
Şekil 6.7. 1.3. Numunesinin üst bölgesinin optik görüntüleri a) sol b) orta c) sağ	17
Şekil 6.8. 1.3. numunesi SEM görüntüsü	18
Şekil 6.9. 1.1 ve 1.3 numunelerinin XRD analizi.....	19
Şekil 6.10. 2.1 Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst	

tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	20
Şekil 6.11. 2.1. Numunesinin alt bölgesinin optik görüntüleri a) sol b) orta c) ve d) sağ	21
Şekil 6.12. 2.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	22
Şekil 6.13. 2.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	22
Şekil 6.14. 2.3. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	23
Şekil 6.15. 2.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	24
Şekil 6.16. 2.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	24
Şekil 6.17. 2.3. numunesi SEM görüntüsü	25
Şekil 6.18. 2.1 ve 2.3 numunelerinin XRD analizi.....	25
Şekil 6.19. 3.1.Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	26
Şekil 6.20. 3.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	27
Şekil 6.21. 3.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	27

Şekil 6.22. 3.3. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	28
Şekil 6.23. 3.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	29
Şekil 6.24. 3.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	29
Şekil 6.25. 3.3. numunesi SEM görüntüsü	30
Şekil 6.26. 3.1 ve 3.3 numunelerinin XRD analizi	30
Şekil 6.27. Numune 1,2 ve 3'ün optik mikroskop görüntüleri	31
Şekil 6.28. 4.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	32
Şekil 6.29. 4.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	33
Şekil 6.30. 4.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	33
Şekil 6.31. 4.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	34
Şekil 6.32. 4.3. numunesi SEM görüntüsü	35
Şekil 6.33. 4.1 ve 4.3 numunelerinin XRD analizi	35
Şekil 6.34. Numune 2 ve 4'ün optik mikroskop görüntüleri	36
Şekil 6.35. 5.1. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	37
Şekil 6.36. 5.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	38

Şekil 6.37. 5.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	39
Şekil 6.38. 5.3. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	39
Şekil 6.39. 5.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	40
Şekil 6.40. 5.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	40
Şekil 6.41. 5.3. numunesi SEM görüntüsü	41
Şekil 6.42. 5.1 ve 5.3 numunelerinin XRD analizi	42
Şekil 6.43. 6.1. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	43
Şekil 6.44. 6.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	44
Şekil 6.45. 6.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	44
Şekil 6.46. 6.3. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka	45
Şekil 6.47. 6.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	46

Şekil 6.48. 6.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ.....	46
Şekil 6.49. 6.3. numunesi SEM görüntüsü	47
Şekil 6.50. 6.1 ve 6.3 numunelerinin XRD analizi.....	48
Şekil 6.51. Isıdan etkilenen bölge (HAZ) şematik gösterimi	49
Şekil 6.52. Numunelerdeki HAZ Bölgeleri a) 1.1 numunesi b) 1.3 numunesi c) 2.1 numunesi d) 2.3 numunesi e) 3.1 numunesi f) 3.3 numunesi	50
Şekil 6.53. Numunelerdeki HAZ Bölgeleri a) 4.1 numunesi b) 4.3 numunesi c) 5.1 numunesi d) 5.3 numunesi e) 6.1 numunesi f) 6.3 numunesi	51
Şekil 6.54. Numunelerin ortalama sertlik değerleri.....	53



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

α	: Alpha
B	: Beta
δ	: Delta
μm	: Mikron Metre
$^{\circ}\text{C}$	: Santigrat Derece
Al	: Alüminyum
APA	: American Psychological Association (Amerikan Psikoloji Birliği)
C	: Karbon
CAD	: Bilgisayar Destekli Tasarım
Co	: Kobalt
Cr	: Krom
Cu	: Bakır
dev	: Devir
Dk	: Dakika
Eİ	: Eklemeli İmalat
HV	: Vickers Sertlik Birimi
L	: Litre
LMD	: Lazer Metal Biriktirme
mm	: Milimetre
MKS	: Metre-Kilogram-Santimetre
Mn	: Mangan
Mo	: Molibden
MPa	: Mega Pascal
N	: Newton
Ni	: Nikel
PH	: Çökelme sertleşmesi
QF-EHEA	: Qualifications Framework for European Higher Education Area (Avrupa Yükseköğretim Alanı için Yeterlilikler Çerçevesi)
S	: Saniye
SEM	: Scanning Electron Microscopy (Taramalı Elektron Mikroskobu)
Si	: Silisyum

Ti	:	Titanyum
V	:	Vanadyum
W	:	Watt
XRD	:	X-ray Diffraction (X-ışınları Kırınım)



1. GİRİŞ

Lazer metal biriktirme (LMD) işlemi, metal bir altlık yüzeyi üzerine lazer taraması ile ergimiş metal havuzu oluşturan bir eklemeli imalat (Eİ) tekniğidir. Lazer enerjisinin gerektiği gibi yönlendirilmesini sağlayan lazerin sağladığı iyi özellikler nedeniyle daha çok tercih edilen bir teknolojidir. Lazer metal biriktirme, lazer ışını ile metalik bir alt katman üzerinde eriyik havuzu oluşturma işlemi metal tozun bir nozul yardımıyla üflenmesi ile gerçekleşmektedir. Toz üfleme ile lazer kullanımının bir arada gerçekleştirildiği bu süreç robotik bir sistem ile kontrol edilmektedir. Bu yöntem sürecinde metal toz lazer etkisi ile ergir ve altlık üzerinde füzyona bağlı bir tortu oluşturur. Bu da katmanlar halinde geometrik bir yapı oluşumuna yol açar. Lazer Metal Biriktirme; yüksek değerli hasar oranlarına sahip ve aşınmış parçaların onarılmasında ayrıca mevcut bileşenlerin korunması için kaplama yapabilmeyi sağlamaktadır [1-2].

Maraging çeliği olarak da adlandırılan PH 13-8 Mo, literatürde belirtildiği gibi düşük karbonlu çökelme ile sertleşebilen martenzitik paslanmaz çelik grubunda yer almaktadır. Maraging çeliklerinde, farklı yaşlandırma yöntemleri ile dayanım, sertlik ve tokluk gibi özelliklerinde iyileştirmeler sağlanmaktadır. Ayrıca bu çelikler yüksek dayanım ve korozyon direncine sahiptir. Ek olarak, alaşım hem uzunlamasına hem de enine yönlerde büyük bölümlerde iyi süneklik ve tokluk sergiler. PH 17-4, PH 15-5 paslanmaz çeliklerden daha üstün olan zorlu çevre koşulları altında yüksek düzeyde kullanışlı mekanik özellikler sunabileceği literatürde vurgulanmıştır [5]. PH 13-8 Mo çeliği, iniş takımı parçaları, nükleer reaktör bileşenleri ve stres- korozyon çatlamasına karşı direnç gerektiren petrokimya gibi birçok uygulama için kullanılmaktadır [3,9].

Bu çalışmada, lazer metal biriktirme üretim metodunun; tarama stratejisi, toz akış hızı, tarama hızı ve örtüşme oranı olmak üzere 4 değişken parametresinin PH 13-8 Mo paslanmaz çeliğinin mikro yapı ve mikro sertliğinin üzerine etkisi değerlendirilmiştir. Örtüşme oranı, katman katman üstüne gelen üretim yönteminde katmanların birbiri üzerini örtme oranıdır [40]. Tarama stratejisi, eklemeli imalat ile üretilen parçaların iç yapısını belirler ve parçanın baskı süresini, mukavemetini önemli ölçüde etkileyen bir parametredir. Bu tez çalışmasında, lazer metal biriktirme ile üretilen PH 13-8 Mo paslanmaz çeliğinin lazer metal biriktirme ile üretilmesini ve farklı tarama stratejilerinin malzemeye olan etkisini bildirmektedir.

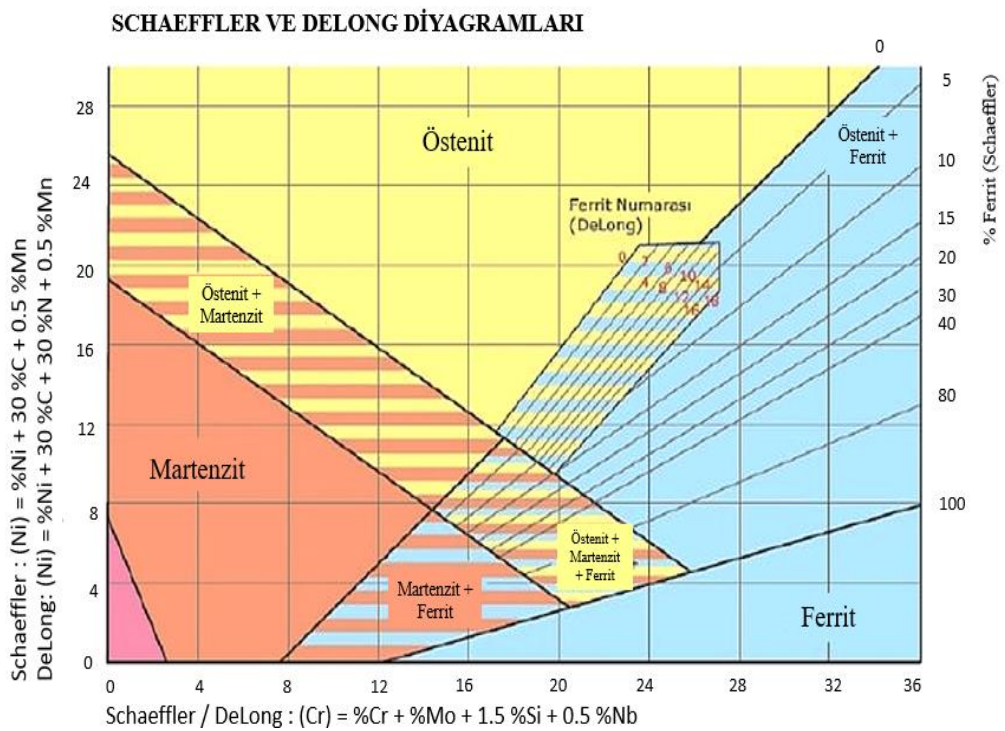
2. PASLANMAZ ÇELİKLER

İçerisinde minimum ağırlıkça %12 Cr elementi bulunduran düşük karbonlu demir alaşımları “paslanmaz çelik” olarak adlandırılmaktadır. Paslanmaz çelikler atmosferik koşullara, suya, asitlere ve yüksek sıcaklıklardaki ortamlara dayanıklı yani korozyon direnci yüksek malzemelerdir. Paslanmaz çeliklerin en önemli özelliği korozyona karşı yüksek dayanıma sahip olmalarıdır. Paslanmaz çeliklerin korozyona dayanımını sağlayan yüzeyde oluşan krom-oksit tabakasıdır. Paslanmaz çelikler nikel, krom ve molibden alaşım ilaveleri gerektirirler. Paslanmaz çeliklerin içerisinde bulunan alaşım elementlerinin, mikro yapıda yüksek sıcaklıklarda; östenit oluşturu elementler ve ferrit oluşturu elementler arasındaki dengeyi kontrol etmek ve ortam sıcaklığında martenzit dönüşüm aralığını kontrol etmek olarak iki ana görevi vardır. Östenit oluşturu elementler; N, C, Ni, Co, Cu ve Mn olması ile ferrit oluşturu elementler; W, Si, Mo, Cr, V ve Al olarak sıralanabilir.

Alüminyum elementi, çeliklere belirli oranlarda ilave edildiğinde alaşımın oksidasyon direncini artırır. Çökeltme ile sertleştirilen çeliklerde, yaşlandırılmış durumda intermetalik bileşikler oluşturup mukavemeti arttırmak için alüminyum kullanılır. Bakır elementi, belirli asitlerde alaşımın korozyon direncini artırır ve östenitik bir mikroyapı oluşumunu sağlar. Kobalt elementi, özellikle yüksek sıcaklıklarda sertliği ve tavlama direncini arttırdığı için martenzitik çeliklerde alaşım elementi olarak kullanılır. Krom elementi, paslanmaz çeliklere temel korozyon direncini vermektedir. Ferritik bir mikro yapı oluşumunu sağlamaktadır. Karbon elementi, mukavemeti önemli ölçüde artıran güçlü bir östenit oluşturu elementtir. Martenzitik çeliklerde karbon sertliği ve mukavemeti artırır bununla beraber çeliğin tokluğunu düşürmektedir. Manganez elementi, genellikle paslanmaz çeliklerde sıcak sünekliği iyileştirmek için kullanılır. Ferrit/östenit dengesi üzerindeki etkisi sıcaklığa göre değişir. Molibden elementi, korozyona karşı direnci artıran bir elementtir. Mekanik mukavemeti biraz artırır ve ferritik bir mikro yapı oluşumunu destekler. Nikel elementinin ilavesinin ana nedeni, östenitik bir mikro yapı oluşturmaktır. Nikel genel olarak sünekliği ve tokluğu artırır. Çökeltme ile sertleşen çeliklerde, mukavemeti arttırmak için kullanılan intermetalik bileşikler oluşturmak için nikel de kullanılır. Silisyum hem yüksek sıcaklıklarda hem de daha düşük sıcaklıklarda güçlü oksitleyici çözeltilerde oksidasyona karşı direnci artırır. Ferritik bir mikro yapı oluşumunu sağlar ve mukavemeti artırır [36].

Titanyum, güçlü bir ferrit oluşturun ve güçlü bir karbür oluşturun, bu nedenle etkin karbon içeriğini düşürür. Çökelme sertleştirme ile sertleşen çeliklerde, mukavemet artışının sağlanması için oluşan intermetalik bileşikler oluşturmak için kullanılır [36].

Paslanmaz çeliklerin iç yapılarında östenitik, ferritik, martenzitik fazların çeliğin kimyasal bileşim içeriğinden faydalanılarak hesaplanan eşdeğer nikel miktarı ve eşdeğer krom miktarı ile Schaeffler- diyagramı yardımıyla belirlenebilmektedir. Schaeffler- diyagramı, paslanmaz çeliklerdeki fazların oluşum mekanizmalarını göstermektedir. Şekil 2.1’de Schaeffler-diyagramı gösterilmektedir [30].



Şekil 2.1. Schaeffler Diyagramı

Paslanmaz çelikler beş ana grupta sınıflandırılabilir:

- Martenzitik paslanmaz çelikler
- Ferritik paslanmaz çelikler
- Östenitik paslanmaz çelikler
- Çökelme sertleşmesi ile sertleştirilebilen paslanmaz çelikler
- Çift fazlı paslanmaz çelikler

2.1. Çökeltme Sertleşmesi ile Sertleştirilebilen Paslanmaz Çelikler

Çökeltme sertleştirici paslanmaz çelikler, kendine özgü özellikleri nedeniyle geniş bir kullanım alanına sahip malzemelerdir. Yüksek mukavemetleri, süneklikleri ve mükemmel korozyon direnci nedeniyle birçok endüstride tercih edilirler [19]. Bu çelikler düşük C içeriğinin bir sonucu olarak, ısıtılma sırasında minimum bozulma, gelişmiş işleme özellikleri ve iyi kaynaklanabilirlik gibi belirgin özellikler gösterir [21]. Kimyasal bileşiminde %4-7 Ni içeren bu malzemelerin mekanik özelliklerini geliştirmek için bünyelerine molibden, bakır, titanyum ve niyobyum gibi elementler eklenmektedir [2]. Alaşımlı çeliklerde ferritik ve martenzitik fazlar 400 °C' nin üzerindeki sıcaklıklarda yaşlandırılarak sertleştirilebilirler [5]. Bu çelikler, genellikle hacim merkezli kübik (HMK) bir yapıya sahiptirler ve δ -ferrit olarak katılır, daha sonra ara sıcaklıklara soğutulduğunda östenite dönüşür ve son olarak oda sıcaklığının hemen üzerinde bir martenzit bitiş (Mf) sıcaklığı ile düşük karbonlu martenzite dönüşürler [22]. Bir dizi çalışma, Ni ve Al içeren yüksek alaşımlı çeliklerdeki (PH 13-8 Mo gibi paslanmaz çelikler dahil), ferritik ve martenzitik fazların 400°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda yaşlandırarak sertleştirilebileceğini göstermiştir. PH 13-8 paslanmaz çeliğindeki mukavemet, β -NiAl fazının çökmesiyle elde edilir [5].

2.1.1. PH 13-8 Mo paslanmaz çelik

Zorlu çevresel koşullar altında PH 17-4 ve PH 15-5 paslanmaz çeliklerden daha üstün yüksek düzeyde kullanışlı mekanik özellikler sergiler [5]. PH 13-8Mo çeliği kimyasal bileşimi içerisinde %1 Al ağırlığının ilave edilmesi, yaşlanma işlemleri sırasında martenzitik matris içinde nano boyutlu Cu bakımından zengin çökelteleri veya NiAl çökelteleri oluşturmak için ilave edilir [20]. Bu nedenle, matris mikroyapıları, yaklaşık olarak %10 ila %20 arasında kalan δ -ferrit ve yüzde birkaçından daha az kalıntı östenit içeren martenzitten oluşur. PH 13-8 Mo maraging çelikleri, süper kafes yapısına sahip β /NiAl fazının çökmesiyle güçlendirilir [21]. PH 13-8 Mo çelik, yüksek çekme ve korozyon direncine ve mukavemetine sahip olduğu için havacılık endüstrisinde, uçak iniş takımlarında, petro-kimyada, nükleer reaktörlerde, buhar türbinlerinde ve kanatlarda tercih edilmektedir [19,21].

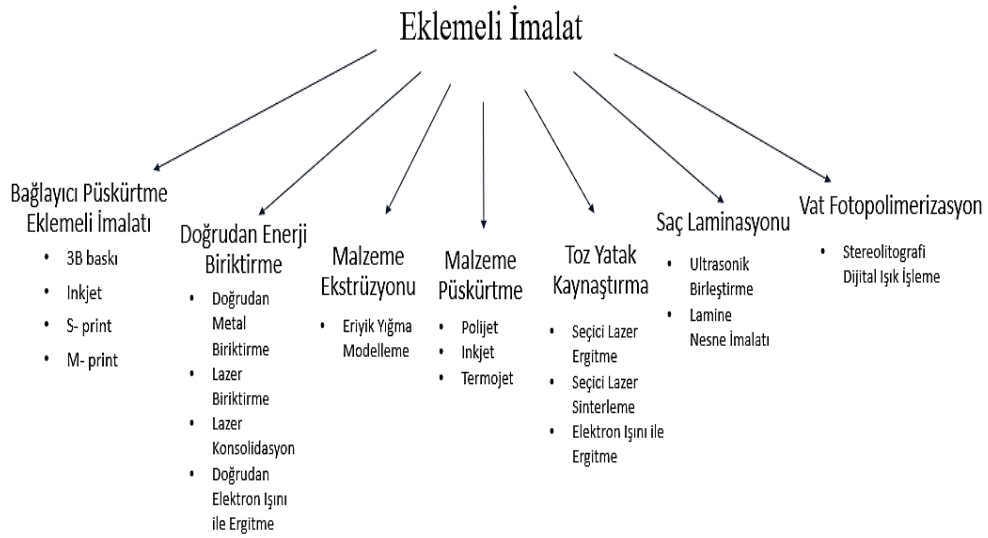
3. EKLEMELİ İMALAT

Günümüzde endüstri 4.0, akıllı sistemleri üretim hatlarına entegre ederek endüstriyel ekosistemde büyük bir ilerleme sağlamıştır. Tüm bu yeni teknolojiler arasında, eklemeli imalat, karmaşık parçaların imalatını ve yeni malzemelerin kullanımını mümkün kıldığı için endüstride çok önemli bir noktaya gelmiştir [23].

Günümüzde teknolojik çalışmaların artmasıyla beraber geleneksel üretim yöntemlerinin yetersiz bulunduğu noktalarda yeni üretim yöntemlerinden birisi olan eklemeli imalat tercih edilmeye başlanmıştır [23]. Eklemeli imalatın, geleneksel üretim yöntemlerine göre üretim prensibi farklılık göstermektedir. Geleneksel üretim yöntemlerinin temeli döküm ile üretime dayanırken eklemeli imalat katman-katman bir üretim söz konusudur [8].

Eklemeli imalat, çeşitli malzemeleri ve karmaşık yapıları üretebilmeye imkân sağlayan bir üretim tekniğidir. Eklemeli imalat yöntemi, parçanın katmanların birbiri üzerine dizilmesi ile oluşturulması işlemidir. Eklemeli imalat, geleneksel üretim tekniklerinde oluşan problemlerin giderilebilmesi amacıyla geliştirilmektedir. Eklemeli imalat teknikleri, geleneksel üretim yöntemlerine göre üretimde karmaşık şekillerin üretilmesini sağlayarak tasarım kolaylığı ve serbestliği sağlar. Üretim süreleri ve kullanılan malzeme miktarı azalmaktadır. Bu sebeple eklemeli imalat yöntemlerinin bir diğer avantajı üretim maliyetini düşürmesidir.

Eklemeli imalat, inşaat sektörü, tıpta, takı ve mücevherat tasarım kalıp üretiminde de yaygın olarak kullanılmaya başlamıştır [25]. Eklemeli imalat tekniklerinin sınıflandırılması şekil 3.1.'de verilmiştir.



Şekil 3.1. ASTM'ye göre Eklemeli İmalatın Sınıflandırılması [24]

3.1. Lazer Metal Biriktirme (LMD)

Metal malzemelerin eklemeli imalat ile üretiminde “lazer metal biriktirme” tekniği önemli bir yer kaplamaktadır. Lazer metal biriktirme işlemi, metal bir altlık yüzeyi üzerine lazer taraması ile ergimiş metal havuzu oluşturan bir eklemeli imalat tekniğidir [10]. Endüstride “Yönlendirilmiş Enerji Biriktirme” ve “Lazer Kaplama” olarak da bilinmektedir. Lazer enerjisinin gerektiği gibi yönlendirilmesini sağlayan lazerin sağladığı iyi özellikler nedeniyle daha çok tercih edilen bir teknolojidir. Lazer metal biriktirme, net şekilli parçalara ulaşmak için 3B modelden gelen verileri kullanarak lazer ışını ile metalik bir altlık malzeme yüzeyi üzerinde, eriyik havuzu oluşturma işlemi bir nozul ile metal üflenmesi ile gerçekleşmektedir. Bu yöntem sürecinde metal toz lazer etkisi ile ergir ve altlık üzerinde füzyona bağlı bir tortu oluşturur. Bu da katmanlar halinde geometrik bir yapı oluşumuna yol açar.

Geleneksel üretim yöntemi olan işleme, döküm ve dövme gibi işlemler neden oldukları atmosferik, karasal ve su kirliliği nedeniyle sonlu malzeme ve enerji kaynaklarının kullanımıyla birlikte sürdürülemez üretim olarak görülmeye başlanmıştır.

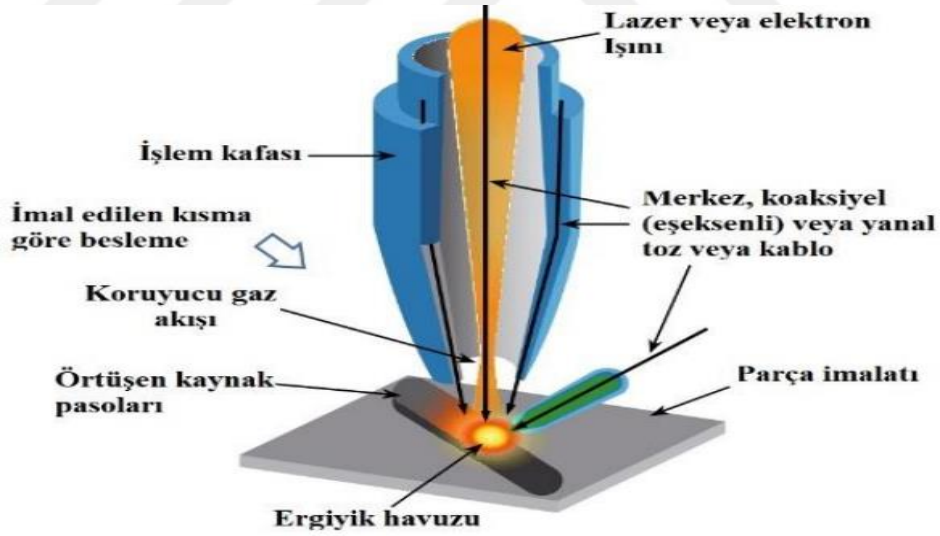
Günümüzde imalat süreçlerinde, büyük miktarda malzeme ve enerji kullanıldığı için temiz ve sürdürülebilir üretim çok önemli bir hale geldiğinden [10], geleneksel kalıp imalat tekniği bazen vasıflı ve vasıfsız işgücü, yüksek maliyetli malzemeler ve imalat araçları gerektiren zaman alıcı olarak görülmeye başlanmıştır.

Buna karşılık lazer metal biriktirme tekniği, parçaların onarımında, kaplanmasında ve imalatında yüksek kalitede yapısal, fiziksel ve mekanik özelliklere sahip olmasının

yanında bilgisayar destekli tasarım modeli (CAD) ve lazer ile gelişmiş araçlar kullanılarak metal tozlardan parçaların üretilebileceğini de göstermiştir. Bu şekilde lazer metal biriktirme tekniği, aletlerin, parçaların onarımı ve imalatı sırasında çevre kirliliğine neden olan geleneksel üretim endüstrisinin önüne geçmeye başlamıştır [10].

LMD işlemi; yüksek değerli hasar oranlarına sahip ve aşınmış parçaların onarılmasında ayrıca mevcut bileşenlerin korunması için kaplama yapabilmeyi sağlamaktadır. Lazer metal biriktirmenin avantajları arasında; yüksek kalitede metalografik veriler elde edilmesi, LMD işleminin gerçekleştirildiği makinenin boyut sınırlaması dışında parça boyut sınırlaması olmaması, biriken malzemeyi kontrol etme imkânı ve malzeme kaybının önemli oranda azalmasını sağlaması, yeni topolojik özellikler olasılığı, mevcut parçaya işlevsellik eklenmesi sayılabilir.

Lazer metal biriktirmenin toz biriktirme ve tel biriktirme olmak üzere iki çeşiti bulunmaktadır. Toz biriktirme, tel biriktirme yöntemine göre malzemede çeşit bulunabilirlik açısından tercih nedeni olmuştur. Şekil 3.2.'de lazer metal biriktirme işleminin şematik görüntüsü yer almaktadır.



Şekil 3.2. Lazer Metal Biriktirme yöntemi şematik gösterimi [27]

Şekillendirme yüzeyinin kalitesi lazer metal biriktirme işleminin en önemli özelliklerindendir. LMD işlemi ile oluşturulan parçanın bileşimlerinin morfolojisi homojen dağılıma sahiptir. Bu sebeple geleneksel üretim yöntemlerinde kimyasal bileşim homojensizliği durumundan kaynaklı oluşan sorunlar görülmemektedir. LMD, gaz altı ark kaynağı ve termal püskürtme gibi geleneksel üretim yöntemlerinin zamanla yerini almaya başlamıştır [22].

