

**MEDİKAL ALANDA KULLANILAN PASLANMAZ  
ÇELİKLERİN LAZER KAYNAK KABİLİYETİ VE  
KAYNAKLI BAĞLANTILARIN BİYOAKTİVİTE VE  
BİYOKOROZYON DAVRANIŞLARININ  
ARAŞTIRILMASI**

**2015  
DOKTORA TEZİ  
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

**Ceyhun KÖSE**

**MEDİKAL ALANDA KULLANILAN PASLANMAZ ÇELİKLERİN LAZER  
KAYNAK KABİLİYETİ VE KAYNAKLI BAĞLANTILARIN  
BİYOAKTİVİTE VE BİYOKOROZYON DAVRANIŞLARININ  
ARAŞTIRILMASI**

**Ceyhun KÖSE**

**Karabük Üniversitesi  
Fen Bilimleri Enstitüsü  
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında  
Doktora Tezi  
Olarak Hazırlanmıştır**

**KARABÜK  
Ocak 2015**

Ceyhun KÖSE tarafından hazırlanan “MEDİKAL ALANDA KULLANILAN PASLANMAZ ÇELİKLERİN LAZER KAYNAK KABİLİYETİ VE KAYNAKLI BAĞLANTILARIN BİYOAKTİVİTE VE BİYOKOROZYON DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI” başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Ramazan KAÇAR .....  
Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 16 / 01 / 2015

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu) İmzası

Başkan : Prof.Dr. Serdar SALMAN (MAKÜ) .....

Üye : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (KBÜ) .....

Üye : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ) .....

Üye : Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI (KBÜ) .....

Üye : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ (AKÜ) .....

... /.../ 2015

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Mustafa BOZ .....  
Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

*“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”*

Ceyhun KÖSE



## **ÖZET**

**Doktora Tezi**

### **MEDİKAL ALANDA KULLANILAN PASLANMAZ ÇELİKLERİN LAZER KAYNAK KABİLİYETİ VE KAYNAKLI BAĞLANTILARIN BİYOAKTİVİTE VE BİYOKOROZYON DAVRANIŞLARININ ARAŞTIRILMASI**

**Ceyhun KÖSE**

**Karabük Üniversitesi**

**Fen Bilimleri Enstitüsü**

**İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı**

**Tez Danışmanı:**

**Prof. Dr. Ramazan KAÇAR**

**Ocak 2015, 260 sayfa**

Bu çalışmada, AISI 316L (X2CrNiMo17-12-2) östenitik, AISI 420 (X30Cr13) martenzitik, AISI 2205 (22Cr5Ni3Mo) dubleks paslanmaz çelik levhalar CO<sub>2</sub> lazer ışını kaynak yöntemiyle birleştirilmiştir. Birleştirme işlemi %50 Argon + %50 helyum gazı korumalı ortamda, iki farklı lazer gücüyle ve üç farklı kaynak hızıyla gerçekleştirilmiştir. Kaynak yatay pozisyonda, ortam sıcaklığında, ilave metal kullanılmadan ve alın alın gerçekleştirilmiştir. Kaynaklı birleştirmelerin mekanik özelliklerini belirleyebilmek için çekme, üç nokta eğme ve çentik darbe testi uygulanmıştır. Bağlantıların sertlik profili mikrosertlik ölçümü ile belirlenmiş, metalografik incelemeler ise optik mikroskop, SEM, EDS ve XRD vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir. Aynı zamanda, kaynaklı bağlantıların X-Işını Radyografik muayene yöntemi ile hataları araştırılmıştır.

Deney numuneleri biyoaktivite özelliklerini belirleyebilmek için yapay vücut sıvısı (SBF-Simulated Body Fluid) içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün süreyle bekletilmiştir. Bekletme süresine bağlı olarak oluşan numunelerin ağırlık artışı belirlenmiştir. Numunelerin yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanı karakterizasyonu SEM-EDS ile gerçekleştirilmiştir. SBF içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün bekletilen numunelerin biyokorozyon özellikleri ağırlık kaybı ölçülerek belirlenmiş ve korozyon hızları hesaplanmıştır. SBF içerisinde bekletilen numunelerin yüzeyleri SEM-EDS vasıtasıyla incelenmiştir.

Mekanik testler sonucunda, AISI 316L östenitik, kaynak öncesi ve sonrası ısı işlem uygulanmış AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik birleştirmelerinin kabul edilebilir mekanik özelliklere sahip olduğu belirlenmiştir.

Çalışmada kullanılan üç farklı paslanmaz çeliğin SBF içerisinde bekletilme sürecinin ilk gününden itibaren yüzeylerinin hidroksiapatit mineralleriyle kaplandığı tespit edilmiştir. Ancak kaynak dikişinde termal çevrimin etkisiyle hidroksiapatit tutunması ana malzemeye göre daha zayıf bulunmuştur. Özetle, paslanmaz çelik ana malzemelerin kaynaklı numunelerine göre daha iyi biyoaktivite özellikleri sergiledikleri belirlenmiştir.

Korozyon incelemeleri sonucunda, SBF içerisinde bekletilen AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinde ağırlık kaybı ve korozyon hızı düşük bulunmuştur. Ancak AISI 420 martenzitik paslanmaz çelikte ise ağırlık kaybı ve korozyon hızı ise yüksek bulunmuştur. Mekanik, biyoaktiflik ve korozyon özellikleri göz önünde bulundurulduğunda AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzeme ve lazer kaynaklı birleştirmeleri vücut içerisinde kısa süreli implant olarak kullanılabilir. AISI 420 martenzitik paslanmaz lazer kaynaklı birleştirmeleri vücut içerisinde implant olarak kullanılamaz. Ancak cerrahi aletlerin ve ekipmanlarının yapımında kullanılacak seviyede mekanik özelliklere ve korozyon direncine sahiptir.

**Anahtar Sözcükler** : Paslanmaz çelikler, lazer ışın kaynağı, mekanik özellikler, SBF, biyo-uyumluluk, biyo-korozyon.

**Bilim Kodu** : 916.1.092

## **ABSTRACT**

**Ph. D. Thesis**

### **AN INVESTIGATION ON THE LASER WELDABILITY OF STAINLESS STEEL MEDICAL MATERIALS AND BIOACTIVITY AND BIOCORROSION BEHAVIOR OF WELDMENT**

**Ceyhun KÖSE**

**Karabük University**

**Graduate School of Natural And Applied Sciences**

**Department of Manufacturing Engineering**

**Thesis Advisor:**

**Prof. Dr. Ramazan KAÇAR**

**January 2015, 260 pages**

In this study, AISI 316L (X2CrNiMo17-12-2) austenitic, AISI 420 (X30Cr13) martensitic and AISI 2205 (22Cr5Ni3Mo) duplex stainless steel sheets were joined with Laser Beam Welding (LBW) method. The welding processes was carried out under 50 % Ar + 50 % He shielding gas atmosphere, by using three welding speed at two different laser powers. The welding was performed without using filler metal on butt weld joint configuration at horizontal position in the ambient temperature. In order to determine the mechanical properties of the welded joints, tensile, three point bending; V notch impact tests were applied. The hardness profile of weldment was determined by microhardness measurement and the metallographic investigation was evaluated by an optical microscope, Scanning Electron Microscope (SEM), Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) and X-ray Diffraction (XRD). In addition, the defects in weldment was inspected by X-ray radiographic method. In order to

determine the bioactivity of samples, they were exposed in Simulated Body Fluid (SBF) solution for 1, 3, 7, 14, 21, 28 days. The increasing weight of sample depend on the soaking time in SBF was determined and recorded. The deposited hydroxyapatite (HA) layer on the surface of the samples was characterized by Scanning Electron Microscope (SEM), Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS) analysis. The bio-corrosion features of samples were determined by weight loss method and the corrosion rate was also calculated. In addition, the surface of the sample was evaluated by using SEM-EDS after soaking periods in the SBF.

As a result of the mechanical tests, it was determined that the AISI 316L austenitic, pre and post-weld heat treated AISI 420 martensitic and AISI 2205 duplex stainless steels weldment have got feasible mechanical properties for industrial application.

It was observed that the surface of the three different types of stainless steels were coated by hydroxyapatite from first day of soaking period in the SBF. However, the adsorbing of hydroxyapatite on the weldment surface was weak due to weld thermal effect as compared with base metal. Briefly, the stainless steel base metals present well bioactivity characteristic compared with the welded samples.

As a result of corrosion study, the weight losses and corrosion rates of AISI 316L austenitic and AISI 2205 duplex stainless steel samples exposed in the SBF were found lower. Meanwhile, the weight loss and the corrosion rate was excessively higher for AISI 420 martensitic stainless steel. By considering the mechanical, bioactivity and bio-corrosion properties, the laser welded AISI 316L austenitic and AISI 2205 duplex stainless steels could be used in human body as a short-term implant. However, AISI 420 laser welded joints could not be used in human body as implants, although, it has got good mechanical properties and relative corrosion features for uses in surgical instruments and for medical industries.

**Key Word** : Stainless steels, laser beam welding, mechanical properties, SBF, bioactivity, bio-corrosion.

**Science Code** : 916.1.092

## TEŞEKKÜR

Bu doktora tezi çalışmasının başlangıcından sonuna kadar derin bilgi ve tecrübesinden yararlandığım, sabrını, desteğini ve samimiyetini esirgemeyen, çalışma prensibini örnek aldığım değerli hocam Sayın Prof. Dr. Ramazan KAÇAR'a sonsuz saygı ve teşekkürlerimi sunarım.

Lisans, yüksek lisans ve doktora eğitimim süresince bilgilerini, desteğini ve hoşgörüsünü esirgemeyen değerli hocam Prof. Dr. Serdar SALMAN'a en içten minnet ve teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmalarım süresince değerli bilgilerini ve önerilerini esirgemeyen çok değerli hocalarım Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ, Doç. Dr. Hayrettin AHLATÇI ve Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK'e teşekkür ederim.

Değerli katkı ve yardımlarından dolayı KBÜ. İmalat Müh. Arş. Gör. Hayriye ERTEK EMRE ve yüksek lisans programı öğrencisi Ahmet BÜLBÜL'e, İmalat Mühendisliği Bölümündeki değerli hocalarıma ve idari personele en içten teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmalarım süresince yardımlarını ve desteklerini esirgemeyen değerli dostlarım teknik öğretmen Cevdet BULUT, M. SEDAT KARTAL ve Mehmet YALÇINDAĞ'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarına katkı ve desteklerinden dolayı Form Laser firması sahibi Muharrem GÜRSOY'a ve çalışanlarına, SAMET KALIP firmasına ve firmanın üretim sorumlusu Hüseyin PEKER'e ve ekibine, EM-TAV şirketine en içten teşekkürlerimi sunarım.

Laboratuvar çalışmaları sırasında verdikleri destek ve yardımlardan dolayı Marmara Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümündeki değerli öğretim elemanları Prof. Dr. A. İrfan YÜKLER, Doç. Dr. H. Özkan GÜLSOY, Doç. Dr. Yahya BOZKURT, Yrd. Doç. Dr. Memduh KURTULMUŞ ve Arş. Gör. S. Serdar PAZARLIOĞLU'na, Sakarya Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümündeki değerli öğretim elemanları Doç. Dr. Zafer TATLI, Prof. Dr. Ramazan YILMAZ ve Arş. Gör. Murat ÇOLAK'a, Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü öğretim elemanları Prof. Dr. Hatem AKBULUT'a ve Uzm. Fuat KAYIŞ'a, Gebze Y.T.E. Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü öğretim elemanları Prof. Dr. Metin USTA, Doç. Dr. Koray ÖZTÜRK, Dr. Arş. Gör. Salih DURDU, bölüm araştırma görevlilerine ve Uzm. Ahmet NAZIM'a, Niğde Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği Bölümü değerli öğretim elemanları Yrd. Doç. Dr. Serkan TOROS ve Arş. Gör. Süleyman KILIÇ'a, Yıldız Teknik Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü değerli öğretim elemanları Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN, Doç. Dr. Ergün KELEŞOĞLU ve bölüm araştırma görevlileri, ve bölümün değerli teknisyeni Mehmet ÇALIŞKAN'a, Marmara Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Çevre Mühendisliği Bölümü değerli öğretim elemanı Doç. Dr. S. Sinan KESKİN'e, Türkiye Atom Enerjisi Kurumu, Çekmece Nükleer Araştırma ve Eğitim Merkezi, Endüstriyel uygulamalar birimindeki değerli Fizik Mühendisi ve teknisyenlere, Trakya Üniversitesi Edirne M.Y.O. Kaynak Teknolojisi Bölümü değerli öğretim elemanlarına, Çatalca Teknik ve Endüstri Meslek Lisesi öğretmen arkadaşlarıma ve idarecilerine sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Bu tez çalışması, Karabük Üniversitesi Rektörlüğü BAP Komisyonu tarafından KBÜ-BAP-13/2-DR-009 numaralı proje kapsamında desteklenmiştir, BAP birimine ve Karabük Üniversitesi Rektörlüğüne desteklerinden dolayı teşekkürlerimi sunarım.

Son olarak, hayatım boyunca desteklerini ve sevgilerini eksik etmeyen değerli aileme sonsuz sevgi ve şükranlarımı sunarım.

## İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER .....	x
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xx
ÇİZELGELER DİZİNİ .....	xxvii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ .....	xxix
BÖLÜM 1 .....	1
GİRİŞ .....	1
BÖLÜM 2 .....	4
LİTERATÜR ARAŞTIRMASI .....	4
2.1. BİYOMALZEMELER.....	4
2.1.1. Metalik Biyomalzemeler.....	5
2.1.2. Polimerler .....	8
2.1.3. Seramikler .....	9
2.1.4. Kompozitler.....	9
2.2. PASLANMAZ ÇELİKLER .....	10
2.2.1. Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı.....	12
2.2.1.1. Östenitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı.....	12
2.2.1.2. Martenzitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı.....	14
2.2.1.3. Dupleks Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı .....	16
2.2.1.4. Ferritik Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı.....	17
2.2.1.5. Çökeltme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı .....	19
2.2.2. Paslanmaz Çeliklerin Korozyon Özellikleri.....	20
2.2.3. Paslanmaz Çeliklerde Görülen Korozyon Çeşitleri .....	21

	<b><u>Sayfa</u></b>
2.2.3.1. Tanelerarası Korozyon .....	21
2.2.3.2. Pitting (Çukurcuk) Korozyonu.....	22
2.2.3.3. Aralık Korozyonu.....	22
2.2.3.4. Galvanik Korozyon .....	23
2.2.3.5. Gerilmeli Korozyon.....	24
2.2.3.6. Paslanmaz Çeliklerin Yapay Vücut Sıvısı İçerisinde (SBF-Simulated Body Fluid) Korozyon Davranışı.....	25
2.3. LAZER IŞIN KAYNAĞI.....	27
2.3.1. Lazer Işın Kaynağının Metalurjik Özellikleri .....	31
2.3.2. Lazer Işın Kaynağının Avantajları ve Dezavantajları .....	33
2.3.3. Lazer Kaynağında Kullanılan Koruyucu Gazlar .....	35
<b>BÖLÜM 3 .....</b>	<b>37</b>
<b>DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....</b>	<b>37</b>
3.1. DENEYLERDE KULLANILAN MALZEMELER .....	37
3.2. DENEY NUMUNELERİNİ SABİTLEMEK İÇİN KULLANILACAK KAYNAK TUTUCU APARATIN HAZIRLANMASI.....	38
3.3. KAYNAK YÖNTEMİ VE KAYNAK PARAMETRELERİ .....	39
3.4. AISI 420 MARTENZİTİK PASLANMAZ ÇELİĞE KAYNAK ÖNCESİ ÖN VE KAYNAK SONRASI SON TAV ISIL İŞLEMİNİN UYGULANMASI .....	41
3.5. DENEY NUMUNELERİNİN NUMARALANDIRMA SİSTEMİ.....	42
3.6. DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANIŞI .....	43
3.6.1. Kaynaklı Birleştirmelerdeki Underfill (Kaynak Dikişinde Çöküntü) Oluşumlarının Giderilmesi.....	44
3.6.2. Isıl İşlem Sonrası AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Deney Numunelerinin Yüzeylerinin Temizlenmesi .....	45
3.7. METALOGRAFİK NUMUNE HAZIRLIĞI VE İNCELEMELERİ .....	45
3.7.1. Tahribatsız Muayene-Radyografik Muayene Numunelerinin Hazırlığı ve Deneyi.....	45
3.7.2. Metalografik İncelemeler .....	45
3.8. MEKANİK DENEYLER VE UYGULANIŞI.....	47
3.8.1. Çekme Deneyi Numunesinin Hazırlığı ve Deneyi.....	47
3.8.2. Üç Nokta Eğme Deneyi Numunesinin Hazırlığı ve Deneyi .....	48
3.8.3. Çentik Darbe Deneyi Numunesinin Hazırlığı ve Deneyi.....	49



	<u>Sayfa</u>
3.8.4. Sertlik Ölçümü .....	50
3.9. BİYOAKTİVİTE VE BİYOKOROZYON DENEYİ VE UYGULANIŞI.....	51
3.9.1. Yapay Vücut Sıvısı (SBF-Simulated Body Fluid) Hazırlığı.....	51
3.9.2. Deney Numunelerinin Yapay Vücut Sıvısı İçerisinde Bekletilmesi.....	53
3.9.3. Yapay Vücut Sıvısı İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Yüzeyindeki Hidroksiapatit Tabakasının İncelenmesi.....	54
3.9.4. Yapay Vücut Sıvısı İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Biyokorozyon Özelliklerinin İncelenmesi .....	55
3.9.5. Deney Numunelerinin ASTM G1 Standardına Göre Ağırlık Kaybına Bağlı Biyokorozyon Hızının Belirlenmesi.....	55
BÖLÜM 4 .....	57
DENEYSEL SONUÇLAR .....	58
4.1. MAKROYAPI VE MİKROYAPI İNCELEMELERİ.....	57
4.1.1. Tahribatsız Muayene - Radyografik Muayene Sonucu.....	57
4.1.2. Makroyapı İncelemeleri Sonuçları .....	59
4.1.3. Optik Mikroskop ile Mikroyapı İncelemeleri .....	63
4.1.3.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Mikroyapı İncelemeleri .....	63
4.1.3.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Mikroyapı İncelemeleri .....	68
4.1.3.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Mikroyapı İncelemeler .....	72
4.1.4. Taramalı Elektron Mikroskopu (SEM) ile Mikroyapı İncelemeleri .....	76
4.1.4.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin SEM ile Mikroyapı İncelemeleri .....	76
4.1.4.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğin SEM ile Mikroyapı İncelemeleri .....	79
4.1.4.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çeliğin SEM ile Mikroyapı İncelemeleri .....	82
4.1.5. Birleştirmeler Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmaları.....	85
4.1.5.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirmeleri Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmaları.....	86

4.1.5.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Birleştirmeleri Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmaları.....	90
4.1.5.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Birleştirmeleri Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmaları.....	95
4.1.6. Deneilerde Kullanılan Paslanmaz Çelik Ana Malzeme ve Kaynaklı Birleştirmelerin Yapılarında Oluşan Fazların XRD Analizi ile Karakterizasyonu.....	100
4.1.7. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Numunelerin Östenit-Ferrit Miktarlarının Belirlenmesi .....	103
4.2. BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI.....	104
4.2.1. Çekme Deneyi Sonucu .....	104
4.2.1.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Çekme Testi Sonucu	104
4.2.1.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Çekme Testi Sonucu	108
4.2.1.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çeliğe Ait Çekme Testi Sonucu..	112
4.2.2. Çentik Darbe Deneyi Sonucu .....	115
4.2.2.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Darbe Çentik Testi Sonucu .....	115
4.2.2.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Darbe Çentik Testi Sonucu .....	117
4.2.2.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çeliğe Ait Darbe Çentik Testi Sonucu .....	120
4.2.3. Üç Nokta Eğme Deneyi Sonucu.....	123
4.2.3.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Üç Nokta Eğme Testi Sonucu .....	123
4.2.3.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Üç Nokta Eğme Testi Sonucu .....	124
4.2.3.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çeliğe Ait Üç Nokta Eğme Testi Sonucu .....	126
4.2.4. Birleştirmelerin Sertlik Ölçümü Sonucu .....	128
4.2.4.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucu .....	128
4.2.4.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucu .....	130
4.2.4.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucu .....	132

4.3. DENEY NUMUNELERİNİN BİYOAKTİVİTE ÖZELLİKLERİNİN TESPİTİ.....	134
4.3.1. Deney Numunelerinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı ile Tespiti .....	134
4.3.1.1. Paslanmaz Çelik Ana Malzeme Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı ile Tespiti.....	134
4.3.1.2. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti .....	135
4.3.1.3. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti .....	136
4.3.1.4. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti .....	137
4.3.2. SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi .....	139
4.3.2.1. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik Ana Malzeme Numunelerin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi .....	139
4.3.2.2. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi .....	143
4.3.2.3. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Birleştirmesinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi .....	148
4.3.2.4. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Birleştirmesinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi .....	152
4.4. DENEY NUMUNELERİNİN BİYOKOROZYONU.....	157
4.4.1. Deney Numunelerinin Ağırlık Kaybı ve Korozyon Hızının Belirlenmesi .....	157
4.4.1.1. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik Ana Malzeme Numunelerin Ağırlık Kaybının Belirlenmesi .....	158
4.4.1.2. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunelerin Ağırlık Kaybının Belirlenmesi .....	159
4.4.1.3. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunelerin Ağırlık Kaybının Belirlenmesi .....	160
4.4.1.4. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunelerin Ağırlık Kaybının Belirlenmesi .....	161

4.4.2. Deney Numunelerinin Korozyon Hızının Belirlenmesi.....	162
4.4.2.1. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik Ana Malzeme Numunelerin Korozyon Hızlarının Belirlenmesi.....	162
4.4.2.2. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Lazer Kaynaklı Deney Numunelerin Korozyon Hızlarının Belirlenmesi .....	164
4.4.2.3. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Lazer Kaynaklı Deney Numunelerin Korozyon Hızlarının Belirlenmesi .....	165
4.4.2.4. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Lazer Kaynaklı Deney Numunelerin Korozyon Hızlarının Belirlenmesi .....	167
4.5. SBF İÇERİSİNDE BEKLETİLEN LAZER KAYNAKLI KOROZYON DENEY NUMUNELERİNİN METALOGRAFİK OLARAK İNCELENMESİ .....	168
4.5.1. Lazer Kaynaklı AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Korozyon Deney Numunelerinin Metalografik Olarak İncelenmesi .....	169
4.5.2. Lazer Kaynaklı AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Korozyon Deney Numunelerinin Metalografik Olarak İncelenmesi .....	172
4.5.3. Lazer Kaynaklı AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Korozyon Deney Numunelerinin Metalografik Olarak İncelenmesi .....	175
<b>BÖLÜM 5 .....</b>	<b>179</b>
<b>SONUÇLAR VE İRDELENMESİ .....</b>	<b>178</b>
5.1. BİRLEŞTİRMELERİN RADYOGRAFİK MUAYENE SONUÇLARININ İRDELENMESİ .....	179
5.2. BİRLEŞTİRMELERİN METALOGRAFİ SONUÇLARININ İRDELENMESİ .....	180
5.2.1. Birleştirmelerin Makroyapı Sonuçlarının İrdelenmesi.....	180
5.2.2. Birleştirmelerin Mikroyapı Sonuçlarının İrdelenmesi .....	181
5.2.2.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirme Mikroyapısının İrdelenmesi.....	181
5.2.2.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Birleştirme Mikroyapısının İrdelenmesi.....	183
5.2.2.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Birleştirme Mikroyapısının İrdelenmesi.....	185
5.2.3. Birleştirmeler Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmalarının İrdelenmesi.....	187

5.2.3.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirmelerinin EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmalarının İrdelenmesi .....	187
5.2.3.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Birleştirmelerinin EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmalarının İrdelenmesi .....	188
5.2.3.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Birleştirmelerinin EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmalarının İrdelenmesi .....	189
5.2.4. Paslanmaz Çelik Ana Malzeme ve Kaynaklı Birleştirmelerin XRD Analizi ile Karakterizasyon Çalışmalarının İrdelenmesi .....	189
5.3. MEKANİK DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ.....	190
5.3.1. Çekme Deneyi Sonuçlarının İrdelenmesi.....	190
5.3.1.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Çekme Testi Sonucunun İrdelenmesi .....	191
5.3.1.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Çekme Testi Sonucunun İrdelenmesi .....	192
5.3.1.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çeliğe Ait Çekme Testi Sonucunun İrdelenmesi .....	194
5.3.2. Çentik Darbe Deneyi Sonuçlarının İrdelenmesi.....	196
5.3.2.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Darbe Çentik Testi Sonucunun İrdelenmesi .....	197
5.3.2.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Darbe Çentik Testi Sonucunun İrdelenmesi .....	198
5.3.2.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çeliğe Ait Darbe Çentik Testi Sonucunun İrdelenmesi .....	199
5.3.3. Üç Nokta Eğme Deneyi Sonuçlarının İrdelenmesi .....	201
5.3.4. Mikrosertlik Ölçümü Sonuçlarının İrdelenmesi.....	201
5.3.4.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucunun İrdelenmesi .....	201
5.3.4.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucunun İrdelenmesi .....	202
5.3.4.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucunun İrdelenmesi .....	203
5.4. BİYOAKTİVİTE VE BİYOKOROZYON DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ .....	205
5.4.1. Deney Numunelerinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı ile Tespiti Sonuçlarının İrdelenmesi.....	205
5.4.1.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti Sonuçlarının İrdelenmesi.....	205

5.4.1.2.	AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti Sonuçlarının İrdelenmesi.....	206
5.4.1.3.	AISI 2205 Martenzitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti Sonuçlarının İrdelenmesi.....	207
5.4.1.4.	SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Ağırlık Artışı Sonuçlarının Karşılaştırılmalı Olarak İrdelenmesi .....	207
5.4.2.	SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının İrdelenmesi .....	208
5.4.2.1.	SBF İçerisinde Bekletilen Kaynaklı AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının İrdelenmesi .....	209
5.4.2.2.	SBF İçerisinde Bekletilen Kaynaklı AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının İrdelenmesi .....	210
5.4.2.3.	SBF İçerisinde Bekletilen Kaynaklı AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının İrdelenmesi .....	211
5.4.2.4.	SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının Karşılaştırılmalı Olarak İrdelenmesi.....	212
5.4.3.	Ağırlık Kaybı Sonuçlarının İrdelenmesi .....	217
5.4.3.1.	SBF İçerisinde Bekletilen AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunelerin Ağırlık Kaybı Sonuçlarının İrdelenmesi .....	217
5.4.3.2.	SBF İçerisinde Bekletilen AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunelerin Ağırlık Kaybı Sonuçlarının İrdelenmesi .....	218
5.4.3.3.	SBF İçerisinde Bekletilen AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunelerin Ağırlık Kaybı Sonuçlarının İrdelenmesi .....	219
5.4.3.4.	SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik Deney Numunelerinin Ağırlık Kaybı Sonuçlarının Karşılaştırılmalı Olarak İrdelenmesi.....	219
5.4.4.	Korozyon Hızı Sonuçlarının İrdelenmesi.....	220
5.4.4.1.	SBF İçerisinde Bekletilen AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Deney Numunelerin Korozyon Hızı Sonuçlarının İrdelenmesi .....	220

	<u>Sayfa</u>
5.4.4.2. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Deney Numunelerin Korozyon Hızı Sonuçlarının İrdelenmesi .....	221
5.4.4.3. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Kaynaklı Deney Numunelerin Korozyon Hızı Sonuçlarının İrdelenmesi .....	222
5.4.4.4. SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerin Korozyon Hızı Sonuçlarının ve Metalografi İncelemelerinin Karşılaştırılmalı Olarak İrdelenmesi.....	222
BÖLÜM 6 .....	229
SONUÇLAR .....	229
KAYNAKLAR .....	233
ÖZGEÇMİŞ .....	260

## ŞEKİLLER DİZİNİ

### Sayfa

Şekil 2.1.	AISI 316L paslanmaz çelikten imal edilmiş implant malzemeler. ....	7
Şekil 2.2.	AISI 420, 440 ve 630 paslanmaz çelikten yapılmış yapay diz bağlantı bileşenleri ve aletleri .....	8
Şekil 2.3.	Schaeffler ve Delong diyagramları . ....	11
Şekil 2.4.	WRC-1992 diyagramı . ....	11
Şekil 2.5.	Östenitik paslanmaz çeliklerde krom karbür çökmesi . ....	14
Şekil 2.6.	Tanelerarası korozyon oluşumu . ....	21
Şekil 2.7.	Çukurcuk korozyonu oluşumu . ....	22
Şekil 2.8.	Aralık korozyonu oluşumu . ....	23
Şekil 2.9.	Galvanik korozyon oluşmuş bir numune görüntüsü . ....	24
Şekil 2.10.	Gerilmeli korozyon oluşumu . ....	24
Şekil 2.11.	Lazer ışınımı elde edilmiş sistemi . ....	28
Şekil 2.12.	Lazer ışını oluşumu şematik gösterimi; .....	28
Şekil 2.13.	CO <sub>2</sub> Lazer ışın kaynağı sistemi . ....	30
Şekil 2.14.	Lazer ile geleneksel kaynak yöntemlerinin karşılaştırılması . ....	31
Şekil 3.1.	Lazer kaynaklı birleştirme için geliştirilen tutucu kaynak aparatı .....	38
Şekil 3.2.	CO <sub>2</sub> Lazer ışın kaynağı makinesi .....	39
Şekil 3.3.	Numunelerin tutucu kaynak aparatına ve lazer ünitesine bağlanması ....	39
Şekil 3.4.	Lazer kaynağı ile birleştirilmiş AISI 316L paslanmaz çelik çifti .....	40
Şekil 3.5.	Lazer kaynağı ile birleştirilmiş AISI 420 paslanmaz çelik çifti.....	41
Şekil 3.6.	Lazer kaynağı ile birleştirilmiş AISI 2205 paslanmaz çelik çifti.....	41
Şekil 3.7.	Kaynak öncesi ön tav ve kaynak sonrası son tav ısıl işleminin uygulanışı .....	42
Şekil 3.8.	Tel erozyon ile çıkarılan numunelerin görüntüsü ve numune boyutları .	44
Şekil 3.9.	TS 287 EN 895 standardına göre hazırlanmış çekme deneyi numuneleri	47
Şekil 3.10.	SHIMADZU AG-IS çekme testi cihazı .....	48
Şekil 3.11.	TS 282 EN 910 standardına göre hazırlanan eğme deney numuneleri ...	48
Şekil 3.12.	Üç Nokta Eğme deney düzeneği .....	49



Şekil 3.13. EN 10045-1 standardına göre hazırlanan çentik darbe deney numuneleri .....	49
Şekil 3.14. Charpy deney cihazı.....	50
Şekil 3.15. Sertlik ölçüm cihazı .....	50
Şekil 3.16. Sertlik alınan bölgeler .....	51
Şekil 3.17. Korozyon deneyi numuneleri.....	52
Şekil 3.18. Deney numunelerinin ultrasonik banyoda temizlenmesi ve hassas terazide ağırlık ölçülmesi işlemi .....	53
Şekil 3.19. Etüvde (36,5 °C) deney numunelerinin SBF içerisinde tutulması .....	54
Şekil 3.20. Deney numunelerinin nitrik asit içerisinde bekletilmesi .....	55
Şekil 4.1. Deney numunelerinin radyografik muayene sonucunda elde edilen film görüntüleri .....	58
Şekil 4.2. AISI 316L numunelerin kaynak dikiş profili.....	59
Şekil 4.3. AISI 420 numunelerin kaynak dikiş profili .....	59
Şekil 4.4. AISI 2205 numunelerin kaynak dikiş profili .....	60
Şekil 4.5. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin dikiş biçimi .....	61
Şekil 4.6. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin dikiş biçimi ....	61
Şekil 4.7. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik birleştirmelerinin dikiş biçimi .....	62
Şekil 4.8. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü .....	64
Şekil 4.9. A2; 3500W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü .....	65
Şekil 4.10. A3; 3500W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü .....	65
Şekil 4.11. A4; 4000W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü .....	66
Şekil 4.12. A5; 4000W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü .....	66
Şekil 4.13. A6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü .....	67
Şekil 4.14. B1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420' nin mikroyapı görüntüsü .....	68
Şekil 4.15. B2; 3500W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü .....	69
Şekil 4.16. B3; 3500W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420' nin mikroyapı görüntüsü .....	69

Şekil 4.17. B4; 4000W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü .....	70
Şekil 4.18. B5; 4000W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü .....	70
Şekil 4.19. B6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü .....	71
Şekil 4.20. C1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü .....	72
Şekil 4.21. C2; 3500W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü .....	73
Şekil 4.22. C3; 3500W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü .....	73
Şekil 4.23. C4; 4000W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205' in mikroyapı görüntüsü .....	74
Şekil 4.24. C5; 4000W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü .....	74
Şekil 4.25. C6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü .....	75
Şekil 4.26. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin SEM görüntüsü.....	77
Şekil 4.27. A6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin SEM görüntüsü.....	78
Şekil 4.28. B1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420' nin mikroyapı görüntüsü .....	80
Şekil 4.29. B6; 400W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin SEM görüntüsü.....	81
Şekil 4.30. C1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in SEM görüntüsü.....	83
Şekil 4.31. C6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in SEM görüntüsü.....	84
Şekil 4.32. A1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin noktasal EDS analiz sonucu.....	86
Şekil 4.33. A1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L paslanmaz çelik kaynak metali elemental haritalama analizi .....	87
Şekil 4.34. A6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin EDS analiz sonucu .....	88
Şekil 4.35. A6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L paslanmaz çeliğin kaynak metali elemental haritalama analizi .....	90

Şekil 4.36. B1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin noktasal EDS analiz sonucu.....	91
Şekil 4.37. B1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin kaynak metalinden alınan genel elementel haritalama analizi.....	92
Şekil 4.38. B6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin noktasal EDS analiz sonucu.....	93
Şekil 4.39. B6; 4000W 270 cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin kaynak metalinden alınan genel elementel haritalama analizi.....	94
Şekil 4.40. C1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in noktasal EDS analiz sonucu.....	96
Şekil 4.41. C1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205' in kaynak metalinden alınan genel elementel haritalama analizi.....	97
Şekil 4.42. C6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in noktasal EDS analiz sonucu.....	98
Şekil 4.43. C6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205' in kaynak metalinden alınan genel elementel haritalama analizi.....	99
Şekil 4.44. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerine ait XRD paternleri .....	101
Şekil 4.45. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine ait XRD paternleri .....	101
Şekil 4.46. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerine ait XRD paternleri .....	102
Şekil 4.47. Faz hacim oranlarının belirlenmesinde kullanılan numunelerin image analyserde kullanılan mikroyapı görüntüleri .....	103
Şekil 4.48. AISI 316L numunelerine ait gerilme-uzama grafiği.....	105
Şekil 4.49. AISI 316L numunelerine ait çekme deneyi sonrası görüntüleri .....	106
Şekil 4.50. AISI 316L ana malzemenin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü .....	107
Şekil 4.51. AISI 420 numunelerine ait gerilme-uzama grafiği .....	109
Şekil 4.52. AISI 420 numunelerine ait çekme deneyi sonrası görüntüleri.....	109
Şekil 4.53. AISI 420 ana malzemenin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.....	111
Şekil 4.54. AISI 2205 numunelerine ait gerilme-uzama grafiği .....	112
Şekil 4.55. AISI 2205 numunelerine ait çekme deneyi sonrası görüntüleri.....	113
Şekil 4.56. AISI 2205 ana malzemenin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü.....	114
Şekil 4.57. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelerinin darbe dayanımı sonuçları .....	116

Şekil 4.58. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunenin kırılma yüzeyi.....	117
Şekil 4.59. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelerinin darbe dayanımı.	118
Şekil 4.60. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunenin kırılma yüzeyi.....	119
Şekil 4.61. AISI 2205 numunelerine ait çentik darbe dayanımı sonuçları.....	121
Şekil 4.62. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunenin kırılma yüzeyi .....	122
Şekil 4.63. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin eğme deney numunelerinin kuvvet-uzama grafiği.....	123
Şekil 4.64. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelerin üç nokta eğme deney sonrası görüntüleri.....	124
Şekil 4.65. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin üç nokta deney numunelerinin kuvvet-uzama grafiği .....	125
Şekil 4.66. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelerin üç nokta eğme deney sonrası görüntüleri .....	125
Şekil 4.67. AISI 2205 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin üç nokta eğme deney numunelerinin kuvvet-uzama grafiği.....	127
Şekil 4.68. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunelerin üç nokta eğme deney sonrası görüntüleri.....	127
Şekil 4.69. AISI 316L numunelerine ait sertlik dağılımları.....	129
Şekil 4.70. AISI 420 numunelerine ait sertlik dağılımları .....	131
Şekil 4.71. AISI 2205 numunelerine ait sertlik dağılımları .....	133
Şekil 4.72. SBF içerisinde bekletilen paslanmaz çeliklere ait numunelerin ağırlık artışı.....	135
Şekil 4.73. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L deney numunelerinin ağırlık artışı.....	136
Şekil 4.74. SBF içerisinde bekletilen AISI 420 deney numunelerinin ağırlık artışı.....	137
Şekil 4.75. SBF içerisinde bekletilen AISI 2205 deney numunelerinin ağırlık artışı.....	138
Şekil 4.76. SBF içerisinde 28 gün bekletilen ana malzeme yüzeylerinde oluşan hidroksiapatit tabakasının SEM görüntüleri .....	140
Şekil 4.77. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik ana malzeme numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	141
Şekil 4.78. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik ana malzeme numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	141

Şekil 4.79. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzeme numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	142
Şekil 4.80. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 1-28 gün SBF’de bekletilmesiyle oluşan yüzey değişimi-HA oluşumunun günlere göre değişimi.....	143
Şekil 4.81. A6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 28.gün sonunda HA oluşumu.....	144
Şekil 4.82. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 7 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	145
Şekil 4.83. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	146
Şekil 4.84. A6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	146
Şekil 4.85. B1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 1-28 gün arasında SBF’de bekletilmesiyle oluşan yüzey değişimi-HA oluşum...	148
Şekil 4.86. B6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 28. gün sonunda HA oluşumu.....	149
Şekil 4.87. B1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 7 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	150
Şekil 4.88. B1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	151
Şekil 4.89. B6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	151
Şekil 4.90. C1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 1-28 gün arasında SBF’de bekletilmesiyle oluşan yüzey değişimi-HA oluşumu.....	153
Şekil 4.91. C6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 28.gün sonunda HA oluşumu.....	154
Şekil 4.92. C1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 7 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	155
Şekil 4.93. C1;3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	155

Şekil 4.94. C6;4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi .....	156
Şekil 4.95. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L, AISI 420, AISI 2205 paslanmaz çelik ana malzemelerine ait deney numunelerinin ağırlık kaybı.....	158
Şekil 4.96. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L deney numunelerinin ağırlık kaybı.....	159
Şekil 4.97. SBF içerisinde bekletilen AISI 420 deney numunelerinin ağırlık kaybı.....	160
Şekil 4.98. SBF içerisinde bekletilen AISI 2205 deney numunelerinin ağırlık kaybı.....	161
Şekil 4.99. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz çelik deney numunelerinin ana malzemelerine ait korozyon hızları .....	163
Şekil 4.100. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L deney numunelerinin korozyon hızları .....	164
Şekil 4.101. SBF içerisinde bekletilen AISI 420 deney numunelerinin korozyon hızları .....	166
Şekil 4.102. SBF içerisinde bekletilen AISI 2205 deney numunelerinin korozyon hızları .....	167
Şekil 4.103. A1; 3500W/90cm/dk. kaynak parametresiyle birleştirilen AISI 316L deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü .....	169
Şekil 4.104. A1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 316L deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi .....	170
Şekil 4.105. A4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 316L deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü .....	170
Şekil 4.106. A4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 316L deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi .....	171
Şekil 4.107. B1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 420 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü .....	172
Şekil 4.108. B1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 420 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi .....	173
Şekil 4.109. B4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 420 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü .....	173

**Sayfa**

Şekil 4.110. B4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 420 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi.....	174
Şekil 4.111. C1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 2205 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü .....	176
Şekil 4.112. C1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 2205 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi.....	176
Şekil 4.113. C4; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 2205 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü .....	177
Şekil 4.114. C4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 2205 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi.....	177

## ÇİZELGELER DİZİNİ

### Sayfa

Çizelge 2.1. Biyomedikal metal ve alaşımlarının mekanik özellikleri.....	6
Çizelge 2.2. Başlıca biyomedikal metal ve alaşımlarının kullanım alanları .....	6
Çizelge 2.3. Östenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri .....	12
Çizelge 2.4. Martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri .....	15
Çizelge 2.5. Dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri .....	17
Çizelge 2.6. Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri .....	18
Çizelge 2.7. Çökme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri .....	19
Çizelge 2.8. İnsan kan plazması ve çeşitli SBF'lere ait iyon konsantrasyonları ....	27
Çizelge 3.1. AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu.....	37
Çizelge 3.2. AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu.....	37
Çizelge 3.3. AISI 2205 dupleks paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu.....	37
Çizelge 3.4. CO <sub>2</sub> lazer kaynak parametreleri .....	40
Çizelge 3.5. Paslanmaz Çelik deney numunelerinin numaralandırma sistemi .....	43
Çizelge 3.6. SBF hazırlama işleminde kullanılan kimyasallar ve miktarları.....	52
Çizelge 4.1. AISI 316L birleştirmesinin kaynak dikiş genişliği boyutsal oranları ..	61
Çizelge 4.2. AISI 420 numunelerinin kaynak dikiş genişliği boyutsal oranları .....	62
Çizelge 4.3. AISI 2205 numunelerinin kaynak dikiş genişliği boyutsal oranları ....	62
Çizelge 4.4. AISI 2205 numunesinin östenit/ferrit miktarı tayini sonucu .....	103
Çizelge 4.5. AISI 316L deney numunelerinin çekme deneyi sonucu .....	105
Çizelge 4.6. AISI 420 numunelerinin çekme deneyi sonucu .....	108
Çizelge 4.7. AISI 2205 numunelerin çekme deneyi sonucu .....	112
Çizelge 4.8. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin darbe deneyi sonucu .....	115
Çizelge 4.9. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin darbe deneyi sonucu .....	118
Çizelge 4.10. AISI 2205 dupleks deney numunelerinin darbe deneyi sonucu.....	120
Çizelge 4.11. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmesinin farklı bölgelerinin sertlik sonucu.....	129



**Sayfa**

Çizelge 4.12. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmesinin farklı bölgelerinin sertlik sonucu .....	130
Çizelge 4.13. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik birleştirmesinin farklı bölgelerinin sertlik sonucu .....	132

## SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

### SİMGELER

- Cr<sub>eş</sub> : Krom eşdeğerliliği  
Ni<sub>eş</sub> : Nikel eşdeğerliliği  
Mpa : Megapaskal (Megapascal)  
Ar : Argon  
He : Helyum  
Mm : Mikronmetre  
HNO<sub>3</sub> : Nitrik asit  
mM : miliMolar  
J : Joule  
mm/y : milimetre/yıl

### KISALTMALAR

- AISI : American Iron and Steel Institute (Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü)  
ASTM: American Society for Testing and Materials (Amerikan Test ve Malzeme Topluluğu)  
AWS : American Welding Society (Amerikan Kaynak Cemiyeti)  
ITAB : Isı Tesiri Altında Kalan Bölge  
TSE : Türk Standartları Enstitüsü  
SBF : Simulated Body Fluid (Yapay Vücut Sıvısı)  
HA : Hydroxyapatite (Hidroksiapatit)  
CaP : Calcium Phosphate (Kalsiyum Fosfat)  
XRD : X-Ray Diffraction (X-Işını Kırınımı)

## BÖLÜM 1

### GİRİŞ

Biyomalzemeler, insan vücudunun çok değişken koşullara sahip olan ortamlarında kullanılan malzemelerdir. Örneğin; vücut sıvılarının pH değeri farklı dokulara göre 1 ila 9 arasında değişir. Günlük aktivitelerimiz sırasında kemiklerimiz yaklaşık 4 MPa, tendonlar ise 40-80 MPa gerilmeye maruz kalır. Bir kalça eklemindeki ortalama yük vücut ağırlığının üç katına kadar çıkabilir. Sıçrama gibi faaliyetler sırasında ise bu değer vücut ağırlığının 10 katı olabilir. Vücudumuzdaki bu gerilmeler; ayakta durma, oturma ve koşma gibi faaliyetler sırasında sürekli tekrarlanır. Biyomalzemelerin bu zor koşullara dayanıklı olması gerekir. Tarihte tahta, kauçuk gibi doğal malzemelerin altın, cam gibi yapay malzemelerin biyomalzeme olarak kullanımı deneme yanılma yoluyla yapılmaktaydı. Vücudun bu malzemelere verdiği tepkiler son derece farklı olabilmekteydi. Belirli koşullar altında malzemeler vücut tarafından kabul görülürken aynı malzemeler, koşullar değiştiğinde vücut tarafından reddedilebilmekteydi. Yapılan araştırmalar neticesinde son yıllarda biyomalzeme/doku etkileşimlerinin anlaşılması konusunda önemli bilgiler elde edilmiştir [1].

Paslanmaz çelikler, endüstriyel alanda ve özellikle medikal endüstri alanında protez ve implant veya cerrahi aletlerin imalatında biyomalzeme olarak sıklıkla kullanılmaktadır. Paslanmaz çelikler, esas olarak mükemmel korozyon dirençlerinden ve ekonomik olmaları sebebiyle tercih edilmektedirler. Bileşimlerinde en az %12 krom bulunan çelikler “paslanmaz çelik” olarak adlandırılırlar. Paslanmaz çelikler genellikle beş ana grupta toplanırlar: Bunlar; Ferritik paslanmaz çelikler, Martenzitik paslanmaz çelikler, çift fazlı (Dubleks) paslanmaz çelikler, Çökeltme sertleşmesi uygulanabilen paslanmaz çelikler ve Östenitik paslanmaz çeliklerdir [2]. Bu çeliklerin korozyon direnci, çok yoğun ve koruyucu bir krom oksit (ince pasif yüzey) tabakasının oluşmasına dayanır. Korozyona karşı korumayı sağlayan bu mekanizmanın anlamı şudur; çeliğin yüzeyindeki pasif tabaka kırıldığında çelik

bölgesel olarak korozyif saldırıya uğrar ve bu şekilde aktif hale gelen bölgede metalin korozyonu devam eder. Bu nedenle oyuklanma ve çatlak korozyonu, gerilmeli ve tane sınırı korozyonu gibi bölgesel korozyon tipleri genellikle genel korozyondan daha kritiktir.

Protez, implant veya cerrahi aletlerin imalatında kullanılan malzemeler kullanım yeri ve amacına göre belirli şekillerde imal edilmelidir. Montaj parçalarının sürekli olarak küçülmesi, birleştirme tekniğinin daha küçük boyut alanlarına yayılmasını gerekli kılmaktadır. Küçük boyutları kapsayan alanda, klasik kaynak yöntemleri (elektrik direnç kaynağı hariç) kullanılamaz. Bu durum; ultrasonik, elektron ışın ve lazer ışını ile kaynak gibi yeni birleştirme usullerinin gelişimini teşvik etmiştir. Lazer sistemi esas olarak, optik resonatör (Lazer kafası) ve kumanda düzenli enerji menbaında meydana gelir. Lazer kafasının içerisine gönderilen enerjinin bir bölümü, lazer aktif madde (ortam) tarafından hacim ve zamana bağlı olarak elektromagnetik bir ışına çevrilir. Aktif madde katı, sıvı veya gaz şeklinde olabilir. Lazerler sürekli veya darbeleri olarak çalışırlar. Farklı lazerler, farklı dalga boylarında ışın ortaya çıkararak malzemelerin birleştirilmesinde ve işlenmesinde kullanılırlar [3].