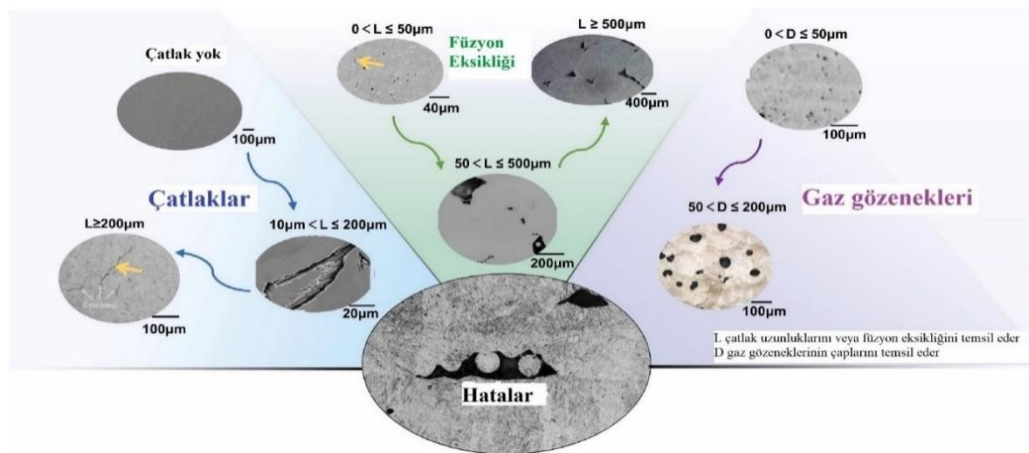
3.1.1. Lazer metal biriktirme prosesinde mikroyapıda oluşabilecek hatalar

Eklemeli imalatı iyi mekanik özellikler ve kusursuz bir iç yapı için üretim parametrelerinin optimize edilmesi gerekmektedir. Mekanik özellikleri ve iç yapıyı, lazer gücü, toz besleme hızı, gaz besleme hızı, tarama hızı, örtüşme oranı, tarama stratejisi, altlık kalınlığı gibi üretim parametreleri etkilemektedir.

LMD işlemi sırasında, füzyon eksikliği, verilen gazın kalıntısı ve elementlerin buharlaşması, gözenek oluşumlarına katkıda bulunabilir [26]. Füzyon eksikliği, önceden biriktirilmiş katmana yeni üretilen katmanın yetersiz nüfuz etmesidir ve bu durum parametrelerin etkisi ile gerçekleşir. Proses parametrelerinden birisi olan lazer gücünün düşük seviyelerde olması katmanlar arasında birleşme yetersizliğine neden olur. Lazer gücü kadar tarama hızı da füzyon eksikliği hatalarının oluşumunda önemli bir faktördür. Tarama hızının yüksek olması lazer/ malzeme etkileşim süresini düşürür ve böylelikle ısı girdisi azalır. Isı girdisinin azalmasıyla metal toz parçacıklar ergime gösteremez, bundan dolayı mikro yapıda füzyon eksikliği hatası oluşabilir. Katmanın katman üzerine örtüşme oranının artması katmanlar arasındaki füzyon ilişkisinin azalmasına sebep olur. Örtüşme oranının artması ile füzyon eksikliği ve gaz gözenekleri hatalarının içi yapıda gözlemlenebileceği literatürden bilinmektedir [12-15].

Gaz gözenekliği hatasının oluşmasında toz besleme hızı, gaz besleme hızı ve tarama hızı da önemli etkilere sahiptir. Bu hataların yanı sıra iç yapıda artık gerilimler oluşmaktadır. Artık gerilimlerin birikmesi bünyede çatlak oluşumunu sağladığı literatürden bilinmektedir [26].

Şekil 3.3.'te lazer eklemeli imalat ile üretilen metalik malzemelerdeki tipik metalurjik kusurların görüntüsü yer almaktadır.



Şekil 3.3. Lazer eklemeli imalat ile üretilen metalik malzemelerdeki tipik metalurjik kusurlar [12][13]

4. LİTERATÜR ÇALIŞMALARI

Qui ve ekibi, metalik bir malzemenin SLM sırasında lazer tarama stratejisi ve yeniden eritmenin yüzey yapısı ve gözeneklilik gelişimi üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Lazer tarama stratejisi, giriş enerjisi yoğunluğunu ve önceki katmanın yeniden ergime derecesini büyük ölçüde etkilemediği ve bu nedenle gözeneklilik seviyesini önemli ölçüde etkilemediğini gözlemlemişler. Bu nedenle, lazer gücü / enerji yoğunluğu, SLM sırasında gözeneklilik gelişiminde lazer tarama stratejisinden daha baskın bir rol oynayacağını belirtmişlerdir [16].

Lu ve ekibi, SLM ile üretimde farklı ada tarama stratejilerini incelemişlerdir. Enine kesit tarama stratejisinin çatlaksız bir yüzey oluşturmak için uygun olduğunu bulmuşlardır.

Amal ve ekibi, tel ark eklemeli imalatı ile farklı tarama stratejilerini incelemişlerdir. Yaptıkları çalışmada, sıcaklık evriminin bozulma ve artık gerilmelerde kayda değer farklılıklara nasıl neden olabileceğini anlamak için tel ark eklemeli imalat sürecinin, farklı yol planlama biriktirme stratejilerini karşılaştırmak için Simufact Kaynak 6.0'daki sonlu elemanlar yöntemini kullanmışlardır. Sonuç olarak spiral tarama stratejisinin soğuma hızının daha yavaş olması nedeniyle en az artık gerilmenin ve bozunma eğiliminin de bu sistemde görüldüğünü göstermişlerdir [34].

Zhao ve ekibi, uygulanan tarama stratejisi ile termal döngünün doğrudan lazerle biriktirilmiş H13 takım çeliğinin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Ortaya çıkan termal döngünün tarama stratejisi ile doğrudan etkilendiğini ve termal döngünün iç yapı ve mekanik özellikleri etkilediğini bildirmişlerdir [38].

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Kullanılan Malzemeler

Deneysel süreçte kullanılan numuneler, lazer metal biriktirme yöntemi ile üretilmiştir. Numunelerin biriktirme bölgesi malzemesi olarak kullanılan PH 13-8 Mo paslanmaz çelik tozuna ait ağırlıkça % kimyasal kompozisyonu Tablo 5.1’ de gösterilmektedir. Altlık malzemesi olarak 1050 çeliği kullanılmıştır. Lazer metal biriktirme prosesinde; lazer gücü(W), tarama hızı(mm/s), toz akış hızı (dev/dakika), ölçü, örtüşme oranı (overlapping), tarama stratejisi, altlık kalınlığı parametreleri değişken parametreler, gaz (Argon) akış hızı (L/dk) ve katman sayısı sabit parametreler olarak Coşkunöz Holding Ar-Ge merkezi bünyesinde üretilmiştir. Üretim parametrelerine ait değerler Tablo 5.2 ve Tablo 5.3’ de verilmiştir.

Tablo 5.1. PH 13-8 Mo tozunun kimyasal kompozisyonu

Elementler (%)	Fe	Cr	Ni	Al	Mo	Si	Mn	C
PH 13-8 Mo	Balans	12,1	9,4	1,55	1,41	0,41	0,40	0,023

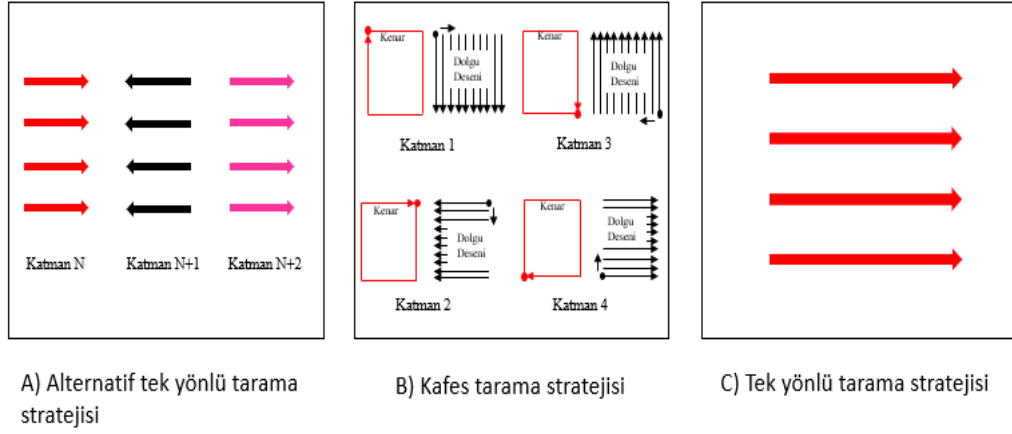
Tablo 5.2. Proses Parametreleri

Blok No	Lazer Gücü (W)	Tarama Hızı (mm/s)	Toz Besleme Hızı (devir/dakika)	Gaz Akış Hızı (liter/dakika)	Örtüşme Oranı (%)
1	1200	7	4	8	35
2	1200	7	4	8	40
3	1200	7	4	8	45
4	1200	8	4,5	8	40
5	1200	7	2,5	8	-
6	1400	9	3,5	8	-

Tablo 5.3. Numunelerinin üretim parametreleri

Blok No	Tarama Stratejisi	Katman Sayısı
1	Alternatif tek yönlü	10
2	Alternatif tek yönlü	10
3	Alternatif tek yönlü	10
4	Alternatif tek yönlü	10
5	Kafes	10
6	Tek yönlü	10

Şekil 5.1.'de bu çalışmada kullanılan tarama stratejileri gösterilmektedir.



Şekil 5.1. Tarama stratejileri

5.2. Mikro Yapısal İnceleme

Numuneler ilk önce 1, 2, 3, 4, 5 ve 6 numaralı bloklar halindeydi daha sonra blokların sol ve sağ bölgelerini incelemek için bloklar testere ile kesildi. Zımparalama ve parlatma proseslerini kolaylaştırmak için numuneler bakalit kalıba alınmıştır.

Mikro-yapı inceleme numuneleri, parlatma cihazı kullanılarak, sırasıyla; Piano 220 ile zımpara (orta su), SiC 600 mikron ile zımpara (orta su), SiC 1200 mikron ile zımpara (orta su) uygulanmıştır. Numune yüzeyi yıkandı, ardından kurutuldu. NAP parlatma diski ve 1 µm tane boyutundaki elmas parlatıcı solüsyon ile parlatılmışlardır.

Numunelerin altlık malzemesine (1050 çeliği), nital dağlacı solüsyonu kullanılarak dağlama işlemi yapılmıştır. Nital dağlayıcı, altlık malzemesi (1050 çeliği) için kullanışlıdır ancak biriktirme bölgesinin dağlanması için yeterli değildir. Bu nedenle, biriktirme bölgesi (PH 13-8 Mo paslanmaz çelik) Marble çözeltisi ile dağlanmıştır. Numunelerin yüzeyi alkol ile temizlenmiş ve mikro-yapı incelemesi yapılmıştır. Dağlanmış numunelerin mikro-yapı karakterizasyonu optik mikroskopta ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile gerçekleştirilmiştir.

5.3. Mikro Sertlik Testi

Numunelerin mikro-sertlik ölçümleri, Future Tech FM-700 mikro sertlik ölçüm cihazında, 100gf (gram force = 0.98 N) bir yükün 10 sn süre ile her numunenin biriktirme bölgesine 12 indent vurularak elde edilen sertlik değerlerinin ortalamasının alınması sonucu hesaplanmıştır.

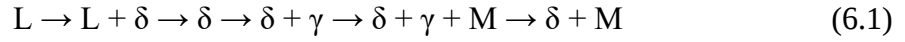
5.4. X- Işını Kırınımı (XRD)

X-ışını kırınım analizleri, $\text{CuK}\alpha_1$ ışınması kullanılarak $2^\circ/\text{dk}$ tarama hızında 30° ila 80° arasındaki 2θ açı aralığında bulunan veriler toplanmıştır. Miniflex600 (Rigaku, Japonya) cihazı ile yapılan XRD analizi biriktirme bölgesindeki fazların oluşumları belirlenmiştir.

6. DENEYSEL SONUÇLAR

6.1. Mikroyapısal Karakterizasyon

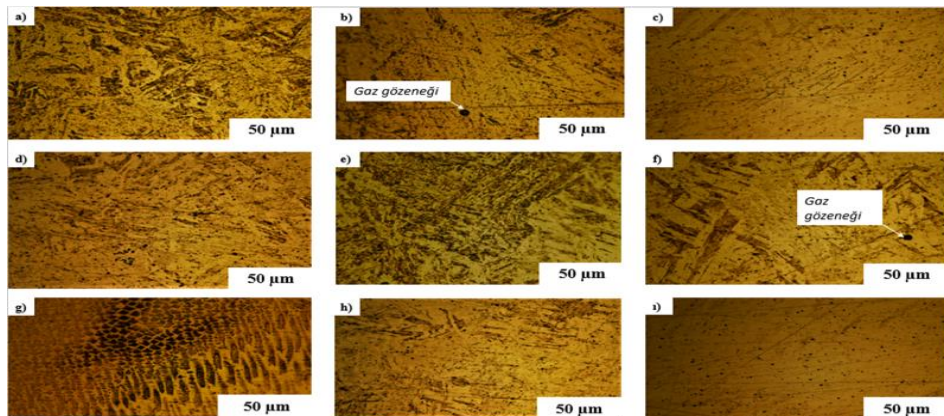
Lazer metal biriktirme işleminde sıcaklığa bağlı PH 13-8 Mo bünyesinde mikroyapının oluşumu, bir PH-SS alaşımı için denklem 6.1’de verilen faz dönüşüm dizisi kullanılarak açıklanır [42]:



Martenzitik yapının oluşumu, hızlı soğumanın etkisiyle östenit fazının (γ) kesme bazlı dönüşüm ile martenzite dönüşmesiyle oluşur. Delta ferrit fazının yüksek sıcaklıkta östenite difüzyon bazlı dönüşümü soğutma hızının yüksek olması ile engellenebilir ve önemli miktarda delta ferrit fazı numune bünyesinde dönüştürülmemiş halde kalır. Bu, oda sıcaklığında artık delta ferrit fazının oluşumunu ve stabil kaldığını gösterir. Ferrit stabilizatörü elementlerin alaşım içerisinde varlığı ile delta ferrit fazının ortam sıcaklığına kadar tutulabilmesine katkı sağlar [42].

6.1.1. Alternatif tek yönlü tarama stratejisinin mikro yapıya etkisi

Alternatif tek yönlü tarama stratejisinde biriktirilen katman, önceki biriken katmana ters yönde taranarak çift yönlü olarak tarama gerçekleştirilir. Numunelerin her biri optik mikroskop altında incelenmiştir. 1.1 numunesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.1’de verilmiştir. 1.1 numunesinde gaz gözenekliliği hataları gözlemlenmiştir. Şekil 6.1’de verilen görsellerin üretim parametreleri açısından incelemeleri Şekil 6.2, Şekil 6.3 ve Şekil 6.4’te verilmiştir.

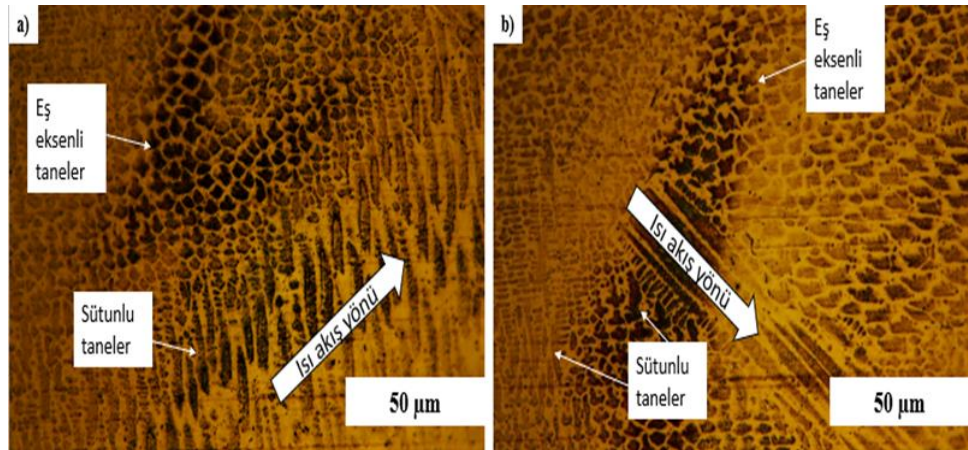


Şekil 6.1. 1.1 Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

Şekil 6.2’de 1.1 numunesinin biriktirme bölgesinin alt kısımlarının 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Lazer metal biriktirme prosesi sırasında, ısı girdisi ilk olarak önceden biriktirilmiş katmanlarda dağıtılır. Bu şekilde erimiş havuzun katılaşması esnasında ısı akış yönü, önceden biriktirilmiş katmanların yüzeyine dik şekilde gelmektedir. Bu yönde sıcaklık gradyanı en yüksek seviyededir. Bu da lazer metal biriktirme işlemi ile üretilen numunelerde aşağıdan yukarıya doğru sütunlu dentritik katılaşmaya yol açar. Şekil 6.2’ de numunenin alt bölgesinin dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Altlık malzeme üzerine birikmeye başlayan metal toz, altlığın sıcaklığına bağlı olarak daha hızlı soğuma göstermektedir. Katman sayısı arttıkça katmanların üst üste eklenmesiyle soğuma hızı düşmektedir.

Şekil 6.2. a’ da 1.1. numunesinin sol alt kısmının 500X büyütmedeki optik görüntüsü yer almaktadır. Burada tercihli büyüme sonrası ısı akış yönüne paralel yönde oluşan hücreler gözlemlenmektedir.

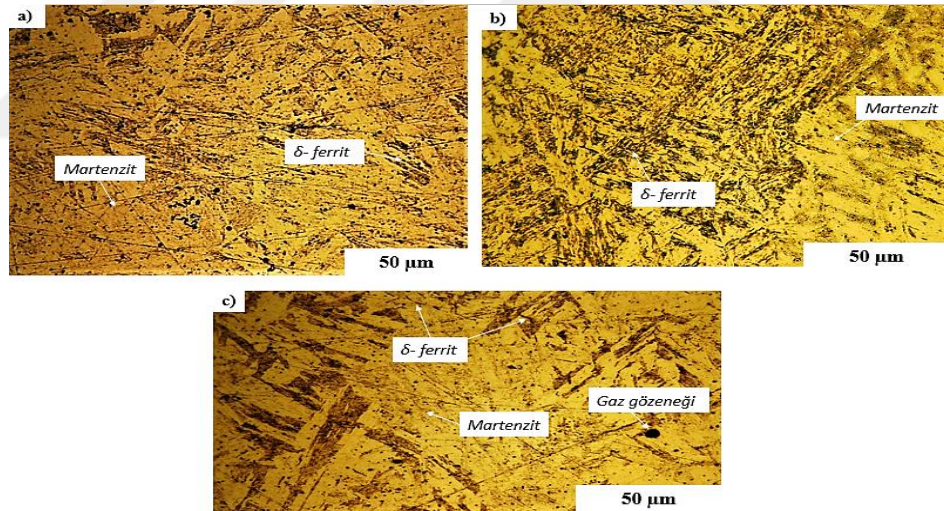
Şekil 6.2. b’de 1.1. numunesinin sağ alt kısmının 500X büyütmedeki optik görüntüsü yer almaktadır. Burada ısıya bağlı yönelen tanelerin oluştuğu ve ikincil dentritik yapılarda artış gözlemlenmektedir. Şekil 6.2 b’de ısı akış yönü olarak belirtilen ok sembolü aynı zamanda numunede oluşan katman çizgisini temsil etmektedir. Lazerin alt katmanla temas ettiği yerde oluşan yapılar büyük sütunlu taneler şeklinde olduğu tespit edilmiştir. Isı akış yönüyle paralel ilerleyen bölgelerde ikincil dentritik yapılar yani sütunlu taneler gözlemlenmiştir. Isı etkisinden uzaklaştıkça taneler küçülerek eş eksenli tane şeklini almışlardır.



Şekil 6.2. 1.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesi en alt tabaka optik görüntüsü

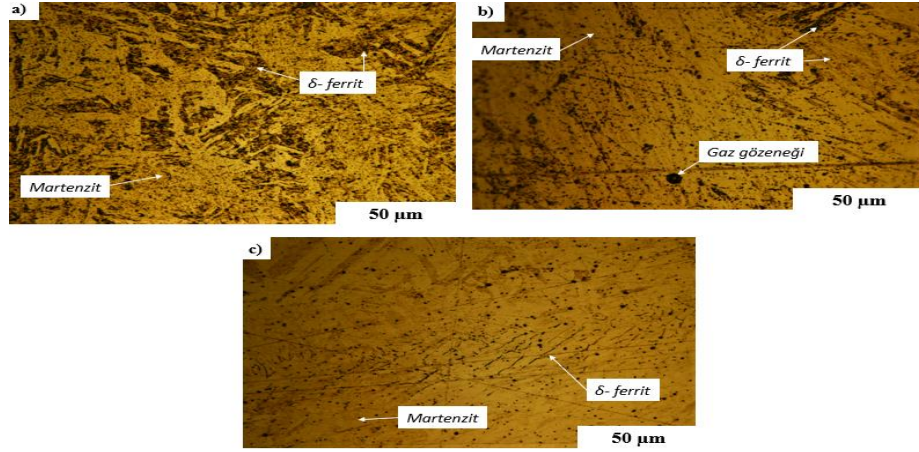
Şekil 6.3.'te 1.1 numunesinin biriktirme bölgesinin orta kısımlarının 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Numunenin orta bölgesinde yoğun δ -ferrit fazı ile martenzit faz oluşumu belirlenmiştir. Açık renkli bölgeler martenzit, koyu renkli bölgeler δ -ferrit fazını göstermektedir. Numunenin solundan sağına doğru δ -ferrit fazının büyümeye başladığı gözlemlenmiştir. Numunenin solundan sağına doğru olan delta ferrit fazındaki büyüme formu, lazer ile tarama yönüne bağlı olarak soğuma hızının numune içerisinde soldan sağa doğru daha yavaş olmasıyla ilişkilendirildi. Numunenin sağ tarafında (şekil 6.3 c) gaz gözenegi hatası gözlemlenmiştir. Literatürden de bilindiği gibi [26], gaz gözenekliliği hatası oluşmasında verilen gazın kalıntı olarak kalması veya ergime noktası düşük olan elementlerin buharlaşması etkilidir.

Giriş enerji yoğunluğunun yüksek olması, erimiş havuzun sıcaklığını artırır. Erimiş havuzun sıcaklığının artması, erimiş havuzda oluşan sıvının viskozitesinin azalmasına neden olur. Böylece, verilen gazdan kaynaklanan gaz kabarcıklarının kaçması daha kolay bir hal alır ve daha az gözenek oluşur.



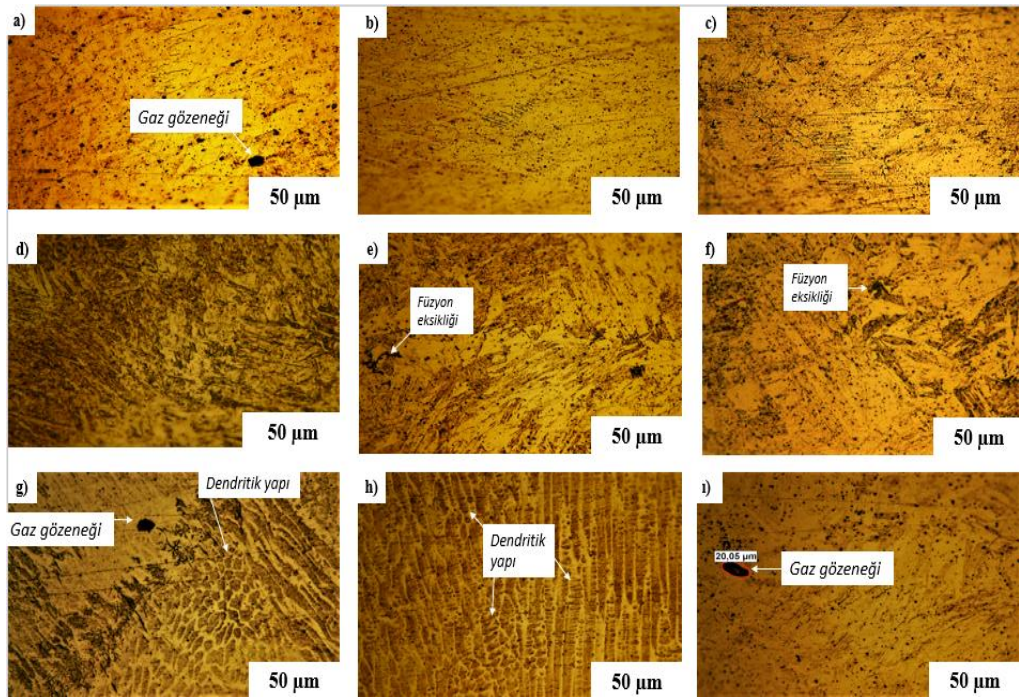
Şekil 6.3. 1.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

Şekil 6.4.'te 1.1 numunesinin biriktirme bölgesinin üst kısmının 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Numunenin üst bölgesinde yoğun martenzit oluşumu ve soldan sağa doğru giderken δ -ferrit fazında orta bölgeye göre (şekil 6.3) bir azalma görülmektedir. Üst katmanlarda oluşan numune sıcaklığının oda sıcaklığına soğuma hızı, martenzit oluşumunu arttırabilecek bir sürede gerçekleştiği şekil 6.4'ten görülmektedir. Üst katmanların orta bölgesinde (şekil 6.4. b) gaz gözenekliliği hatası gözlemlenmiştir.



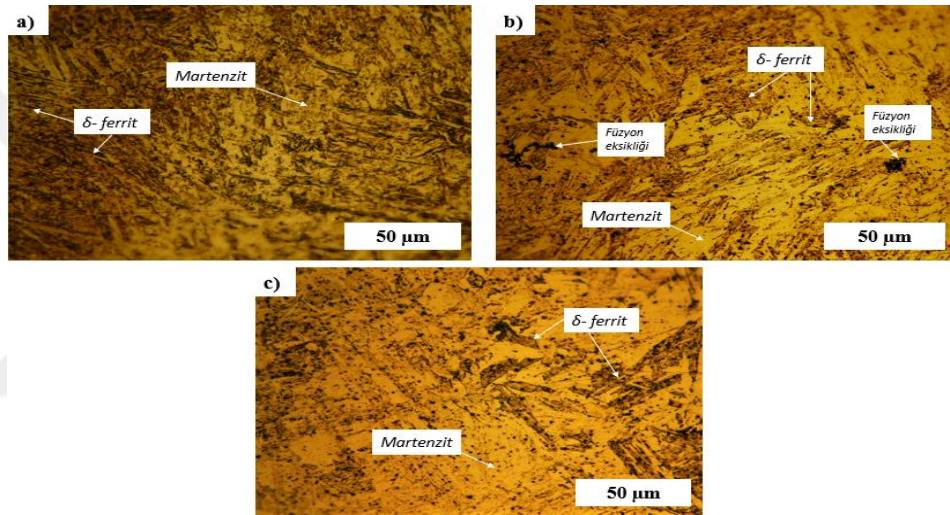
Şekil 6.4. 1.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

Şekil 6.5'te 1.3 numunesinin biriktirme bölgesinin alt, orta, üst bölgelerinin 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.5'te numunenin alt bölgesinin dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Numunenin sol alt (şekil 6.5. g) ve sağ alt (şekil 6.5. ı) bölgesinde gözeneklilik hatasının olduğu gözlemlenmiştir. 1.3 numunesinde gaz gözenekliliği, füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir. Şekil 6.5'te verilen görsellerin üretim parametreleri açısından incelemeleri Şekil 6.6 ve Şekil 6.7'de verilmiştir.

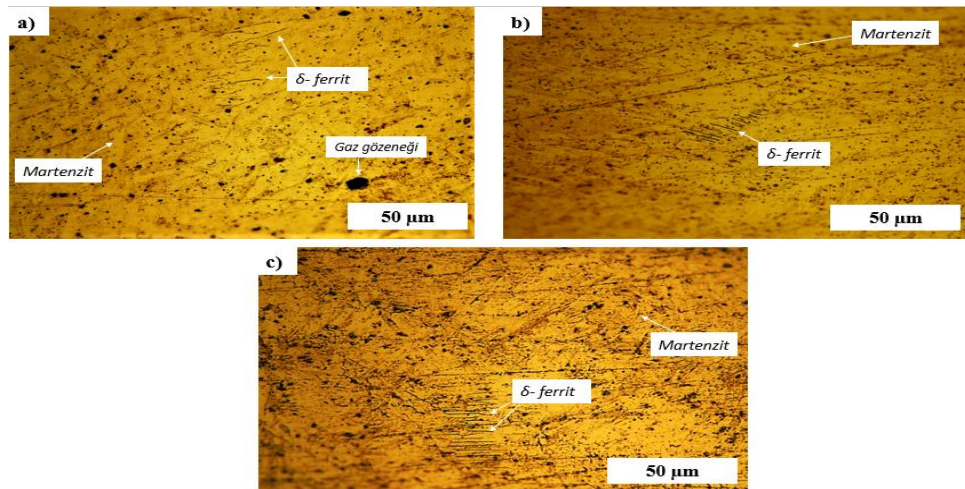


Şekil 6.5. 1.3 Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

Şekil 6.6.'da 1.3 numunesinin biriktirme bölgesinin orta kısımları 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.7.'de 1.3 numunesinin biriktirme bölgesinin üst kısımları 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.4. incelendiğinde orta bölgede δ /ferrit ve martenzit oluşumları gözlenmiştir. Tarama stratejisine bağlı olarak 1.3 numunesinin sağ tarafına gittikçe soğuma hızının arttığı mikro yapıdaki değişimden anlaşılmaktadır. Numune 1.3'te oluşan δ -ferrit fazının mikro yapıda bulunma yoğunluğu, numune 1.1'den (şekil 6.3) daha az olduğu ve martenzit oluşumunda bir artış olduğu gözlemlenmiştir. Numunenin orta bölgesinde füzyon eksikliğinin sebep olduğu gözenek oluşumu tespit edilmiştir.



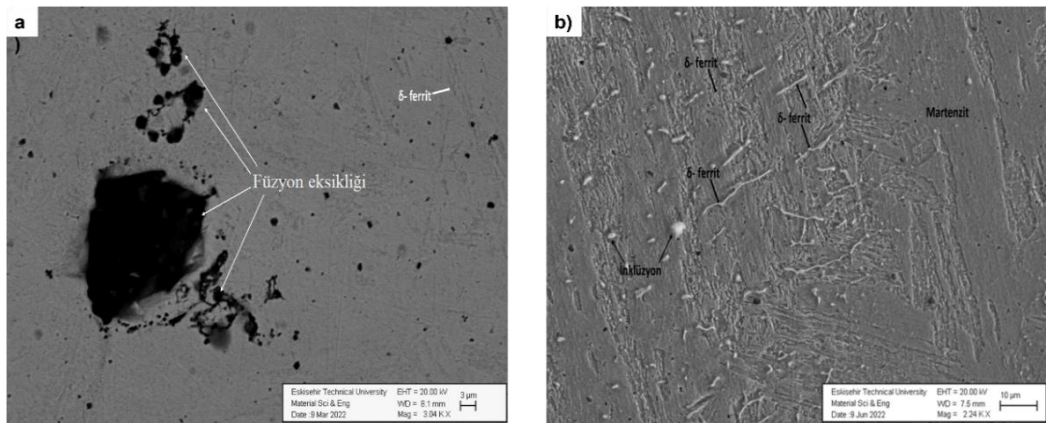
Şekil 6.6. 1.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ



Şekil 6.7. 1.3. Numunesinin üst bölgesinin optik görüntüleri a) sol b) orta c) sağ

Şekil 6.7.' de 1.3 numunesinin üst bölgesinin sol bölgesinden (şekil 6.7. a) sağa doğru gidildikçe (şekil 6.7 b) δ - ferrit oluşumunda artış gözlenmiştir. δ - ferrit fazının yapısı numunenin alt bölgesinden yukarıya çıktıkça daha ince bir form almıştır. Tarama yönüne bağlı olarak numune 1.1'in üst bölgesi (Şekil 6.4) ile 1.3 numunesinin bölgesinin üst bölgesi (şekil 6.7.) kıyaslandığında bloğun solundan sağına doğru gidildikçe daha ince yapıya sahip δ -ferrit oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu durumda bloğun solundan sağına doğru gidildikçe soğuma hızının arttığını göstermektedir. Numunenin sol üst bölgesinde gaz gözenekliliği hatasının oluştuğu gözlemlenmiştir.

Şekil 6.8'de 1.1 ve 1.3. numunelerinde oluşan δ - ferrit ve martenzit fazlarının taramalı elektron mikroskop ile elde edilen görüntüsü yer almaktadır. Soğuma hızına bağlı olarak delta ferrit fazının farklı formlarda oluştuğu gözlemlenmiştir. Vermicular yapılu delta ferrit faz formu Şekil 6.8.'de verilen taramalı elektron mikroskopisi görüntüsünde yer almaktadır [22]. Şekil 6.8. a'da 1.1. numunesinde oluşan füzyon eksikliği hatalarının taramalı elektron mikroskop ile elde edilen bir görüntüsü yer almaktadır. Füzyon eksikliği gözenekleri, toz parçacıklarının ergimesi için yeterli lazer/malzeme etkileşimi süre olmadığı durumlarda gözlemlenir. Bu etkileşim için en önemli üretim parametreleri, lazer gücü, tarama hızı ve toz besleme hızıdır. Bu tez çalışmasında yapılan incelemeler doğrultusunda lazer tarama hızı ve toz besleme hızının gerekli etkileşimi sağlama süresine sahip olmadığı gözlemlenmiştir. 4 devir/dakika toz besleme hızında çalışma yapılabilmesi için tarama hızının daha düşük olması gerektiği gözlemlenmiştir. Tarama hızının düşürülmesi ile lazer/malzeme etkileşimi için gerekli süre sağlanarak mikro yapıda oluşan füzyon eksikliği hataları giderilebilir.

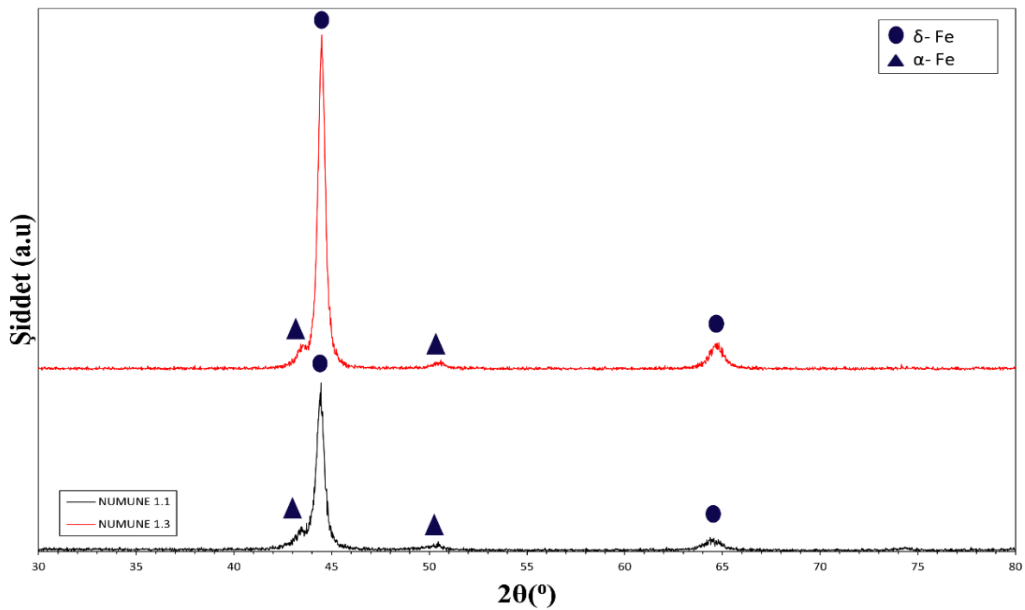


Şekil 6.8. 1.3. numunesi SEM görüntüsü

Literatürden bilindiği üzere östenit fazın gerinim kaynaklı martenzit faza dönüşümü iki şekilde gerçekleşmektedir. Martenzit faz, $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ ya da $\gamma \rightarrow \alpha$ dönüşümleri ile oluşur [48]. ε -martenzit hcp (altıgen kapalı paketli) kristal yapısına sahipken α -martenzit bcc (hacim merkez kübik) kristal yapısına sahip birer martenzit fazıdır. α -martenzit fazının dislokasyonlara bağlı olduğu ve çubuk şeklinde olduğu aynı anda ε /martenzitin granül şeklinde olduğu yapılan araştırmalarda belirtilmiştir. Bununla beraber deformasyon ikizlerinde oluşan ε -martenzit granülleri α -martenzitin tane büyümesini engellediği literatürde vurgulanmıştır [47].

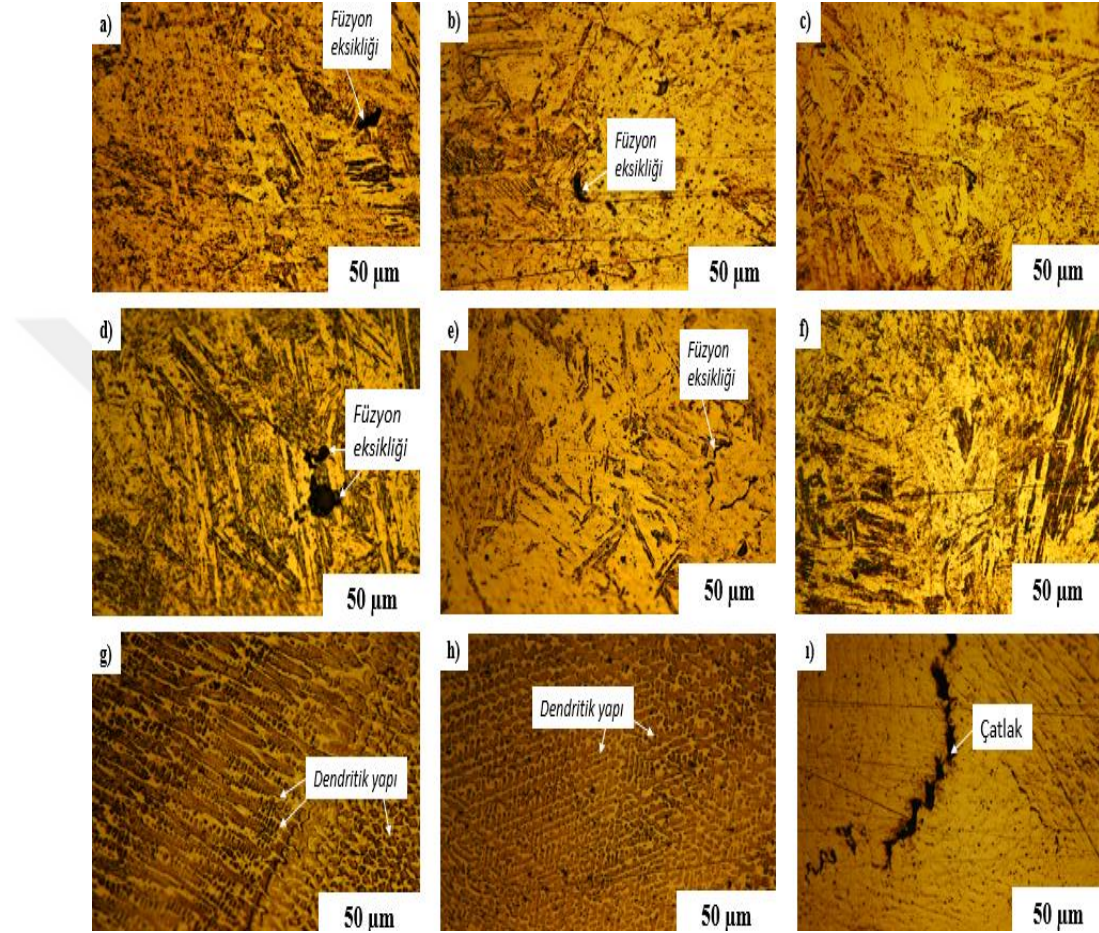
Termal ε -martenzit, birkaç atomik düzlem kalınlığına sahip temel ε -katmanlarının çekirdeklenmesi ve yayılmasıyla geliştiği ve ε -fazı hacim fraksiyonundaki artışın, var olan katmanların kalınlaşması yerine yeni ε -katmanlarının çekirdeklenmesiyle elde edildiği literatürde belirtilmiştir. ε /martenzitin nispeten düşük istifleme hatası enerjisine sahip östenitik çeliklerde bir ara faz olarak oluştuğu sonucuna varılmıştır [43-46].

Numune 1.1 ve 1.3'e ait XRD analiz sonuçları Şekil 6.9.'da verilmiştir. Martenzitin kafes parametresi $a = 2.93 \text{ \AA}$ belirlenmiştir. Numunelerde bulunan α -Fe pikleri, martenzit faz [35] olarak adlandırılmıştır. Bunun yanı sıra δ -Fe pikler, ferrit fazı [22] olarak adlandırılmıştır. XRD analizi sonucu iki numunenin yapısında δ -ferrit ve martenzit fazları bulunduğu gözlemlenmiştir. Numunelerde bulunan α -Fe pikleri, martenzit faz olarak adlandırılmıştır. Numune 1.1 ve 1.3'te δ -ferrit fazı ve martenzit oluşumu olduğu saptanmıştır.



Şekil 6.9. 1.1 ve 1.3 numunelerinin XRD analizi

Blok 2'nin üretiminde örtüşme oranı, blok 1'e göre %5 arttırılarak %40 olarak uygulanmıştır. Şekil 6.10.'da 2.1 numunesinin biriktirme bölgesinin alt, orta, üst kısımlarının 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Örtüşme oranının arttırılmasıyla numunede hata miktarında bir artış gözlemlenmiştir.



Şekil 6.10. 2.1 Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

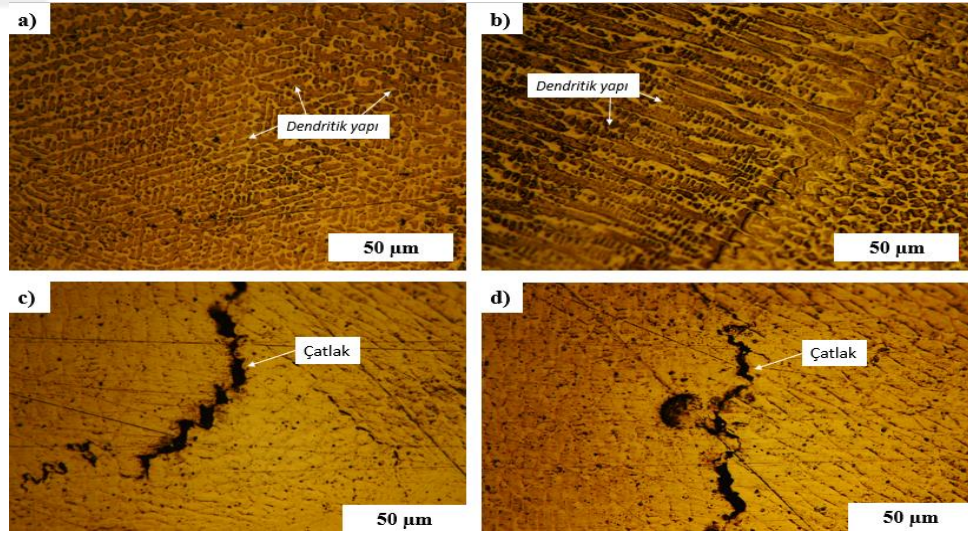
Şekil 6.11'de 2.1 numunesinin alt bölgesinin ikincil dentritik yapıda olduğu görülmektedir. Hızlı soğumanın etkisiyle alt sol ve alt orta bölgelerde ikincil dentritik yapılar oluşmuştur. Artık gerilmeler, eklemeli imalatla biriktirme yapılacak altlık malzemeye ön ısıtma işleminin yapıp yapılmamasına, tarama stratejisi ve tarama mesafesi gibi parametrelere bağlı olarak üretilen parçalarda oluşmaktadır [42].

Katman oluşturulurken alt katmanın yeniden ısıtma işlemi sırasında, yeniden ergiyen bağlanma matrisinde meydana gelen termal strese bağlı olarak sıvılaşma çatlama gerçekleşebilir. Tarama stratejisinin etkisiyle numunede oluşan artık

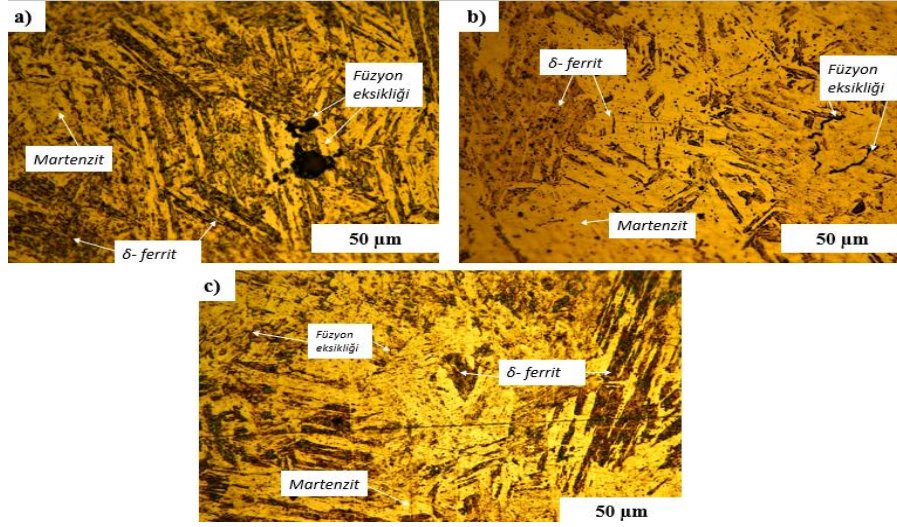
gerilimlerin çatlak hatalarının oluşumuna sebep olabileceği literatürden bilinmektedir [26]. Numune bünyesinde oluşan artık gerilimlerin etkisiyle sağ alt bölgede (şekil 6.11. c,d) çatlak meydana geldiği gözlemlenmektedir. Ön ısıtma sıcaklığını [41] artırarak termal artık gerilimi azaltarak veya tarama stratejisini optimize ederek çatlama azaltılabilir.

Şekil 6.12’de 2.1 numunesinin biriktirme bölgesinin orta kısımları 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.13’te 2.1 numunesinin biriktirme bölgesinin üst kısımları 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.12’ de numunenin sol bölgesinden (şekil 6.12 a), sağa doğru gidildikçe (şekil 6.12 b,c) martenzit oluşumunda artış gözlenmiştir. Numunenin sol bölümünde füzyon eksikliği ve gaz gözeneklilik hatalarının olduğu gözlemlenmiştir.

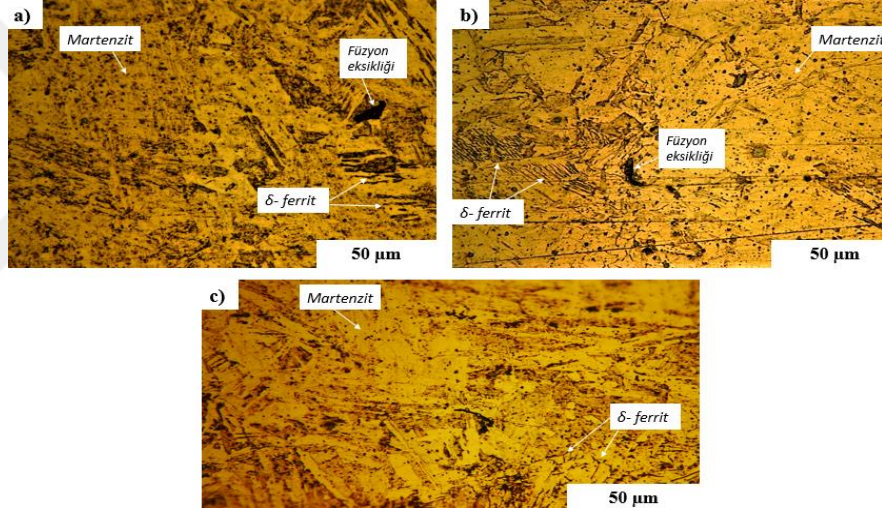
Şekil 6.13’ te numunenin sol bölgesinden (şekil 6.10. a), sağa doğru gidildikçe (şekil 6.13 b, c) martenzit oluşumunda artış, δ - ferrit fazında ince yapı bir oluşum ve azalma gözlenmiştir. Numunenin üst bölümünde genel olarak füzyon eksikliği hatasının olduğu gözlemlenmiştir. Üst katmanda oluşan füzyon eksikliği hataları lazer/metal etkileşim süresinin azaldığını ve katılaşmanın hızlı gerçekleştiğini göstermektedir.



Şekil 6.11. 2.1. Numunesinin alt bölgesinin optik görüntüleri a) sol b) orta c) ve d) sağ

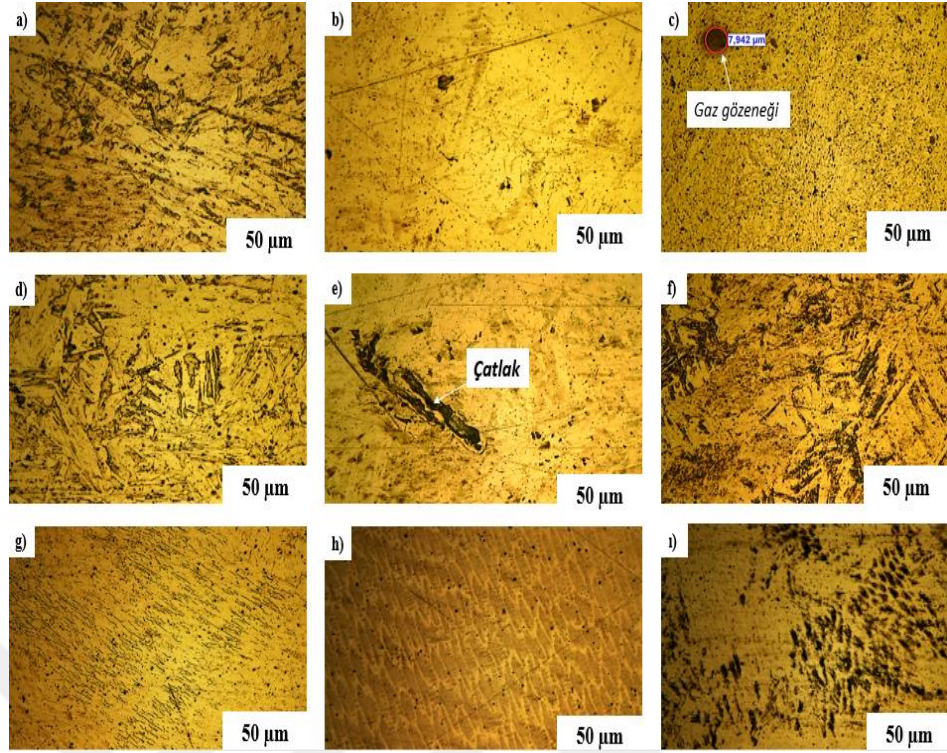


Şekil 6.12. 2.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ



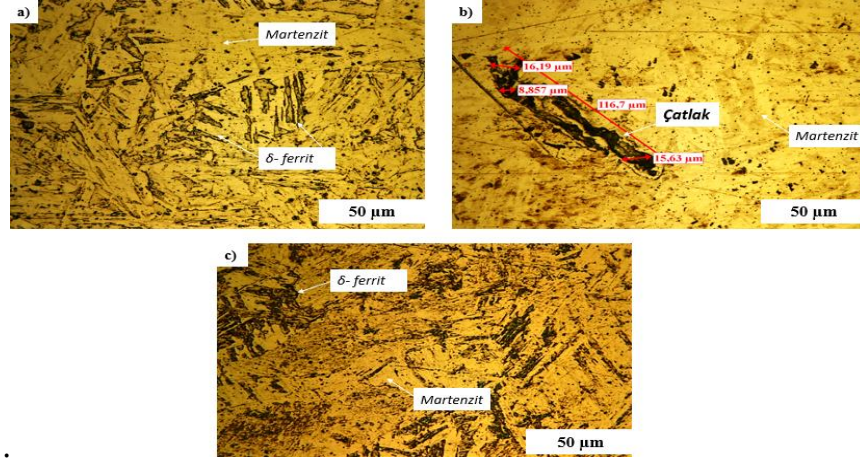
Şekil 6.13. 2.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

Şekil 6.14.'te 2.3 numunesinin biriktirme bölgesinin alt, orta, üst kısımlarının 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Numunenin sol bölgesinde aşağıdan yukarıya doğru gittikçe oluşan delta ferrit fazı büyüme göstermiştir. Sol alt bölgede yüksek miktarda ince delta ferritler bulunmaktadır.

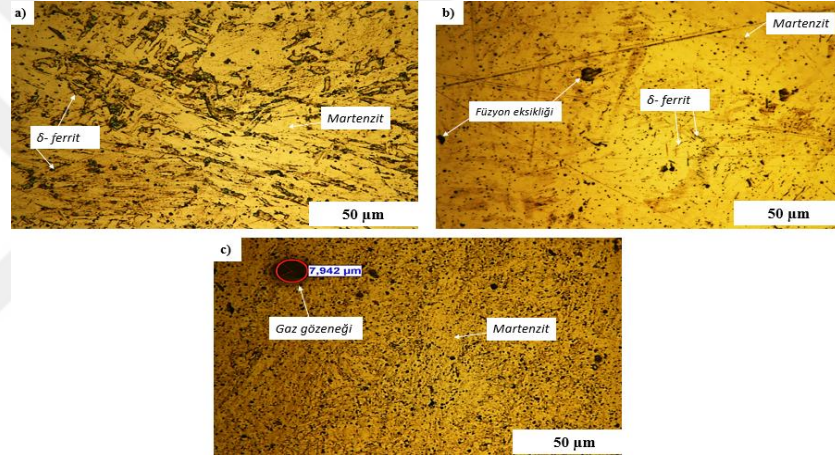


Şekil 6.14. 2.3. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

Şekil 6.15'te 2.3 numunesinin biriktirme bölgesinin orta kısımları 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.16'da 2.3 numunesinin biriktirme bölgesinin üst kısımları 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Şekil 6.15'te numunenin sol bölgesinden (şekil 6.15 a), sağa doğru (şekil 6.15 b, c) gidildikçe, δ - ferrit fazında ince yapılı bir oluşum ve azalma gözlenmiştir. Numunenin orta bölümünde çatlak hatasının olduğu gözlemlenmiştir. Çatlak oluşan bölgede martenzit fazın hâkim olduğu fakat çatlak oluşumunun çevresinde füzyon eksikliği hatalarının olduğu gözlemlenmiştir. Füzyon eksikliği sebebi ile lazer ile etkileşime girmeyen toz partikülleri çatlak hatasının oluşumuna sebep olmuş olabileceği gözlemlenmiştir.