Bu çalışmanın amacı, özellikle medikal endüstri alanında protez ve implant veya cerrahi aletlerin imalatında biyomalzeme olarak kullanılan paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyetlerini araştırmak olacaktır. Bu amaçla; biyomalzeme olarak kullanılan Östenitik AISI 316L, Martenzitik AISI 420 ve AISI 2205 Dupleks paslanmaz çelik malzemeler CO<sub>2</sub> Lazer ışını kaynak yöntemiyle birleştirilerek birleştirmelerin mekanik testleri ve mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilecektir. Aynı zamanda elde edilen kaynaklı birleştirmelerin biyo-uyumluluklarının incelenmesi için “in vitro” yani; laboratuvar ortamında hazırlanmış SBF (Simulated Body Fluid) yapay vücut sıvısı içerisindeki korozyon davranışları araştırılacaktır.

Ülkemizde özellikle medikal endüstri alanında protez ve implant veya cerrahi aletlerin imalatında genellikle Tungsten Inert Gas (TIG) kaynak yönteminin kullanıldığı görülmektedir. Bu çalışmayla ayrıca, ülkemiz medikal endüstrine Lazer ışın kaynağının sağladığı mekanik, metalurjik ve korozyon dayanımı avantajları ayrıntılı bir şekilde gözler önüne serilecektir.

Bu çalışma, genel olarak giriş, literatür araştırması, deneysel çalışmalar, deneysel sonuçlar, sonuçların yorumlanması ve sonuçların özetlenmesi olmak üzere altı bölümden oluşmaktadır. Ancak, literatür araştırması ve deneysel çalışmalar da kendi içinde alt konu başlıklarından oluşmuştur. Birinci bölüm “Giriş” kısmı olup burada çalışmanın amacı belirtilmiş ve çalışma özetlenmiştir. İkinci bölümde, biyomalzemeler hakkında detaylı literatür bilgisi verilmiştir. Bu çalışmada kullanılan östenitik paslanmaz çelik grubundan olan AISI 316L, martenzitik paslanmaz çelik grubundan olan AISI 420 ve dubleks paslanmaz çelik grubundan olan AISI 2205 paslanmaz çelikler hakkında kapsamlı bir literatür araştırmasına gidilmiştir. İlave olarak genel hatlarıyla paslanmaz çeliklerin korozyon davranışları, vücut sıvıları ve türlerinin yanısıra SBF (Yapay Vücut Sıvısı) hakkında bir literatür araştırmasına yer verilmiştir. İkinci bölümün sonunda lazer kaynak yöntemini açıklayıcı kapsamlı bir literatür araştırmasına yer verilmiştir.

Üçüncü bölüm olan deneysel çalışmalar kısmında, deneysel çalışmalarda kullanılan malzemeler, CO<sub>2</sub> Lazer ışın kaynak sistemi, kaynak parametreleri, kaynaklı numunelerden deney numunelerinin çıkartılması, kaynaklı bağlantılara uygulanan mekanik testler, metalografik incelemeler ve SBF vücut sıvısı içerisinde korozyon testlerinin uygulanışı açıklanmış ve deney parametreleri tanıtılmıştır.

Dördüncü bölümde, kaynaklı numunelere uygulanan mekanik testlerden elde edilen veriler grafiklendirilmiş ve değerlendirilmiştir. İlave olarak SBF içerisinde belirli tutma sürelerinde bekletilen ana malzeme ve kaynaklı bağlantılara ait numunelerden elde edilen veriler grafiklendirilerek değerlendirilmiştir. Ayrıca, optik mikroskop, SEM, XRD çalışmaları sonucu elde edilen görüntüler ve veriler genel hatlarıyla irdelenmiştir.

Beşinci bölümde, deneysel çalışmalar sonucunda elde edilen bulgular, deneysel çalışmanın amacına ve kapsamına uygun olacak şekilde yorumlanarak sonuçlandırılmıştır.

Çalışmanın son bölümünde elde edilen bulgular özetlenerek paylaşılmış ve önerilerde bulunulmuştur.

## BÖLÜM 2

### LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

#### 2.1. BİYOMALZEMELER

Biyomalzemeler, insan veya hayvan vücudundaki canlı dokuların işlevlerini yerine getirmek ya da desteklemek amacıyla kullanılan doğal ya da sentetik malzemeler olup, sürekli olarak veya belli aralıklarla vücut akışkanlarıyla (örneğin kan) temas ederek işlevlerini yerine getiren biyo-uyumlu malzemelerdir [1,4].

Biyo-uyumluluk, bir biyo-malzemenin dayanımının yanında en önemli özelliğidir. Biyo-uyumlu bir malzeme, etrafını çevreleyen dokular üzerinde iltihaplanma, pıhtı oluşumu v.b. olumsuz etki yapmayan malzemedir. Diğer bir ifadeyle biyo-uyumluluk, bir biyo-malzemenin vücut dokularına fiziksel, kimyasal, biyolojik uyumu ve vücudun mekanik davranışına sağladığı optimum uyumdur. Vücudun bu malzemelere karşı verdiği tepkiler son derece faklıdır. Örneğin; metalik biyo-malzemeler, dokulara göre pH değeri 1 ila 9 arasında değişen vücut akışkanları ile sürekli olarak veya zaman zaman temas halindedir [1,4].

Bilimsel anlamda yeni bir kavram olmasına karşın, uygulamada biyomalzemelerin kullanımı tarihin çok eski zamanlarına kadar uzanmaktadır. Mısır mumyalarında görülen yapay göz, burun ve dişler bunun en güzel kanıtlarıdır. Bronz ve bakır kemik implantların kullanımı milattan önce'ye kadar gitmektedir. Bakırın zehirleyici etkisine rağmen, alternatif bir malzeme bulunamadığından bu malzemenin implant olarak kullanımı devam etmiş, 19. yüzyıldan sonra yabancı malzemelerin vücut içerisinde kullanımına yönelik daha ciddi çalışmalar yapılmıştır.

İnsan vücudunda kullanılmak üzere geliştirilen ilk metal, vityum (Cr-Co-Mo) çeliği olup, bu malzeme kemik kırıklarında plaka ve vida olarak kullanılmıştır. Ancak

vitalyum çeliğinden yapılan protezlerin korozyona uğradıklarında çok ciddi tehlikeler ortaya çıkardığı gözlemlenmiştir. Malzeme bilimindeki ilerlemelere bağlı olarak, sırasıyla kobalt-krom alaşımları, paslanmaz çelikler, polimerler ve son yıllarda seramikler biyomalzeme olarak kullanılmaya başlanmıştır [5].

Tıbbi uygulamalarda kullanılan biyomalzemeleri; sert doku yerine kullanılacak biyomalzemeler ve yumuşak doku yerine kullanılacak biyomalzemeler olmak üzere iki grupta toplamak mümkündür. Ortopedik implantlar ve diş implantları, genelde birinci grup kapsamına giren metal ve seramiklerden hazırlanırken, kalp-damar sistemi ve genel plastik cerrahi malzemeleri polimerlerden üretilmektedir. Ancak, böyle bir gruplandırma her zaman geçerli değildir. Örneğin; bir kalp kapakçığı polimer ve metalden hazırlanabilmektedir; bir kalça protezi de metal ve polimerlerin kompozitlerinden oluşabilmektedir [1].

Biyomedikal alanda kullanılan malzemeler; metal, polimer, hibrit, seramik ve bu malzemelerin çeşitli kombinasyonlarıyla oluşan kompozit esaslı biyomalzemeler olmak üzere sınıflandırılabilirler [1].

### **2.1.1. Metalik Biyomalzemeler**

Kristal yapıları ve çok güçlü metalik bağlar nedeniyle üstün mekanik özellikler taşıyan metal ve alaşımlarının biyomalzeme alanındaki payı çok büyüktür. Biyomalzeme olarak metaller, kalça ve diz protezi, kırık ve çatlak kemiklerin onarılmasında tel, pim, vida ve levha, yapay kalp kapakçığı, vasküler sistemde tıkalı olan damarların açılmasında ve kalp atış hızını ayarlayan cihazlarda ve birçok medikal ürünlerin ve cihazların imalatında kullanılmaktadır [1,6]. Biyomedikal alanda kullanılan metallere üç grup malzemenin ağırlığı göze çarpmaktadır, bunlar; AISI 316L östenitik paslanmaz çelik, kobalt-krom-molibden alaşımları ve saf titanyum ve titanyum alaşımlarıdır [1,4,7]. Çizelge 2.1 ve Çizelge 2.2’de başlıca biyomedikal metal ve alaşımlarına ait mekanik özellikler ve kullanım alanları gösterilmiştir [8].

Çizelge 2.1. Biyomedikal metal ve alaşımlarının mekaniksel özellikleri [8].

Malzeme	Çekme dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Akma dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Sertlik değeri HV	Elastikiyet Modülü GPa
<b>AISI 316L</b>	650	280	190	211
<b>Dövülmüş Co-Cr</b>	1540	1050	450	541
<b>Döküm Co-Cr</b>	690	490	300	241
<b>Ti-6Al-4V</b>	1000	970	349	121
<b>İnsan kemiği</b>	137.3	---	26.3	30

Çizelge 2.2. Başlıca biyomedikal metal ve alaşımlarının kullanım alanları [8].

Malzeme	Başlıca uygulamalar
<b>AISI 316L östenitik paslanmaz çelik</b>	Kraniyal plakalar, ortopedik kırık plakaları, dental implantlar, spinal rotlar, eklem replasman protezleri, stentler, kateterler
<b>Kobalt-krom alaşımları</b>	Dental implantlar, ortopedik kırık plakalar, kalp kapakçıkları, spinal rotlar, eklem replasman protezleri
<b>Titanyum Nitinol (NiTi) Titanyum alaşımları (Ti-6Al-4V, Ti-5Al-2.5 Fe, Ti-6Al-7Nb)</b>	Kraniyal plakalar, maksillofasiyal onarım, dental implantlar, ortopedik kırık plakaları, eklem replasman protezleri, stentler

Östenitik paslanmaz çelik ailesinden olan AISI 316L malzemesi düşük karbon içeriği, yüksek korozyon direnci, biyo-uyumluluğu, yüzey pürüzsüzlüğü ve elektropolisaj işleminden sonra temizlenebilme özellikleri nedeniyle medikal alan da dâhil olmak üzere pek çok alanda kullanılmaktadır [9]. Medikal alanda AISI 316L östenitik paslanmaz çelik, cerrahi implant olarak, özellikle ortopedik implant olarak kalça ve ayak protezlerinde en çok kullanılan malzemelerdendir [10-13].

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik malzemesinin tercih edildiği medikal uygulama alanlarından birisi de koroner kalp stenti üretiminde ve ortodontik uygulamalarda kullanılmasıdır [14-16]. Ortodontik komponentlerinden diş teli ve destekleme



elemanları AISI 316L'den üretilebilmektedir [17-19]. Şekil 2.1'de AISI 316L paslanmaz çelikten imal edilmiş implant malzemeler gösterilmiştir [1,20-22].

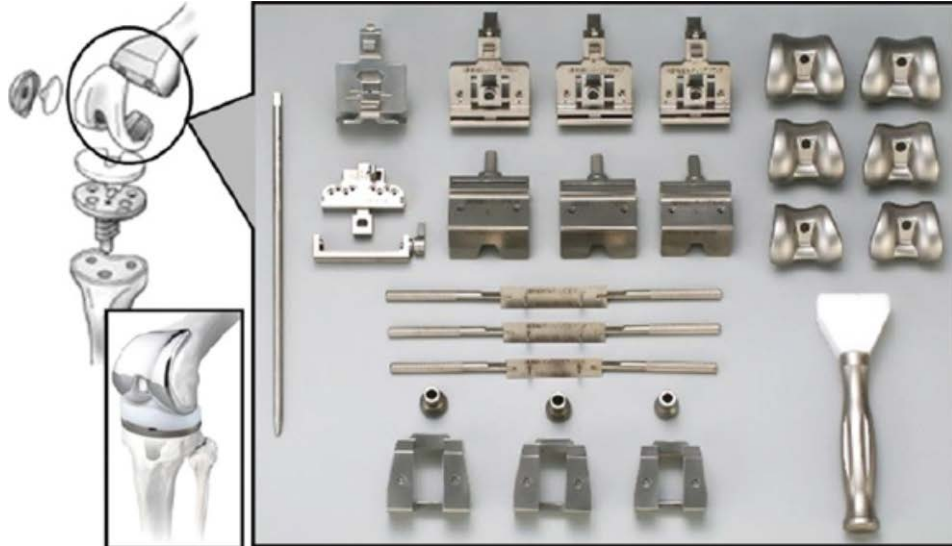


Şekil 2.1. AISI 316L paslanmaz çelikten imal edilmiş implant malzemeler [1,20-22].

Paslanmaz çelikler üstün korozyon dayanımları ve mekanik özellikleri sayesinde pek çok endüstriyel alanda ve medikal uygulamalarda kapsamlı bir şekilde kullanılmaktadır [23]. Dupleks paslanmaz çelikler östenitik ve ferritik paslanmaz çeliklerle kıyaslandığında daha iyi dayanım, gerilmeli çatlak korozyon direnci, kaynaklanabilirlik ve tokluk özellikleri göstermektedir [24-27]. Dupleks paslanmaz çeliklerin üstün mekanik ve korozyon özellikleri bu malzemenin biyomalzemeler olan AISI 316L (ISO 5832-1; Implants for surgery-Metallic Materials-Stainless Steel) ve Titanyum alaşımlarına alternatif bir malzeme olabileceği sonucuna varılan

çalışmalar yapılmış ve medikal alanda kullanılabilir bir malzeme olabileceği yönünde patentler alınmıştır [28-34].

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik, yüksek sertlik, dayanım ve yeterli korozyon dayanımı özellikleriyle ortopedik alet üretiminde de kullanılmaktadır [35,36]. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelikler ISO 7153-1’de (Surgical instruments- Metallic Materials-Part 1-Stainless Steel) derecelendirildiği gibi cerrahi aletlerin üretiminde kullanılan ve direkt vücutta implant olarak kullanılmayan (non-implant) bir malzeme türüdür [37]. Şekil 2.2’de AISI 420 martenzitik paslanmaz çelikten yapılmış implant ve bileşenleri görülmektedir [35].



Şekil 2.2. AISI 420, 440 ve 630 paslanmaz çelikten yapılmış yapay diz bağlantı bileşenleri ve aletleri [35].

### 2.1.2. Polimerler

Polimerler, biyomalzeme olarak kan damarı protezlerinden kalp kapakçıklarına, lenslerden ipliklere kadar çok geniş bir kullanım alanına sahiptirler. Kalça protezlerinde polimetilmetakrilat (PMMA) ve polietilen (PE) kullanımı yaygın bir uygulamadır. Politetrafloroetilen (PTFE), “teflon” ticari adıyla bilinir ve PE’deki hidrojenlerin, flor atomlarıyla yer değiştirmesi sonucu sentezlenmektedir. PTFE, hem ısı, hem de kimyasal açıdan çok kararlıdır; ancak işlenmesi zor bir polimerdir. Çok hidrofobiktir ve mükemmel derecede kaygandır. Gore-Tex olarak bilinen hidrofobik

formu, damar protezlerinde kullanılmaktadır. Polivinilklorür (PVC), tıbbi uygulamalarda tüp formunda kullanılır. Bu uygulamalar, kan nakli, diyaliz ve beslenme amaçlı olabilir.

### **2.1.3. Seramikler**

Seramikler yıllar öncesinde ateşin keşfiyle, kilin seramik çanak çömleğe dönüştürülmesi, insan topluluklarının göçebe avcılıktan yerleşik tarımsal yaşama geçişinde en büyük faktör olmuştur. Seramiklerin insan yaşamında oluşturduğu bir diğer büyük gelişme ise, geçtiğimiz 40 yıl içinde vücudun zarar gören veya işlevini yitiren organlarının onarımı, yeniden yapılandırılması veya yerini alması için özel tasarımı seramiklerin geliştirilmesi ve kullanımıyla gerçekleşmiştir. Bu amaçla kullanılan seramikler, “biyoseramikler” olarak adlandırılırlar.

Biyoseramikler, polikristalin yapılı seramik (alümina ve hidroksiapatit), biyoaktif cam, biyoaktif cam seramikler veya biyoaktif kompozitler (polietilen–hidroksiapatit) şeklinde hazırlanabilmektedir. İnorganik malzemelerin önemli bir grubunu oluşturan bu malzemeler, sağlık sektöründe çok çeşitli uygulamalarda kullanılmaktadırlar [1].

### **2.1.4. Kompozitler**

Kompozit, farklı kimyasal yapıdaki iki yada daha fazla sayıda malzemenin, sınırlarını ve özelliklerini koruyarak oluşturduğu çok fazlı malzeme olarak tanımlanabilir. Dolayısıyla kompozit malzeme, kendisini oluşturan bileşenlerden birinin tek başına sahip olmadığı özelliklere sahip olur. Kompozit malzeme, “matris” olarak adlandırılan bir malzeme içerisine çeşitli güçlendirici malzemelerin katılmasıyla hazırlanmaktadır.

Matris olarak çeşitli polimerler, güçlendirici olarak ise çoğunlukla cam, karbon ya da polimer lifler, bazen de mika ve çeşitli toz seramikler kullanılmaktadır. Tıp alanında kullanılan kompozitlerde güçlendirici olarak çeşitli toz seramik malzemelerin tercih edilme nedeni, seramik malzemelerin canlı sistemlerle uyumluluğunun son derece yüksek olmasıdır. Gelişmiş kompozitlerin biyotıp uygulamalarında kullanımı,

bugüne kadar sadece polimerler veya metallere üretilen malzemelerin kullanımına kıyasla sınırlı kalmıştır. Yapısal uyumluluk düşünüldüğünde, metaller yada seramikler sert doku uygulamaları için, polimerler ise yumuşak doku uygulamaları için seçilebilir [1].

## 2.2. PASLANMAZ ÇELİKLER

Paslanmaz çelikler deyimi içerisinde bir çok organik ve madeni agresif etkenlerin bulunduğu sulu ortamlarda korozyona dayanıklı çeliklerdir. Atmosferik etkenlerin korozyonuna da dirençlidir. Bazı korozyon faktörlerine karşı bu cins çelikler temiz kalmaları, parlaklıklarını muhafaza etmeleri ve yüzeylerinde çukurcukların oluşmaması gibi üstün özelliklere sahiptirler.

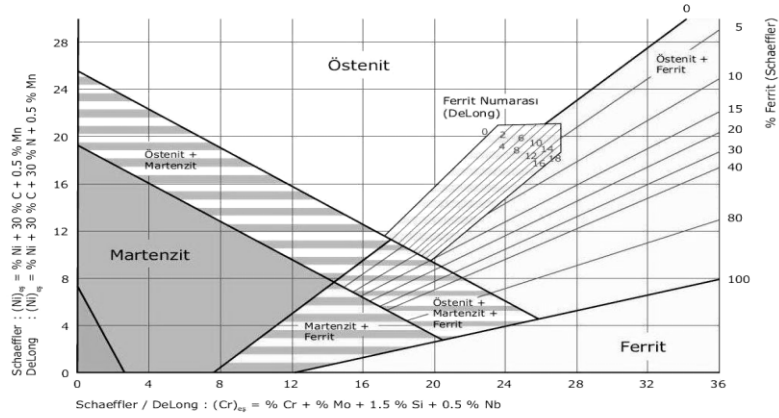
Paslanmaz çelikler, esas itibarıyla demir, krom ve çoğu zaman da nikel içeren alaşımlar olup, genel olarak özellikleri kroma bağlıdır. Esasında elektro etkileşim potansiyelleri cetveline bakıldığında krom, demirden daha az asil bir metaldir; yani krom içeren çelikler bir krom oksit tabakasıyla örtülü olmadıkları sürece korozyona ve özellikle oksitlenmeye çok hassas olduğundan bunlara “aktif” denilmektedir. Bu tabaka oluştuğunda alt tabakadaki metali korozyon ortamlarının özellikle oksitleyici ortamların etkisinden koruduğundan bu çelikler “pasif” olmaktadır.

Pasivite tabakası denilen bu koruyucu tabaka çıplak metalin hava ile temasında ani olarak oluşmaktadır. Bunun hızlandırılması istenildiğinde, bir pasifleştirici işlem uygulanır. Bu tabaka kaldırılacak ve yeniden oluşması bazı koşullarda engellendiğinde paslanmaz çeliğin korozyona karşı dirençleri azalmaktadır [2]. Kompozisyon içerisinde bulunan az miktardaki krom korozyona direnç bakımından önemli rol oynamakta ve en az %10,5 krom ve en fazla % 1,2 karbon içeren demir-krom veya demir-krom-nikel alaşımlarına paslanmaz çelik denilmektedir. Bu oran atmosferik korozyona veya ani paslanmaya karşı direnç için gereklidir [38].

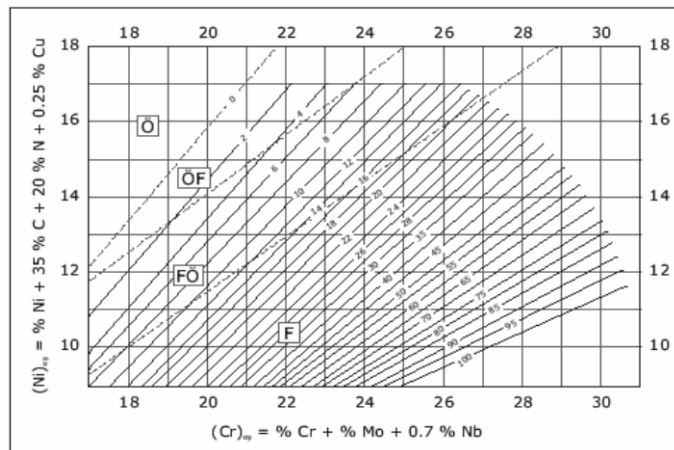
Bazı paslanmaz çelik türleri %30'dan daha fazla krom ve % 50'den daha az oranda demir içerebilmektedir. Paslanmaz çeliklerin içerisinde bazı karakteristik özelliklerin elde edilmesini sağlamak ve desteklemek amacıyla nikel, mangan, molibden, bakır,

titanyum, silisyum, niyobyum, alüminyum, kükürt ve selenyum ilave edilmektedir [39].

Paslanmaz çelik alaşım elementleri etkinlik dereceleri; ferrit fazı dengeleyicileri  $(Cr)_{eş}$  östenit fazı dengeleyici  $(Ni)_{eş}$  şeklinde gruplayarak değerlendirilmektedir. Odabaş'a göre yıllardan beri araştırmaların sonucunda formüller geliştirilmiş olup, Thomas bu amaçla maksimum Ni içeriğini çelik içerisinde bulunan diğer alaşım elementlerinin bir fonksiyonu olarak ifade etmiştir [7]. Aynı amaçla mikroyapının belirlenmesinde Schaeffler ve DeLong diyagramları (Şekil 2.3) ve son zamanlarda bu işlem WRC-1992 diyagramı (Şekil 2.4) ile yapılmaktadır [7].



Şekil 2.3. Schaeffler ve DeLong diyagramları [7].



Şekil 2.4. Katılma faz sınırlarını da içeren WRC-1992 diyagramı [7].

### 2.2.1. Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı

Paslanmaz çelikler mikroyapılarına bağlı olarak; östenitik, martenzitik, ferritik, dubleks (östenitik + ferritik) ve çökeltme sertleşmeli paslanmaz çelikler olmak üzere beş kategoride sınıflandırılmaktadır [39].

#### 2.2.1.1. Östenitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı

Paslanmaz çeliklerde nikelin % 8'in üzerinde olması östeniti oda sıcaklığında kararlı hale getirdiğinden, bu tür paslanmaz çelikler östenitik paslanmaz çelik olarak isimlendirilir. Östenitik paslanmaz çelikler, mükemmel mekanik özelliklere ve korozyon direncine sahip çeliklerdir [40,41]. Çizelge 2.3'de bazı östenitik paslanmaz çeliklere ait mekanik özellik değerleri verilmiştir [42].

Çizelge 2.3. Östenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [42].

Çelik türü AISI	Isıl işlem şartı	Çekme dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Akma dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Uzama %
304	Tavlı	586	241	55
304L	Tavlı	552	207	55
316	Tavlı	586	241	55
316L	Tavlı	538	207	55
317	Tavlı	620	276	50
317L	Tavlı	586	241	50
321	Tavlı	599	241	55

Östenitik paslanmaz çeliklerde karbon içeriği % 0.03'den fazla ise, tane sınırlarında krom karbür çökeltme olasılığı söz konusudur. Krom karbür çökeltmesi, etrafındaki kromu tüketerek östenitik paslanmaz çeliğin tane sınırlarında korozyon gelişmesini (taneler arası korozyon) teşvik eder. Bu nedenle, özellikle implant uygulamalarında kullanılan östenitik paslanmaz çelikler, vücut sıvısının sebep olacağı korozyon riskini minimize etmek için % 0.03'den daha az oranda karbon içermelidir.

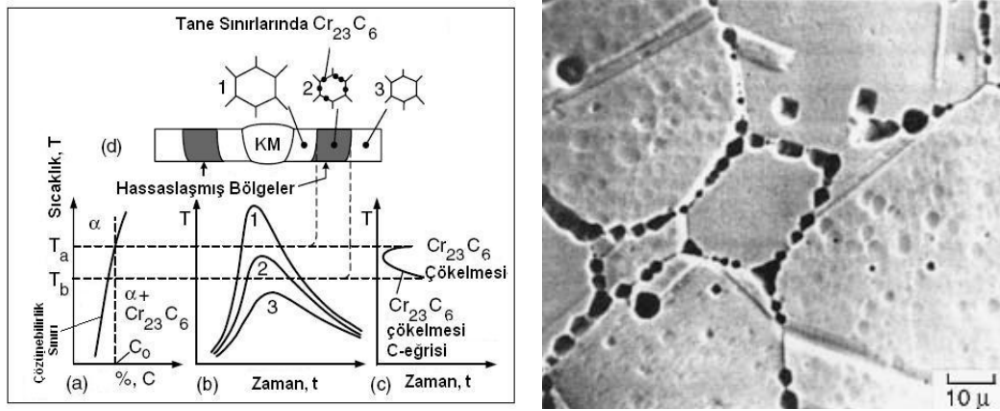
Taneler arası korozyon direncini artırmak amacıyla karbon oranı düşürülmüş olan en basit östenitik paslanmaz çelik sınıfı AISI 304L kalitedir. Bu çeliğin korozif ortamda oyuklanmaya karşı direncini geliştirmek amacıyla bileşime % 2 mertebesinde Mo ilave edilmiş versiyonu AISI 316L kalitedir. Günümüzde ortopedik uygulamalarda en yaygın kullanılan östenitik paslanmaz çelik sınıfı olan AISI 316L kalitede % 17-19 oranlarında krom ve % 12-14 nikel bulunmaktadır. AISI 316L paslanmaz çelikler, mekanik özellikler, korozyon dayanımı ve kaynaklanabilme yeteneği bakımından iyi bir kombinasyona sahip olması nedeniyle endüstrinin birçok kolunda kullanılmakta ve tercih edilmektedir [43,44].

AISI 316L östenitik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmeleri ele alındığında ise, günümüzde pek çok yöntemle bu tür paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmeleri yapılabilmektedir. Ancak, paslanmaz çeliklerin farklı bileşimleri mekanik ve fiziksel özellikleri etkilemesi açısından kaynak problemlerini de beraberinde getirmektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan genel sorunlar şu şekilde açıklanabilir; Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde kaynak yöntemine bağlı olarak ITAB'da; mikrosegregasyonlar, porozite, ikincil faz çökelmeler, kalıntı gerilmeler, distorsiyon, karışmamış bölgelerin oluşumu, alaşım kaybı, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi gibi istenmeyen hatalar oluşabilir [12,45]. Birleştirme yöntemine göre kaynak bölgesinde farklı oluşumlar görüldüğü gibi, farklı mekanik, mikroyapısal ve korozyon özellikleri de oluşabilir.

Örneğin, TIG kaynak tekniğiyle birleştirilmiş bir AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kaynak metalinin östenit matrisinde % 2-10 oranında  $\delta$ -ferrit bulunması kaynağın katılaşması sürecinde sıcak çatlakların oluşmasına neden olabilirken, Lazer kaynak yöntemiyle birleştirilme sonrası kaynak metalinde sıcak çatlak oluşma ihtimali daha düşüktür. Ayrıca, TIG ark kaynağında koruyucu gazın türünün de mikroyapı üzerinde etkileri olduğu göz önünde bulundurulmalıdır [46].

Paslanmaz çeliğe paslanmazlık özelliği veren ana element olan krom oksijenle birleşerek  $\text{CrO}_3$  (Krom-oksit) yüzeyde korozyona kararlı bir oksit tabakası oluşturmakta ve korozyona direnci arttırmaktadır [47,48]. Paslanmaz çeliklerde

paslanmazlık özelliği sağlayan minimum krom oranı % 12'dir. Bu oranın altına düşülmesi durumunda paslanmaz çelik görevini tam olarak yerine getiremez [42,49]. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında özellikle dikkat edilmesi gereken noktalardan birisi de, kaynak bölgesinde ısının tesiri altında kalan bölgede (ITAB) kromca zengin fazların çökmesi sonucu, krom içeriğinin azalmasıyla korozyon direncinin düşmesi ve korozyona daha hassas bir duruma gelmesi durumudur. Bu durum krom karbür çökmesi olarak adlandırılmaktadır. Krom karbür oluşumu şematik olarak (Şekil 2.5) gösterilmiştir [50,51].



Şekil 2.5. Östenitik paslanmaz çeliklerde krom karbür çökmesi [50,51].

### 2.2.1.2. Martenzitik Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı

Martenzitik paslanmaz çelikler, kimyasal içeriklerinde %11-18 Cr, %0,1-1,2 C ve düşük miktarlarda Mn ve Ni içeren paslanmaz çelik türüdür [4]. Bu çelikler genellikle su verilmiş ve menevişlenmiş veya tavlanmış halde kullanılırlar. Kimyasal kompozisyona bağlı olarak su verme ısıl işlemi 980-1100 °C aralığında yapılır ve sonrasında yağda veya havada soğutulur. Temperleme ısıl işlemi 200-700°C sıcaklık arasında yapılabilir. Bununla birlikte 400°C-600°C aralığında hassasiyete uğraması nedeniyle toklukları ve korozyon dayanımı zayıflar [52]. Martenzitik paslanmaz çeliklerin yüksek mekanik özellikleri ve korozyon dayanımları endüstrinin birçok alanında kullanılması imkânını vermiştir. Bu çelikler genellikle su ve buhar valflerinde, türbinlerde, pompalarda, şaftlarda, rulmanlarda, kesici aletlerde ve cerrahi aletlerin üretilmesinde kullanılmaktadır [35,53]. Çizelge 2.4'de martenzitik paslanmaz çelik türlerine ait mekanik özellikler verilmiştir [42].



Çizelge 2.4. Martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [42].

<b>Çelik türü AISI</b>	<b>Isıl işlem şartı</b>	<b>Çekme dayanımı N/mm<sup>2</sup></b>	<b>Akma dayanımı N/mm<sup>2</sup></b>	<b>Uzama %</b>
410	Tavlı	517	276	30
410S	Tavlı	414	207	22
420	Tavlı	655	345	25
431	Tavlı	862	655	20
440A	Tavlı	724	414	20
440B	Tavlı	738	427	18
440C	Tavlı	758	448	13

Martenzitik paslanmaz çeliklerin çoğunlukla 403, 410, 414 ve 431 türlerinin kaynak edildiği çalışmalar görülür [54]. Buna rağmen literatürde martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynaklı çalışmalarına fazlasıyla rastlanılmamaktadır [55].

Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmeleri ele alındığında ise; kullanılan kaynak yöntemine bağlı olarak; genel yapısı itibariyle kaynak metali soğuma esnasında gevrek kırılma hassasiyeti göstermektedir [56]. Martenzitik matris içerisinde az miktarda da olsa delta ferrit kalması durumunda ITAB'da kalıntı gerilmeler oluşmasına neden olabilir. Bu kalıntı gerilemeler de ITAB'da termal yorulma çatlağına hassasiyet oluşturabilir. Ayrıca kaynak metalinin dayanımını düşürür [53].

İlave tel ile kaynakta veya koruyucu gaz olarak içerisinde hidrojen gazının bulunması martenzitik paslanmaz çeliğin kaynağında özellikle martenzitik dönüşüm sırasında hidrojen atomları gevrek çatlak riskini arttırabilir. Ayrıca, östenit fazında hidrojen yüksek oranda çözünür ve asgari derecede hidrojen kırılma riskine duyarlıdır. Martenzit fazı düşük oranda hidrojen çözündürür ve hidrojen kırılma riskine çok daha duyarlıdır. Bunun nedeni hızlı soğuma şartlarında martenzitte aşırı doyma durumunda östenitten martenzite dönüşümde hidrojenin hapsolme riskinin yüksek olması sebebiyledir [57].

İlave olarak kaynak yöntem ve parametrelerine bağlı olarak mikroyapı değişimlerinin farklı oluşacağı gözardı edilmemelidir. Bir ışın kaynağı olan lazer kaynağıyla birleştirilmiş martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinde oluşan mikroyapıya örnek verilecek olursa; ergime bölgesi mikroyapısı, alttane sınırları ve katılma taneleri boyunca ötektik ferrit ve gözenekli dendritik martenzitten oluşur. Isıdan etkilenen bölge ve ergime bölgesi arasında ergime sınırları varlığında kalıntı birincil ferrit belirgin olarak görülür. Yapıdaki değişime bağlı olarak sertlikteki değişimler ise şöyle özetlenmiştir. Ergime bölgesinden ana metale doğru sertlik düşer. ITAB ve ergime bölgesinde bulunan ferrit fazı bölgesel sertlik düşüşüne sebep olur [56]. Ayrıca temperlenmiş martenzitin iç yapısında karbür çökeltilerinin, ( $M_3C$ ,  $M_7C_3$  ya da  $M_{23}C_6$ ), bulunmasının normal bir durum olduğu belirtilmektedir [58].

### **2.2.1.3. Dupleks Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı**

Dupleks (çift fazlı) paslanmaz çelikler,  $\delta$ -ferrit ve  $\gamma$ -östenit fazlarını içeren bir yapıdan oluşmaktadır [59]. Kritik çalışma şartlarındaki dayanımı ve tokluk özelliklerinin yanında mükemmel korozyon direnci göstermesi nedeniyle östenitik paslanmaz çeliklere iyi bir alternatif malzeme türüdür [23,60].

Dupleks paslanmaz çeliklerin iyi mekanik ve korozyon özellikleri göstermesine iç yapının eşit oranda ferrit ve östenit fazlarından oluşması neden olmaktadır [24,25]. Dupleks mikroyapı malzemeyi özellikle gerilmeli çatlak korozyonuna, tanelerarası ve çukurcuk korozyonuna iyi derecede dirençli hale getirmiştir. Bu çeliklerin mükemmel korozyon direncine Cr ve Mo elementlerini yüksek derecede içermesi neden olmaktadır [25,61]. Üstün korozyon dayanımları sebebiyle, buhar kazanlarında, kimyasal tanklarda, ısı eşanjör borularında, kimya ve petrokimya endüstrisinde yaygın olarak kullanılırlar [59-61]. Çizelge 2.5’de bazı dupleks paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler verilmiştir [42].

Çizelge 2.5. Dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [42].

Çelik türü AISI	Çekme dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Akma dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Uzama %
2205	827	448	25
2304	758	414	25
255	758	552	15
2507	800	550	15

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmeleri ele alındığında ise; bu çeliklerin kaynağında genel sorunlar şu şekilde sıralanabilir. Kaynak esnasında hidrojen absorpsiyonu veya hidrojenin hapsolme problemidir. Kaynak metalinde hapsolan hidrojen servis şartlarında uzun zaman dilimlerinde gevrek kırılmaya neden olabilir. Hidrojen; kaynak esnasında koruyucu gazdan, ilave metalden veya atmosferden absorbe edilebilir. Hidrojen kırılgenliğini önleyebilmek için dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak metalinde optimum ferrit içeriği yeterince düşük olmalıdır. Ancak birleştirmeden istenilen dayanımın elde edilmesi içinde yapıda yeterince ferrit fazı sağlanmalıdır [62].

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan genel sorunlardan bir diğeri de çok gevrek ve kırılgen bir faz olan sigma fazı ( $\sigma$ ) oluşumudur. Bu faz kaynağın yavaş soğuması esnasında ITAB'da 650 °C ve 950 °C sıcaklıklarda oluşur. Diğeri bir oluşumda, sıcak çatlak ve sıcak yırtılma sorunudur. Kaynağın soğuması esnasında oluşabilecek diğeri fazlar ise;  $Cr_{23}C_6$ ,  $M_{23}C_6$  (600-950 °C),  $M_7C_3$  (950-1050 °C) gibi çeşitli karbürler,  $Cr_2N$  (çukurcuk korozyonu dayanımını azaltır), intermetalikler ( $s, \chi$ ), mikrosegregasyonlar, ikincil fazlar ( $\gamma_2$ ) oluşabilir. Bu oluşumların genel özelliği ise, kaynak metalinin dayanımına ve korozyon özelliklerine olumsuz etkilerde bulunması durumudur [63-65].

#### 2.2.1.4. Ferritik Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı

Ferritik paslanmaz çelikler bileşimlerinde %12–30,5 krom, %0,20'ye kadar nikel ve çok düşük miktarda Al, Nb, Ti ve Mo gibi ferrit dengeleyici elementler

içermektedirler. Bu tip paslanmaz çelikler her sıcaklıkta ferritik yapıda olduklarından ısı ile sertleştirilemezler. Çizelge 2.6’da bazı ferritik paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler verilmiştir [42].

Çizelge 2.6. Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [42].

Çelik türü AISI	Isıl işlem şartı	Çekme dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Akma dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Uzama %
405	Tavlı	480	275	30
409	Tavlı	450	240	25
429	Tavlı	490	310	30
430	Tavlı	515	310	30
430F	Tavlı	550	380	25
430Ti	Tavlı	515	310	30
434	Tavlı	530	365	23

Bu çeliklerin en önemli özelliği; kaynak esnasında ve ısı etkisi altındaki bölgede oluşan ve kaynak dikişinin tokluğunda önemli derecede düşüşe neden olan tane büyümesidir. Bu tür paslanmaz çeliklerin sahip olduğu başlıca özellikleri korozyon dayanımı orta ile iyi derece arasında olup, bileşimde krom miktarının artması ile iyileşir. Isıl işlemle dayanımları artırılabilir. Manyetikler ve kaynak edilebilme kabiliyetleri düşüktür. Şekillendirme kabiliyeti östenitik paslanmaz çeliklere göre daha azdır.

Bu malzemeler korozyon ve ısıya karşı dayanıklıdır. Bu yönüyle tasarım mühendisliği açısından önemlidir. Çünkü, nikel içeren malzemeler gibi korozyon direnci sağlarlar. Ancak nikel fazla ihtiyaç duyulmadığı için maliyeti düşüktür. Bu malzemelerin sünekliklerinin azlığı, çentik hassasiyeti ve kaynak kabiliyetinin düşük olması nedeniyle östenitik paslanmaz çeliklerle kıyaslandığında daha az kullanılmaktadır [40].

### 2.2.1.5. Çökeltme Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler ve Kaynağı

Bu malzemelerin ana iç yapıları östenitik, yarı östenitik veya martenzitik olabilir. Çökeltme olayını gerçekleştirebilmek için bazen önce soğuk şekil vermek gerekebilir. Çökelti oluşumu için alüminyum, titanyum, niyobyum ve bakır elementleri ile alaşımlama yapılır. Bu sayede mukavemetleri 1700 MPa'a kadar çıkan paslanmaz çelikler elde edilebilir. Çizelge 2.7'de bazı çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklere ait mekanik özellikler verilmiştir [42].

Çizelge 2.7. Çökeltme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [42].

Çelik türü AISI	Isıl işlem şartı	Çekme dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Akma dayanımı N/mm <sup>2</sup>	Uzama %
PH13-8	H950	1517	1413	8
15-5 PH	H900	1310	1172	10
15-5 PH	H1150	931	724	16
17-4 PH	Çözelti T.	1034	758	10
17-4 PH	H900	1379	1227	12
17-7 PH	Çözelti T.	896	276	35
17-7 PH	RH950	1620	1517	6

Bu çelikler piyasaya çözme tavı görmüş olarak sürülür. Malzeme bu durumda yumuşak olup, imalat işlemleri uygulanabilmekte ve daha sonra tek kademeli bir düşük sıcaklık yaşlandırması ile sertleştirilebilmektedir. Bu tür çeliklerin sahip olduğu başlıca özellikler şunlardır: orta ile iyi derecede korozyon dayanımına sahip olan bu çelikler, çok yüksek mekanik dayanım gösterirler. Oldukça iyi kaynak kabiliyetine ve manyetikleşme özelliğine sahiptirler [40].

### 2.2.2. Paslanmaz Çeliklerin Korozyon Özellikleri

Korozyon, metal ve alaşımların çevreleriyle kimyasal ve elektrokimyasal reaksiyonlar sonucu bozunmalarına neden olan önemli ve ekonomik bir sorundur. Demirin paslanması yaşamımızda bildik ve tahmin edilebilir bir örnektir [66].

Paslanmaz çeliklerin korozyona karşı dayanımının yüksek olması, yüzeyinde bulunan ince oksit filminin sonucu olarak bilinir. Bu filmin bileşimi alaşımdan alaşıma ve gördüğü işleme (haddeleme, dağlama, ısıl işlem) göre değişir. Bu tabakanın sürekli, gözeneksiz, çözünmeyen ve kendini onaran bir yapıda olduğu bilinir. Bu tabaka bozulduğu zaman havada veya oksijen bulunan ortamlarda kendiliğinden yeniden oluşur.

Paslanmaz çeliklerin genel korozyon davranışı üzerinde etkili olan parametreler ise şu şekilde sıralanabilir; sıcaklık, pH, klor konsantrasyonu ve redoks potansiyeli ( $O_2$  içeriği) olarak söylenebilir. Genel olarak,  $Cl^-$  konsantrasyonu, pH ve sıcaklığın artışı ile korozyon oranı artmaktadır [67].

Pasiflik, pasif bir oksit filminin varlığı halinde kazanılan korozyona karşı dayanıklılıktır. Bu sabit bir durum değildir, sadece belirli ortamlarda veya belirli koşullarda ortaya çıkar. Paslanmaz çeliklerin pasiflik durumunun var olduğu alan dar veya geniştir, koşullardaki küçük değişimler bu pasiflik durumunu bozabilir.

Pasif durumdaki paslanmaz çelikler asil metaller gibi davranırken, aksi durumda basit çeliklerin özelliğindedir. Paslanmaz çelikler normal olarak pasiftirler, ancak oksitleyici özelliği düşük korozif çözeltilerde aktifleşirler. Bu nedenle pasifliğin korunması için oksijen veren ortamların sürekli var olması gereklidir. Aksi halde yerel korozyon oluşur ve mesela deniz suyunda aralık korozyonu görülür [68].

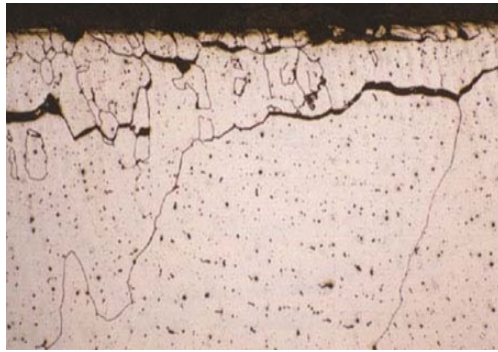
### 2.2.3. Paslanmaz Çeliklerde Görülen Korozyon Çeşitleri

Paslanmaz çelikler tamamen adlarına uygun davranış gösteren yani paslanmayan malzemeler değildir. Kullanıldıkları yerlere göre korozyon açısından çok dikkatli seçilmesi yada kontrol edilmesi gereken malzemelerdir [66].

Paslanmaz çelikler metal oksit filmi olmadan iyi bir korozyon direncine sahip değildirler ve pasif filmlerini koruyamayacakları durumlarda hızla çözünürler. Dolayısıyla malzemenin korozyon direnci ya “iyi”dir ya da “kötü”dür. Pasif filmin yerel olarak bozulması durumunda da aynı şey olur. Bu durumda çukurcuk, aralık, tanelerarası veya gerilmeli korozyon oluşabilir. Ancak malzemenin çok küçük bir kısmı korozyona uğradığı için, hasarın önceden fark edilmesi güçtür. Aşağıda paslanmaz çeliklerde genellikle oluşan korozyon türleri belirtilmiştir [68].

#### 2.2.3.1. Tanelerarası Korozyon

Karbon miktarı %0,03’ ten fazla olan östenitik paslanmaz ısıtma uygulamalarında yada kaynak işlemi uygulamaları süresince tane sınırlarında ve yakınlarında krom oranının azalması ve bölgesel çözünme hassasiyetinin artması sonucunda  $M_{23}C_6$  çökeltileri oluşur (Şekil 2.5). Bunun sonucunda korozyon hassasiyetinin başlamasına neden olur (Şekil 2.6) [67].



Şekil 2.6. Tanelerarası korozyon oluşumu [69].

Tanelerarası korozyonu engellemek için; yüksek sıcaklık (1040-1150 °C) tavı ile karbürleri çözmek ve tekrar çökelemeyecekleri bir hızla soğutmak, stabilize (Ti, Nb) paslanmaz çelik kullanmak ve karbon miktarını azaltmak gibi çözümler önerilir [68].

### 2.2.3.2. Pitting (Çukurcuk) Korozyonu

Paslanmaz çeliklerin yüzeyinde bulunan koruyucu ince film tabakasının, özellikle ortamda klor varlığında bölgesel olarak bozulması ve malzeme içlerinde çukurcuklar şeklinde hızlı bir şekilde tahriplere yol açması pitting (çukurcuk) olarak adlandırılır [70]. Şekil 2.7’de çukurcuk oluşumları gösterilmektedir [71]. Çukurcuk korozyonunun önlenmesi için; bileşiminde yüksek krom ve molibden gibi elementler içeren çelikler kullanılmalıdır. Karıştırma ve sık sık yıkama ile klorür iyon konsantrasyonunun bölgesel artışına fırsat verilmemelidir. Mümkün olduğunca asit çözeltileri ile çalışmaktan kaçınılmalıdır. İnhibitör kullanılmalı ve çalışma sıcaklığı yüksek olmamalıdır [69,70].



Şekil 2.7. Çukurcuk korozyonu oluşumu [71].

### 2.2.3.3. Aralık Korozyonu

Sıvı ortam içindeki paslanmaz çeliklerde genellikle bağlantı elemanlarının oluşturduğu, giderilemeyen aralıklarda görülür. Diğer bir deyişle; tam öpüşmeyen iki yüzey arası, kaynak hataları, conta aralıkları gibi ana çözeltilinin farklılaşmalarının meydana geldiği bölgelerde görülen korozyon çeşididir. Bölgesel oksijen konsantrasyonu farklılaşması, oksijen konsantrasyonunun düşük olduğu bölgenin anot olarak davranıp çözünmesine neden olur. İçeriye sıvı girebilecek kadar büyük,



fakat iyonların çıkamayacağı kadar küçük boşlukların olması gereklidir. Metale temas eden iki sıvı bölgesi arasındaki potansiyel farkından dolayı korozyon oluşur. Paslanmaz çeliklerde sık rastlanan aralık korozyonu; yüksek molibden ve kromlu alaşımlar kullanılarak veya aralık türü hataların tasarım ve imalat sırasında oluşmamasına dikkat edilerek önlenabilir [69]. Şekil 2.8’de aralık korozyonu oluşumu gösterilmiştir [69].



Şekil 2.8. Aralık korozyonu oluşumu [69].