Şekil 6.15. 2.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

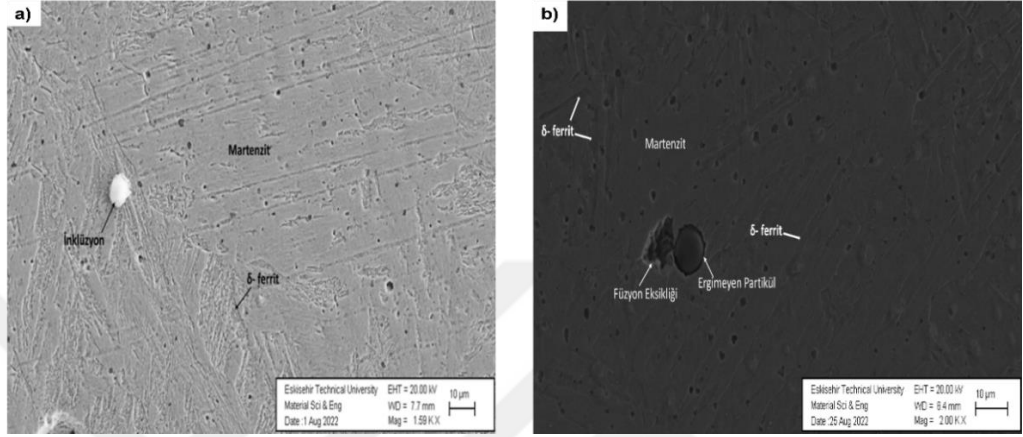


Şekil 6.16. 2.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

Şekil 6.16’ da numunenin sol bölgesinden (Şekil 6.16 a), sağa doğru (şekil 6.16 b, c) gidildikçe, δ - ferrit fazında azalma gözlenmiştir. Tarama yönüne bağlı olarak numune 2.1’in üst bölgesi (Şekil 6.13) ile 2.3 bölgesinin üst bölgesi (Şekil 6.16) kıyaslandığında bloğun solundan sağına doğru δ - ferrit fazının daha ince yapıda olduğu gözlemlenmiştir. Blok 2, blok 1 ile benzer özellik göstermiştir. Üst bölgede füzyon eksikliği ve gaz gözenegi hataları gözlemlenmiştir.

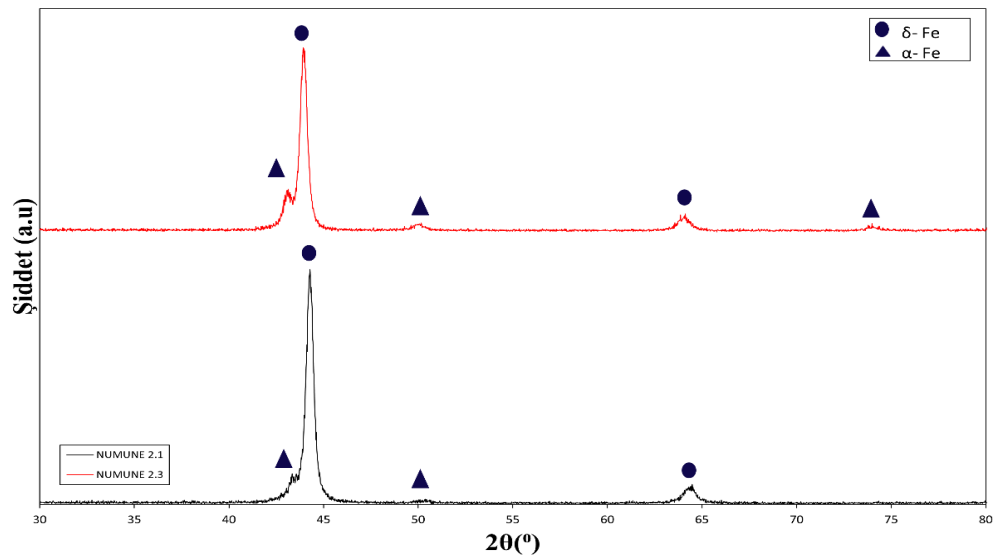
Blok 2, örtüşme oranı %40 olarak üretilmiştir. Blok 2’nin solundan (numune 2.1), sağına (numune 2.3) gidildikçe martenzit fazında bir artış olduğu gözlemlenmiştir. Blok 2 bünyesinde; çatlak, gaz gözenegi, füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir. Blok 1 ile karşılaştırıldığında artan örtüşme oranı ile hata miktarında artış olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Bu durum literatür tarafından desteklenmektedir [6].

Şekil 6.17’de 2.1. ve 2.3. numunelerinin füzyon eksikliği ve gaz gözenekliliği hatalarının taramalı elektron mikroskop ile elde edilen bir görüntüsü yer almaktadır. Numunede inklüzyonlar gözlemlenmiştir. 2.1 numunesinin sol üst bölgesinde delta ferrit ve martenzit fazları oluşumu (Şekil 6.17. a) gözlemlenmiştir. Delta ferrit fazın üst bölgede hacim fraksiyonunun yüksek olması soğuma hızının yavaş olduğunu göstermektedir [42].



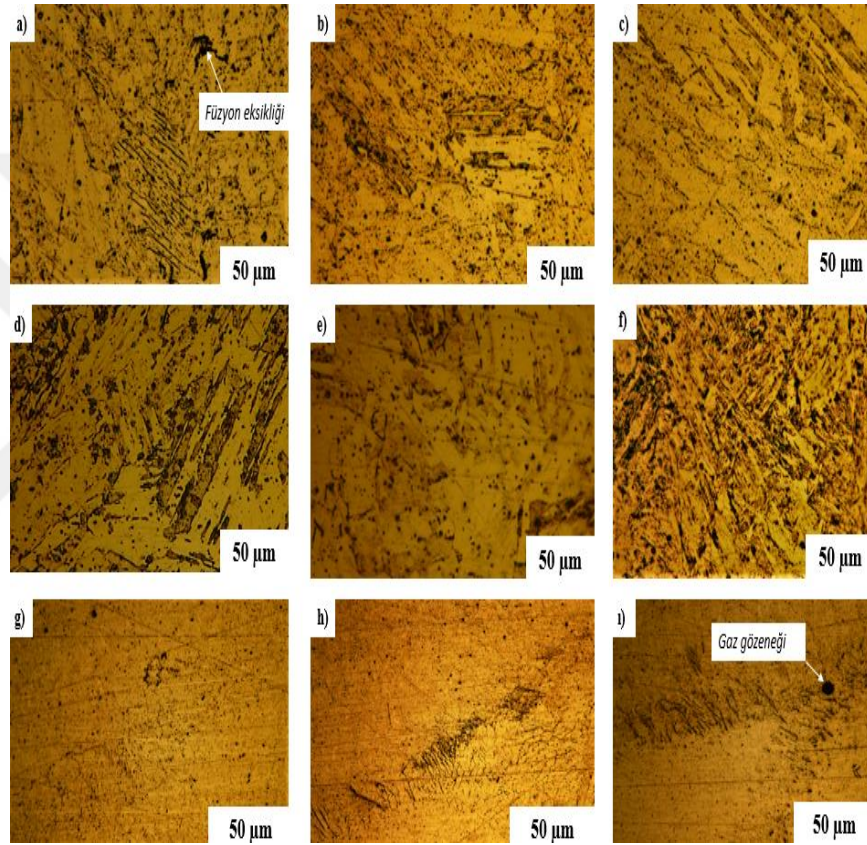
Şekil 6.17. 2.3. numunesi SEM görüntüsü

Numune 2.1 ve 2.3’e ait XRD analiz sonuçları Şekil 6.18’de verilmiştir. XRD analizi sonucu iki numunenin yapısında δ -ferrit ve martenzit fazları bulunduğu gözlemlenmiştir. 2.3 numunesinde 2.1 numunesine göre martenzit oluşumu artmıştır. Numune 1.1 ve 1.3’ e göre artan örtüşme oranıyla beraber 2 numaralı blokta oluşan martenzit oluşumunda artış gözlemlenmiştir.



Şekil 6.18. 2.1 ve 2.3 numunelerinin XRD analizi

Blok 3'ün üretiminde örtüşme oranı, blok 2'ye göre %5 arttırılarak %45 olarak uygulanmıştır. 3.1 numunesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.19'da verilmiştir. 3.1 numunesinde gaz gözeneği ve füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir. Örtüşme oranı arttırılmasına rağmen 2 numaralı bloğa göre mikro yapıda hata oluşumu daha az gözlemlenmiştir. %45 örtüşme oranıyla mikro yapıda süreklilik sağlanmıştır. Bu durum altlık ile biriktirilen malzeme arasındaki metalurjik bağın kuvvetli olduğunu ve mekanik özellikleri de olumlu yönde etkileyecektir.

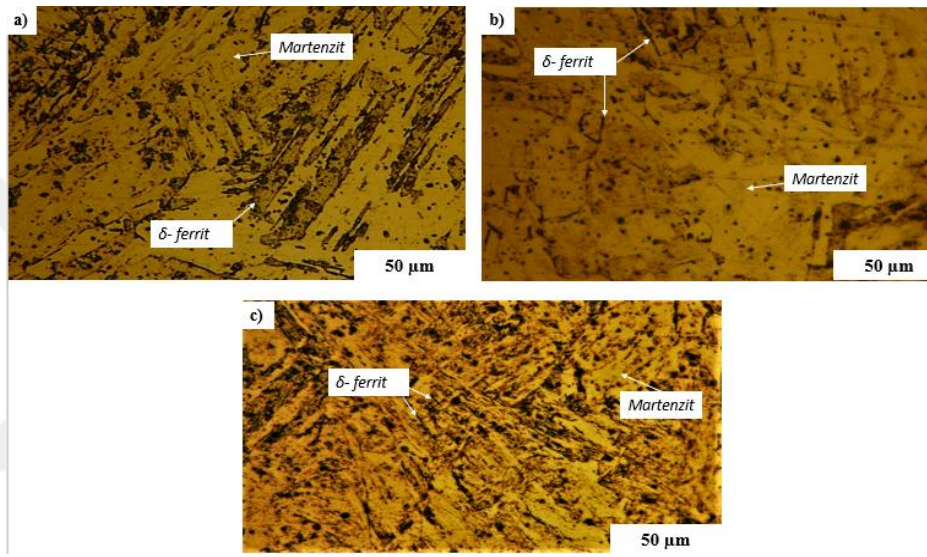


Şekil 6.19. 3.1.Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

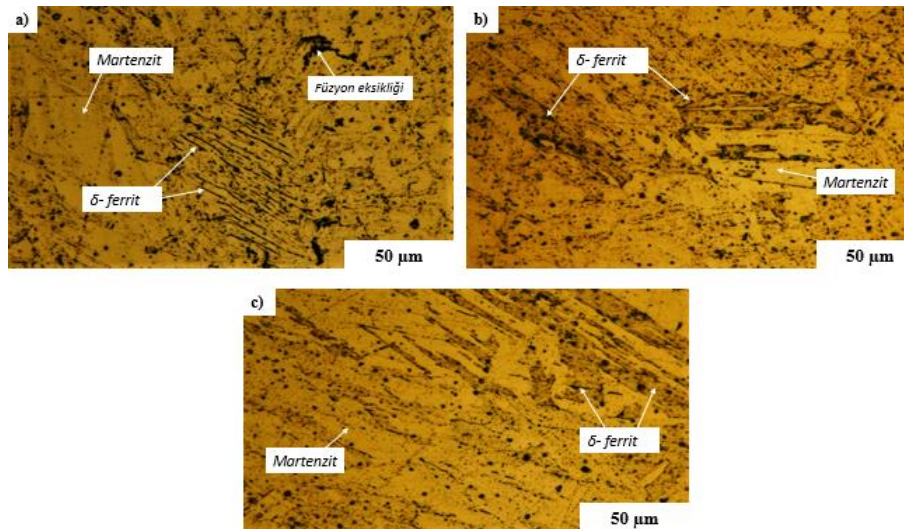
3.1 numunesinin orta bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.20'de verilmiştir. 3.1 numunesinin üst bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.21'de verilmiştir. Numune 3.1'in orta bölgesinde (şekil 6.20), soldan sağa gidildikçe δ - ferrit fazının artış gösterdiği ve yapısının küçüldüğü gözlemlenmiştir.

Numunenin üst bölgesinde (şekil 6.21) soldan sağa gidildikçe δ /ferrit fazının büyüme gösterdiği gözlemlenmiştir. Numunenin sol üst kısmında füzyon eksikliği hatası gözlemlenmiştir. Numunenin orta bölgesinden üste çıkıldıkça mikro yapıda δ -ferrit fazının büyüme göstermesi, 3.1 numunesinde soğuma hızı ve katılaşma hızının daha yavaş gerçekleştiğini göstermektedir.

Numune 3.1'in orta bölgesinden (şekil 6.20) üst bölgesine (şekil 6.21) gidilirken martenzit fazının artış gösterdiği, δ -ferrit fazının oda sıcaklığına kadar taşınabildiği gözlemlenmektedir.

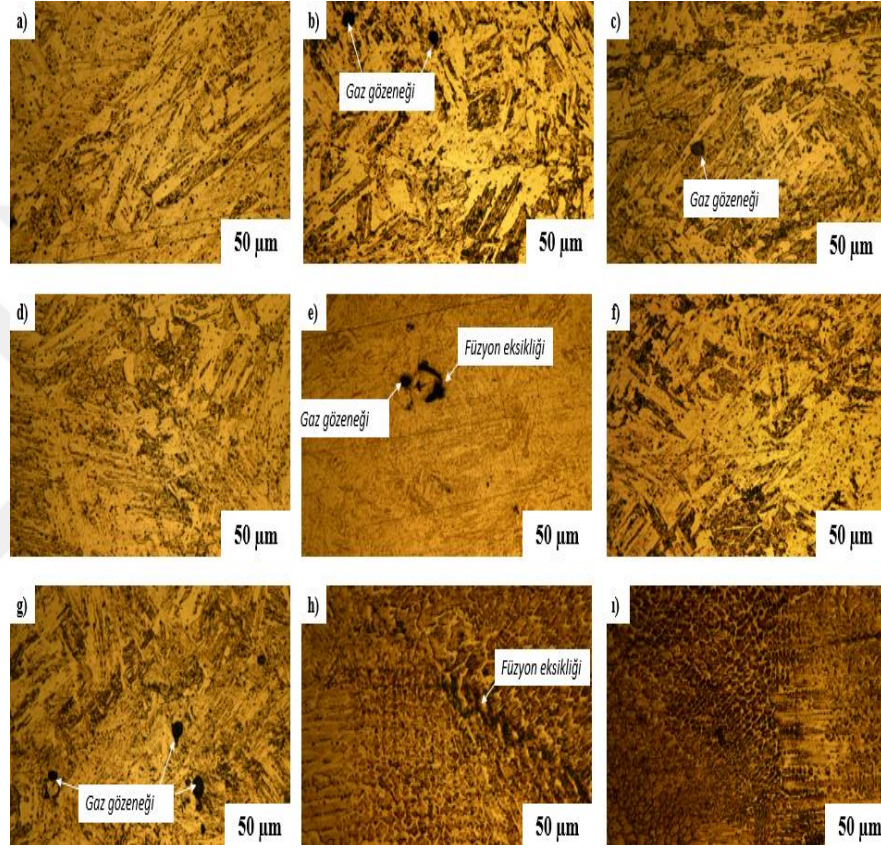


Şekil 6.20. 3.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ



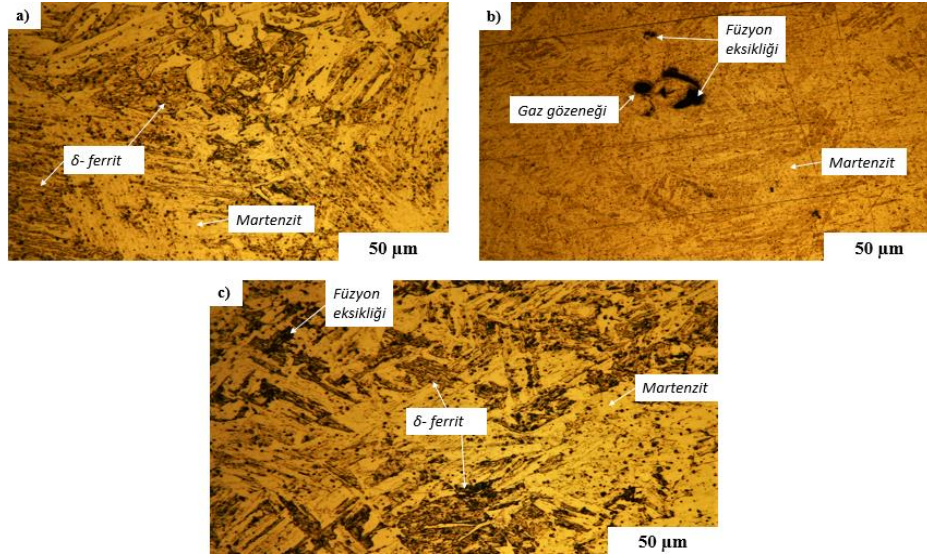
Şekil 6.21. 3.1 Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

3.3 numunesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.22’de verilmiştir. 3.1 numunesinde gaz gözeneği ve füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir. Numunenin alt bölgesinde ikincil dentritik kolların oluşumu gözlemlenmiştir. Hızlı katılaşmada ikincil dentritik kolların arasındaki mesafe kısalmış ve bu dendrit kol aralığı mekanik özelliklerde de numunenin yüksek dayanım sergilemesini sağlar.

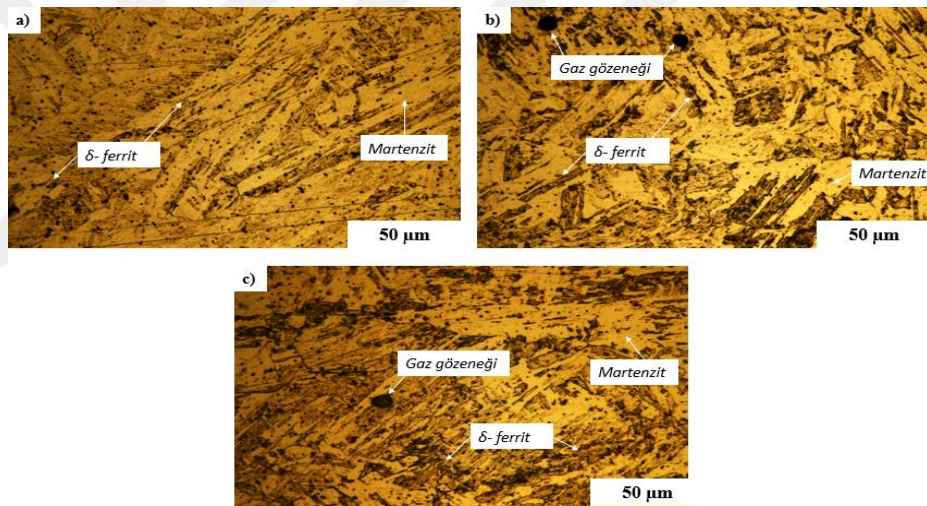


Şekil 6.22. 3.3. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

3.3 numunesinin orta bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.23’te verilmiştir. Numunenin orta bölgesinde soldan sağa gidildikçe füzyon eksikliği ve gaz gözeneği gibi hataların olduğu gözlemlenmiştir. Yapıda martenzitik matris üzerinde oluşan δ - ferrit fazları gözlenmektedir.



Şekil 6.23. 3.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

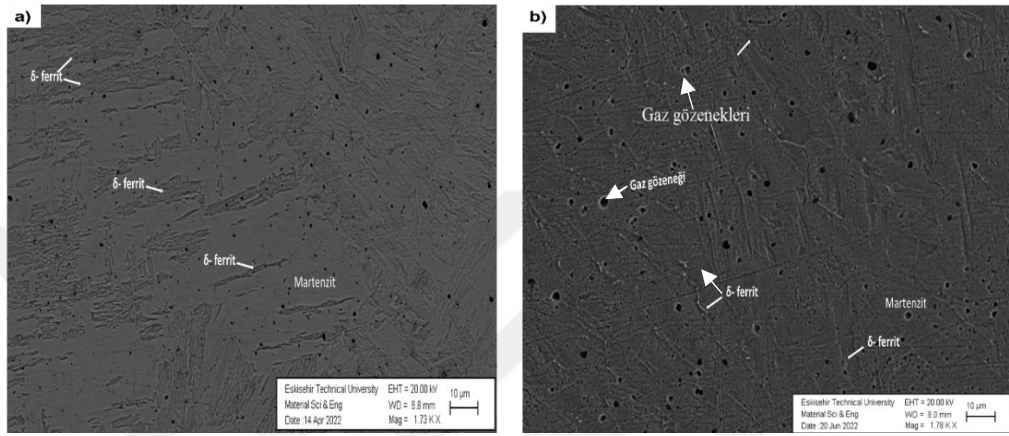


Şekil 6.24. 3.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

3.3 numunesinin üst bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.24'te verilmiştir. Numunenin üst bölgesinde soldan, sağa gidildikçe gaz gözenekleri hatalarının olduğu gözlemlenmiştir. Yapıda martenzitik matris üzerinde oluşan δ - ferrit fazları gözlenmektedir. Numunenin sağ tarafında oluşan δ - ferrit fazı sol bölgeye göre büyük taneli bir yapıya sahiptir.

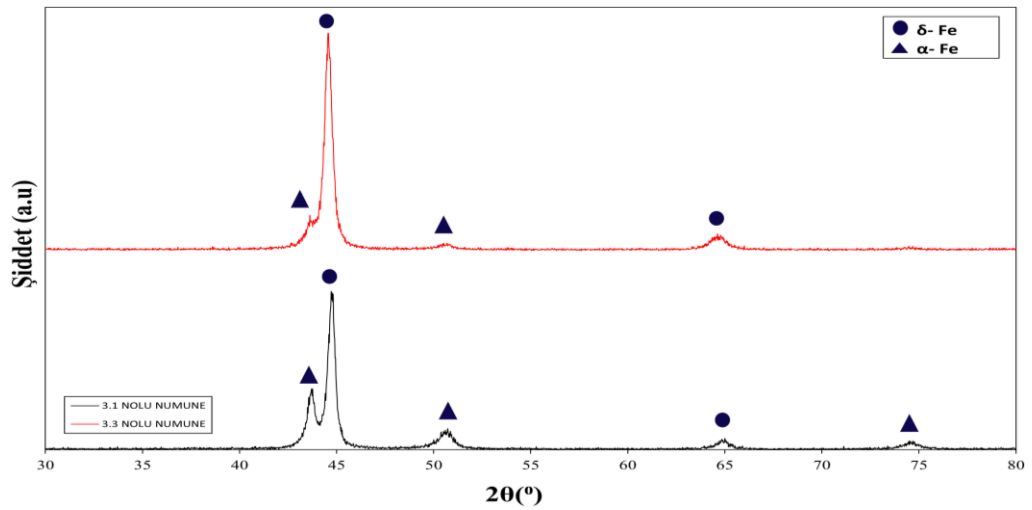
Blok 3, örtüşme oranı %45 olarak üretilmiştir. Blok 3'ün solundan (numune 3.1), sağına (numune 3.3) gidildikçe δ - ferrit fazında bir artış olduğu ve δ - ferrit fazının daha büyük taneler haline olduğu gözlemlenmiştir. Bahsi geçen durumda gaz gözeneklerinin oluşmaya başladığı ve hata miktarında artış olduğu da gözlemlenmiştir.

Şekil 6.25'te 3.1. ve 3.3 numunelerinin taramalı elektron mikroskop ile elde edilen görüntüleri yer almaktadır. Delta ferrit fazının martenzit matrisi içinde farklı yapılar da oluştuğu gözlemlenmiştir. Şekil 6.25. b'de 3.3. numunesinin orta üst bölgesinin taramalı elektron mikroskop ile elde edilen görüntüsü yer almaktadır. Martenzit matris içerisinde, delta ferrit fazının östenite difüzyon bazlı dönüşümünün soğuma hızıyla sağlandığı ve oda sıcaklığına kadar delta ferrit fazının taşınabildiği gözlemlenmiştir.



Şekil 6.25. 3.3. numunesi SEM görüntüsü

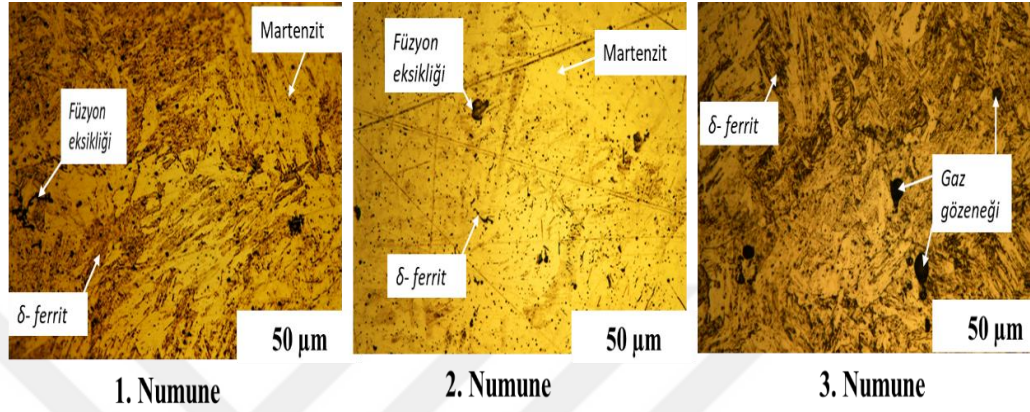
Numune 3.1 ve 3.3'e ait XRD analiz sonuçları Şekil 6.26'da verilmiştir. XRD analizi sonucu iki numunenin yapısında δ -ferrit ve martenzit fazları bulunduğu gözlemlenmiştir. 3. Bloğun sol bölgesinde (numune 3.1) sağ bölgesine göre (numune 3.3) martenzit oluşumu artış göstermiştir. Örtüşme oranının artmasıyla numune mikro yapısında hata miktarında artış olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil 6.26. 3.1 ve 3.3 numunelerinin XRD analizi

6.1.1.1. Alternatif tek yönlü tarama stratejisinde örtüşme oranının etkisi

Numune 1,2, ve 3'ün optik mikroskop görüntüleri şekil 6.27'de yer almaktadır. Örtüşme oranının numuneler üzerindeki etkisinin karşılaştırması Tablo 6.1'de yer almaktadır.



Şekil 6.27. Numune 1,2 ve 3'ün optik mikroskop görüntüleri

Tablo 6.1. 1,2 ve 3. Numunelerin karşılaştırması

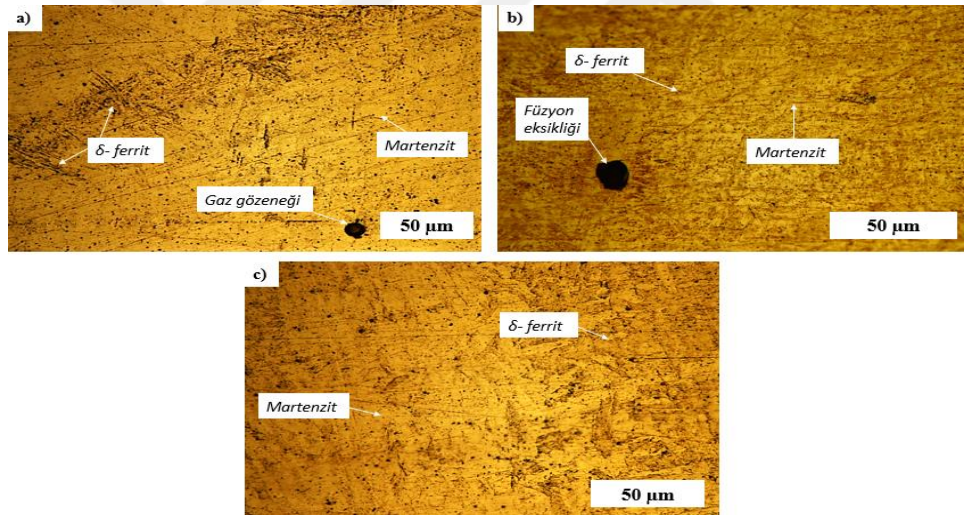
1. Numune	2. Numune	3. Numune
Porozite düşük	Porozite düşük	Porozite yüksek
Füzyon eksikliği düşük	Füzyon eksikliği yüksek	Füzyon eksikliği yüksek
Düşük sertlik	Yüksek sertlik	Düşük sertlik
1.1 Düşük martenzit faz, düşük füzyon eksikliği, yüksek gaz gözenegi hata, düşük sertlik, (37 HRC)	2.1 Yüksek martenzit faz, füzyon eksikliği ve çatlak hata, yüksek sertlik (41 HRC)	3.1 Yüksek martenzit faz, füzyon eksikliği ve gaz gözenegi, düşük sertlik (39 HRC)
1.3 Yüksek martenzit faz, füzyon eksikliği ve gaz gözenegi hata, yüksek sertlik (40 HRC)	2.3 Yüksek martenzit faz, füzyon eksikliği ve çatlak hata, yüksek sertlik (40 HRC)	3.3 Düşük martenzit faz, füzyon eksikliği ve gaz gözenegi, düşük sertlik (38 HRC)
δ- ferrit fazı yoğun	Martenzit fazı yoğun	Martenzit fazı yoğun

Örtüşme oranı, blok 1, 2 ve 3'ün üretim parametreleri arasında farklılık gösteren tek parametredir. Örtüşme oranının artmasıyla beraber numunede oluşan martenzit fazı artış göstermiştir. Artan örtüşme oranının iç yapıdaki porozite ve füzyon eksikliği hatalarını oluşumunu arttırdığı gözlemlenmiştir. Füzyon eksikliği hataları enerji/malzeme etkileşim süresinin azalmasıyla oluştuğu ve porozitenin ise ortamdaki koruyucu gazın sıvı metal içerisinde hapsolmesiyle oluştuğu bilinen hatalardır. Bu durumda artan örtüşme oranı ile soğuma hızının arttığı ve katılaşmanın hızlı olduğu belirlenmiştir.