#### **2.2.3.4. Galvanik Korozyon**

Bu tür korozyon, farklı potansiyel farkına sahip iki metalin korozif bir ortamda temas etmeleri durumunda oluşur. Örneğin bakır bir boruyla çelik bir borunun birbirlerine teması halinde galvanik korozyon oluşabilir. Farklı potansiyele sahip iki metal birbirine teması halinde aralarında bir galvanik pil oluştururlar. Aktif olan metal anot, soy metal ise katot görevi görerek aktif metalde korozyona sebep olur. Burada oluşan galvanik akım Faraday kanunlarıyla ilişkilendirilir ve doğrudan açıklanabilir [72]. Özellikle paslanmaz çeliklerin alüminyum bağlantı elemanları ile bağlanması alüminyum elemanlarda çok şiddetli korozyonlara sebep olacağından galvanik seride birbirine yakın sıralarda olan bağlantı elemanları tercih edilerek galvanik korozyondan korunulabilir [69]. Şekil 2.9’da galvanik korozyona uğramış bir parça gösterilmiştir [73].



Şekil 2.9. Galvanik korozyon oluşmuş bir numune görüntüsü [73].

#### 2.2.3.5. Gerilmeli Korozyon

Ağır yükler altında ve korozyona elverişli ortamlarda çalışan parçalar için önemli bir korozyon çeşididir. Statik çekme yönündeki gerilme ve korozyonun birlikte etkimesi sonucu, malzemenin akma yükünün altında gerilmelerde gevrek olarak kırılmasına yol açan tehlikeli bir korozyondur. Yük altında film tabakasının hasara uğraması ve arasındaki boşluklardan her gerilme uygulandığında klor gibi korozyona sebep olan elementlerin girmesi şeklinde ilerler. Gerilmeli korozyonu önlemek için; ortamda gerilme korozyona uğrama tehlikesi olmayan en iyi malzeme seçilmelidir. Sıcak klorürlü ortamlarda östenitik paslanmaz çelik yerine ferritik paslanmaz çelikler yada yüksek oranda nikel ve molibden içeren paslanmaz çelikler seçilmelidir [69]. Şekil 2.10'da gerilmeli korozyon oluşumu gösterilmiştir.



Şekil 2.10. Gerilmeli korozyon oluşumu [69].

### **2.2.3.6. Paslanmaz Çeliklerin Yapay Vücut Sıvısı İçerisinde (SBF-Simulated Body Fluid) Korozyon Davranışı**

Paslanmaz çelikler özellikle medikal endüstride implant malzeme olarak kullanılması durumunda, vücut içerisinde fizyolojik şartlar altında nikel ve krom gibi metalik iyonların salınımı neticesinde korozyon hassasiyeti gösterebilmektedir [74,75]. Paslanmaz çelik implantların insan vücudunda korozyona uğraması kritik bir durum teşkil ederek biyo-uyumluluğu ve mekanik bütünlüğü olumsuz etkilemektedir [76]. İnsan vücudunda implant olarak kullanılan paslanmaz çeliklerin korozyon özelliklerini belirleyebilmek için bazı testlerin yapılması gerekmektedir. Bunlardan bir tanesi in vitro olarak laboratuvar ortamında yapay bir vücut sıvısı içerisinde paslanmaz çeliklerin korozyon dayanımları belirlenebilmektedir [8].

Vücut sıvıları, vücuttaki su ve bunun içinde çözülmüş olan maddelerin tümüne “Vücut Sıvıları” adı verilir. Vücut sıvıları olmadan canlılar yaşamlarını sürdüremezler. Ortalama olarak gençlerin ve orta yaşlı bireylerin vücut sıvıları miktarı, vücut ağırlığının %55-60’ı kadardır. Yeni doğanlarda ise vücut sıvısı miktarı toplam vücut ağırlığının %75-80’ini oluşturur. Bu sıvıların, hücre içi sıvılar (intraselüller sıvılar) olarak adlandırılan üçte ikilik kısmı hücre içerisinde bulunur. Üçte birlik kısmı ise hücre dışında bulunur ve hücre dışı sıvılar (ekstraselüller sıvılar) olarak adlandırılır [77].

Yapay vücut sıvısı (SBF) solüsyonları içerisinde uygun yüzey ön işlemi görmüş metaller, polimerler ve seramikler üzerinde, apatit kalsiyum fosfat oluşumuna sebep olurlar. Biyoaktif kalsiyum fosfatın (Ca/P) iyon konsantrasyonu ve pH değeri insan kan plazmasına eşit olan SBF içindeki oluşumu ilgiyle araştırılan konulardandır. Çünkü çeşitli Ca/P oluşumları biyolojik mineralleşme ile benzerlik göstermektedir [78].

Çeşitli biyomimetik solüsyonların içindeki kalsiyum fosfat oluşumu, özellikle metalik implantlar üzerinde apatit oluşturmak için alternatif bir yöntem sağlar. Ayrıca karmaşık yüzeylere sahip implantların da kusursuz bir şekilde kaplanması önemli avantajlarından biridir. Buna ek olarak çeşitli biyomalzemelerin

biyoaktivitesinin değerlendirilmesinde SBF içerisine daldırma yöntemi yaygın olarak kullanılmaktadır [78].

İlk olarak 1882 yılında Ringer tarafından geliştirilen fizyolojik tuzlardan yapay vücut sıvıları türetilmiştir. Hanks tarafından tuz dengeli solüsyon hazırlanmış ve HBSS olarak adlandırılmıştır [78]. Bu solüsyonun iyon konsantrasyonu, insan kan plazması başarıyla taklit edilmiş şekilde hazırlanmıştır. Teker'e göre Earle'nin geliştirdiği EBSS olarak bilinen solüsyon 26 mM'lık – 3 HCO değerine ve 1.8 Ca/P oranına sahip olduğu için günümüzde kullanılan SBF'lere benzerlik göstermektedir [78]. HBSS solüsyonunun Ca/P oranı 1.62'dir ve biyomimetik deneylerde kullanılmaktadır. Bu solüsyonun düşük Ca/P oranı yüzünden titanyum üzerinde yavaş bir şekilde apatit oluşumuna sebep olduğu rapor edilmiştir [78].

Diğer fizyolojik solüsyonlardan biri olan ve Eagle tarafından geliştirilen solüsyon, MEM olarak adlandırılmıştır ve içerisinde çeşitli organik ve inorganik bileşikler bulundurmaktadır. Bir diğer solüsyon ise PBS de ('phosphate buffered saline') aynı şekilde bünyesinde çeşitli inorganik bileşiklere sahiptir. Bu çözeltiler genellikle hücre kültür ortamlarında sık kullanılmaktadırlar. Bununla birlikte en popüler biyomimetik solüsyonu, protein içermeyen yapay vücut sıvılarıdır [78].

Kokubo ve Takadama, canlı içerisinde apatit oluşumunun organik içerikten bağımsız, hücre barındırmayan ve iyon konsantrasyonu insan kan plazmasındakine eşit olan SBF içerisinde yeniden üretilebileceğini göstermişlerdir [79].

SBF, insan hücre dışı sıvılarına benzer konsantrasyonlarda inorganik bileşikler içeren, buna karşın proteinler gibi organik bileşikler veya hücreler içermeyen çözeltilerdir. Bu bilgiler ışığında sentetik vücut sıvıları; sadece inorganik maddeleri içeren sentetik vücut sıvıları, organik ve inorganik maddeler içeren sentetik vücut sıvıları ve hücre kültürü, organik ve inorganik maddeleri içeren sentetik vücut sıvıları olarak sınıflandırılabilir [77]. Çizelge 2.8'de çeşitli SBF'lere ait iyon konsantrasyonları gösterilmiştir [80].

Çizelge 2.8. İnsan kan plazması ve çeşitli SBF'lere ait iyon konsantrasyonları (mM) [80].

	Na <sup>+</sup>	K <sup>+</sup>	Mg <sup>2+</sup>	Ca <sup>2+</sup>	Cl <sup>-</sup>	HCO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	HPO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>	SO <sub>4</sub> <sup>2-</sup>
<b>İnsan kan plazması</b>	142.0	0.5	1.5	2.5	103.0	27.0	1.0	0.5
<b>Orijinal SBF</b>	142.0	0.5	1.5	2.5	148.0	4.2	1.0	0
<b>Düzeltilmiş SBF (c-SBF)</b>	142.0	0.5	1.5	2.5	147.8	4.2	1.0	0.5
<b>Gözden geçirilmiş SBF (r-SBF)</b>	142.0	0.5	1.5	2.5	103.0	27.0	1.0	0.5
<b>Geliştirilmiş SBF (n-SBF)</b>	142.0	0.5	1.5	2.5	103.0	4.2	1.0	0.5

### 2.3. LAZER IŞIN KAYNAĞI

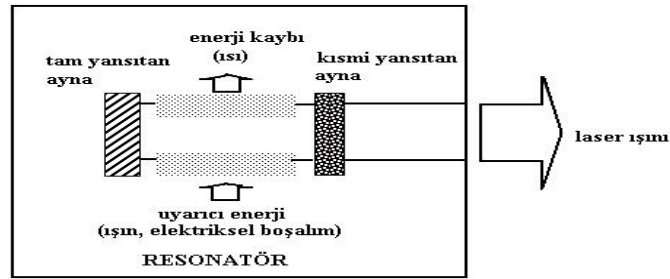
Lazer kelimesi, İngilizce bir kaç sözcüğün baş harflerinin birleştirilmesiyle meydana gelmiştir. 'LASER, Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation', ışınmanın uyarılmış yayınımla ile ışığın kuvvetlendirilmesi anlamına gelmektedir [81].

Lazer, tek renkli düz, yoğun ve aynı fazlı paralel dalgalar halinde genliği yüksek bir ışık demetidir. Başka bir ifade ile suni radyasyon tetiklemesiyle oluşturulan ışık kuvvetlendirilmesi olarak da ifade edilir. Lazer ışın üretimi için, pompalama ile (lambda-ışık kaynağı) lazer aracına enerji sağlar. Böylece ışık enerjisi ile tahrik edilen lazer aracı elektronları daha üst enerji seviyelerine yükseltirler. Böylece atom uyarılmış duruma yükseltir. Bu olaya 'optik pompalama' adı verilir [82].

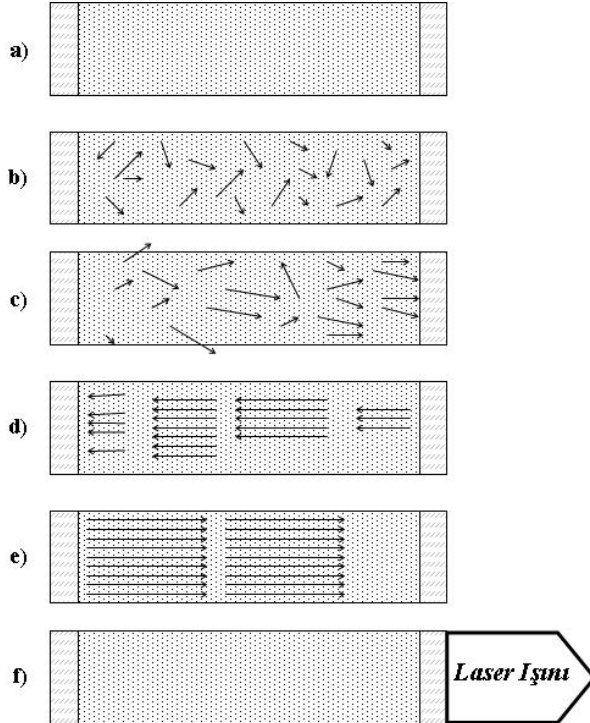
Elektronlar bu uyarılmış seviyede kalamazlar ve oradan alt enerji seviyelerine iner. Bu işlemde, atom kendiliğinden bir foton yayarak sahip olduğu fazla enerjisini kaybeder. Fotonlar bu yöntemle ortaya çıkarılarak lazer üretiminin temelleri atılmış olur. Kendiliğinden olan emisyonla yayılan fotonlar nihai bir şekilde daha yüksek enerji seviyelerindeki diğer elektronlara çarparlar. Uyarılmış emisyon ışığın hızı ve

uyarılmış atomların yoğunluğu sayesinde çok kısa bir zamanda olur. Çarpılan elektrondan yeni bir foton yayılması olur [82].

Bu iki fonda faz içerisinde tutarlıdır, aynı dalga boyunda ve aynı yöndedir. Olay zincirleme olarak devam eder. Fotonlar tüm yönlerde yayılırlar. Bununla beraber bazıları lazer sisteminin resonator aynalarına çarparlar ve tekrar aracın içine geri yansır [83,84]. Şekil 2.11’de lazer ışınını elde edilmiş sistemi ve Şekil 2.12’de lazer ışını oluşumu şeması gösterilmiştir [85].



Şekil 2.11. Lazer ışınını elde edilmiş sistemi [85].



Şekil 2.12. Lazer ışını oluşumu şematik gösterimi;

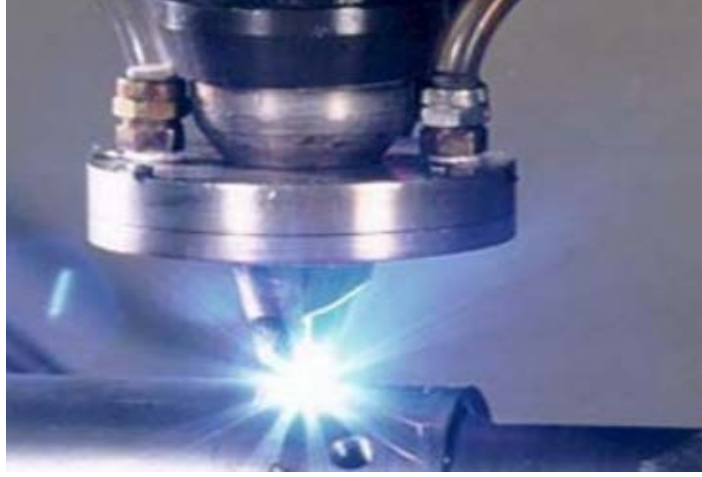
- a) Atomlar temel enerji seviyesinde bulunmaktadırlar.
- b) Uyarılan atomlar farklı yönlere doğru foton yaymaktadırlar.
- c) Etkin lazer ortamının eksenine paralel yayınan fotonlar uç aynaları tarafından yansıtılmaktadırlar.
- d) ve e) Bu yansıma olayları binlerce kez tekrarlanmaktadır.
- f) Lazer ışını, etkin lazer ortamını terk ederek dışarı çıkmaktadır [85].

Lazer ışınının diğer enerji kaynaklarından ayrılan en büyük özelliği bir cisim üzerinde istenilen noktaya yönlendirilebilmesidir. Bu sayede, lazer ışını kaynaktan birleştirilmesi istenilen bölgeye istenilen miktarda enerjinin bölgesel olarak gönderilebilmesine imkan sağlamaktadır. Lazer ışınıyla birleştirmelerde, lazer ışın üreticiden çıkan konsantre enerjinin çeşitli optik malzemeler vasıtasıyla iki malzemenin birleşme bölgesinde odaklanıp, bu bölgenin aşırı ısınma sonucunda eriyerek iki malzemenin birleşmesi esastır [86].

Lazer ışın kaynağı metodunda, ışık demeti radyasyondaki yayılmanın uyarılması suretiyle oluşturulmaktadır. Lazer kaynak sistemi genel olarak ikiye ayrılır; Katı hal lazer sistemleri (Nd: YAG Laser) ve Gaz lazer sistemleri (CO<sub>2</sub> laser). Gaz lazer kaynağı da kendi içerisinde; ısı iletim kaynağı ve derin kaynak (Key hole - Anahtar deliği) olmak üzere ikiye ayrılmaktadır [87-89].

CO<sub>2</sub> Lazeri; yüksek ve devamlı güç (50 kW'a kadar) elde edilebilen bir lazer sistemidir. Diğer sistemlere göre verimi en yüksek olan sistemdir [87-89]. Gaz lazer sistemlerinde aktif ortam olarak bir gaz karışımından faydalanılmaktadır. CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, He gazlarının karışımı tüp içerisine sürekli olarak pompalanır. Bu işlemin amacı, tüp içinde lazer olayının meydana geldiği esnada oluşabilecek bozulma ve yığılmaları engellemek içindir. CO<sub>2</sub> gazı lazer ışığını oluşturmaktadır. N<sub>2</sub> molekülleri CO<sub>2</sub> moleküllerinin uyarılmasına yardım ederler ve ışık üretimi işleminin verimini arttırırlar. Helyum burada ikili rol oynamaktadır. Gaz içerisindeki ısı transferine ve ayrıca CO<sub>2</sub> moleküllerine taban enerji konumlarına geri dönmelerinde yardımcı olmaktadır [50,90]. CO<sub>2</sub> lazer kaynağında kaynak kalitesine etki eden en önemli parametreler olarak ise; lazer gücü (P), odaklanma mesafesi, kaynak hızı ve koruyucu gazın olduğu söylenebilir [50]. Bu sayılan parametreler kaynak dikişinin

derinliğini, biçimini, final yapısını belirlemesi bakımından önemlidir [91]. Şekil 2.13’de CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynağı sistemi gösterilmiştir [92].



Şekil 2.13. CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynağı sistemi [92].

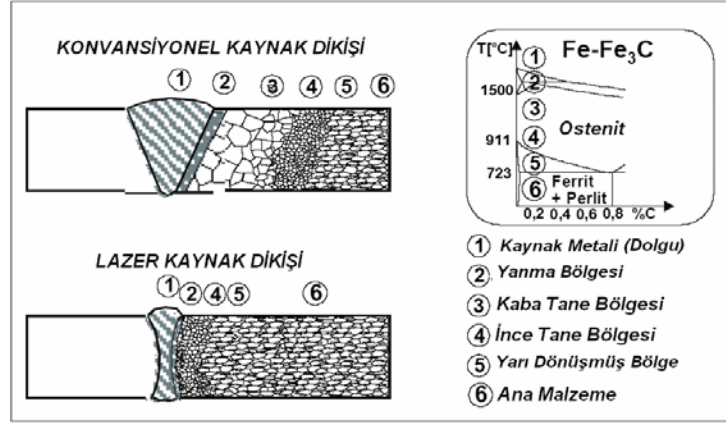
CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynak yöntemi, birçok yönüyle geleneksel kaynak yöntemlerinden ayrılmaktadır. Düşük ısı girdisi, yüksek yoğunlaşma enerjisi, yüksek kaynak hızı, dar kaynak bölgesi, derin nüfuziyet, otomasyona uygunluğu, yüksek mekanik dayanım, düşük distorsiyon ve ilave tel kullanmadan kaynak yapabilme imkanı sağlamaktadır [94-96].

Bunların yanında diğer kaynak yöntemlerine göre, lazer ışını ile kaynak yöntemi yeni ve otomasyona elverişli bir ergitme kaynağı yöntemi olarak dikkati çekmektedir. Odaklanmış ışın etkisiyle metal yerel olarak ergitilmekte ve bir anahtar deliği oluşumu ile derin bir kaynaklı birleştirme elde edilmektedir. Elde edilen kaynak dikişleri çok dar olmakla beraber, yüksek güçlü lazerlerin kullanımı ile 15 mm’ye kadar levha kalınlıklarının kaynakla birleştirilmektedir [85,96]. Ayrıca CO<sub>2</sub> lazer kaynağıyla benzer özellikte malzemelerin kaynağı yapılabildiği gibi farklı alaşım özelliğine sahip malzemelerinde birleştirilmesi yapılabilmektedir.

CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynak yöntemiyle yapılmış olan birleştirmede üçüncü bölgenin oluşmadığı görülmektedir. Bu yöntemde hızlı soğumadan dolayı, geleneksel kaynak yönteminde olduğu gibi oldukça geniş bir alanı kapsayan kaba tane bölgesi oluşmaz.



Bu da kaynaklı birleştirmeye oldukça yüksek dayanım sağlamaktadır. Şekil 2.14’de lazer ile geleneksel kaynak yöntemlerinin karşılaştırılması gösterilmektedir [85].



Şekil 2.14. Lazer ile geleneksel kaynak yöntemlerinin karşılaştırılması [85].

### 2.3.1. Lazer Işın Kaynağının Metalurjik Özellikleri

Lazer kaynağı temassız yüksek enerjili bir ışın kaynağıdır. Kaynak, şiddetli lazer ışınının mili-saniyelerle hesaplanan mertebelerde malzemeleri hızlı bir şekilde ısıtmasıyla yapılmaktadır. Lazerler, malzeme tarafından absorbe edilebilecek ve daha sonra ısı enerjisine çevrilebilecek ışık enerjisi üretirler. Lazerin enerji yoğunluğu ışık dalgalarının konsantrasyonu ile sağlanır. Işık ışınını elektromagnetik spektrumun görünür veya kızıl ötesi bölümünde kullanmakla, optik elemanlarla odaklayarak enerjiyi tam noktasına yüksek bir yoğunlukla bırakabilmektedir. Küçük alanlara ısı enerjisi uygulamakta lazerler kadar verimli bir diğer metot yoktur. Lazer çıkışı elektrikli değildir, elektrikli süreklilik gerektirmez dolayısıyla magnetik olarak bir etkisi yoktur. Lazer kaynağı, sürekli (CW), darbeli (Pulsed) veya Q-anahtarlamalı (darbe içerisinde lazer konsantrasyonunun artırılması) moda çalıştırılabilir. Darbeli operasyonlar genellikle lazerin ısını azaltmak için kullanılırlar. Buna karşın, bir çok durumda, darbeli operasyonlar Q-anahtarlaması ve mod-kilitlenmesi (zaman içindeki darbe genişliğinin kısaltılması) gibi tekniklerle kombine olarak kullanılırlar. Q anahtarlamalı ve mod kilitlenmeli lazerler çok yüksek zirve güç yoğunluklarının konsantrasyonunda bağıl olarak kısa darbe uzunlukları sağlama kabiliyetine sahiptirler [50].

Sürekli lazerlerde optik pompalama kaynağı, devamlı olarak yanan yüksek basınçlı bir lambadır. Lazer çıkışı da sürekli (Zamana göre değişmeyen, sabit bir güç değerindedir). Darbeli lazerlerde, optik pompalama kaynağı olarak bir flaştan faydalanılır. Salınım titreşimleriyle yüksek amplitütlü (genlikli) titreşimlerden oluşan ışık darbeleri verirler. Q-anahtarlamalı lazerde ise, optik pompalama kaynağı bir tüp flaştır. Diğerlerine benzer yapıya sahiptir. Burada lazer resonatörünün içindeki aynalardan birinin yansıtma gücünü kontrol imkanı vardır. Bu sayede lazer aracındaki atom topluluğunun dengesini bozmak ve bu denge bozulması en yüksek seviyeye ulaştığında titreşimi başlatmak mümkün olmaktadır. Bir kaç nanosaniyelik büyük tepe güçlü tek tek darbeler elde edilir [50].

Lazer ışınının verililişinin esnekliğine (güç yoğunluğu ve süre) göre üç çeşit kaynak yapılabilmektedir [50]. Bunlar;

- İletim biçimi
- İletim-nüfuziyet biçimi
- Nüfuziyet veya anahtar deliği (Keyhole) biçimi

Lazer iletim kaynağında, düşük enerji yoğunluğuyla yüzeysel derine inmeyen, sığ ve geniş bir kaynak dikişi oluşturulur. Lazer nüfuziyet kaynağında ise derin ve dar bir kaynak dikişi oluşturulur. Lazerin odaklanmasıyla bir noktayı ergime sıcaklığının üzerine ısıtarak erimiş metal içerisinde buharla çevrelenmiş bir ergime bölgesi oluşturulur. Metalin bir kısmı buharlaşmaya kadar ısınarak bir boşluk (delik) oluşturur. Bu oluşturulan boşluk iyonize edilmiş metalik gaz ile plazma dolarak verimli olur. Buharlaşmış metal, çevreleyen sıvıyı buhar basıncıyla arkasında tutarak iş parçası boyunca aşağıya doğru anahtar deliği olarak adlandırılan bir silindirik hacim oluşturur. Buhar iyonize olarak gelen lazer ışınımını absorbe eder ve enerjiyi anahtar deliği etrafındaki ergimiş metal boyunca sevkeder. Böylece deliğin etrafındaki malzeme lazer ışınından gelen tüm enerjiyi soğurur [50,97]. Böylece lazer enerjisinin % 95 civarı bir silindirik hacim içerisine hapsedilir. Anahtar deliği içerisindeki sıcaklık 25000 °C'ye kadar ulaşabilir [85]. Enerji tüm anahtar deliği (silindirik hacim) boyunca transfer edildiğinden lazer plazma kolonu içerisinde kayıp vermeden nüfuz eder. Anahtar deliği tekniğini çok verimli kılan temel sebepten budur. Lazer kafası ve iş parçası arasındaki bağıl hareket anahtar deliğinin malzeme

boyunca hareketiyle bir dikiş kaynağı oluşumunu sağlar. Anahtar deliği hareket ettiğinde, sıvı metal onun ön yüzeyinden arkasına doğru akar ve orada katılır. Bu akış, ergimiş metalin yüzey gerilimi ve sıcaklığın sebep olduğu değişimlerle sürdürülmektedir [50].

### **2.3.2. Lazer Işın Kaynağının Avantajları ve Dezavantajları**

Lazer ışın kaynağı son yıllarda endüstriyel üretim için önemli bir oranda gelişme göstermiştir. Bu gelişme işlemin çok fazla anlaşılmasıyla artmaktadır. Mühendisler lazer ışın kaynağının uygulamalarının geniş çapta yayılması için çalışmaktadırlar. İşlem ekonomik olmasının yanında kaynak kalitesinde de en iyiye ulaşılmaktadır. Kısa dalga boyları kullanılmaktadır. İşlem gazı kontrol edebilmekte ve plazmanın etkisini düşürmektedir [88,98].

Lazer kaynak uygulamalarında eğilim yüksek güçlere doğrudur (5-10 kW CO<sub>2</sub> lazeri). CO<sub>2</sub> lazer cihazı Nd:YAG lazer cihazı ile karşılaştırıldığında çok verimli çalışan bir araç olduğu görülmektedir. Çıkış verimi (çıkış lazer gücünün giriş elektrik gücüne oranı) yaklaşık olarak %10 dur. CO<sub>2</sub>'e N<sub>2</sub> ve H<sub>2</sub> gazları karıştırılır. Tekrar kullanılabilir. Bu olay çalışma masraflarını düşürmektedir [88,98].

Lazer kaynağının avantajları hızlı kaynak yapabilme özelliği ve sonuç itibarıyla daha düşük ısı girdisi gerçekleştirilmesi, kaynak bölgesinde yüksek nüfuziyet sağlanması ve malzemelerde kaynak sırasında görülebilen çarpılmaların engellenmesidir. Bu avantajlar lazer ışınının yüksek enerji yoğunluğuna sahip olmasından ileri gelmektedir. Lazer kaynağı uygulamasında herhangi bir dolgu malzemesine ihtiyaç duyulmaz. Kaynak işlemi parçalar arasında bağlantı sağlanması için lazer ışınından enerji kullanımıyla oluşur. Lazer kaynağının başlıca avantajlarından biri en iyi kaynak özellikleri için lazer hareket ettirilmektedir. Modern lazer kaynak sistemlerinde lazer gücünün kontrolü bilgisayarlar yardımıyla kolay bir şekilde yapılmaktadır. Lazer kaynağı her yerde kullanılmaz. Ama ticari kaynak yöntemleriyle karşılaştırıldığında pek çok avantaja sahiptir. Başlıca avantajı yüksek ısı kaynağını küçük alanda odaklanmasıdır. Daha sonra hızlı bir şekilde taranan bu ısı kaynağı kaynaklı birleştirmeyi sağlar [88].

#### Avantajları;

- Lazer gücüne ve malzemeye bağlı olarak 10 m/dakika'nın üzerinde yüksek kaynak hızlarına olanak sağlar.
- Çok düşük ısı girdisi oluşturması sebebiyle deformasyon ve distorsiyonlar çok azdır veya hiç yoktur.
- Hızlı soğumadan dolayı, dar bir ısı tesiri altında kalan bölge (ITAB) oluşur ve ana malzeme hemen hemen kaynak termal çevriminden hiç etkilenmez. Sonuçta distorsiyon çok az olur veya hiç olmaz.
- Çok iyi imalat hızı; güçlü ve güvenilir kaynak dikişi elde edilmesine yardımcı eder.
- Estetik açıdan güzel görünüm sağlar ve taşlama gerektirmez.
- Yüksek derinlik/genişlik oranına sahip dar kaynak dikişi oluşturur.
- Konvansiyonel kaynak yöntemleriyle ulaşılamayacak yerlerde kaynak yapabilme imkanı verir.
- İstenilen her birleştirme şekli elde edilebilir.
- Esnek, basit ve çabuk kaynak işlemi gerçekleştirilebilir.
- Otomasyona oldukça elverişlidir.
- Endüstriyel bir işlemdir, sürekli üretime açıktır.
- Diğer kaynak yöntemleriyle kaynak edilmesi zor malzemelerin kaynağı yapılabilir, özellikle farklı malzemelerin kaynak işlemlerinde oldukça iyi sonuçlar elde edilebilir.
- Lazer çıkışı elektriki değildir. Dolayısıyla magnetik olarak bir etkisi yoktur. Konvansiyonel kaynak yöntemlerinin bir kısmında görülen magnetik üfleme söz konusu değildir.
- Şeffaf malzemelerin kaynağı yapılabilir [50].

#### Dezavantajları;

- Sertleştirilebilir malzemelerde son derece sert kaynak dikişi; hızlı ısıtma ve soğutmaya bağlı soğuk çatlak veya sıcak çatlak oluşabilir.

- Diğer birçok kaynak yöntemiyle karşılaştırıldığında çok yüksek yatırım masrafları gerektirir. Ancak kaynak kalitesinin iyileşmesi, zaman tasarrufu, düşük işletme ve bakım giderlerine sahiptir.
- Kullanılan lazerler göze veya deriye direkt veya dolaylı olarak temas ettiklerinde ciddi sağlık sorunlarına neden olmaktadır. Bundan dolayı, lazerin radyasyon tehlikesine karşı uyarı işaretlerini, lazer çalışırken yanan ikaz lambalarını kullanmak gerekmektedir. Lazer operasyonu eğitim ve tecrübe gerektirmektedir. Çalışan personelin lazerin tehlikelerinden haberdar olması gereklidir.
- Lazer ekipmanlarındaki, optik elemanların korunması bakımından temiz bir çevre gerektirmektedir.
- Özellikle yüksek yansıtma kabiliyetine sahip malzemelerin kaynağında ek tedbirler almak gerekebilir. (Örneğin; yüzeyin siyah boya ile boyanması, grafit vb. maddelerle kaplanması gibi) [50].

### **2.3.3. Lazer Kaynağında Kullanılan Koruyucu Gazlar**

Bütün kaynak işlemlerinde en önemli parametrelerden birisi koruyucu gazın özellikleridir. Örneğin; ark kaynağında gaz özellikleri ve gaz karışımı kompozisyonu kaynak edilecek malzemeye bağlı olarak değişir. Koruyucu gazın seçiminde gazlar ve ergimiş metal arasındaki kimyasal ve metalurjik etkileşimler dikkate alınmalıdır. Ark kaynağında arkın korunmasında koruyucu gazın yoğunluğunun önemli bir etkisi varken, lazer kaynağında ise koruyucu gaz plazma oluşumunu en aza indirerek istenilen kaynak nüfuziyetini elde edebilmek açısından önemli bir role sahiptir. Bu gazın ilk rolü kaynak bölgesinde oksidasyonu önlemektir. İkinci ve kritik fonksiyonu da, kaynak bölgesi üzerindeki buhar ve kaynak bölgesi içinde yaratılabilecek plazma oluşumunu bastırmak ve plazma oluşumunu durdurmaktır. En son rolü ise, lazer ışınının kaynak bölgesine en az kesilme ile ulaşmasını temin etmektir. Böylece kaynak kalitesi iyileştirilir. Koaksiyel ve taraflı gaz akış nozullarıyla, gazı kaynak bölgesine yönlendirmenin her ikisi de kullanılan alışıla gelmiş yöntemlerdir [50].

Genellikle koruyucu gaz olarak helyum ve argon kullanılmaktadır. Yüksek iyonizasyon enerjisinden dolayı helyum gazı tercih edilir. Azot da helyum ile yer

değiştirilerek kullanılan bir gazdır, aynı özelliklerin birçoğuna sahiptir ve daha ucuzdur. Gaz debileri genellikle 10-40 litre/dk, daha yüksek kaynak hızları için daha yüksek debiler gereklidir ( $>10$  m/dk). Gaz akışının optimizasyonunun kaynak nüfuziyetine etkisi görülebilir. Azot gazının kullanımı, helyum'dan daha çok plazma ateşlemesine ve sınırlandırılmış bir kaynak nüfuziyet derinliğine yol açmaktadır [50].

Koruyucu gazlar ile ilgili olarak yapılan çalışmalarda istenilen amaçlara ulaşmak için, numune yüzeylerinde gaz akışı tarafından yaratılan basınç kaydedilerek çalışma parametreleri üzerindeki etkisi analiz edilmektedir. Bu sebepten araştırmalarda genellikle malzemeyi oksidasyondan korumayı garanti edecek, plazma oluşumunu bastırarak en yüksek kaynak nüfuziyeti gerçekleştirecek en az gaz akış hızlarının belirlenmesi gerekir [50,99].

## BÖLÜM 3

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

#### 3.1. DENEYLERDE KULLANILAN MALZEMELER

Bu çalışmada, endüstride biyomalzeme olarak kullanılan AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemeler deneylerde kullanılmak üzere ticari olarak temin edilmiştir. Bu sac levhalar 95 x 330 x 4 mm ebatlarında olacak şekilde kesilmiş ve birleştirilecek yüzeyler freze tezgahında işlenmek suretiyle CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynağı ile birleştirme işlemine hazır duruma getirilmiştir. Çeliklerin kimyasal bileşimleri spektral analiz sonucunda belirlenmiş ve sırasıyla Çizelge 3.1 Çizelge 3.2 ve Çizelge 3.3’de verilmiştir.

Çizelge 3.1. AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu.

% C 0,013	Si 0,528	Mn 1,859	P 0,052	S 0,0010	Cr 16,94	Mo 2,065	Ni 9,336	Al 0,0020	Co 0,267
Cu 0,248	Nb 0,0338	Ti 0,014	V 0,086	W 0,099	Pb 0,0010	Sn 0,026	Zn 0,027	N 0,026	Fe 68,36

Çizelge 3.2. AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu.

% C 0,351	Si 0,562	Mn 0,548	P 0,024	S 0,0090	Cr 13,71	Mo 0,084	Ni < 0,300	Al < 0,002	Co 0,015
Cu 0,020	Nb 0,021	Ti 0,0046	V 0,091	W 0,019	Pb 0,0010	Sn 0,011	Zn 0,0010	N 0,012	Fe 84,19

Çizelge 3.3. AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu.

% C 0,028	Si 0,333	Mn 1,814	P 0,011	S 0,0072	Cr 22,88	Mo 3,105	Ni 5,450	Al 0,019	Co 0,119
Cu 0,224	Nb 0,036	Ti 0,0089	V 0,116	W 0,050	Pb 0,0038	Sn 0,012	Zn 0,034	N 0,058	Fe 65,68

Kullanılan paslanmaz çelik türlerinin seçilmesindeki amaç; endüstriyel alanda geniş bir şekilde tercih edilmesi ve özellikle biyo-medikal alanda bu üç tür paslanmaz çeliğin üstün korozyon dirençleri, mekanik özellikleri, hijyenik alanlarda kullanılabilir olmasıdır.

### **3.2. DENEY NUMUNELERİNİ SABİTLEMELİK İÇİN KULLANILACAK KAYNAK TUTUCU APARATIN HAZIRLANMASI**

Lazer kaynak işleminin öncesinde üzerinde hassasiyetle durulması gereken iki husus bulunmaktadır. Birincisi; kaynatılacak malzemeler arasındaki aralığın yok denecek kadar az olması (0.05-0.2 mm), ikincisi ise; birleştirilecek malzemelerin alın altına getirildikleri zaman aynı hizada olmaları çok büyük önem arz etmektedir. Lazer uygulamalarında lazer ışın çapının 0.1-1mm arasında olması sebebiyle yukarıda bahsi geçen birinci durumun sağlanamaması nedeniyle lazer ışını, kaynatılması istenen iki malzemenin arasındaki mesafe farkı nedeniyle aradan geçecek ve kaynak işlemi gerçekleşmeyecektir. Bahsi geçen ikinci durumun sağlanamaması durumunda ise; iki malzeme arasındaki yükseklik veya geometri farkından dolayı lazer ışını hatalı bir birleştirme işlemi gerçekleştirecektir.

Birleştirme işleminin doğru bir şekilde yapılabilmesi için malzemeleri birbirine sabitlemede kullanılacak bir tutucu aparat tasarlanmış ve imal edilmiştir. Şekil 3.1’de lazer kaynaklı birleştirme yapılacak malzemeleri sabitlemede kullanılan tutucu kaynak aparatı gösterilmiştir.

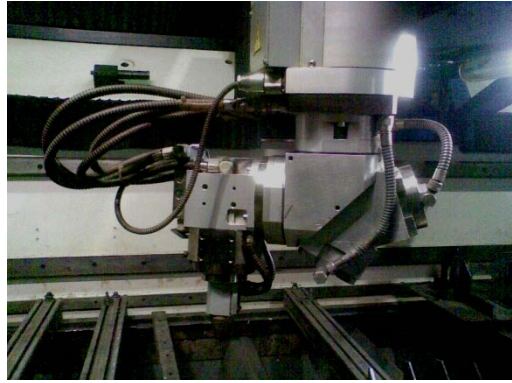


Şekil 3.1. Lazer kaynaklı birleştirme için geliştirilen tutucu kaynak aparatı.



### 3.3. KAYNAK YÖNTEMİ VE KAYNAK PARAMETRELERİ

Deneysel çalışmada, hadde yönü dikkate alınarak 95 x 330 x 4 mm ebatlarında hazırlanan AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik levhalar önceden hazırlanmış olan tutucu kaynak aparatına sabitlenmiştir. Tutucu kaynak aparatı ise lazer kaynak ünitesine sabitlenmiştir. Şekil 3.2’de CO<sub>2</sub> lazer kaynak makinesi, Şekil 3.3’de ise deney numunelerinin tutucu kaynak aparatına ve lazer ünitesine bağlanması gösterilmiştir.



Şekil 3.2. CO<sub>2</sub> Lazer ışın kaynağı makinesi.



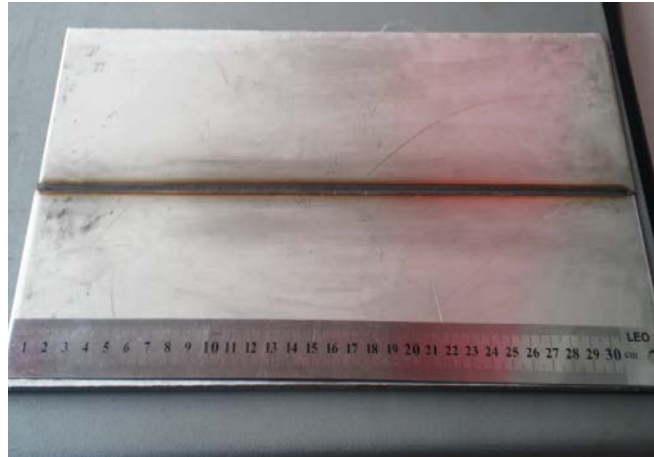
Şekil 3.3. Numunelerin tutucu kaynak aparatına ve lazer ünitesine bağlanması.

Ön deneysel sonuçlar değerlendirilerek Çizelge 3.4’de belirlenen parametreler doğrultusunda sac levhalar kendi aralarında, farklı lazer kaynak parametrelerinde, ortam sıcaklığında ve yatay pozisyonda alın altına ilave metal kullanmadan CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynağı ile birleştirilmişlerdir. Isı girdisi hesaplamalarında  $H=P/S$  denklemi kullanılmıştır. H (ısı girdisi), P (lazer gücü), S (kaynak ilerleme hızı) [90].

Çizelge 3.4. CO<sub>2</sub> lazer kaynak parametreleri.

Lazer Gücü ( Watt )	Kaynak Hızı ( cm/dk )	Koruyucu Gaz	Gaz Debisi ( lt/dk )	Odak Mesafesi ( mm )	Isı Girdisi (kJ/mm)
3500	90	%50 Ar + %50 He	10	200	0,233
3500	180	%50 Ar + %50 He	10	200	0,116
3500	270	%50 Ar + %50 He	10	200	0,077
4000	90	%50 Ar + %50 He	10	200	0,266
4000	180	%50 Ar + %50 He	10	200	0,133
4000	270	%50 Ar + %50 He	10	200	0,088

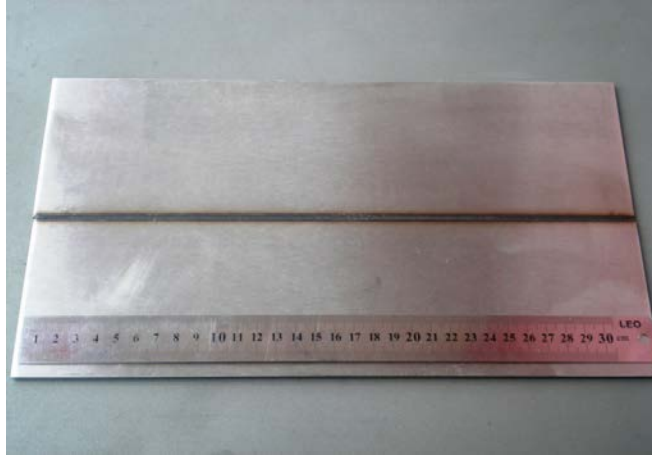
Burada yalnızca 3500W kaynak gücünde, 90 cm/dk ilerleme hızı kullanılarak birleştirilen paslanmaz çeliklerin lazer kaynaklı birleştirmelerine ait örnekler Şekil 3.4 Şekil 3.5 ve Şekil 3.6'da gösterilmiştir.



Şekil 3.4. Lazer kaynağı ile birleştirilmiş AISI 316L paslanmaz çelik çifti.



Şekil 3.5. Lazer kaynağı ile birleştirilmiş AISI 420 paslanmaz çelik çifti.



Şekil 3.6. Lazer kaynağı ile birleştirilmiş AISI 2205 paslanmaz çelik çifti.

#### **3.4. AISI 420 MARTENZİTİK PASLANMAZ ÇELİĞE KAYNAK ÖNCESİ ÖN VE KAYNAK SONRASI SON TAV ISIL İŞLEMİNİN UYGULANMASI**

Östenitik ve dubleks paslanmaz çelik deney malzemelerine kaynak öncesi ve kaynak sonrası herhangi bir ısıl işlem uygulanmazken, martenzitik paslanmaz çelik malzemelere ön ve son tav ısıl işlemleri uygulanmıştır.

Ön deneysel işlemler sürecinde kaynak öncesinde ön tav ve kaynak sonrası gerilme giderme-temperleme ısıl işlemi uygulanmadan elde edilen kaynaklı birleştirmeler

mekanik testlere direnç göstermeden, kaynak dikişleri üzerinden çatladığı tespit edilmiştir.

Bu amaçla, AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine EM-TAV marka fırın ile kaynak işleminden önce, 300 °C sıcaklıkta 60 dakika ön tavlama ve kaynaktan hemen sonra 660 °C sıcaklıkta 75 dakika süre ile gerilme giderme ısıl işlemi gerçekleştirilmiş ve fırın içerisinde soğumaya bırakılmıştır. Şekil 3.7’de kaynak öncesi ön tav ve sonrası gerilme giderme-temperleme ısıl işlemin yapılışı gösterilmiştir.



Şekil 3.7. Kaynak öncesi ön tav ve kaynak sonrası son tav ısıl işleminin uygulanışı.

### **3.5. DENEY NUMUNELERİNİN NUMARALANDIRMA SİSTEMİ**

CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynak yöntemiyle birleştirilmiş deney malzemelerinin ayırt edilebilirliğini sağlamak için bir numaralandırma sistemi oluşturulmuştur. AISI 316L östenitik paslanmaz çelikler çalışmada A grubu olarak, AISI 420 martenzitik paslanmaz çelikler B grubu olarak ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numuneler

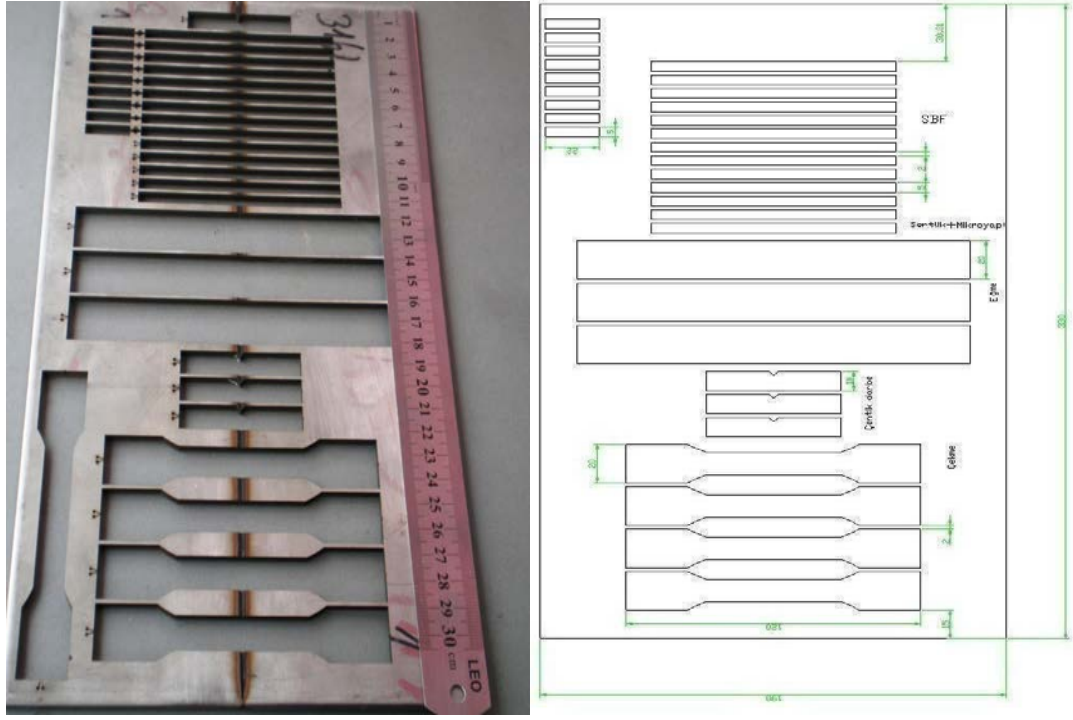
ise C grubu olarak adlandırılmıştır. İlave olarak iki farklı lazer gücünde (3500W, 4000W) ve üç farklı kaynak ilerleme hızında (90, 180, 270 cm/dk) kaynak parametresine bağlı olarak birleştirilen numuneler kendi aralarında 1' den 6' ya kadar numaralandırılmıştır. Çizelge 3.5'de deney numunelerinin numaralandırma sistemi verilmiştir.

Çizelge 3.5. Paslanmaz çelik deney numunelerinin numaralandırma sistemi.

Genel Parametreler	AISI 316L ÖSTENİTİK	AISI 420 MARTENZİTİK	AISI 2205 DUBLEKS
	Deney numunelerinin numaralandırma sistemi		
3500W / 90 cm/dk	A1	B1	C1
3500W / 180 cm/dk	A2	B2	C2
3500W / 270 cm/dk	A3	B3	C3
4000W / 90 cm/dk	A4	B4	C4
4000W /180 cm/dk	A5	B5	C5
4000W / 270 cm /dk	A6	B6	C6

### 3.6. DENEY NUMUNELERİNİN HAZIRLANIŞI

Birleştirilen paslanmaz çelik çiftlerinin mekanik özellik, mikroyapı ve korozyon dirençlerinin belirlenebilmesi için birleştirmelerden deney numuneleri standartlarca belirlenmiş ölçülerde tel erozyon vasıtasıyla çıkarılmıştır. Şekil 3.8'de deney numunelerinin makro görüntüsü ve numune boyutları şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.8. Tel erozyon ile çıkarılan numunelerin görüntüsü ve numune boyutları.