Şekil 6.28'de 4.1 numunesinin biriktirme bölgesinin orta kısımlarının 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Numunenin sol tarafında gaz gözenegi hatası gözlemlenirken orta kısmında füzyon eksikliğinden kaynaklanan bir gözeneklilik

hatası oluşmuştur. 4.1 ve 4.3 numunelerinin üretim parametreleri blok 1,2 ve 3 ile karşılaştırıldığında, toz besleme hızı 4 dev/dk 'dan 4,5 dev/dk 'ya yükseltile ve tarama hızı 7mm/s'den 8mm/s'ye yükseltile numunelerdir. Toz akış hızının artması ve tarama hızının artması ile lazer/malzeme etkileşim süresi düşecektir. Lazerin etkin bir şekilde metal toza nüfuz etmesi sağlanamadığı için yeterli ergime miktarı sağlanamamıştır. Numunede ergimeyen partiküllerin etkisiyle füzyon eksikliği hatası gözlemlenebilmektedir [26]. Bu numunede gözlemlenen hatalar toz akış hızındaki ve tarama hızındaki artışa atfedilebilir. Bahsi geçen iki üretim parametresinin artması ile metal tozun sıvılaştırılma oranı düşecektir.

Metal tozun sıvılaştırma oranının azalmasıyla tarama stratejisinin etkili olduğu soğuma ve katılaşma süresinin kısa olması, mikro yapıda martenzit oluşum miktarının artmasına ve δ - ferritler fazının daha ince yapılı olmasına sebep olduğu gözlemlenmiştir. Şekil 6.28'de oluşan ince δ - ferritler bu durumu doğrulamaktadır.

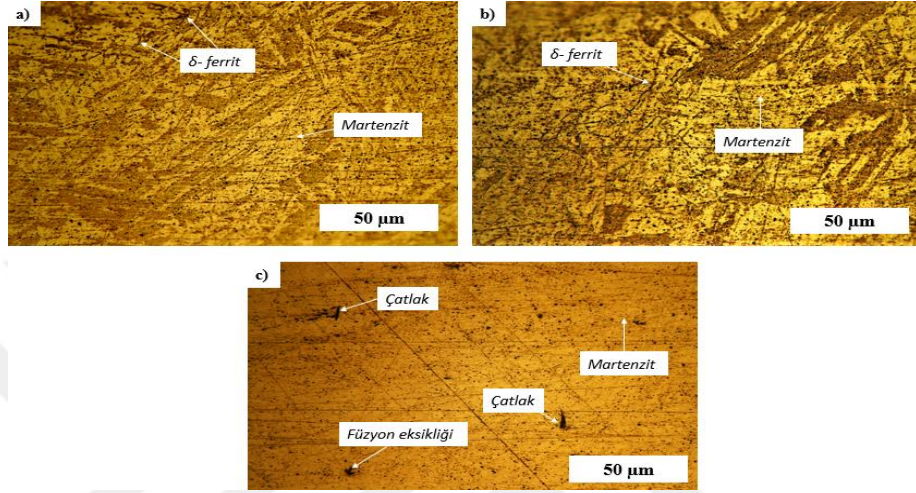


Şekil 6.28. 4.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

Blok 1,2,3 ile karşılaştırıldığında 4 numaralı bloğun orta bölgesinde daha ince yapılı δ - ferrit fazı elde edilmiştir. Tarama hızı ve toz akış hızının artırılmasıyla alternatif tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen 4 numaralı blok, soğuma hızının en yavaş olduğu orta bölgede daha hızlı soğuma özelliği göstermiştir.

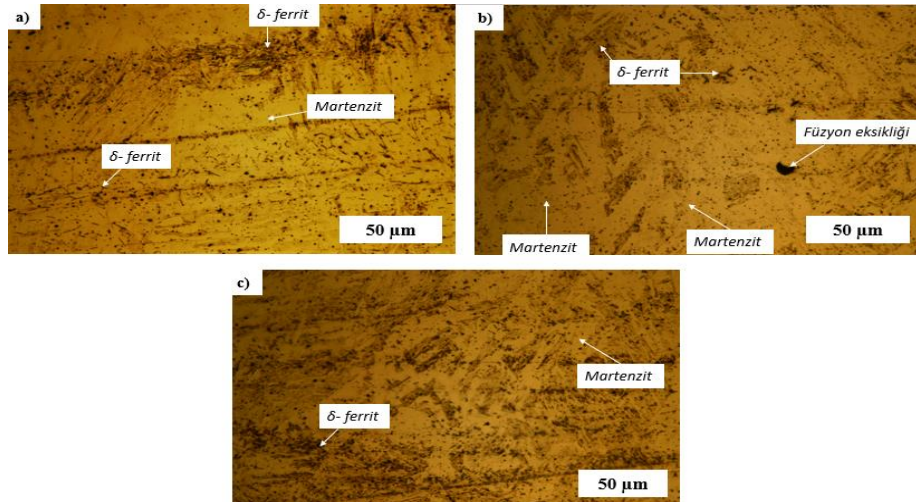
Şekil 6.29'da 4.1 numunesinin biriktirme bölgesinin üst kısımlarının 500X büyütmedeki optik görüntüleri yer almaktadır. Numunenin sağ kısmında çatlak ve füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir. 4 numaralı bloğun üretiminde tarama hızı ve toz

besleme hızının artırılmasına bağlı olarak lazer/malzeme etkileşim süresinin azalmıştır ve numune bünyesinde meydana gelen füzyon eksikliği, çatlak hatalarının oluşumuna sebep olmuştur. 4.1 numunesinin üst bölgesinde orta bölgesine göre (şekil 6.28) daha ince yapılı ve daha yüksek miktarda δ -ferrit oluşumu gözlemlenmiştir. Ana matrisi martenzit fazı oluşturmaktadır.



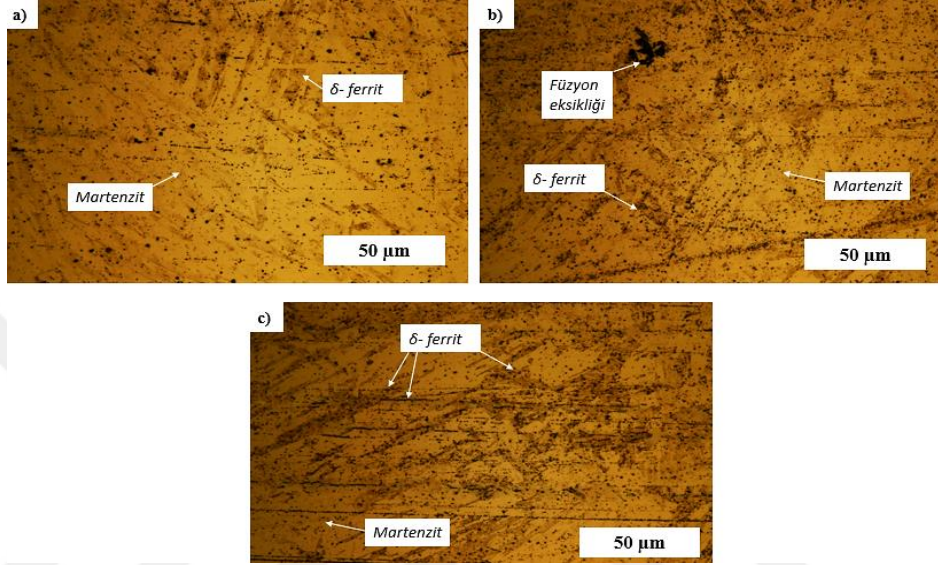
Şekil 6.29. 4.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

4.3 numunesinin orta bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.30'da verilmiştir. Orta bölgede soldan sağa doğru gidildikçe δ -ferrit fazının formunda değişim gözlemlenmiştir. Soğuma hızının yavaşlamasıyla tane büyümesi gerçekleşmiştir.



Şekil 6.30. 4.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

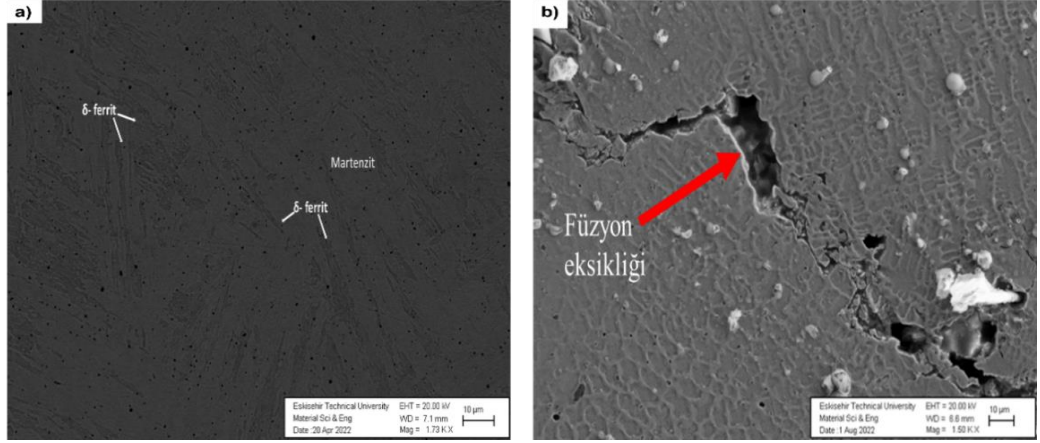
4.3 numunesinin üst bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.31’de verilmiştir. Orta bölge ile (Şekil 6.30), üst bölge (Şekil 6.31) karşılaştırıldığında, üst bölgede daha ince yapılı δ - ferrit fazı gözlenmiştir. Tarama hızı ve toz besleme hızı değişkenlik göstermesine rağmen proseste kullanılan tek yönlü tarama stratejisi delta ferrit fazının üst katmanlarda oda sıcaklığına kadar taşınabilmesini sağlamıştır.



Şekil 6.31. 4.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

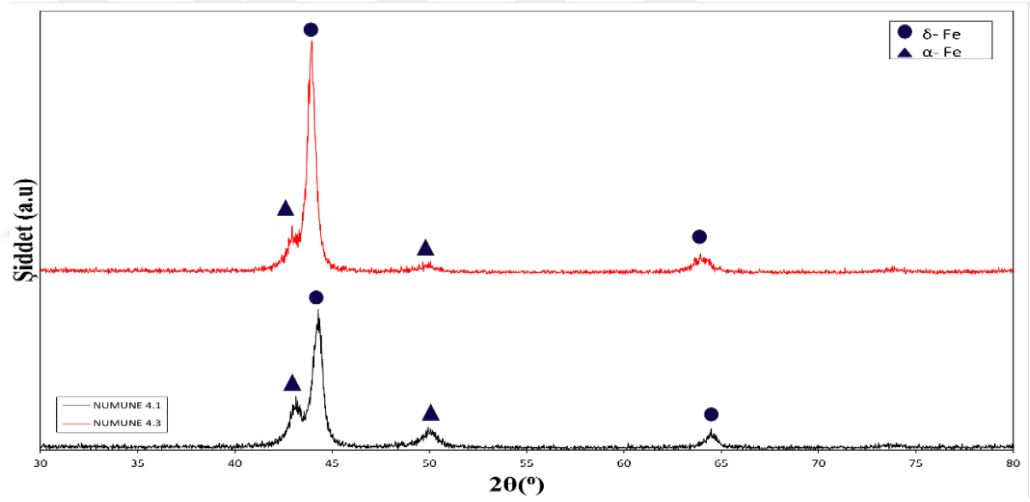
4.3 numunesindeki hata miktarı, 4.1 numunesine göre daha az olduğu gözlemlenmiştir. Bu durumda 4 numaralı bloğun solundan, sağına gidildikçe hata oranı düşmüştür. 4.3 numunesinde δ - ferrit fazında büyüme oluşumu (şekil 6.30 ve şekil 6.31) gözlemlenmiştir.

Şekil 6.32’de 4.1. ve 4.3 numunelerinin taramalı elektron mikroskop ile elde edilen görüntüleri yer almaktadır. 4.3 numunesinde ergimeyen metal toz partikülleri katmanlar arası birleşim sağlanamadığı için çatlak formunda bir füzyon eksikliği hatası oluşturmuştur (Şekil 6.32. b). Bu hatanın numunenin alt bölgesinde olması, düşük füzyon etkisinin metalurjik bağın azalmasına sebep olduğunu göstermiştir.



Şekil 6.32. 4.3. numunesi SEM görüntüsü

Numune 4.1 ve 4.3'e ait XRD analiz sonuçları Şekil 6.33'te verilmiştir. XRD analizi sonucu iki numunenin yapısında δ -ferrit ve martenzit fazları bulunduğu gözlemlenmiştir.

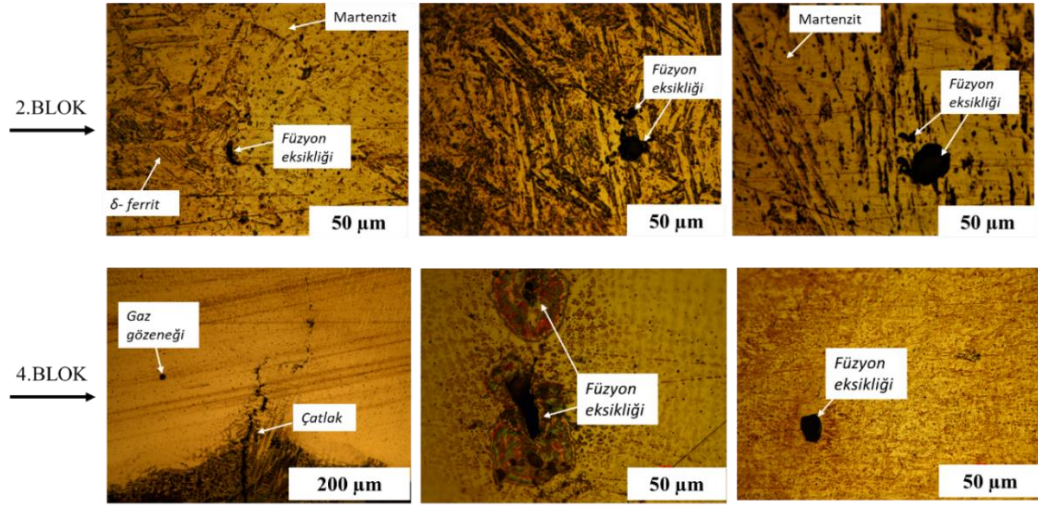


Şekil 6.33. 4.1 ve 4.3 numunelerinin XRD analizi

Blok 1,2,3 ve 4'ün birinci katmanlarının başlangıç noktası sol taraftır ve ikinci katmanlarının başlangıç noktası ise birinci katmanın bitiş noktasıdır. Tarama yönüne bağlı olarak blokların sol bölgeleri daha hızlı soğuma ve katılaşma gösterir. Bu duruma bağlı olarak blokların solu (numune x.1) ve sağ (numune x.3) tarama yönüne bağlı olarak farklı mikro yapı özellikleri sergiledikleri gözlemlenmiştir.

6.1.1.2. Alternatif tek yönlü tarama stratejisinde tarama hızının etkisi

Numune 2 ve 4'ün optik mikroskop görüntüleri şekil 6.34'te yer almaktadır.



Şekil 6.34. Numune 2 ve 4'ün optik mikroskop görüntüleri

Toz akış hızı, blok 2 ve 4'ün üretim parametreleri arasında farklılık gösteren tek parametredir. Blok 2'nin toz akış hızı 4 devir/ dakika, blok 4'ün toz akış hızı 4,5 devir/dakikadır. Numune 4.1 ile 4.3'ün XRD sonuçlarına (Şekil 6.33) göre artan toz akış hızı ile bloktaki faz oluşumlarının homojen bir hal aldığı tespit edilmiştir.

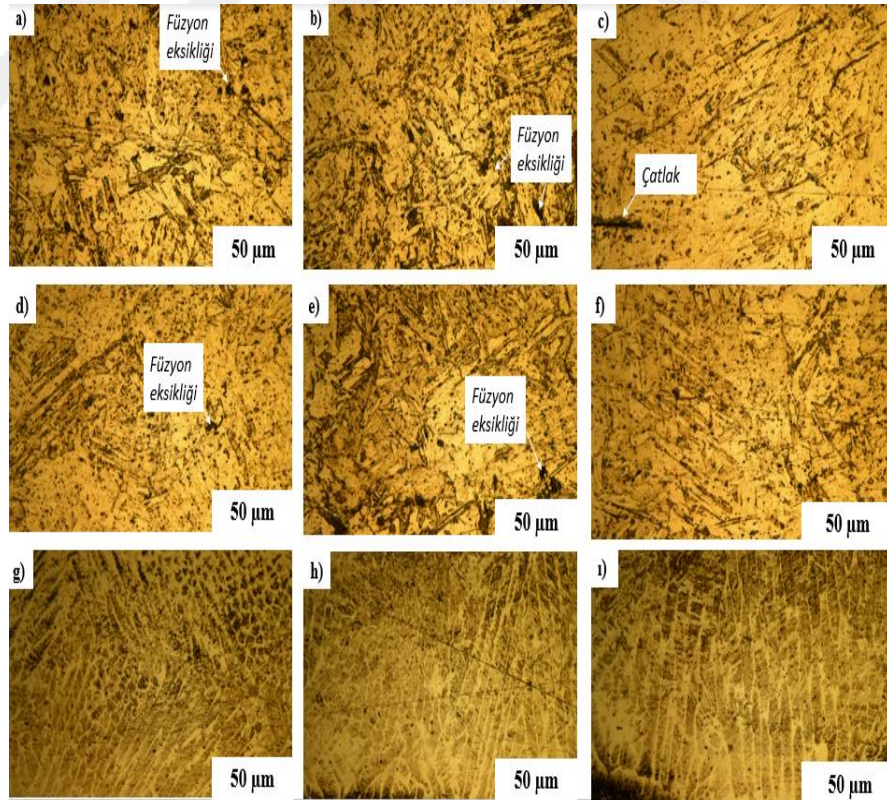
Alternatif tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen bloklar incelendiğinde değişken üretim parametrelerinin mikro yapıda etkili olduğu gözlemlenmiştir. Alternatif tarama stratejisi ile üretilen bloklarda örtüşme oranı, tarama hızı ve toz besleme hızı değişen parametreler arasındadır. Artan tarama hızının yeterli lazer/malzeme etkileşimi sağlayamadığı oluşan füzyon eksikliği hataları ile gözlemlenmiştir. Tarama hızı artırılırken lazer gücünün de artırılması ihtiyaç duyulan füzyon etkisini sağlayacaktır. Tarama hızının değişimine göre katkı maddesi biriktirme işlemini sabit tutmak için toz besleme veya lazer gücü uygun şekilde iyileştirilmelidir.

Bu tarama stratejisi ile üretilen her numunede martenzit ve δ -ferrit fazlarının oluşumu gözlemlenmiştir. Alternatif tek yönlü tarama stratejisi ile 4 blokta delta ferrit fazı oda sıcaklığına kadar taşınabilmiştir. Bu durumda östenit fazın martenzit faza difüzyon bazlı dönüşümünün yüksek soğuma hızı ile engellenmiştir. Alternatif tarama stratejisinin, yüksek soğuma hızı ve katılma hızını sağladığı anlaşılmıştır. Tarama stratejisinin soğuma hızına olan etkisi mikro yapıda oluşan hataları önemli ölçüde etkilediği gözlemlenmiştir. Numunelerin solundan sağına doğru gidildikçe hata miktarında azalmalar olduğu gözlemlenmiştir. Numunelerin iç yapısı mekanik özelliklerini etkilemektedir.

6.1.2. Kafes tarama stratejisinin mikro yapıya etkisi

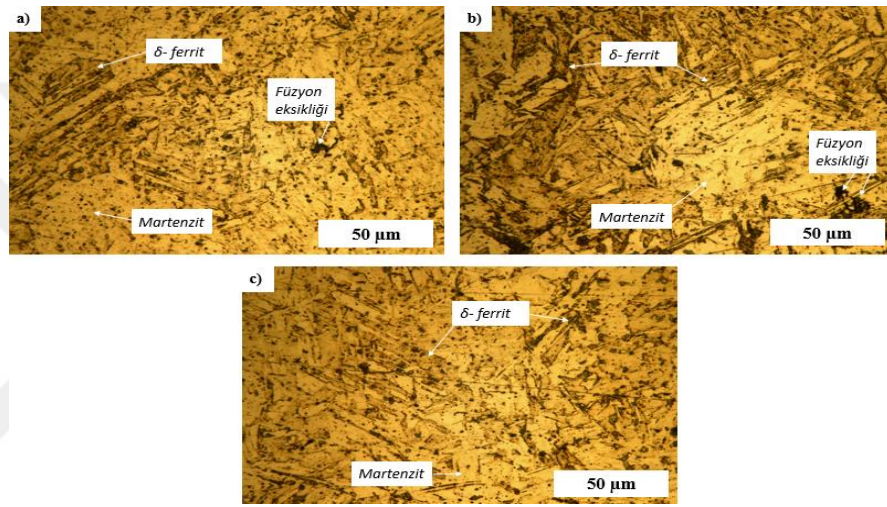
Numune 5.1 ve 5.3 kafes tarama stratejisi ile üretilen blok 5'in sağ (5.3 numunesi) ve sol (5.1 numunesi) bölgeleridir. Kafes tarama stratejisinde tarama yönüne bağlı olarak alt katmanların üst katman tarafından tüm katmanların yüksek oranda tavlanması söz konusudur. Sıcaklık her bir katmanda eşit dağılım göstermektedir. Tarama stratejisi, katmanlardaki sıcaklık dağılımını etkileyerek katılma ve soğuma hızını yavaşlatmasından dolayı numunelerin mikro yapısında bulunan fazların oluşumlarını etkilemektedir.

5.1 numunesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.35'te verilmiştir. 5.1 numunesinde füzyon eksikliği ve çatlak hataları gözlemlenmiştir. 5.1 numunesinin alt bölgesini Şekil 6.35 g, h, ı temsil etmektedir. Alt bölgede sütunlu ve eş eksenli dentritik yapı gözlemlenmiştir. 5.1 numunesinde alternatif tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen numunelere göre dentritik yapı daha fazla sütunlu yapıda bulunmaktadır. Eş eksenli dentritler düşük miktarda oluşum göstermiştir.



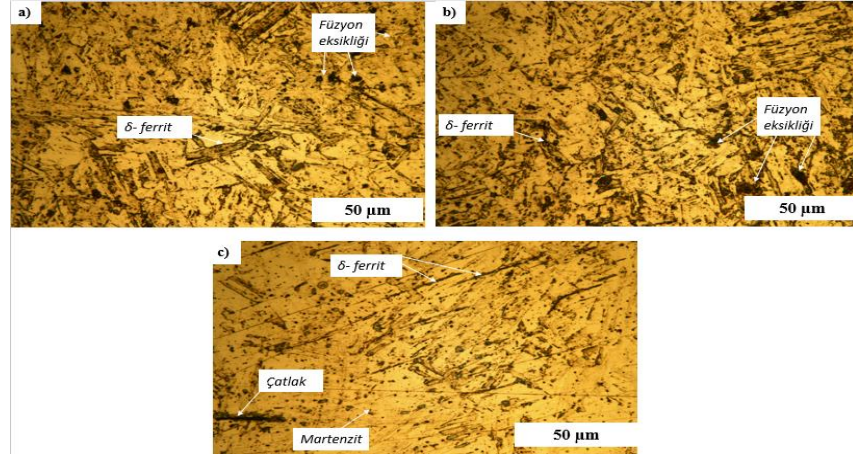
Şekil 6.35. 5.1. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

5.1. Numunesinin optik mikroskopta 500X büyütmede incelenen biriktirme bölgesinin orta bölgesi şekil 6.36’da verilmiştir. Kafes tarama stratejisi ile imal edilen bu numunenin yapısında büyük δ - ferrit fazının mikro yapıya hâkim olduğu gözlemlenmiştir. Blok 5, 2.5 dev/dk toz akış hızına sahiptir. Tozun akışının yavaşlamasıyla sıvılaştırılmış metal miktarı artmaktadır. Sıvılaştırılmış metal miktarının artması, katmanlar arası ısı akışının daha yavaş olması ve katılaşmanın uzun sürede gerçekleşmesine sebep olur. Bu durumda mikroyapının büyük tanelerden oluştuğu ve yapıdaki martenzitin üst katmanlara çıkıldıkça azaldığı Şekil 6.37’de gözlemlenmiştir.



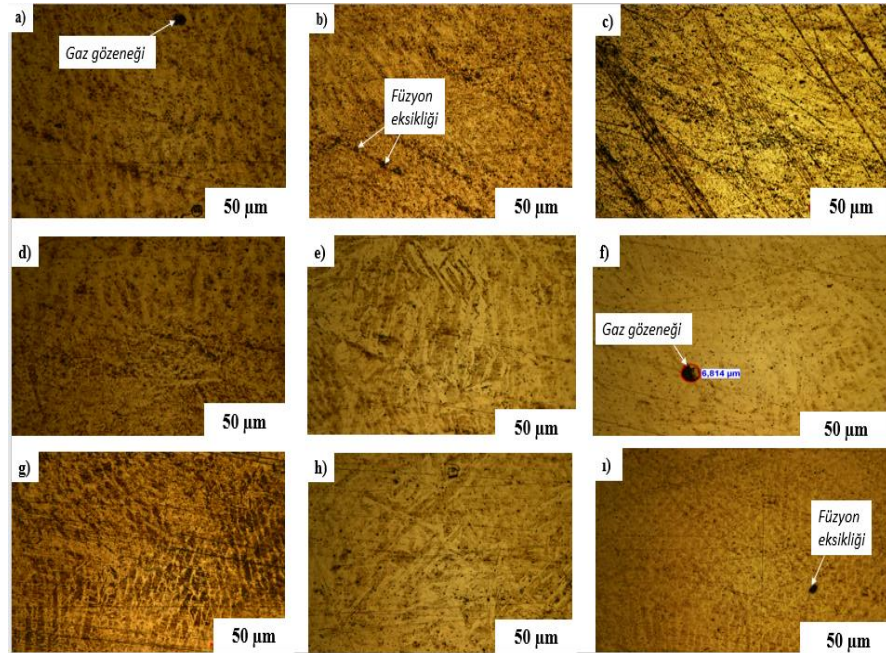
Şekil 6.36. 5.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

5.1. Numunesinin optik mikroskopta 500X büyütmede incelenen biriktirme bölgesinin üst bölgesi şekil 6.37’de verilmiştir. Numunenin üst bölgesi orta bölgesiyle karşılaştırıldığında, üst bölgede artan bir füzyon eksikliği gözlemlenmektedir. Burada alt katmanlar ile yetersiz bağlanma oluştuğu gözlemlenmektedir. Yetersiz bağlanma durumu, enerji/ malzeme etkileşiminin yetersiz olmasından kaynaklandığı için tarama hızına atfedilebilir. Aynı zamanda numunenin üst sağ bölgesinde (şekil 6.37 c) çatlak oluşumu gözlemlenmiştir. Numunenin üst katmanlarında hata oluşumlarının arttığı belirtilebilir.