Tahribatlı muayene yöntemlerinden olan çekme deneyi için kaynaklı numuneler TS EN ISO 4136, kaynaklı numuneler TS EN ISO 6892-1 standardına uygun olarak her bir parametre için 4'er adet, TS 282 EN 910 standardına uygun olarak eğme deneyi için 3'er adet, EN 10045-1 standardına uygun olarak V çentik darbe deneyi için 4'er adet numune hazırlanmıştır. Metalografi ve sertlik incelemeleri için 1'er adet numune ve korozyon dirençlerinin belirlenebilmesi için 13'er adet kaynaklı, 9'ar adet kaynaklı olacak şekilde ana malzemeden numuneler standartlara göre hazırlanmıştır.

### 3.6.1. Kaynaklı Birleştirmelerdeki Underfill (Kaynak Dikişinde Çöküntü) Oluşumlarının Giderilmesi

CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynağıyla ilave metal kullanmadan gerçekleştirilen birleştirmelerde karşılaşılan muhtemel dikiş biçimi olan kaynak dikişinde çöküntü oluşumu meydana gelmiştir. Birleştirmelerin kaynak dikişlerinde oluşan dolgu eksikliğini giderebilmek amacıyla, tel erozyon yöntemiyle çıkarılan her bir deney numunesi ön ve arka yüzeylerinden 0,4 mm frezelenmiş ve 0,1 mm hassas düzlem yüzey taşlama işlemi

yapılmıştır. Bu işlemler sonucunda deney numunelerinin kalınlığı 3 mm'ye indirilmiştir.

### **3.6.2. Isıl İşlem Sonrası AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Deney Numunelerinin Yüzeylerinin Temizlenmesi**

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine uygulanan kaynak öncesi 300 °C'de ön tavlama ve kaynak sonrası 660 °C'de temperleme ısıl işlemi neticesinde malzeme yüzeylerinde renklenme meydana gelmiştir. Bu olumsuzlukları gidermek ve yüzeyi temizlemek için deney numuneleri motorlu zımpara makinasında hassas keçe zımparalarla parlatılmıştır.

## **3.7. METALOGRAFİK NUMUNE HAZIRLIĞI VE İNCELEMELERİ**

### **3.7.1. Tahribatsız Muayene-Radyografik Muayene Numunelerinin Hazırlığı ve Deneyi**

Kaynak dikişlerinde herhangi bir kaynak hatası ve süreksizlik (gözenek, gaz boşluğu, çatlak vb.) oluşup oluşmadığını kontrol etmek amacıyla, mekanik deneyler öncesinde eğme deneyi numuneleri radyografik muayeneye tabi tutulmuştur.

Radyografik muayene kontrolü, Türkiye Atom Enerjisi Kurumu, Çekmece Nükleer Araştırma ve Eğitim Merkezi, Endüstriyel uygulamalar biriminde, 90 kV, 30 mA enerji ile 45 sn pozlama süresinde, film kaynak uzaklığı ffd: 1000 mm olacak şekilde X ışınları uygulanarak gerçekleştirilmiştir.

### **3.7.2. Metalografik İncelemeler**

Metalografik incelemeler için soğuk reçine ile kalıba alınan numuneler sırasıyla 180-2000 meshlik zımparalar vasıtasıyla zımparalanmışlardır. Daha sonra numunelerin yüzeyleri sırasıyla 6µ, 3µ ve 1µ'luk elmas pasta yardımıyla keçede parlatılmıştır. Parlatma işlemi sonrasında numuneler Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Malzeme laboratuvarında, 10 gr oksalik asit + 90 ml saf H<sub>2</sub>O

çözeltisinde 2 amper akım şiddetinde 12 volt gerilim altında 30 saniye süreyle elektrolitik dağlama işlemi yapılmıştır. Deney numunesi anot ve paslanmaz çelik numune katot olarak kullanılmıştır.

Dağlanan numunelerin metalografik görüntüleri, Marmara Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde bulunan OLYMPUS marka ve Yıldız Teknik Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliğinde bulunan 5X-100X büyütme kapasiteli NIKON marka optik mikroskop vasıtasıyla incelenmiştir.

Kaynaklı deney numunelerinin kaynak dikiş profillerinin makroskobik olarak incelenebilmesi amacıyla, Sakarya Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde bulunan NIKON marka optik stereoskop vasıtasıyla makroyapı incelemeleri yapılmıştır.

Taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri, Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde JEOL JSM 6060 LV marka elektron mikroskobunda ve EDS + MAPPING element analizleri SEM cihazına bağlı IXRF model elektron dağılım spektroskopisi (EDS) kullanılarak yapılmıştır.

X Işını Difraksiyonu (XRD) ile yapı karakterizasyon incelemeleri, Marmara Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme bölümünde gerçekleştirilmiştir. Ana malzeme, ITAB ve kaynak metali bölgelerinde lazer parametrelerine ve ısıl işlem sürecine bağlı olarak meydana gelebilecek fazları karakterize edebilmek amacıyla  $5^{\circ} < 2\theta < 105^{\circ}$  ve  $30^{\circ} < 2\theta < 105^{\circ}$  aralığında, 40 kV gerilim ve 40 mA akım değerlerinde, Cu K $\alpha$  radyasyon ışınımı kullanılarak 2 $^{\circ}$ /dk. tarama hızı ile XRD karakterizasyonu, Rigaku DMAX-2200/PC marka cihaz ile gerçekleştirilmiştir.

Vücut sıvısı içerisinde yüzeyleri hidroksiapatit kaplanan numunelerin yüzey kaplamalarının yanı sıra, korozyon deney numunelerinin korozyon sonrası yüzey ve mikroyapı karakterizasyonu Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü, Mühendislik



Fakültesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği bölümünde PHILIPS XL 30 S FEG Marka cihaz ile SEM ve EDS incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

### **3.8. MEKANİK DENEYLER VE UYGULANIŞI**

#### **3.8.1. Çekme Deneyi Numunesinin Hazırlığı ve Deneyi**

Kaynaklı birleştirmelerin ve deneylerde kullanılan paslanmaz çelik ana malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan temel testlerden olan çekme deneyi için, her bir kaynak parametresine ait 4'er adet kaynaklı çekme deney numuneleri TS EN ISO 4136, kaynaklı numuneler TS EN ISO 6892-1 standardına göre hazırlanmıştır. Şekil 3.9'da çekme deney numunelerinin fotoğrafları gösterilmiştir.

Çekme deneyi, Niğde Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü bünyesinde bulunan 100 kN kapasiteli SHIMADZU AG-IS marka çekme testi cihazında 5 mm/dk. çekme hızında boyuna doğrultuda gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.10).



Şekil 3.9. TS 287 EN 895 standardına göre hazırlanmış çekme deneyi numuneleri.



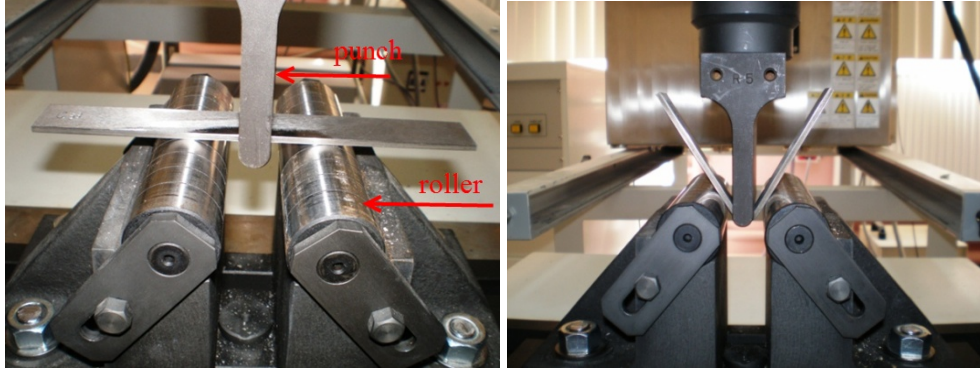
Şekil 3.10. SHIMADZU AG-IS çekme testi cihazı.

### 3.8.2. Üç Nokta Eğme Deneyi Numunesinin Hazırlığı ve Deneyi

Kaynaklı numunelerin şekillendirilebilirliğinin belirlenebilmesi için her bir kaynak parametresine ait 3'er adet eğme deneyi numunesi ilgili TS 282 EN 910 standardına göre hazırlanmıştır. Şekil 3.11'de eğme deneyi numuneleri gösterilmiştir. Üç nokta eğme deneyi, Niğde Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Makine Mühendisliği bölümünde bulunan 100 kN kapasiteli SHIMADZU AG-IS marka çekme testi cihazında, punch ucu çapı 10 mm, roller çapları 30 mm ve roller arası mesafe 20 mm olacak şekilde hazırlanan üç nokta eğme deneyi düzeneğinde, 5 mm/dk. hızında gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.12'de üç nokta eğme deneyi düzeneği gösterilmiştir.



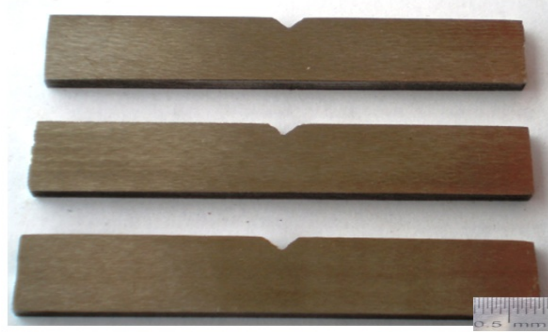
Şekil 3.11. TS 282 EN 910 standardına göre hazırlanan eğme deney numuneleri.



Şekil 3.12. Üç nokta eğme deney düzeneği.

### 3.8.3. Çentik Darbe Deneyi Numunesinin Hazırlığı ve Deneyi

Kaynaklı numunelerin ani kuvvet etkisi altında darbe dayanımlarının belirlenebilmesi amacıyla, her bir kaynak parametresine ait 4'er adet darbe deneyi numuneleri EN 10045-1 standardına göre hazırlanmıştır. Şekil 3.13'de standart altı hazırlanan (3x10x55mm) darbe deney numuneleri gösterilmiştir.



Şekil 3.13. EN 10045-1 standardına göre hazırlanan çentik darbe deneyi numuneleri.

Darbe deneyi, Yıldız Teknik Üniversitesi Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde bulunan MOHR&FEDERAF AG PSW 13/15 marka Charpy deney cihazıyla oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.14).



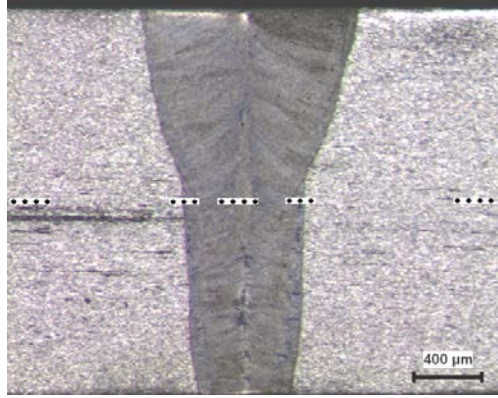
Şekil 3.14. Charpy deney cihazı.

#### 3.8.4. Sertlik Ölçümü

Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen deney numunelerinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metali sertlik profilleri belirlenmiştir. Sertlik ölçümü metalografik olarak hazırlanan numune üzerinde Marmara Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Nanomalzeme laboratuvarında bulunan SHIMADZU marka Vickers mikrosertlik ölçüm cihazıyla elmas piramit batıcı uca 20 saniye süreyle 200 g yük uygulayarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 3.15’de sertlik ölçüm cihazı ve Şekil 3.16’da birleştirme üzerinden sertlik alınan bölgeler sırasıyla gösterilmiştir.



Şekil 3.15. Sertlik ölçüm cihazı.



Şekil 3.16. Sertlik alınan bölgeler.

### 3.9. BİYOAKTİVİTE VE BİYOKOROZYON DENEYİ VE UYGULANIŞI

#### 3.9.1. Yapay Vücut Sıvısı (SBF-Simulated Body Fluid) Hazırlığı

Bu çalışmada Kokubo tarafından geliştirilen yapay vücut sıvısı solüsyonu kullanılmıştır. Farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz çelik deney numunelerinin ve ana malzemelerinin in vitro olarak laboratuvar ortamında biyoaktivite (canlı kemik dokusuna bağlanabilme, yüzeyde apatit oluşturabilme yeteneği) özelliklerini ve biyokorozyon özelliklerini incelemek için yapay vücut sıvısı-SBF içerisinde farklı sürelerde bekletilmiştir.

Çözelti hazırlanırken kullanılan her bir yardımcı gereç önceden sterilize edilmiştir. Çözelti hazırlanırken ortam sıcaklığı yaklaşık 36-37 °C olarak tutulmuştur. SBF kimyasalları Merck marka olup her biri belirli bir sıraya göre eklenmiş ve pH değeri insan kanı plazmasına yakın olacak şekilde 7,4 olarak ayarlanmıştır. Yapay vücut sıvısı hazırlığı için kullanılan kimyasallar ve miktarları Çizelge 3.6'da verilmiştir.

Çizelge 3.6. SBF hazırlama işleminde kullanılan kimyasallar ve miktarları.

Sıra	Malzeme	Miktar
1	NaCl	8.035 g
2	NaHCO <sub>3</sub>	0.355 g
3	KCl	0.225 g
4	K <sub>2</sub> HPO <sub>4</sub> · 3H <sub>2</sub> O	0.231 g
5	MgCl <sub>2</sub> · 6H <sub>2</sub> O	0.311 g
6	1.0M-HCl	39 ml
7	CaCl <sub>2</sub>	0.292 g
8	Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub>	0.072 g
9	Tris (Hydroxymethyl)	6.118 g
10	1.0M-HCl	0-5 ml

CO<sub>2</sub> lazer ışını ile birleştirilmiş AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik saclar korozyon deneyi için 20 x 5 x 3mm boyutlarında kesildikten sonra her bir yüzeyi 200-1200 meshlik zımparalarla parlatılmıştır. Şekil 3.17’de korozyon deney numuneleri gösterilmiştir.



Şekil 3.17. Korozyon deneyi numuneleri (A; AISI 316L, B; AISI 420, C; AISI 2205).

Deney numunelerinin yapay vücut sıvısı içerisindeki davranışlarını inceleyebilmek için 18 adet ana malzeme ve 108 adet kaynaklı deney numunesine ait olmak üzere toplam 126 adet deney numunesi hazırlanmıştır. SBF deneyi öncesi deney numunelerinin ağırlıkları tespit edilmiştir.

Parlatma işleminin ardından numuneler ultrasonik banyoda önce aseton daha sonra saf su ile 30 dk boyunca yıkanmıştır (Şekil 3.18).





Şekil 3.18. Deney numunelerinin ultrasonik banyoda temizlenmesi ve hassas terazide ağırlık ölçülmesi işlemi.

Yıkama işlemi sonrasında numuneler etüv fırın içerisinde 50 °C sıcaklıkta kurutulduktan sonra SBF solüsyonuna daldırılmadan önce her bir numunenin ağırlıkları hassas terazide (0.0001g) tartılmıştır. Deney numunelerine herhangi bir ısı işlem, yüzeylerine pasivasyon ve modifikasyon işlemi uygulanmamıştır.

Çalışmada, ana malzeme ve lazer kaynaklı paslanmaz çelik numunelerin SBF içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün bekletilmelerine bağlı olarak ağırlık artışı değişimleri belirlenmiştir. Aynı zamanda, SBF içerisinde bekletilen numunelerin biyokorozyon oluşumuna bağlı olarak ağırlık kayıpları belirlenmiş ve ağırlık kayıplarına bağlı biyokorozyon dayanımları tespit edilmiştir.

Her bir kaynak parametresine ait numune SBF içerisinde bekletme süresi dolduğunda SBF içerisinden alınarak tartılmıştır. Böylece SBF içerisinde bekletme süresine göre ağırlık artışı belirlenmiştir. Daha sonra nitrik asit içerisinde yıkandıktan sonra tartılarak başlangıç ağırlığına SBF içerisinde bekletme süresine göre ağırlık kaybı tespit edilmiştir.

### **3.9.2. Deney Numunelerinin Yapay Vücut Sıvısı İçerisinde Bekletilmesi**

Deney numunelerinin yapay vücut sıvısı içerisindeki davranışlarını belirleyebilmek için kaynaklı ve kaynaksız deney numuneleri SBF solüsyonu (36,5 °C) içerisine daldırılmış ve bu sıcaklıkta sırasıyla 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün bekletilmiştir (Şekil 3.19).

Deney süresi boyunca, yapay vücut sıvısı 2 günde bir değiştirilerek iyon konsantrasyonu orijinaliği korunmuştur.



Şekil 3.19. Etüvde (36,5 °C) deney numunelerinin SBF içerisinde tutulması.

Her bekleme periyodunda SBF içerisinden çıkarılan numuneler saf su ile yıkandıktan sonra oda sıcaklığında kuruyana kadar bekletilmiş ve ağırlık değişimleri hassas terazide tartılarak değerlendirilmiştir.

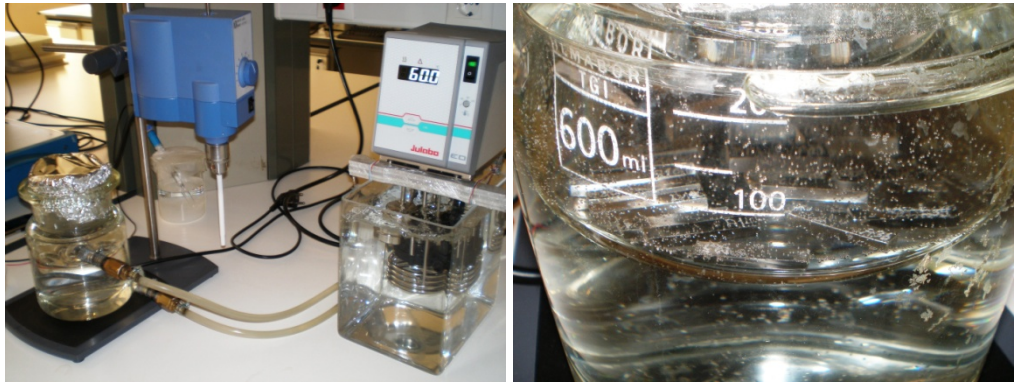
### 3.9.3. Yapay Vücut Sıvısı İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Yüzeyindeki Hidroksiapatit Tabakasının İncelenmesi

SBF içerisinde bekletilen lazer kaynaklı ve kaynaksız numunelerin yüzeyinde biriken HA (Hydroxyapatite) yapısı SEM ve EDS kullanılarak incelenmiştir. Çalışmada kullanılan A1, B1 ve C1 numunelerinin yüzeyde biriken HA (Hydroxyapatite) katmanı incelemeleri 1-28 gün için gerçekleştirilirken diğer numunelerin hidroksiapatit katmanı incelemeleri yalnızca 28 gün SBF içerisinde bekletilen numuneler için gerçekleştirilmiştir. Kaplama incelemeleri SEM mikroskobu ile gerçekleştirilmiştir. A1, B1 ve C1 numunelerinin 7 ve 28. gün apatit kaplamasının EDS analizi yapılırken diğer numunelerin yalnızca 28. gün sonundaki apatit katmanının EDS analizi gerçekleştirilmiştir. Ayrıca mukayese yapabilmek için çalışmada kullanılan paslanmaz çelik ana malzemelerinin de apatit incelemesi taramalı elektron mikroskobunda EDS donanımı aracılığıyla incelenmiştir.



### 3.9.4. Yapay Vücut Sıvısı İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Biyokorozyon Özelliklerinin İncelenmesi

Deney numunelerinin yüzeylerinde biriken korozyon ürünlerini gidermek için ASTM G1'de verilen kimyasal temizleme çözeltilerinden 100 ml nitrik asit (HNO<sub>3</sub>) ve 900 ml saf su çözeltisi hazırlanmıştır. Çözelti banyosu içerisinde 60 °C sıcaklıkta 20 dakika süre ile tutulan numuneler daha sonra saf su ile durulandıktan sonra etüv fırında 50 °C sıcaklıkta kurutulmuştur (Şekil 3.20).



Şekil 3.20. Deney numunelerinin nitrik asit içerisinde bekletilmesi.

Kurutulan numunelerin son ağırlıklarının tartılmasının ardından numune yüzeyleri Taramalı elektron mikroskobu ile incelenmiştir. Ayrıca numune üzerinde gözlemlenen biyokorozyon oluşumlarının EDS vasıtasıyla karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir.

### 3.9.5. Deney Numunelerinin ASTM G1 Standardına Göre Ağırlık Kaybına Bağlı Biyokorozyon Hızının Belirlenmesi

Yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün bekletilen lazer kaynaklı ve kaynaklı ana malzemeye ait deney numunelerinin korozyon hızlarını belirleyebilmek için SBF içerisinde bekletmeye bağlı olarak oluşan ağırlık kaybı aşağıdaki bağıntıdan yararlanılarak hesap edilmiştir:

$$\text{Ağırlık kaybı} = (W_0 - W_1) / A$$

$W_0$  = SBF içerisinde bekletmeden önceki ağırlık,  $W_1$  = nitrik asit ile temizleme sonrasındaki ağırlık,  $A$  = numunenin yüzey alanı.

Ağırlık kaybı miktarlarından yararlanılarak korozyon hızı belirlenmiştir. Deney numunelerinin korozyon hızları ASTM G1 standardında verilen aşağıdaki formüle göre hesaplanmıştır:

$$\text{Korozyon hızı} = (K \times W) / (A \times T \times D)$$

Bu bağıntıda;  $K$ : Sabit değer ( $K$  değeri, mm/y cinsinden hesaplamalar için  $8.76 \times 10^4$  alınır),  $W$ : Kütle kaybı (g),  $A$ : Yüzey alanı ( $\text{cm}^2$ ),  $T$ : Deney süresi (saat),  $D$ : Malzemenin yoğunluğu ( $\text{g/cm}^3$ ).