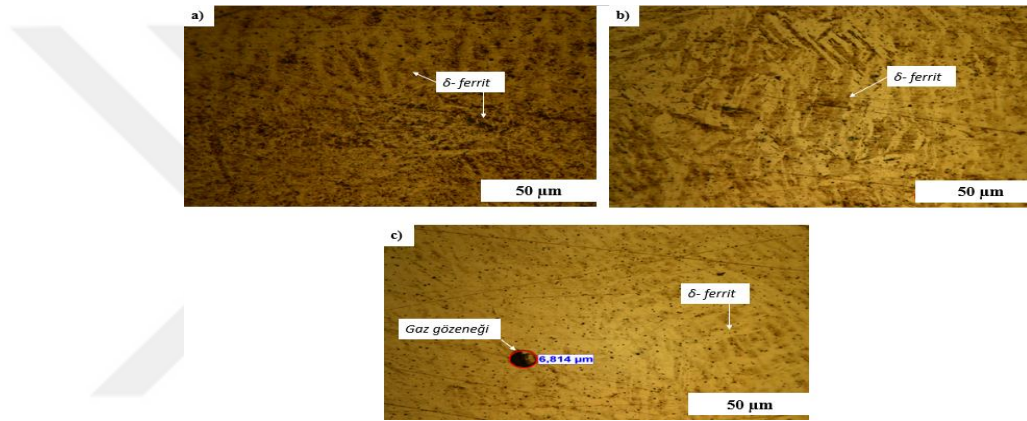
Şekil 6.37. 5.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

5.3 numunesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.38’de verilmiştir. 5.3 numunesinde gaz gözenekliliği, füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir. Numune 5.1 ile karşılaştırıldığında numune 5.3’te daha düşük miktarda hata gözlemlenmiştir. İlk katmanın tarama yönü soldan sağa doğru olduğu göz önünde bulundurulursa 5 numaralı bloğun solundan (5.1 numunesi) sağına (5.3 numunesi) gidildikçe soğuma hızının yavaşladığı, üstteki katmanın alttaki katmanı tavlama etkisiyle füzyon eksikliği hatalarının oluşumunun azaldığı gözlemlenmiştir.

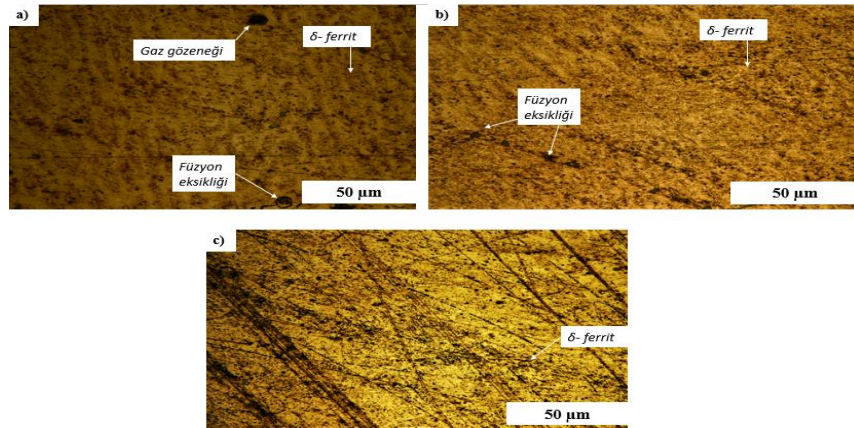


Şekil 6.38. 5.3. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka i) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

Numune 5.3'ün orta bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.39'da verilmiştir. 5.3 numunesinde gaz gözenekliliği hatası gözlemlenmiştir. Mikro yapıya δ -ferrit fazı hakimdir. Tarama stratejisinin sebep olduğu yavaş soğumanın etkisiyle martenzit faz oluşumu gözlemlenmemiştir. Katılaşma yavaş gerçekleşmiştir fakat difüzyon bazlı dönüşümün oluşumunu baskılayabilecek kadar hızlı gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Düşük soğuma hızı δ -ferrit fazının büyük taneler şeklinde oluşmasına sebep olmuştur. Numune 5.3'ün üst bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.40'ta verilmiştir. Yapıya δ -ferrit fazının hâkim oluşu dikkat çekmektedir. Füzyon eksikliği ve gaz gözeneği hataları gözlemlenmiştir.



Şekil 6.39. 5.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

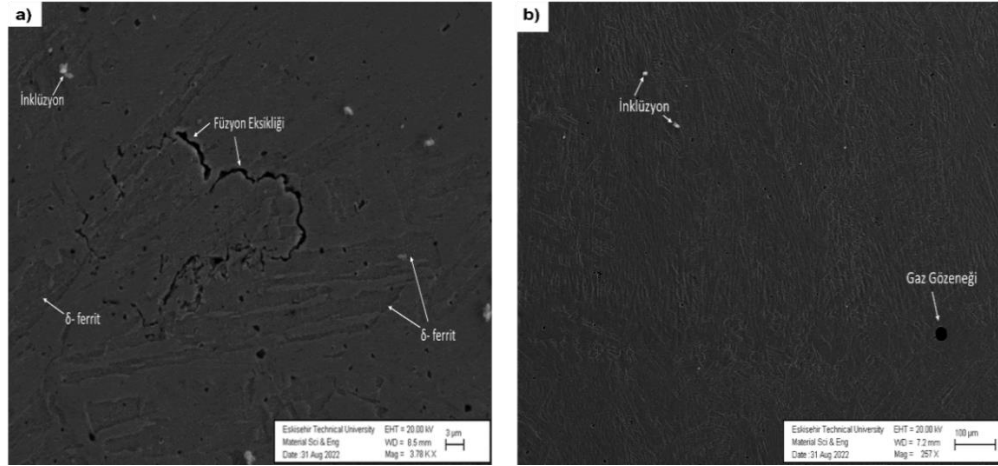


Şekil 6.40. 5.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

5.3 numunesi, 5.1 numunesiyle benzer mikro yapısal özellikler sergilemiştir. 5.3 numunesinin optik görüntüleri incelendiğinde martenzit faz oluşumu sağlanamadığı

gözlemlenmektedir. Yapılan XRD analizi (Şekil 6.42) bu sonucu desteklemektedir. Kafes tarama stratejisi ile üretilen bu numunelerin iç yapısında homojen faz dağılımı gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Kafes tarama stratejisinin, alt katmanların yeniden ergimesini önemli ölçüde etkilediği ve numunede sebep olduğu termal döngü ile numunenin yavaş soğumasına sebep olmuştur. Soğuma hızının yöne bağlı olarak yavaş olması 5.3 numunesinde δ - ferrit fazının oda sıcaklığına kadar taşınması yönünde etkin olurken martenzitik yapı oluşumunu engellediği gözlemlenmiştir. Yavaş soğumanın etkisiyle blok 5'in sol bölgesinden (5.1), sağ bölgesine (5.3) gidildikçe mikro yapıya δ /ferrit fazının hâkim olduğu gözlemlenmiştir.

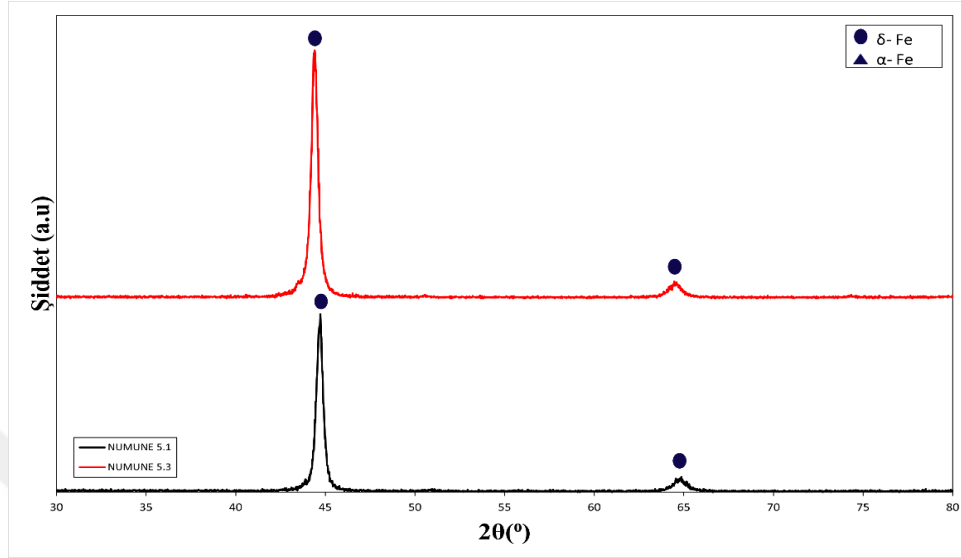
Şekil 6.41 a' da 5.1. numunesinin sağ orta bölgesinde oluşan füzyon eksikliği hatasının taramalı elektron mikroskop ile elde edilen görüntüsü yer almaktadır. Numuneye genel olarak füzyon eksikliği hatası hakimdir. Kafes tarama stratejisi için toz besleme hızı düşük olsa da enerji/malzeme etkileşimi yeterli olmamıştır. 7 mm/s tarama hızına göre 1200 W lazer gücü toz partiküllerini ergitmek için gerekli olan enerji girdisini sağlayamamıştır. Numune bünyesinde sık sık bulunan füzyon eksikliği hatası mekanik özelliklerinde olumsuz yönde etkilenmesine neden olacaktır. Şekil 6.41 b'de 5.3. numunesinin sol üst bölgesinde oluşan gaz gözenekliliği hatasının taramalı elektron mikroskop ile elde edilen görüntüsü yer almaktadır.



Şekil 6.41. 5.3. numunesi SEM görüntüsü

Numune 5.1 ve 5.3'e ait XRD analiz sonuçları Şekil 6.42'de verilmiştir. XRD analizi sonucu iki numunenin yapısında δ -ferrit fazının bulunduğu gözlemlenmiştir. Numune 5.3 bünyesinde martenzit fazı gözlemlenmemiştir. Kafes tarama stratejisiyle üretilen bu numunelerde ısı girdisinin tarama yönü ve bu yöne bağlı yeniden ergimenin

oluşturabileceği etki ile martenzit oluşumu için gerekli olan soğuma hızına ulaşamadığı anlaşılmaktadır. Numune 5.1 ve 5.3'te toz besleme hızı 2,5 dev/dk'dır. Bahsi geçen değerin düşük olması ile numune bünyelerinde tam ergime sağlanabilir.



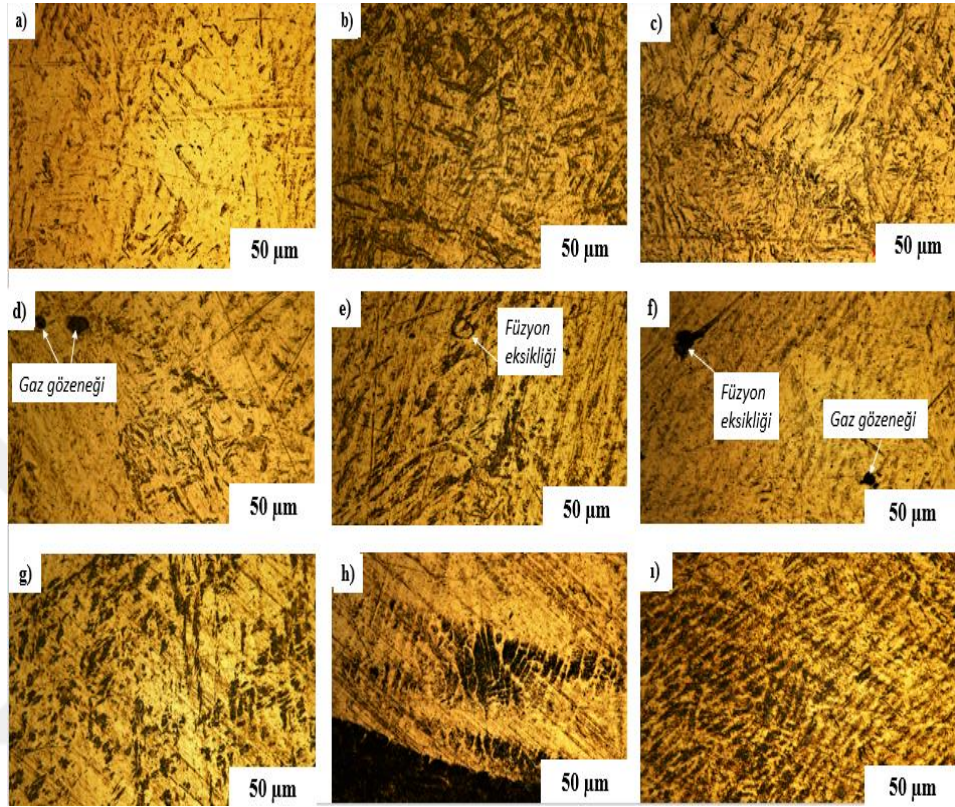
Şekil 6.42. 5.1 ve 5.3 numunelerinin XRD analizi

Kafes tarama stratejisi ile üretilen 5 numaralı bloğun optik mikroskop ile yapılan incelemelerinde tarama stratejisinin etkisiyle yavaş soğuma olduğu ve yavaş soğumanın etkisiyle blok 5'in sol bölgesinden (5.1), sağ bölgesine (5.3) gidildikçe mikro yapıya δ /ferrit fazının hâkim olduğu gözlemlenmiştir. Kafes tarama stratejisinde ısı etkisi her bölgede eşit dağılım sergileyebildiği için bu strateji ile üretilen parçada oluşan mikro yapı benzerlik göstermiştir. Tarama stratejisine bağlı olarak sıcaklığın blok bünyesinden uzaklaştırılmasının alternatif tarama stratejisine göre daha yavaş gerçekleştiği mikro yapısal incelemeler sonucunda gözlemlenmiştir. Tarama stratejisi, mikro yapıda bir bütünlük sağlayabildiği gibi mekanik özelliklerde de bloğun sol tarafı ile sağ tarafı arasında benzer özelliklerin sergilenmesini sağlar.

6.1.3. Tek yönlü tarama stratejisinin mikro yapıya etkisi

Tek yönlü tarama stratejisinde, biriktirme katmanı ile önceki biriken katmanın tarama yönü aynıdır. Numune 6.1 ve 6.3'ün bütün üretim parametreleri diğer numunelerden farklıdır.

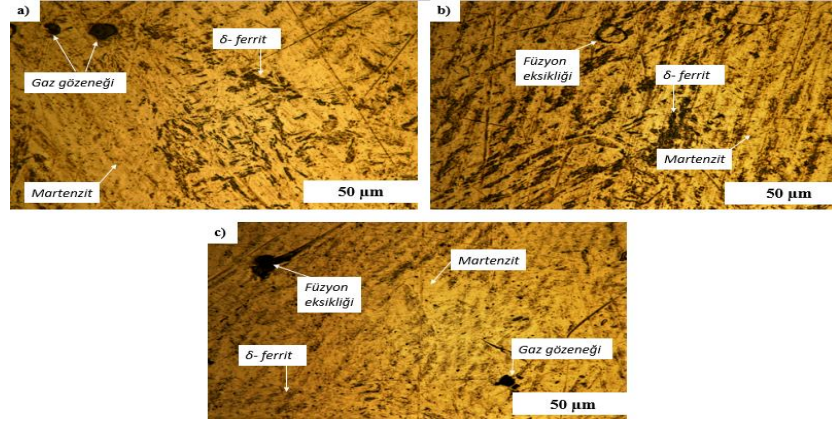
6.1 numunesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.43'te verilmiştir. 6.1 numunesinde gaz gözenekliliği, füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir.



Şekil 6.43. 6.1. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka ı) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

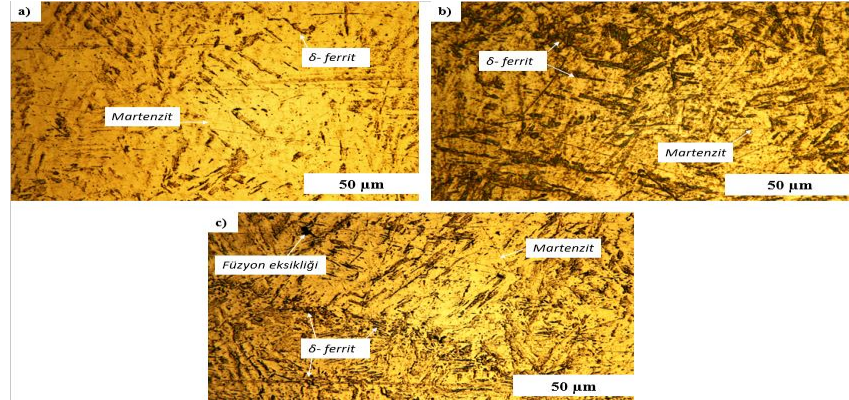
Numune 6.1'in orta bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmedeki görüntüleri şekil 6.44'te yer almaktadır. Lazer gücü 1400 W' a yükseltlen bu numunelerde özellikle orta bölgesinde gaz gözenekliliği ve füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir.

Yüksek lazer gücünün iyi düzeyde toz eritme sergileyebilmesi için, tarama hızının yeterli düzeyde olması ve etkin lazer/malzeme etkileşiminin oluşması gerekmektedir. Burada lazer gücüyle beraber arttırılan tarama hızının (9 dev/dk), bu numune için daha önemli bir parametre olduğu söylenebilir. Daha hızlı tarama ve daha fazla enerji kullanımının prosesin kalitesini arttırmadığı görülmektedir. Tarama hızının düşürülmesi mikro yapıda oluşan hataların azalmasını sağlayacaktır. Farklı tarama stratejisi uygulansa da tarama hızı parametresinin mikro yapı içerisinde oluşan hatalarda önemli bir rol oynadığı gözlemlenmiştir.



Şekil 6.44. 6.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

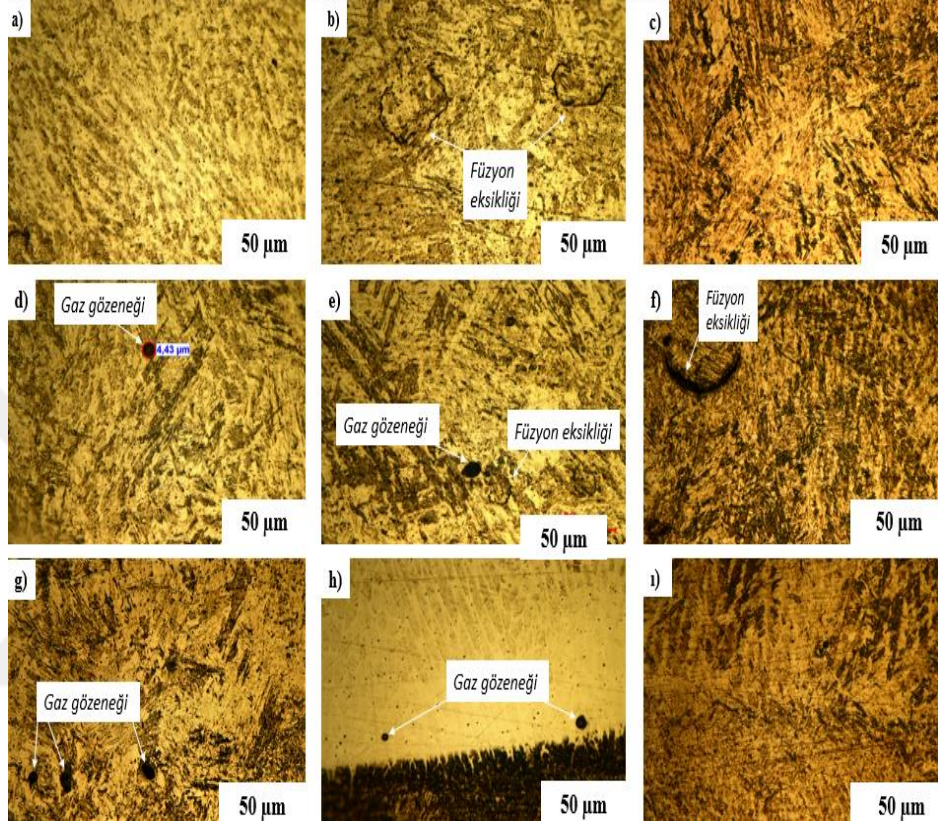
Numune 6.1'in üst bölgesinin optik mikroskopta 500X büyütmedeki görüntüleri şekil 6.45'te yer almaktadır. Numunenin üst bölgesi, orta bölgesi (şekil 6.44) ile kıyaslandığında gaz gözenekli hatasının oluşmadığı gözlemlenmektedir. Numunenin solundan sağına doğru gittikçe delta ferrit fazının hacim fraksiyonunun arttığı gözlemlenmiştir. Bu durum soğuma hızının sol tarafta daha yavaş olduğu ve difüzyon bazlı dönüşümün daha yüksek miktarda gerçekleşerek sol tarafta martenzit fazının baskın olması durumunu açıklamaktadır.



Şekil 6.45. 6.1. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

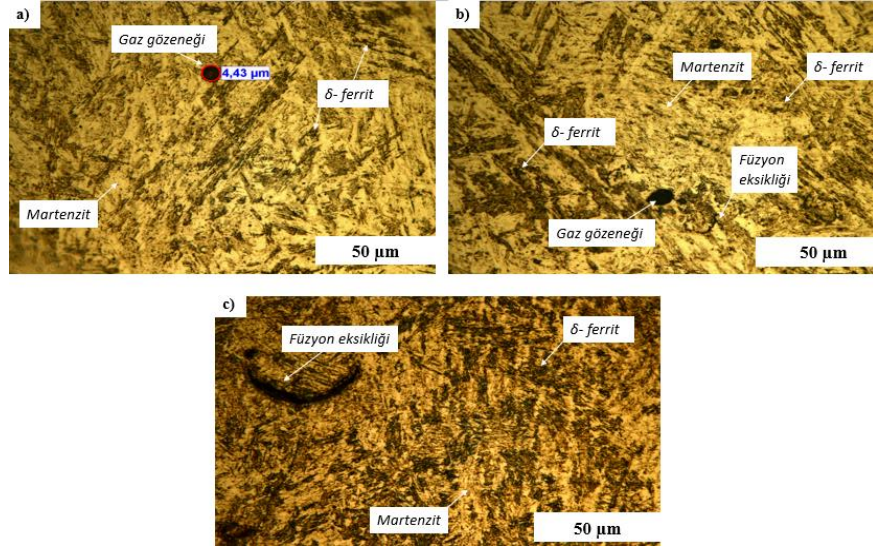
6.3. numunesinin optik mikroskopta 500X büyütmede alınan görüntüleri Şekil 6.46'da verilmiştir. 6.1 numunesinde gaz gözenekliliği, füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir. 6.3 numunesi tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen 6 numaralı bloğun sağ tarafını temsil etmektedir. Soldan sağa doğru ilerleyen tarama yönüne bağlı olarak soldan sağa doğru numunenin soğuma hızı artışı göstermiştir.

Biriktirme bölgesi orta alt tabakada (şekil 6.46 h), altlık ile malzemenin yeterli füzyon etkileşimi gösteremediği birleşme bölgesinde gözeneklilik hatalarının oluşumu ile gözlemlenmiştir. Numunenin ilk katmanında oluşan gaz gözeneği hatası altlık ile biriktirme bölgesindeki metalurjik bağın olumsuz etkilenmesine sebep olur.



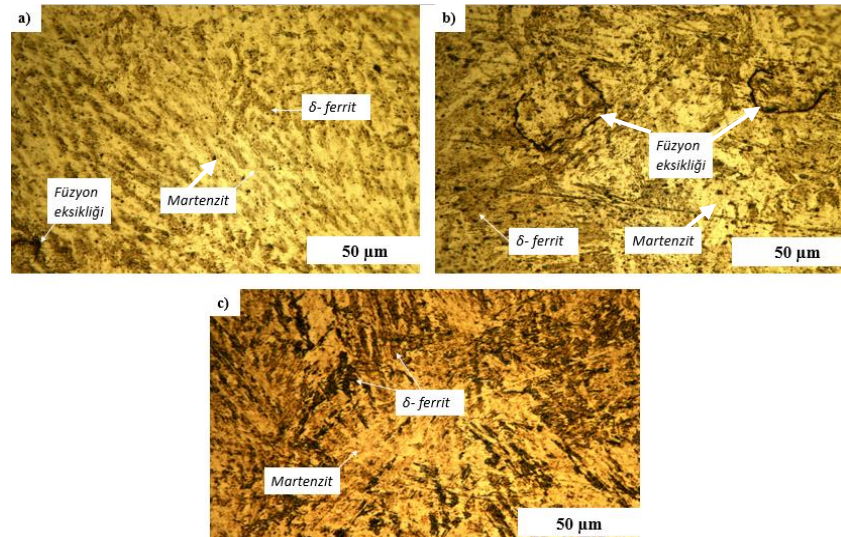
Şekil 6.46. 6.3. Numunesinin optik görüntüleri a) biriktirme bölgesi sol üst tabaka b) biriktirme bölgesi orta üst tabaka c) biriktirme bölgesi sağ üst tabaka d) biriktirme bölgesi sol orta tabaka e) biriktirme bölgesi orta tabaka f) biriktirme bölgesi sağ orta tabaka g) biriktirme bölgesi sol alt tabaka h) biriktirme bölgesi orta alt tabaka i) biriktirme bölgesi sağ alt tabaka

Şekil 6.47’de numune 6.3’ün orta bölgesinin optik mikroskop ile 500X’de incelenen görüntüsü yer almaktadır. Alt katmanlara göre orta bölgede δ - ferrit fazında bir artış söz konusudur. Orta sol ve orta orta bölgelerinde gaz gözenekliliği hatası gözlemlenmiştir. Orta sağ bölgede ise büyük bir füzyon eksikliği gözlemlenmiştir. Tek yönlü tarama stratejisinde, metal tozun ergimesi için lazerle metal tozun yeterli temas süresi sağlanamadığı için çok fazla kusur gözlemlenmektedir. Füzyon eksikliği hatası, numune içerisinde katmanlar arasında yeterli füzyon etkisinin sağlanamadığını göstermektedir.



Şekil 6.47. 6.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin orta bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

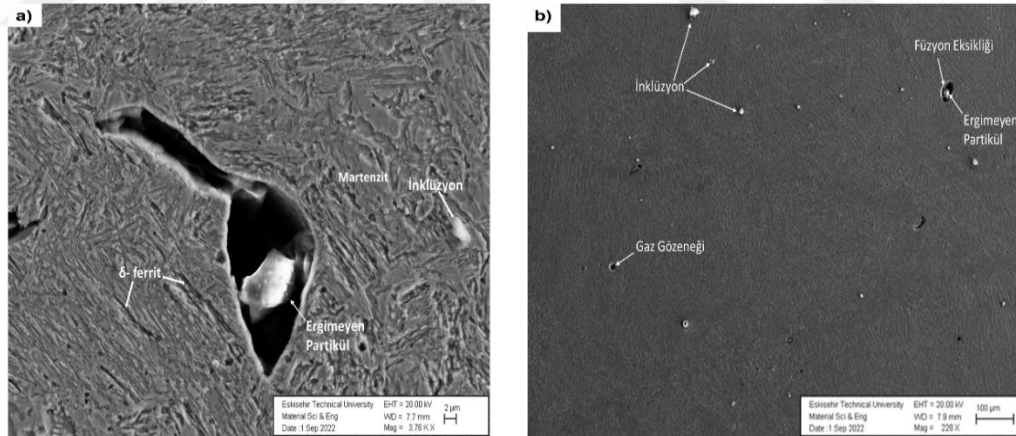
Şekil 6.48’de numune 6.3’ün üst bölgesinin optik mikroskop ile 500X’de incelenen görüntüsü yer almaktadır. Yapıda oluşan δ -ferrit fazı, oda sıcaklığına kadar korunmuştur. Üst katmanların soğuma hızı alt katmanlara göre daha hızlı gerçekleşecektir. Tarama hızının yüksek olmasıyla soğuma hızının da yüksek olması numune yapısında bulunan füzyon eksikliği hatalarının oluşumuna sebebiyet vermiştir. Üst orta bölgede büyük miktarda bir füzyon eksikliği gözlemlenmiştir.



Şekil 6.48. 6.3. Numunesi 500X büyütmede biriktirme bölgesinin üst bölgesi optik görüntüsü a) sol b) orta c) sağ

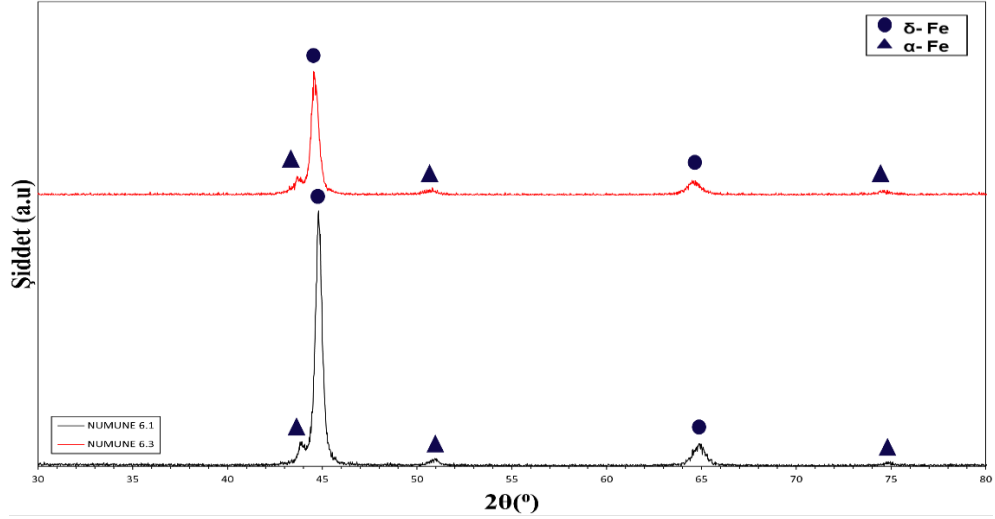
Numune 6.1 ve 6.3 incelendiğinde tek yönlü tarama stratejisinin kararlı bir mikro yapı oluşumunu sağlayamadığı gözlemlenmiştir. Bununla beraber bloğun sol tarafı (6.1 numunesi) ile sağ tarafı (6.3 numunesi) tarama stratejisine bağlı olarak farklı soğuma davranışı göstermiştir. 6.3 numunesi, 6.1 numunesine göre daha hızlı soğuma ve katılaşma göstermiştir. Hızlı soğuma blok bünyesinde delta ferrit oluşumunu arttırmış aynı zamanda kusurların oluşumuna da sebep olmuştur. Blok üretiminde soldan sağa doğru gidildikçe metal tozun yeterli ergimesi sağlanamamıştır. Mikro yapıda yüksek sayıda gaz gözenekliliği ve füzyon eksikliği hataları gözlemlenmiştir. Mikro yapıda oluşan hatalar numunenin mekanik özelliklerini de olumsuz yönde etkileyecektir. XRD ve mikro sertlik değerleri de bu düşüncüyü desteklemektedir.

Şekil 6.49 a’da 6.1. numunesinin orta alt bölgesinin taramalı elektron mikroskop ile elde edilen görüntüsü yer almaktadır. Numunede oluşan füzyon eksikliği ile ergimeyen partikülün ve füzyon eksikliği gözenek hatasının görüntüsü Şekil 6.49’ da belirtilmiştir. Şekil 6.49 b’de 6.3. numunesinin sağ alt bölgesinin taramalı elektron mikroskop ile elde edilen görüntüsü yer almaktadır. Numunede oluşan füzyon eksikliği ve gaz gözenekliliği hataları ve inklüzyonlar Şekil 6.49’da belirtilmiştir.



Şekil 6.49. 6.3. numunesi SEM görüntüsü

Numune 6.1 ve 6.3’e ait XRD analiz sonuçları Şekil 6.50’de verilmiştir. XRD analizi sonucuna göre 6.1 ve 6.3 numunelerinde δ -ferrit fazı oluşumu ve martenzit fazı gözlemlenmiştir.



Şekil 6.50. 6.1 ve 6.3 numunelerinin XRD analizi

6 numaralı bloğun mikro yapı görüntüleri değerlendirildiğinde, yapıda füzyon eksikliği hatalarının sıklıkla olduğu gözlemlenmişti. 6 numaralı blok, tek yönlü tarama stratejisiyle imal edilmiştir. Lazer gücü 1400 W ve tarama hızı 9 mm/s olan bu blok, diğer bloklar ile karşılaştırıldığında en yüksek lazer gücü ve tarama hızına sahiptir. Bloкта diğer bloklara kıyasla homojen bir faz dağılımı olduğu gözlemlenmiştir. Tarama stratejisi tek yönlü olan bu blokta, diğer bloklara kıyasla daha fazla martenzit faz piki oluşmuştur.

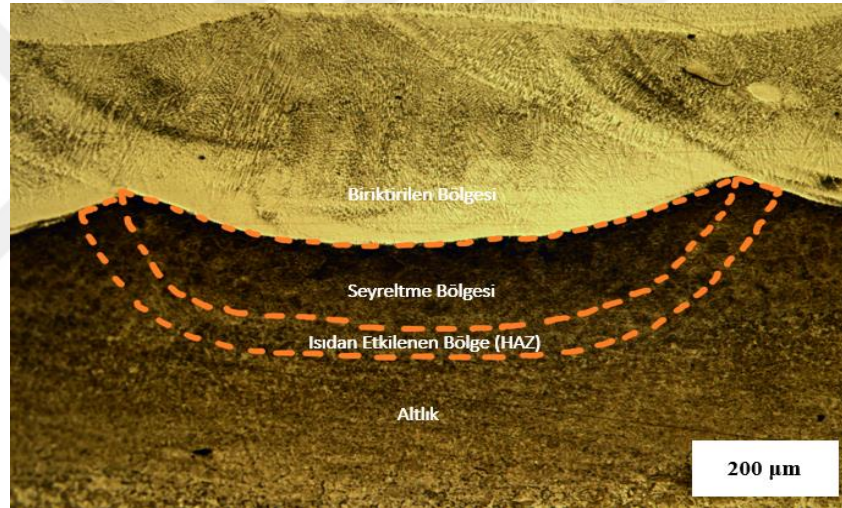
Tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen 6 numaralı blok optik mikroskopta incelendiğinde bloğun sol tarafının (6.1 numunesi) sağ tarafına göre (6.3 numunesi) hata miktarının daha az olduğu gözlemlenmiştir. XRD sonuçları da incelendiğinde (Şekil 6.50) bloğun solundan sağına gidildikçe oluşan fazların aynı kaldığı gözlemlenmiştir. Bloğun soluna gidildikçe tarama stratejisine bağlı olarak hızlı soğuma gerçekleştiği ve hızlı soğuma ile tarama hızının yüksek olmasının etkileri 6.3 numunesinde daha yüksek oranda hata oluşumuna sebep olduğu gözlemlenmiştir.

Tek yönlü tarama stratejisinde en etkili parametrenin tarama hızı olduğu gözlemlenmiştir. Tarama hızının artmasıyla mikro yapıda hata oluşumlarında artış gözlemlenmiştir. Tek yönlü tarama stratejisinde tarama hızının 9 mm/s olarak kullanılarak biriktirme bölgesinin sabit ya da benzer özellikler sergileyebilmesi için toz besleme hızının iyileştirilmesi gerekmektedir.

Tek yönlü tarama stratejisi, ısı etkisinin her bölgede eşit dağılımını sağlayamadığı için bu strateji ile üretilen parçada oluşan mikro yapı farklılıkları veya hatalar mekanik özelliklerinde olumsuz yönde etkilenmesine sebep olur.

6.2. Üretim Parametrelerinin Isı Etkin Bölgeye (HAZ) Etkisinin İncelenmesi

Seyreltme bölgesi, altlık ile biriken malzeme arasındaki yapışma oranını ve biriken malzemenin mikroyapısına etki ettiği için önemlidir. Seyreltme bölgesi, altlık ile biriken tabaka arasındaki kuvveti belirler bu nedenle aşınma direnci gibi bağ mukavemetinin önemli olduğu uygulamalarda yüksek değerli % seyreltme tercih edilir [7]. Seyreltme bölgesiyle birlikte, lazer biriktirme ile biriktirilen malzeme mikro yapısı içinde her zaman bir Isıdan Etkilenen Bölge (HAZ) mevcuttur. Üretim parametreleri mikroyapıyı etkiledikleri gibi numune altlık malzemelerinde ısıdan etkilenen bölgelerde de önemli etkilere sebep olmaktadır. Tüm numunelerde ısı etkin bölgesi (HAZ) değerleri farklılık göstermiştir. Şekil 6.51’de ısıdan etkilenen bölge (HAZ) şematik gösterimi yer almaktadır.



Şekil 6.51. Isıdan etkilenen bölge (HAZ) şematik gösterimi

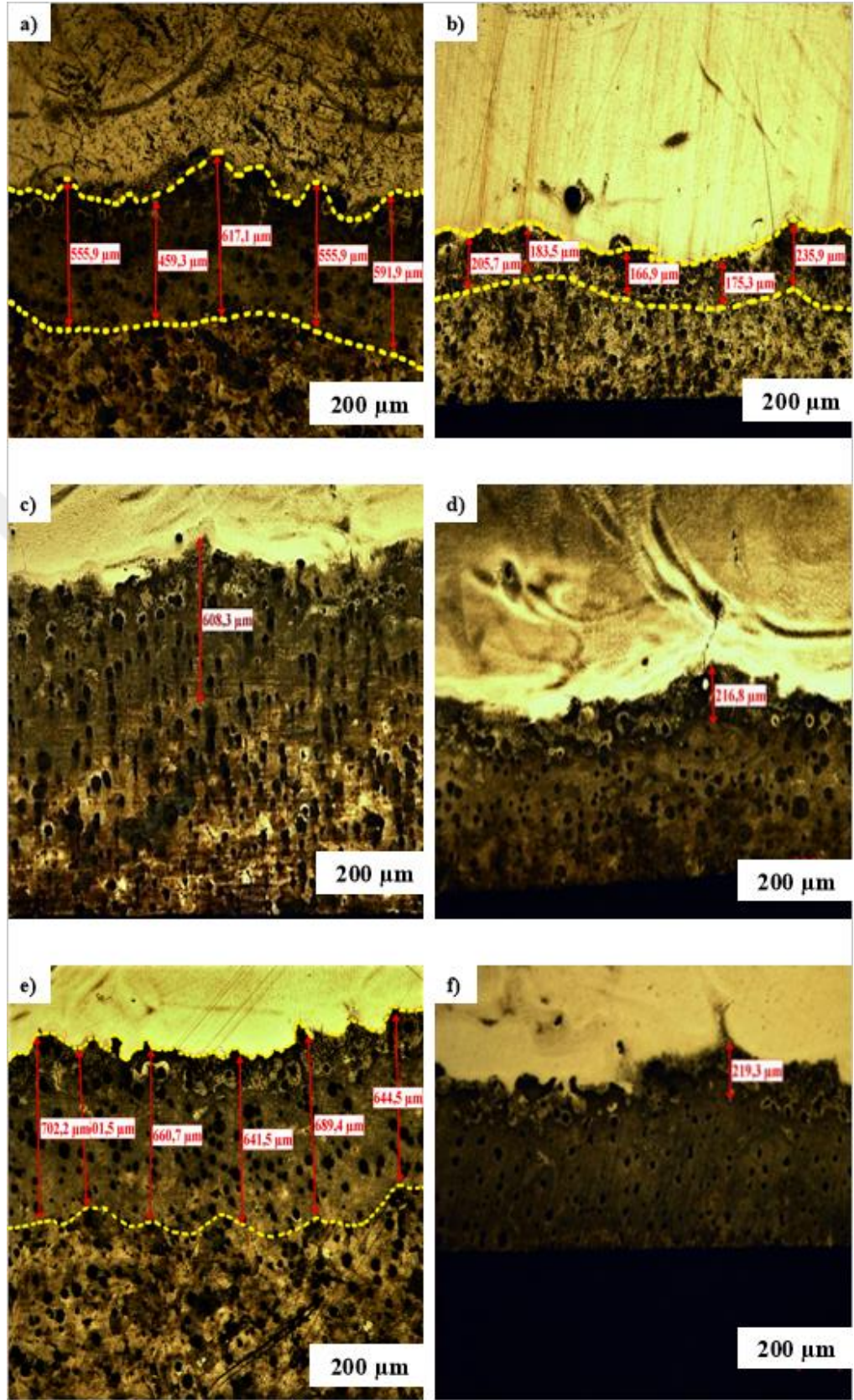
Isıdan etkilenen bölge (HAZ) oranının hesaplanması denklem 6.2’de verilmiştir. Tablo 6.2’de verilen % seyreltme değerleri bu denklem kullanılarak hesaplanmıştır.

A: Seyreltme bölgesi

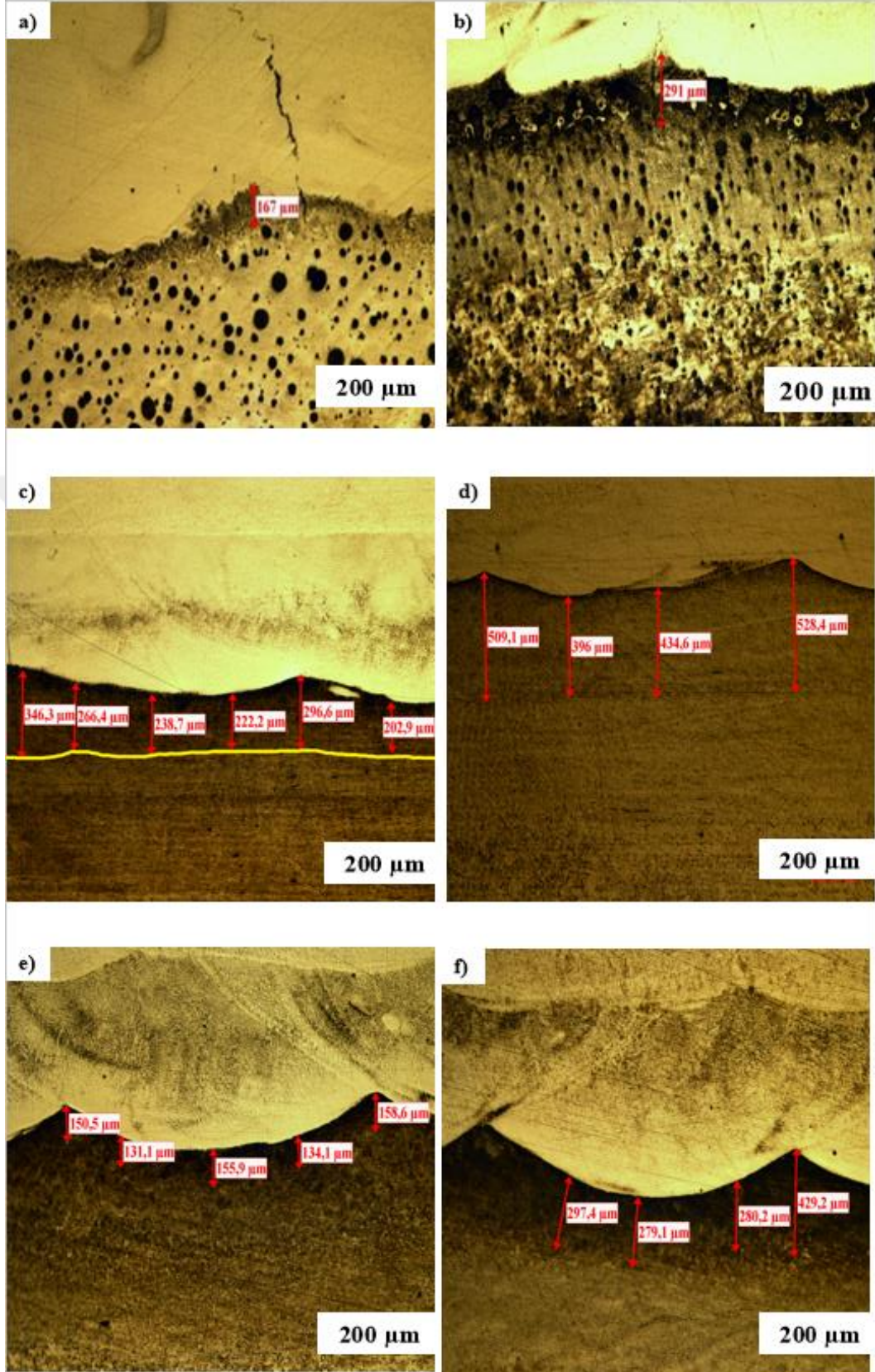
B: İlk katman uzunluğu

$$\frac{B}{A + B} \times 100 \quad (6.2)$$

Numunelerin seyreltme alanı görüntüleri şekil 6.52 ve şekil 6.53’te verilmiştir.



Şekil 6.52. Numunelerdeki HAZ Bölgeleri a) 1.1 numunesi b) 1.3 numunesi c) 2.1 numunesi d) 2.3 numunesi e) 3.1 numunesi f) 3.3 numunesi



Şekil 6.53. Numunelerdeki HAZ Bölgeleri a) 4.1 numunesi b) 4.3 numunesi c) 5.1 numunesi d) 5.3 numunesi e) 6.1 numunesi f) 6.3 numunesi

Numunelerin % seyreltme hesaplamaları tablo 6.2’ de verilmiştir.

Tablo 6.2. Numunelerin % seyreltme hesaplamaları

Numune No	Seyreltme Alanı	İlk Tabaka	Seyreltme Yüzdesi (%)
1.1	582,54	845,7	40,78
1.3	230,3	829	18,65
2.1	320,7	816,5	28,82
2.3	216,8	859,4	20,14
3.1	656,63	927,78	41,44
3.3	219,3	832,4	20,85
4.1	167	953,2	14,90
4.3	291	751,7	27,90
5.1	262,18	661,9	28,37
5.3	328,28	692,55	32,15
6.1	146,01	787,5	15,64
6.3	285,56	7558	27,42

Örtüşme oranının, seyreltme yüzdesinin üzerine etkisini değerlendirmek için blok 1,2 ve 3 incelenmiştir. Blok 1 %35 örtüşme oranına sahip, blok 2 %40 örtüşme oranına sahip ve blok 3 %45 örtüşme oranına sahiptir. Bu üç bloğun solundan sağına gidildikçe seyreltme yüzdelерinin azalma gösterdiği tablo 6.2’den görülmektedir. Bu üç blok arasında, numunenin solu ile sağının seyreltme yüzdesinin arasındaki farkın en az olduğu blok, 2 numaralı bloktur.

1,2 ve 3 numaralı bloklar ile 4 numaralı bloğun arasındaki en önemli fark toz akış hızı ve tarama hızı parametrelerinin farklı olmalarıdır. Toz akış hızının artmasıyla seyreltme yüzdesinin azaldığı literatürden bilinmektedir [40]. 4 numaralı blokta elde edilen seyreltme yüzdesi değerleri literatürü destekler niteliktedir. Bahsi geçen bloğun tarama hızının artırılmasının da toz akış hızı ile doğru orantılı bir etkiye sahip olduğu görülmektedir.

5 numaralı bloğun seyreltme yüzdesini incelediğimizde, 4 ve 6 numaralı blok gibi soldan sağa doğru gidildikçe seyreltme yüzde oranında bir artış olduğu gözlemlenmiştir. Fakat diğer bloklar ile karşılaştırıldığında, sol bölgesi ile sağ bölgesinin seyreltme yüzdesi arasında farkın en az olduğu tablo 6.2’den görülmektedir. Bununla beraber, 5 numaralı blok en düşük toz akış hızına (2,5 dev/dk) sahip olmasına rağmen seyreltme yüzdesinin diğer numunelerden yüksek olmadığı gözlemlenmiştir. Söz konusu blok kafes tarama stratejisi ile imal edilmiştir. Bu blokta tarama yönünün yani tarama stratejisinin ısıdan etkilenen bölgenin belirlenmesinde etkili bir parametre olduğu anlaşılmaktadır.

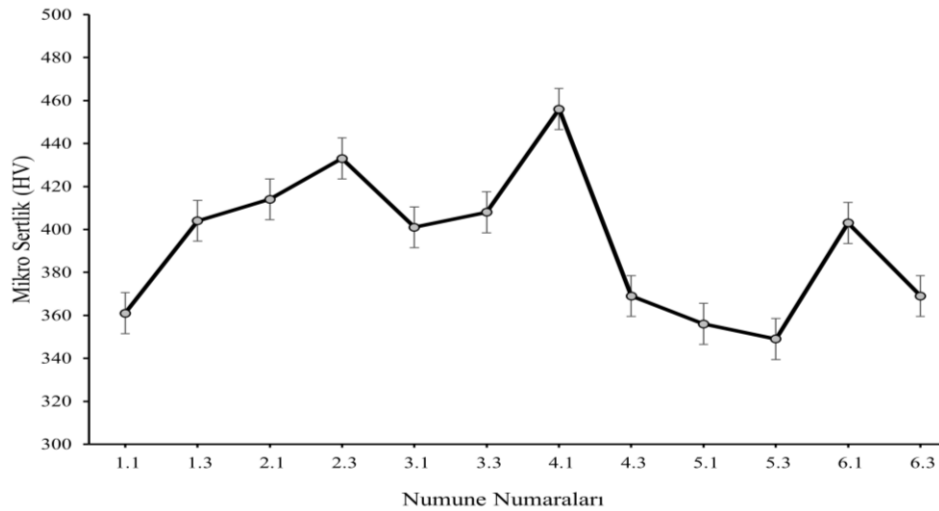
6 numaralı blok, birçok parametresi değişkenlik göstermesine rağmen 4 ve 5 numaralı bloklarla benzer seyreltme yüzdesi davranışı sergilemiştir. Lazer gücü arttıkça

seyreltme yüzdesinin arttığı literatürden bilinmektedir [41]. Lazer gücü diğer bloklara göre yüksek (1400 W) olmasına rağmen diğer bloklardan farklı olarak seyreltme yüzdesinde bir artış gözlemlenmemiştir. Aynı şekilde toz akış hızının (2,5 dev/dk) düşük bir değere sahip olması da seyreltme yüzdesinin artması yönünde bir etkiye sahip olmamıştır. Tarama hızının (9 mm/s) diğer bloklara göre yüksek olması lazer/ malzeme etkileşim süresinin azaltacağı için seyreltme yüzdesinin azalması yönünde bir etki göstermiştir. 4 numaralı bloğunda tarama hızı (8 mm/s) olarak diğer bloklardan yüksek bir değere sahipti ve 4 numaralı blokta seyreltme yüzdesinde bir düşüş sergilemiştir.

4 numaralı blok alternatif tek yönlü tarama stratejisiyle ve 6 numaralı blok tek yönlü tarama stratejisiyle üretilmiş olmalarına rağmen benzer seyreltme yüzdesi elde edilmiştir. Buna göre, seyreltme yüzdesinin oluşumunda tarama hızının arttırılmasının seyreltme yüzdesini düşüreceği ve tarama stratejisi fark etmeksizin bu parametrenin önemli bir etkiye sahip olduğu gözlemlenmiştir. Tarama hızının arttırılması, lazer gücünden arttırılmasından daha etkili bir parametre olduğu da 4 ve 6 numaralı bloklar karşılaştırıldığında görülmektedir.

6.3. Üretim Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisi

Şekil 6.54'te farklı üretim parametreleriyle üretilen numunelerin ortalama sertlik değerleri verilmiştir. Mikroyapıdaki faz analizleri, XRD ile belirlenmiştir ve bu değişimlerin numunelerin mikro sertlik değerleri ile desteklediği gözlenmektedir. Şekil 6.54'te verilen mikro sertlik değerlerinin, uygulanan 3 farklı tarama stratejisi ile değişiklik gösterdiği gözlemlenmektedir.



Şekil 6.54. Numunelerin ortalama sertlik değerleri

Sertlik sonuçları incelendiğinde en düşük sertlik değerlerinin kafes tarama stratejisiyle imal edilen 5.1 ve 5.3 numunelerinde olduğu gözlemlenmiştir. Numune 5.1 ve 5.3 kafes tarama stratejisi ile üretilmiştir. δ - ferrit fazı yapısı gereği martenzit fazına göre daha yumuşak yapıya sahiptir. Numune 5.1 ve 5.3'ün arasında ~8 HV değişim olmuştur. Numune 5.1 ve 5.3'ün düşük sertlik (356 HV – 350 HV) değerlerine sahip olmaları tarama stratejisinin sahip olduğu tarama yönüne atfedilebilir. 5.1 ve 5.3 numuneleri karşılaştırıldığında batma ve çizilme gibi aşındırıcı etkilere karşı 5.1 numunesinin direnci daha yüksek olduğu şekil 6.54'ten anlaşılmaktadır.

Blok 1,2,3 ve 4, alternatif tek yönlü tarama stratejisi ile üretilmiştir. Bu 4 blok aynı tarama stratejisiyle üretilmiş olmasına rağmen numunelerin mikro sertlik değerlerinin aralarında farklılıklar gözlemlenmiştir. Bahsi geçen 4 bloğun her birinin solundan sağına gidildikçe sertlik değerlerinde değişimlerin olduğu gözlemlenmiştir.

1,2 ve 3 numaralı bloklarda soldan sağa gidildikçe sertlik değerlerinde artış olduğu görülmektedir. Bu üç numune arasında değişen tek üretim parametresi örtüşme oranıdır. Blokların örtüşme oranları sırasıyla; %35, %40 ve %45'tir. Örtüşme oranının artmasıyla, numunelerin solundan sağına gidildikçe sertlik değerlerindeki farkın azaldığı gözlemlenmiştir. 3. Numunede martenzit oluşumuna rağmen sertlik değerlerindeki azalma iç yapıdaki poroziteye ve füzyon eksikliği hatasına atfedilmektedir.

Bu üç blok arasında en yüksek sertlik değerine 2 numaralı blok sahip olmuştur. Fakat 4 numaralı blokta, 1,2 ve 3 numaralı bloklardan farklı olarak toz akış hızı ve tarama hızı artırılmıştır. Aynı tarama stratejisiyle üretilmelerine rağmen 4 numaralı bloğun solundan sağına gidilince yani numune 4.3'te sertlik değerinde ~87 HV değerinde bir düşüş olduğu gözlemlenmektedir. 4 numaralı bloğun üretiminde artırılan toz akış hızı ve tarama hızının yeterli lazer/malzeme etkileşimi sağlamadığı bu sebeple bünyede hataların olduğu ve martenzit fazının oluşamadığı optik mikro yapı görüntüleri ile desteklenmektedir.

Bu durum üretilen parçaların tarama stratejisinin dışında diğer üretim parametreleri sabit tutulmadığı için, sertlik değerlerinde oluşan değişimin, sadece tarama stratejisi ile açıklanamayacağını göstermektedir.

Numune 6.1 ve numune 6.3'ün sertlik değerleri arasında ~33 HV değerinde değişim olmuştur. 6 numaralı bloğun solundan (numune 6.1), sağına (numune 6.3) gidildikçe sertlik değerinde bir düşüş gözlemlenmiştir. Tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen 6 numaralı bloktaki oluşan değişim, tarama stratejisinin mikro sertlik değerleri üzerinde

etkili bir faktör olduğunu göstermektedir. 6.1 numunesi 6.3 numunesi ile karşılaştırıldığında 6.1 numunesinin mekanik dayanımı daha yüksektir.

Seyreltme yüzde değerleri düşük olan numunelerin sertlik değerlerinin yüksek, seyreltme yüzde oranları yüksek olan numunelerin sertlik değerlerinin düşük olduğu gözlemlenmiştir. Seyreltme yüzde oranı yüksek olan numunelerin aşınma direnci düşüktür. Seyreltme yüzde değerlerinin mekanik özellikleri etkilediği sonucu elde edilmiştir.

“Çekme dayanımı ve sertlik bir metalin plastik deformasyona olan direncinin göstergesidir. Bu sebeple aralarında bir ilişki bulunmaktadır. Pratikte çok sayıda çelik için Brinell sertlik değeri (BSD) ve çekme dayanımı (ÇD) arasında 6.3 denkleminde gösterilen ilişki bulunmaktadır” [40].

$$\text{ÇD(MPa)} = 3,45 \times \text{BSD} \quad (6.3)$$

Bu denklem ele alınarak numunelerin her biri için çekme dayanımı hesaplanmıştır. Çekme dayanımı ve sertlik doğru orantılı bir ilişkiye sahiptir. Sertlik değerleri, çekme dayanımı hakkında da yorum yapabilmeyi sağlamaktadır. Artan sertlik değerleriyle beraber numunelerin çekme dayanımları artar ve azalan sertlik değerleriyle beraber çekme dayanımları da azalma göstermektedir. Numunelerin çekme dayanım değerleri Tablo 6.3’te verilmiştir.

Tablo 6.3. Numunelerin çekme dayanım değerleri

Numune Numarası	Çekme Dayanımı (MPa)
1.1	1155
1.3	1290
2.1	1320
2.3	1385
3.1	1290
3.3	1320
4.1	1485
4.3	1190
5.1	1155
5.3	1125
6.1	1290
6.3	1190

6.4. Tarama Stratejilerinin Mekanik Özelliklere Etkisi

Sertlik değerleri, malzemelerin bölgesel batma ve çizilme gibi plastik deformasyona karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanmaktadır [40].

6.4.1. Alternatif tek yönlü tarama stratejisinin mekanik özelliklere etkisi

Alternatif tek yönlü tarama stratejisine göre üretilen 4 blok bulunmaktadır. Bunlar; 1,2,3 ve 4 numaralı bloklardır. 1,2 ve 3 numaralı blokların solundan sağına gidildikçe sertlik değerlerinde artış gözlemlenmiştir. Blokların sol bölgelerinin aşınma direncinin, çekme dayanımının, sağ bölgelerine göre daha yüksek olduğu söylenebilir. Şekil 6.54'e bakıldığında blok 3'ün sertlik değerlerinde sol taraf (3.1 numunesi) ve sağ taraf (3.3 numunesi) arasında diğer bloklara göre daha az fark olduğu görülmektedir. Bu durumda blok 3'ün daha homojen bir mekanik özellik sergilediği gözlemlenmiştir.

Blok 4'ü incelediğimizde 1,2 ve 3 numaralı bloklardan farklı olarak üretim parametrelerinden; tarama hızı ve toz akış hızı artırılarak imal edilmiştir. Bu bloğun sol ve sağ bölgesi incelendiğinde sertlik değerlerinde büyük farklar gözlemlenmiştir. Aynı zamanda blok 1,2 ve 3 gibi soldan sağa doğru gidildikçe sertlik değerinde bir düşüş sergilememiştir. Bu sebeple tarama hızı ve toz besleme hızının artırılması alternatif tek yönlü tarama stratejisinde numunenin farklı soğuma davranışı göstermesini sağlamıştır. Tarama yönüne bağlı olarak değerlendirildiğinde toz akış hızı ve tarama hızının artması ile numunenin sol bölgesinde hızlı soğuma sağlanmıştır. Fakat sağ tarafta artan tarama hızından dolayı soğuma süresi için daha kısa bir zaman söz konusu olduğu için sağ tarafta üst üste eklenen katmanların tavlama nedeniyle yavaş soğuma söz konusu olmuştur. Bloğun sol bölgesinden sağa doğru gidildikçe bloğun dayanımı azalmıştır. Blok 4'ün mekanik dayanımı soldan sağa doğru gidilince büyük ölçüde düşüşler gösterecektir.

Sonuç olarak alternatif tek yönlü tarama stratejisinde tarama hızı, toz akış hızı ve örtüşme oranı mekanik özellikler üzerinde önemli değişimler oluşturmaktadır.

6.4.2. Kafes tarama stratejisinin mekanik özelliklere etkisi

Kafes tarama stratejisine göre üretilen tek blok 5 numaralı bloktur. Bu blok 6 blok arasında en düşük toz akış hızına (2,5 dev/dk) sahip olan bloktur. Kafes tarama stratejisi ile biriktirilen katmanların bünyesinde oluşan tavlama etkisinin sebep olduğu sıcaklık artışı, tarama yönü sebebi ile daha yavaş soğumaya sebep olmuştur. Soğumanın yavaş olması sebebiyle 5.1 ve 5.3 numunelerinin sertlik değerleri diğer numunelere göre daha düşüktür. Sertlik değerinin düşük olması daha iyi bir süneklik özelliği sergileyebileceğini göstermektedir.

Kafes tarama stratejisinde toz akış hızının yavaş olmasının tarama yönüne göre bir etkisi olmadığı görülmektedir. Tarama stratejisine bağlı olarak yavaş soğuma sergilenmiştir ve kafes tarama stratejisi ile yüksek sertlik değerlerine ulaşılamamıştır. Düşük sertlik değeri bu bloğun düşük aşınma direncine sahip olduğunu aynı zamanda çekme dayanımının düşük olduğunu göstermektedir. Mekanik dayanımı en düşük numuneler kafes tarama stratejisi ile elde edilmiştir.

6.4.3. Tek yönlü tarama stratejisinin mekanik özelliklere etkisi

Tarama yönüne bağlı olarak 6 numaralı blokta soldan sağa doğru gidildikçe yavaş soğuma gerçekleşmiştir. Yavaş soğumanın etkisiyle numunenin solundan sağına doğru gidildikçe sertlik değeri azalmıştır. Genellikle, sertlik değeri ne kadar yüksek olursa, plastisite o kadar kötü olur. Buna göre, bloğun sağ tarafı (6.3 numunesi), bloğun sol tarafına göre (6.1 numunesi) daha iyi süneklik sergileyecektir. Tarama yönü baz alındığında bloğun önce sol tarafı soğuma davranışı göstermeye başlamıştır ve hızlı soğuyan bölgede oluşan mikro yapının etkisiyle sertlik değerleri sol taraf için daha yüksek olmuştur.

Tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen numunelerin alternatif tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen numunelerle benzerlik gösterdiği gözlemlenmiştir.

12 numunenin üretim parametrelerinin mikro yapı ve mekanik özelliklerinin üzerine olan etkisi Tablo 6.4'te bir araya getirilmiştir.

Tablo 6.4. Numunelerin üretim parametrelerinin etkisinin değerlendirilmesi

Numune Numarası	Tarama Stratejisi	Etkili Olan Parametre	Mikro Fazlar	Mekanik Dayanım	Hatalar
1.1	Alternatif tek yönlü	Örtüşme oranı, tarama stratejisi	Ana faz δ -ferrit, martenzit	Düşük aşınma direnci, düşük çekme dayanımı	Gaz gözenegi
1.3	Alternatif tek yönlü	Örtüşme oranı, tarama stratejisi	δ -ferrit, ana faz martenzit	Yüksek aşınma direnci, yüksek çekme dayanımı	Gaz gözenegi, füzyon eksikliği
2.1	Alternatif tek yönlü	Örtüşme oranı, tarama stratejisi	Ana faz δ -ferrit, martenzit	Yüksek aşınma direnci, yüksek çekme dayanımı	Füzyon eksikliği, çatlak
2.3	Alternatif tek yönlü	Örtüşme oranı, tarama stratejisi	δ -ferrit, ana faz martenzit	Yüksek aşınma direnci, yüksek çekme dayanımı	Gaz gözenegi, füzyon eksikliği, çatlak
3.1	Alternatif tek yönlü	Örtüşme oranı, tarama stratejisi	δ -ferrit, ana faz martenzit	Yüksek aşınma direnci, yüksek çekme dayanımı	Gaz gözenegi, füzyon eksikliği
3.3	Alternatif tek yönlü	Örtüşme oranı, tarama stratejisi	Ana faz δ -ferrit, martenzit	Yüksek aşınma direnci, yüksek çekme dayanımı	Gaz gözenegi, füzyon eksikliği
4.1	Alternatif tek yönlü	Tarama hızı, toz akış hızı	δ -ferrit, ana faz martenzit	Yüksek aşınma direnci, yüksek çekme dayanımı	Gaz gözenegi, füzyon eksikliği, çatlak
4.3	Alternatif tek yönlü	Tarama hızı, toz akış hızı	Ana faz δ -ferrit, martenzit	Düşük aşınma direnci, düşük çekme dayanımı	Füzyon eksikliği
5.1	Kafes tarama stratejisi	Tarama stratejisi, toz akış hızı	δ -ferrit	Düşük aşınma direnci, düşük çekme dayanımı	Füzyon eksikliği, çatlak
5.3	Kafes tarama stratejisi	Tarama stratejisi, toz akış hızı	δ -ferrit	Düşük aşınma direnci, düşük çekme dayanımı	Gaz gözenegi, füzyon eksikliği
6.1	Tek yönlü	Tarama hızı, toz akış hızı, tarama stratejisi	Yoğun δ -ferrit, martenzit	Yüksek aşınma direnci, yüksek çekme dayanımı	Gaz gözenegi, füzyon eksikliği
6.3	Tek yönlü	Tarama hızı, toz akış hızı, tarama stratejisi	δ -ferrit, martenzit	Düşük aşınma direnci, düşük çekme dayanımı	Gaz gözenegi, füzyon eksikliği

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada lazer metal biriktirme prosesinin değişen parametreleri; tarama stratejisi, tarama hızı, toz besleme hızı ve örtüşme oranının mikro yapı ve mikro sertlik üzerine etkisi incelenmiştir.

Tarama stratejisinin değişimine göre faz farklılıklarının olduğu gözlemlenmiştir. Kafes tarama stratejisi ile oluşturulan numunelerin bünyesinde δ -ferrit fazlarının olduğu gözlemlenmiştir. Bu tarama stratejisi ile yavaş soğuma ve katılma hızının etkisi ile numune bünyesinde martenzit fazı elde edilememiştir.

Alternatif tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen numunelerin, sol ve sağ bölümlerinde kararlı bir iç yapı olduğu gözlemlenmiştir. Bu tarama stratejisi uygulanırken, toz akış hızı ve tarama hızının optimize edilmesi gerektiği belirlenmiştir.

Alternatif tek yönlü tarama stratejisi ile üretilen tüm numunelerde hızlı soğumanın etkin olduğu, martenzit matris içerisinde δ -ferrit fazının oda sıcaklığına kadar taşınabildiği belirlenmiştir.

Alternatif tek yönlü tarama stratejisinde, tarama hızının artırılması katmanların birbirine bağlanmasını azalttığı ve füzyon eksikliği hatalarının çatlak hatalarının oluşumuna sebep olduğu belirlenmiştir.

Üç tarama stratejisi karşılaştırıldığında, kafes tarama stratejisinin en yüksek mikro yapı kararlılığı sağlayan tarama stratejisi olduğu gözlemlenmiştir. Tek yönlü tarama stratejisi ise blokta faz oluşumunda en yüksek faz kararlılığı sağlayan strateji olduğu gözlemlenmiştir.

Tek yönlü tarama stratejisinde, bloğun solundan sağına gidildikçe artan iç gerilmelerden kaynaklı oluşabilecek hatalar gözlemlenmiştir. Hata miktarı soldan sağa gittikçe artmıştır ve artan hata miktarıyla birlikte sertlik değerinde, aşınma direncinde azalma göstermiştir. Bu değerlendirmeler tek yönlü tarama stratejisinin, üretilen parçaların mekanik özelliklerini de kötü etkileyeceğini göstermektedir.

Önceki katmanın yeniden ergimesini sağlayan katmanlar arasındaki örtüşme oranı, katmanlar arası arayüzlerde gözeneklilik gelişimini belirlediği gözlemlenmiştir. Artan örtüşme oranıyla beraber iyi füzyon etkileşimi sağlanamamıştır. Artan örtüşme oranıyla mikro sertliğin arttığı ve iç yapıda oluşan gözeneklilik hatalarının arttığı gözlemlenmiştir. Örtüşme oranının etkisi, literatür araştırması [6] ile uyum sağlamaktadır.

Toz akış hızı ve tarama hızının, lazer/malzeme etkileşiminde önemli bir etki olduğu belirlenmiştir. Tarama hızının yükselmesiyle biriktirilen malzemenin alt katmana nüfuziyeti azalarak füzyon eksikliği ve gaz gözenekliliği hatalarına sebep olduğu gözlemlenmiştir. Aynı sonuç toz akış hızının yükseltilmesi durumu içinde geçerlidir.

Artan tarama hızının, seyreltme yüzdesi üzerinde yüksek lazer gücü ve düşük toz akış hızı parametrelerinden daha etkili bir parametre olduğu gözlemlenmiştir.

Yüksek seyreltme yüzdesine sahip numunelerin düşük mekanik dayanım özellikleri sergilemişlerdir. Düşük seyreltme yüzdesine sahip olan numunelerde ise yüksek mekanik dayanım söz konusudur.

Numunelerin XRD sonuçları incelendiğinde, artan toz akış hızının faz kararlılığını arttırdığı gözlemlenmiştir.

Bu çalışmadan yola çıkılarak bazı gelecek çalışmalar önerilmiştir. Bu öneriler;

- Tarama stratejisinin, yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisi incelenebilir.
- Numunelerin lazer gücü, toz besleme hızı tarama hızı ve örtüşme oranları sabit tutularak sadece tarama stratejileri değiştirilerek tarama stratejisinin mikro yapıya ve mekanik özelliklere etkisi hakkında inceleme yapılabilir
- Numunelere ısı işlem uygulanarak üretim parametrelerinin etkileri tekrardan gözlemlenebilir. Bu sonuçlar numunenin ilk haliyle kıyaslanabilir.

KAYNAKÇA

- [1] Mahamood R.M. (2018) Research Advancements in Laser Metal Deposition Process. In: Laser Metal Deposition Process of Metals, Alloys, and Composite Materials. Engineering Materials and Processes. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-319-64985-6_9
- [2] Çelik, K., & Özkan, A. (2017). Eklemeli imalat yöntemleri ile üretim ve onarım uygulamaları. Düzce Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Dergisi, 5(1), 107-121
- [3] Weng, F., Chen, C. ve Yu, H. (2014). Titanyum ve alaşımlarında lazer kaplamanın araştırma durumu: Bir inceleme. Malzemeler ve Tasarım, 58 , 412-425.
- [4] Dindar, Ç., Altay, M. & Aydın, H. (2021). LAZER KAPLAMA PROSESİ ve PROSES PARAMETRELERİ: DERLEME ÇALIŞMASI. Uludağ University Journal of The Faculty of Engineering, 26 (2), 723-736. DOI: 10.17482/uumfd.798666
- [5] Guo, Z., Sha, W., & Vaumousse, D. (2003). Microstructural evolution in a PH13-8 stainless steel after ageing. *Acta Materialia*, 51(1), 101-116.
- [6] Yanxiang Li, Jian Ma. (1996) Study on overlapping in the laser cladding process. Surface and Coatings Technology, 0257-8972. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(96\)03022-8](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(96)03022-8)
- [7] Development of novel and cost-effective corrosion resistant coatings for high temperature geothermal applications, Influence of laser cladding process parameters on the substrate melting, 29 March 2019
- [8] Tofail, S. A., Koumoulos, E. P., Bandyopadhyay, A., Bose, S., O'Donoghue, L., & Charitidis, C. (2018). Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities. *Materials today*, 21(1), 22-37.
- [9] Ghaffari, M., Nemani, A. V., & Nasiri, A. (2022). Microstructural evolution and mechanical performance after precipitation haddening of PH 13-8Mo martensitic stainless steel fabricated by wire arc additive manufacturing. *Materialia*, 24, 101507.
- [10] Abdulrahman, K. O., Akinlabi, E. T., & Mahamood, R. M. (2018). Laser metal deposition technique: Sustainability and environmental impact. *Procedia Manufacturing*, 21, 109-116.
- [11] Abdulrahman, K. O., Akinlabi, E. T., Mahamood, R. M., Pityana, S., & Tlotleng, M. (2018). Laser metal deposition of titanium aluminide composites: A review. *Materials Today: Proceedings*, 5(9), 19738-19746.
- [12] Li, Z., Sui, S., Ma, X., Tan, H., Zhong, C., Bi, G., ... & Chen, J. (2022). High deposition rate powder-and wire-based laser directed energy deposition of metallic materials: A review. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 103942.
- [13] Liu, S., & Shin, Y. C. (2019). Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review. *Materials & Design*, 164, 107552.

- [14] Sanaei, N., & Fatemi, A. (2021). Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: a state-of-the-art review. *Progress in Materials Science*, 117, 100724.
- [15] Mukherjee, T., Zuback, J. S., De, A., & DebRoy, T. (2016). Printability of alloys for additive manufacturing. *Scientific reports*, 6(1), 1-8.
- [16] Qiu, C., Wang, Z., Aladawi, A. S., Kindi, M. A., Hatmi, I. A., Chen, H., & Chen, L. (2019). Influence of laser processing strategy and remelting on surface structure and porosity development during selective laser melting of a metallic material. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50(9), 4423-4434.
- [17] Hamlin, R. J., & DuPont, J. N. (2017). Microstructural evolution and mechanical properties of simulated heat-affected zones in cast precipitation-hardened stainless steels 17-4 and 13-8+ Mo. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 48(1), 246-264.
- [18] Cieslak, M. J., Hills, C. R., Hlava, P. F., & David, S. A. (1990). An investigation of the high-temperature and solidification microstructures of PH 13-8 Mo stainless steel. *Metallurgical Transactions A*, 21(9), 2465-2475.
- [19] Öndin, O., Kivak, T., Sarıkaya, M., & Yıldırım, Ç. V. (2020). Investigation of the influence of MWCNTs mixed nanofluid on the machinability characteristics of PH 13-8 Mo stainless steel. *Tribology International*, 148, 106323.
- [20] Li, X., Zhang, J., Fu, Q., Akiyama, E., Song, X., Shen, S., & Li, Q. (2019). Hydrogen embrittlement of high strength steam turbine last stage blade steels: Comparison between PH17-4 steel and PH13-8Mo steel. *Materials Science and Engineering: A*, 742, 353-363.
- [21] Rosenauer, A., Brandl, D., Ressel, G., Lukas, S., Monschein, S., Stockinger, M., & Schnitzer, R. (2022). Influence of delta ferrite on the impact toughness of a PH 13-8 Mo maraging steel. *Materials Science and Engineering: A*, 856, 144024.
- [22] Ghaffari, M., Nemani, A. V., & Nasiri, A. (2022). Microstructural evolution and mechanical performance after precipitation hardening of PH 13-8Mo martensitic stainless steel fabricated by wire arc additive manufacturing. *Materialia*, 24, 101507.
- [23] Montoya-Zapata, D., Creus, C., Ortiz, I., Alvarez, P., Moreno, A., Posada, J., & Ruiz-Salguero, O. (2021). Generation of 2.5 D deposition strategies for LMD-based additive manufacturing. *Procedia Computer Science*, 180, 280-289.
- [24] Standard, A. S. T. M. (2012). Standard terminology for additive manufacturing technologies. ASTM International F2792-12a.
- [25] AKTÜRK, M., & KORKMAZ, M. E. Eklemeli İmalat Yöntemi ile Üretilmiş Alüminyum Alaşımlarının Malzeme Yapısal Parametrelerinin Belirlenmesi Üzerine Bir Derleme. *İmalat Teknolojileri ve Uygulamaları*, 2(1), 49-60.
- [26] Wu, B. D., Liu, X., Li, J. F., Zhou, Y. Z., Yang, X. S., Huang, X. F., & Le, G. M. (2021). Tungsten-chromium coatings on reduced activation ferritic/martensitic steels prepared by laser melting deposition process. *Journal of Nuclear Materials*, 543, 152573.

- [27] Huang, Z., Abad, M. D., Ramsey, J. K., de Figueiredo, M. R., Kaoumi, D., Li, N., ... & Hosemann, P. (2016). A high temperature mechanical study on PH 13-8 Mo maraging steel. *Materials Science and Engineering: A*, 651, 574-582.
- [28] dos Santos, L. P. M., Béreš, M., de Castro, M. O., Sarvezuk, P. W. C., Wu, L., Herculano, L. F. G., ... & de Abreu, H. F. G. (2020). Kinetics of Reverted Austenite in 18 wt.% Ni Grade 300 Maraging Steel: An In-Situ Synchrotron X-Ray Diffraction and Texture Study. *JOM*, 72(10), 3502-3512.
- [29] Taher, F., & Abbasi, S. M. (2022). Evaluation of the effects of cold rolling parameters and aging treatment for improving the strength and ductility of 13-8Mo stainless steel. *Materials Today Communications*, 104832.
- [30] Boyer, H. E., & Gall, T. L. (1985). *Metals handbook*; desk edition.
- [31] Feng, J., Zhang, P., Jia, Z., Yu, Z., Fang, C., Yan, H., ... & Tian, Y. (2021). Microstructures and mechanical properties of reduced activation ferritic/martensitic steel fabricated by laser melting deposition. *Fusion Engineering and Design*, 173, 112865.
- [32] Huang, B., Zhai, Y., Liu, S., & Mao, X. (2018). Microstructure anisotropy and its effect on mechanical properties of reduced activation ferritic/martensitic steel fabricated by selective laser melting. *Journal of Nuclear Materials*, 500, 33-41.
- [33] HajyAkbar, F., Sietsma, J., Böttger, A. J., & Santofimia, M. J. (2015). An improved X-ray diffraction analysis method to characterize dislocation density in lath martensitic structures. *Materials Science and Engineering: A*, 639, 208-218.
- [34] Amal, M. S., Panicker, C. J., & Senthilkumar, V. (2022). Simulation of wire arc additive manufacturing to find out the optimal path planning strategy. *Materials Today: Proceedings*, 66, 2405-2410.
- [35] Yan, X., Chang, C., Deng, Z., Lu, B., Chu, Q., Chen, X., ... & Liu, M. (2021). Microstructure, interface characteristics and tribological properties of laser cladded NiCrBSi-WC coatings on PH 13-8 Mo steel. *Tribology International*, 157, 106873.
- [36] Wang, J., Zhang, J., Liu, G., Liang, L., Yang, G., Huang, A., & Pang, S. (2022). Effects of scanning strategies on residual stress and deformation by high-power direct energy deposition: Island size and laser jump strategy between islands. *Journal of Manufacturing Processes*, 75, 23-40.
- [37] Cunat, P. J. (2004). Alloying elements in stainless steel and other chromium-containing alloys. *Euro Inox*, 2004, 1-24.
- [38] Zhao, X., Lv, Y., Dong, S., Yan, S., He, P., Liu, X., ... & Xu, B. (2020). The effect of thermal cycling on direct laser-deposited gradient H13 tool steel: Microstructure evolution, nanoprecipitation behaviour, and mechanical properties. *Materials Today Communications*, 25, 101390.
- [39] Su, X., & Yang, Y. (2012). Research on track overlapping during selective laser melting of powders. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(10), 2074-2079.
- [40] Callister Jr, W. D., & Rethwisch, D. G. (2020). *Callister's materials science and engineering*. John Wiley & Sons, pp. 179.

- [41] Zhang, K., Wang, S., Liu, W., & Shang, X. (2014). Characterization of stainless steel parts by laser metal deposition shaping. *Materials & Design*, 55, 104-119.
- [42] Salahi, S., Ghaffari, M., Nemani, A. V., & Nasiri, A. (2023). Electrochemical performance of the interfacial region between an AISI 420 and a wire arc additive manufactured PH 13–8Mo martensitic stainless steel. *Materials Chemistry and Physics*, 295, 127057.
- [43] Murr, L. E., Martinez, E., Hernandez, J., Collins, S., Amato, K. N., Gaytan, S. M., & Shindo, P. W. (2012). Microstructures and properties of 17-4 PH stainless steel fabricated by selective laser melting. *Journal of Materials Research and Technology*, 1(3), 167-177.
- [44] Wada, Y., Nakada, N., & Onaka, S. (2022). Effect of Internal Stress on Sequence of γ - ϵ - α' Martensitic Transformations in Austenitic Stainless Steel. *ISIJ International*, 62(3), 613-616.
- [45] Putaux, J. L., & Chevalier, J. P. (1996). HREM study of self-accommodated thermal ϵ -martensite in an Fe- Mn- Si- Cr- Ni shape memory alloy. *Acta materialia*, 44(4), 1701-1716.
- [46] Hsu, T. H., Huang, P. C., Lee, M. Y., Chang, K. C., Lee, C. C., Li, M. Y., ... & Yeh, A. C. (2021). Effect of processing parameters on the fractions of martensite in 17-4 PH stainless steel fabricated by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 859, 157758.
- [47] Masumura, T., Nakada, N., Tsuchiyama, T., Takaki, S., Koyano, T., & Adachi, K. (2015). The difference in thermal and mechanical stabilities of austenite between carbon-and nitrogen-added metastable austenitic stainless steels. *Acta Materialia*, 84, 330-338.
- [48] Maria, G. G. B., Rodrigues, D. G., Freitas, É. T. F., & Santos, D. B. (2019). ϵ -Martensite formation for low strains in a lean duplex stainless steel. *Materials Letters*, 234, 283-286.

ÖZGEÇMİŞ

ORCID NO: 0000-0002-2676-1719

Adı Soyadı : Elif AZBENT

Yabancı Dil : İngilizce

Eğitim Geçmişi

- 2020-2023, Eskişehir Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı
- 2015-2019, Kırıkkale Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü

Mesleki Geçmiş

- 03.2022 – 05.2022, CAD/ CAM Uzmanı, SSA Makine İmalat San. Tic. Ltd. Şti.
- 2018, Hisarlar Makina San.Tic.A.Ş., Eskişehir-Türkiye (Stajyer)
- 2017, Türkiye Şeker Fabrikaları AŞ., Eskişehir-Türkiye (Stajyer).