## BÖLÜM 4

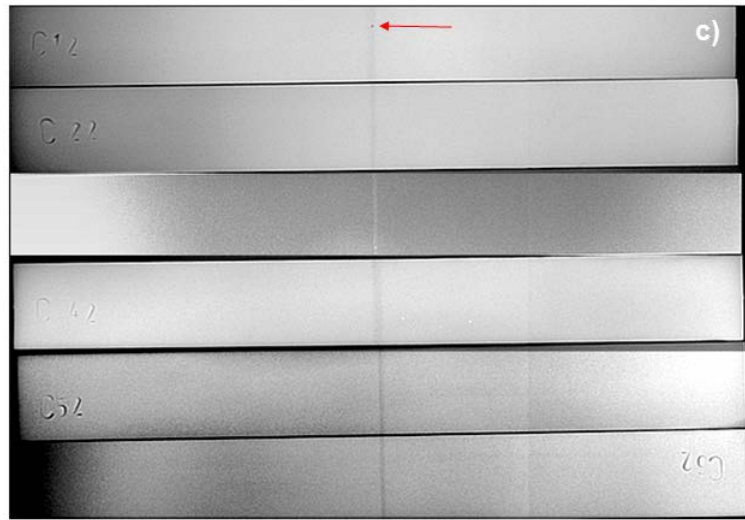
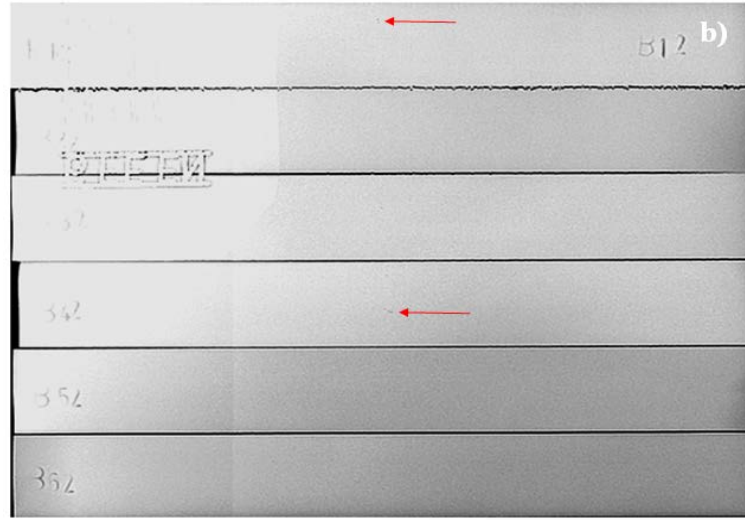
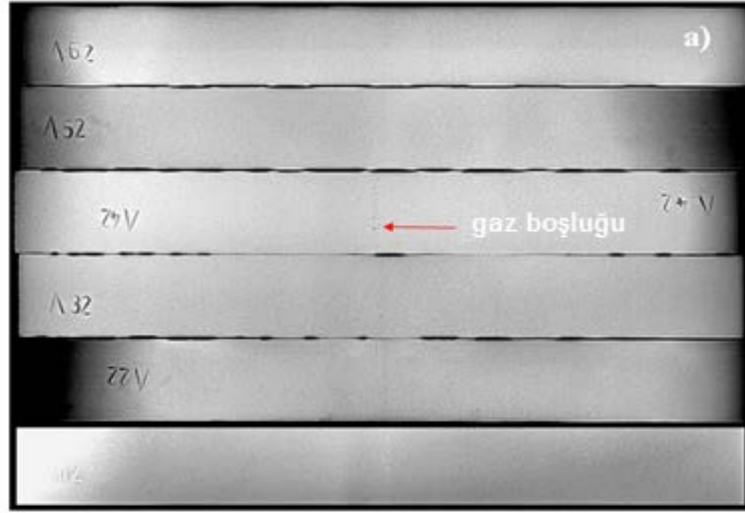
### DENEYSEL SONUÇLAR

#### 4.1. MAKROYAPI VE MİKROYAPI İNCELEMELERİ

##### 4.1.1. Tahribatsız Muayene - Radyografik Muayene Sonucu

Kaynaklı birleştirme sonucunda, kaynak dikişlerinde herhangi bir kaynak hatası ve süreksizlik (gözenek, gaz boşluğu, çatlak vb.) oluşup oluşmadığını kontrol etmek amacıyla, deney numuneleri radyografik muayeneye tabi tutulmuş ve muayene sonucu elde edilen filmler Şekil 4.1’de gösterilmiştir.

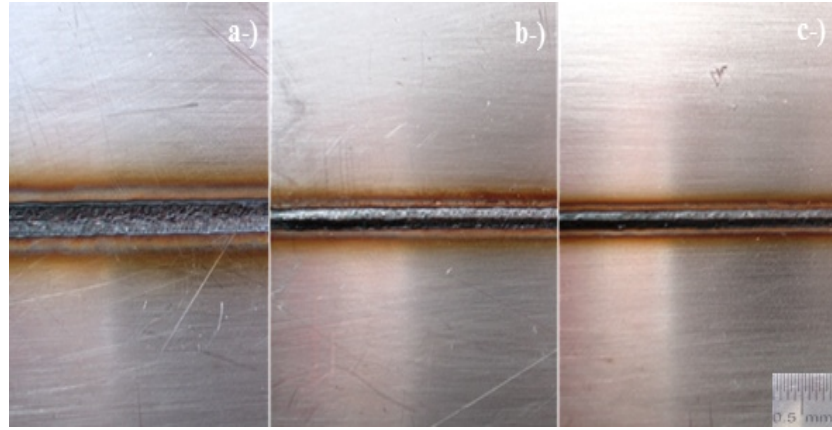
Radyografi test sonuçları incelendiğinde; AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğe ait A4 (4000W/90cm/dk), AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğe ait B1 (3500W/90cm/dk) ve B4 (4000W/90cm/dk) ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğe ait C1 (3500W/90 cm/dk) numaralı deney numunelerinin kaynak dikişinde koyu renkle görülen bazı süreksizliklerin oluştuğu görülmektedir. Bu süreksizlikler kaynak metalinin katılaşması esnasında oluşması muhtemel gaz boşlukları olarak nitelendirilebilir. Bu oluşan süreksizliklerin boyut ve miktarlarının kaynak dikişinin mukavemetine etkilerinin olup olmayacağı yapılacak mekanik testler sonucunda açıklanacaktır. Ayrıca, deney numunelerinin ana malzemelerinde üretim sürecine bağlı olarak oluşan herhangi bir süreksizlik radyografik muayene sonucunda görülmemiştir.



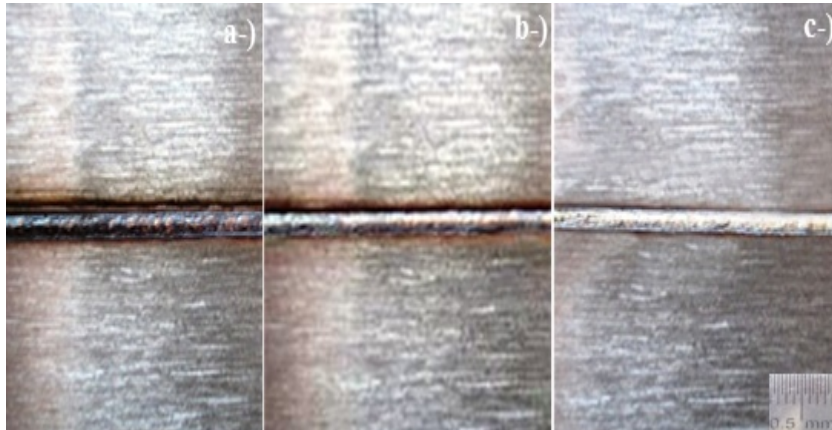
Şekil 4.1. a) AISI 316L, b) AISI 420 ve c) AISI 2205 deney numunelerinin radyografik muayene sonucunda elde edilen film görüntüleri.

#### 4.1.2. Makroyapı İncelemeleri Sonuçları

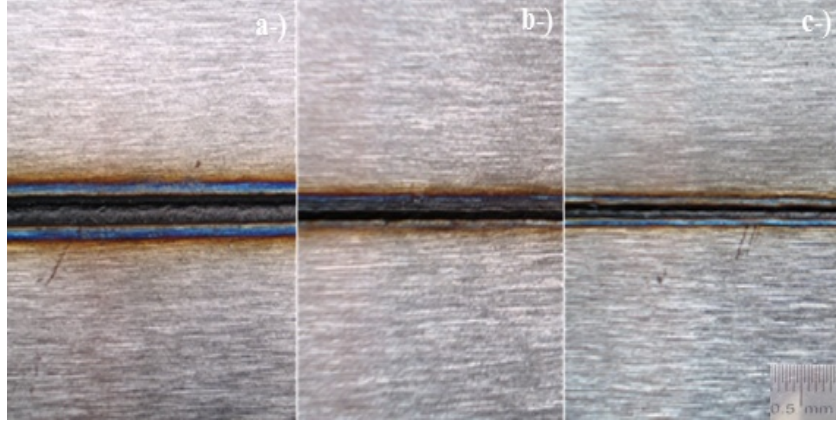
CO<sub>2</sub> lazer ışını sürekli dalgalı mod ile yüksek enerji yoğunluğuna ve düşük ısı girdisine sahip bir prostestir. Bu nedenle kaynak dikişlerinde soğuma çok hızlı bir biçimde oluşmakta ve yüksek nüfuziyet/genişlik oranları elde edilmektedir. Şekil 4.2 Şekil 4.3 ve Şekil 4.4'de lazer kaynaklı birleştirmelerin kaynak dikiş biçimleri gösterilmiştir.



Şekil 4.2. a-) 3500W/90cm/dk, b-) 3500W/180cm/dk, c-) 3500W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilmiş AISI 316L numunelerin kaynak dikiş profili.



Şekil 4.3. a-) 3500W/90cm/dk, b-) 3500W/180cm/dk, c-) 3500W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilmiş AISI 420 numunelerin kaynak dikiş profili.

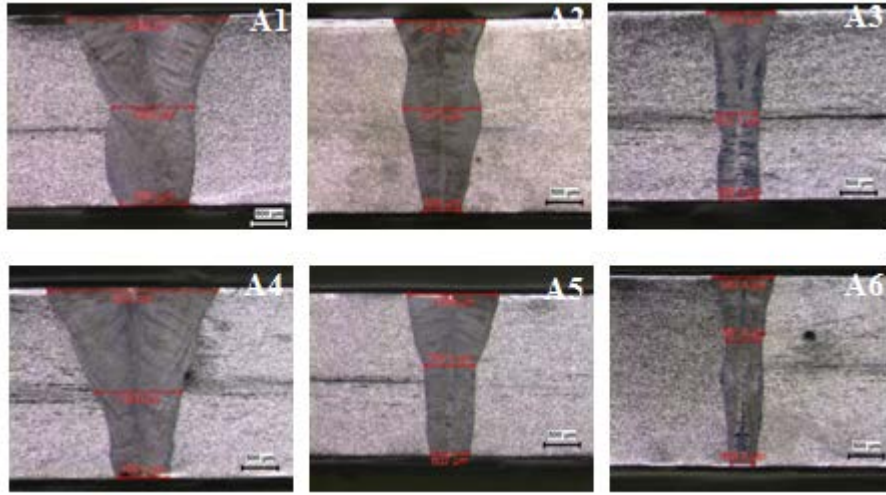


Şekil 4.4. a-) 3500W/90cm/dk, b-) 3500W/180cm/dk, c-) 3500W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilmiş AISI 2205 numunelerin kaynak dikiş profili.

Kaynak havuzundaki ısı ve sıvı akışı sıcaklık değişimleriyle önemli miktarlarda etkilenmekte ve kaynak havuzundaki sıvı akışı ve taşınımlı ısı transferi sonucunda ergime bölgesinin final biçimini ve nüfuziyetini oluşturmaktadır [90]. Artan kaynak ilerleme hızıyla kaynak genişliğinin daraldığı net olarak görülmektedir.

Çalışmada farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen deney numunelerinin kaynak dikişine dik yönde kesitinden makroyapı görüntüleri alınarak kaynak dikiş profilleri belirlenmiştir. Birleştirmenin kaynak dikiş profilleri sırasıyla Şekil 4.5 Şekil 4.6 ve Şekil 4.7’de gösterilmiştir. Dikiş genişlikleri ise birleştirmenin kök, orta ve kapak bölgelerinde ölçülerek sonuçlar sırasıyla Çizelge 4.1 Çizelge 4.2 ve Çizelge 4.3’de verilmiştir.

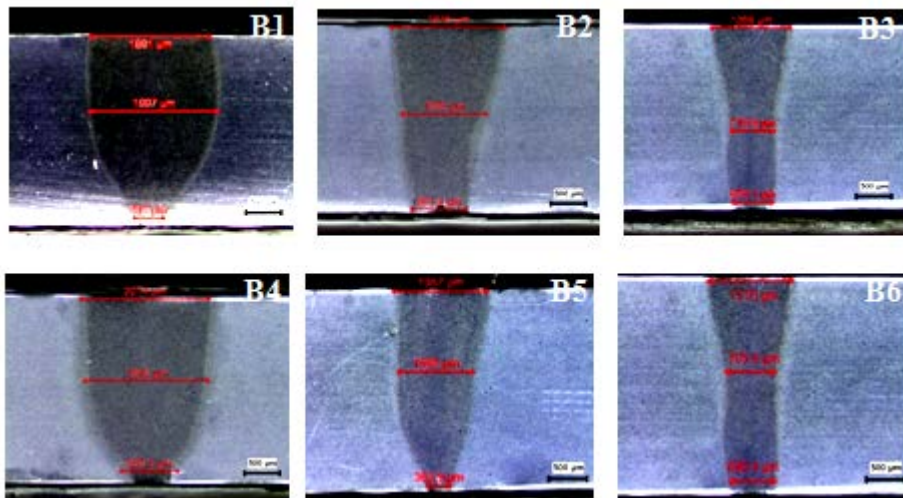




Şekil 4.5. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin dikiş biçimi.

Çizelge 4.1. AISI 316L birleştirmesinin kaynak dikiş genişliği boyutsal oranları.

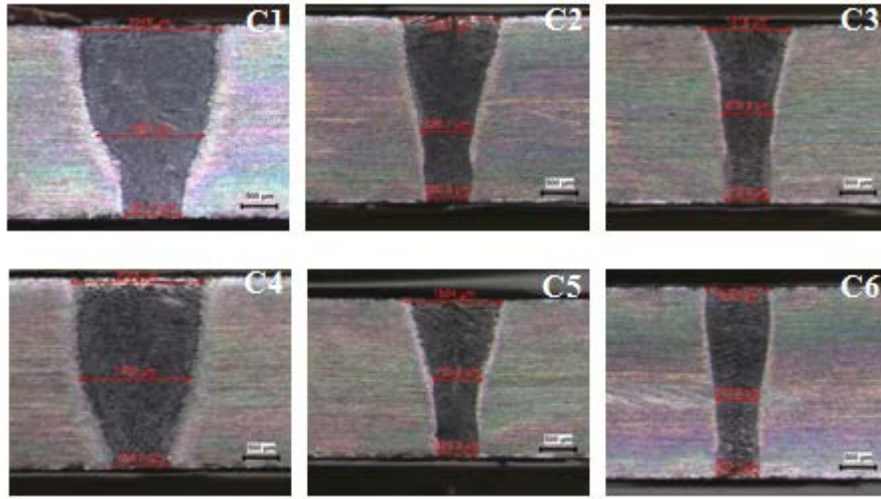
Numune No	X $\mu\text{m}$	Y $\mu\text{m}$	Z $\mu\text{m}$
A1	2486	1282	1061
A2	1412	1211	585
A3	1078	653	598
A4	2622	1344	799
A5	1398	799	602
A6	962	561	408



Şekil 4.6. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin dikiş biçimi.

Çizelge 4.2. AISI 420 numunelerinin kaynak dikiş genişliği boyutsal oranları.

Numune No	X $\mu\text{m}$	Y $\mu\text{m}$	Z $\mu\text{m}$
B1	1891	1997	517
B2	1816	1350	901
B3	1269	710	670
B4	2014	1942	925
B5	1357	1085	363
B6	1310	705	680



Şekil 4.7. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik birleştirmelerinin dikiş biçimi.

Çizelge 4.3. AISI 2205 numunelerinin kaynak dikiş genişliği boyutsal oranları.

Numune No	X $\mu\text{m}$	Y $\mu\text{m}$	Z $\mu\text{m}$
C1	2248	1687	901
C2	1537	836	680
C3	1418	816	710
C4	2048	1752	959
C5	1524	795	629
C6	1020	693	653



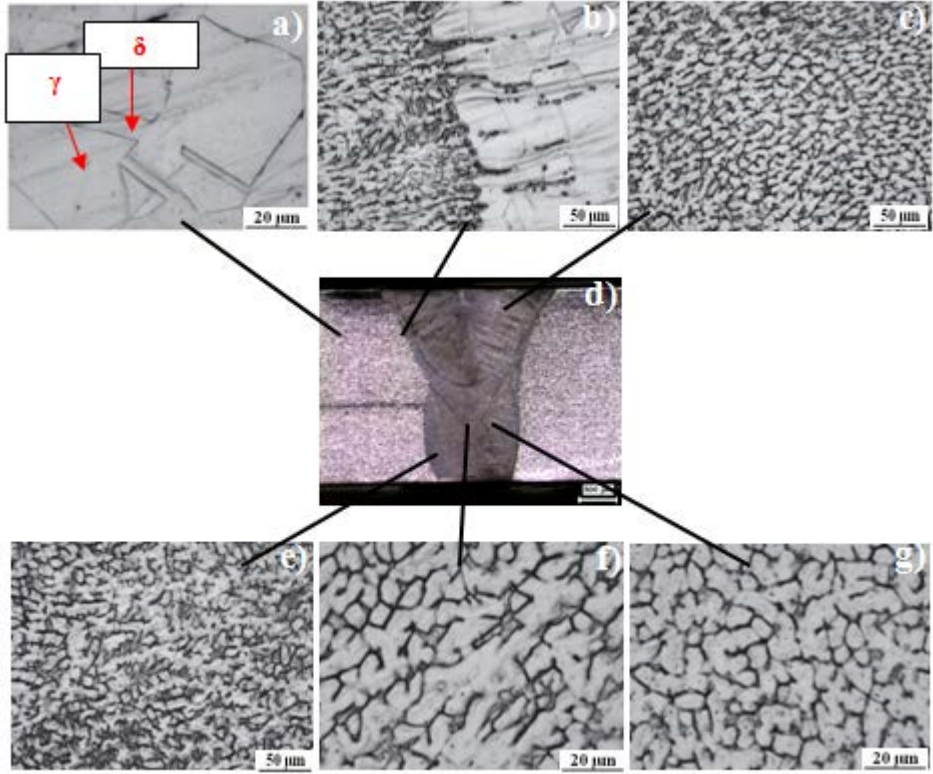
Şekil 4.3-4.7 ile Çizelge 4.1-4.3'den görüldüğü gibi tüm birleştirmeler için artan kaynak ilerleme hızına bağlı olarak kaynak dikişinde daralma net olarak göze çarpmaktadır. Dikiş profil görüntülerinde göze batan diğer önemli bir hususta birleştirilen paslanmaz çeliğin ısı iletim katsayılarına bağlı olarak östenitik kaynak profili V şeklinde, dubleks paslanmaz çelik kaynak profili V şeklinden kadeh şekline doğru eğilim gösterirken martenzitik paslanmaz çelik için ise tamamen kadeh biçiminde meydana gelmiştir. Kaynak ilerleme hızı artıkça V ve kadeh şeklinde meydana gelen dikiş genişliklerinde belirgin bir azalma tespit edilmiştir. Dikiş genişliğindeki en yüksek daralma östenitik daha sonra sırasıyla dubleks ve martenzitik paslanmaz çelikte oluşmuştur.

#### **4.1.3. Optik Mikroskop ile Mikroyapı İncelemeleri**

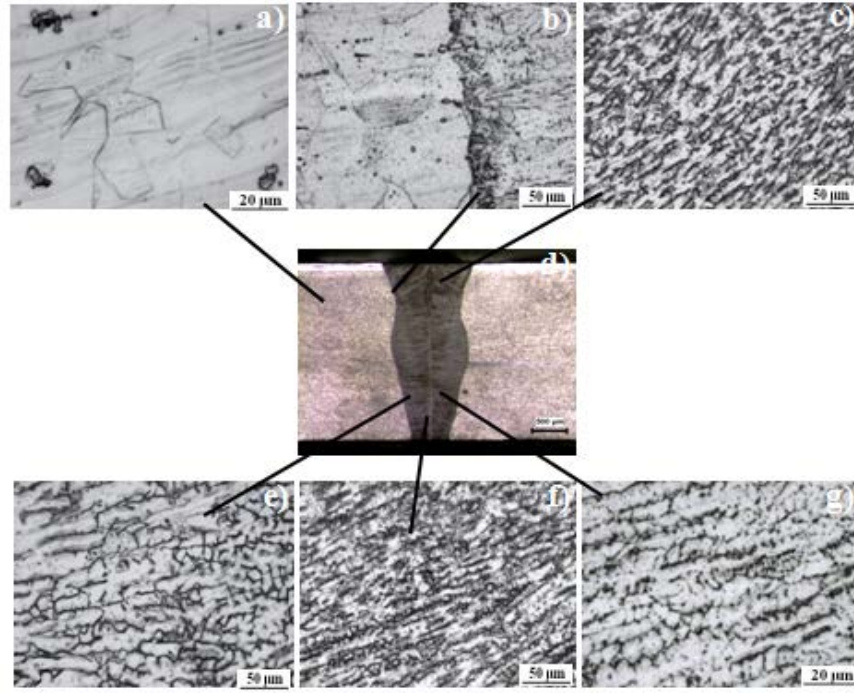
Çalışmada farklı kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızında birleştirilen paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirme mikroyapı görüntüleri alınmış ve sırasıyla aşağıdaki bölümlerde bulgular paylaşılmıştır.

##### **4.1.3.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Mikroyapı İncelemeleri**

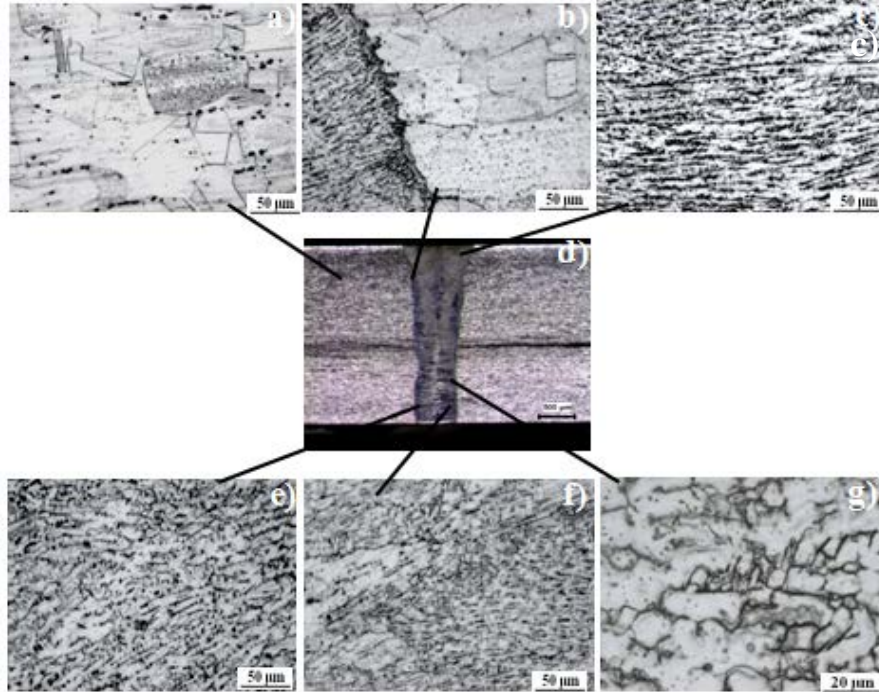
Şekil 4.8-Şekil 4.13'de östenitik paslanmaz çelik birleştirmesi mikroyapı görüntüleri sırasıyla gösterilmiştir.



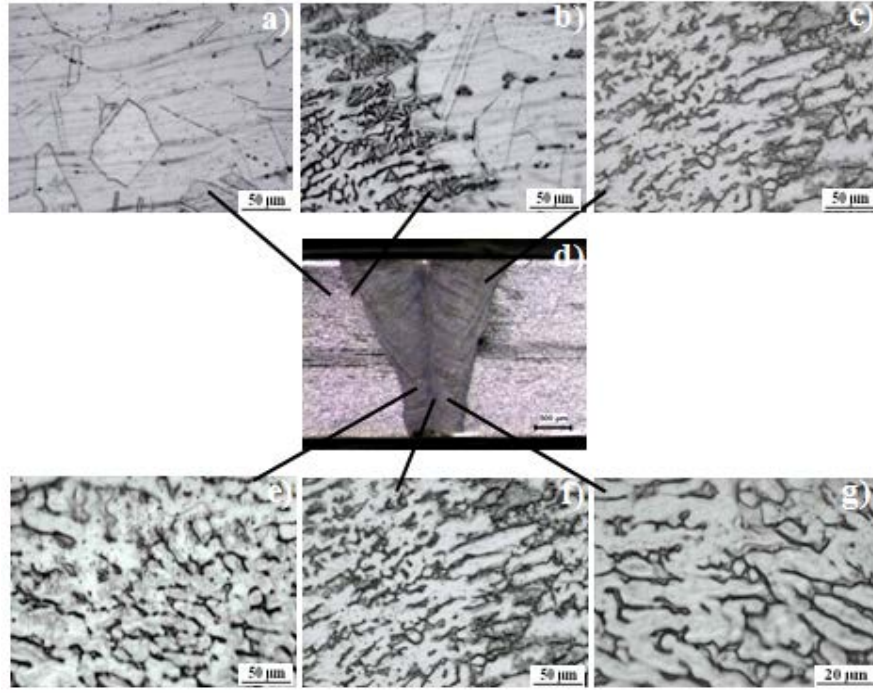
Şekil 4.8. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 1000X, g) Kaynak metali 1000X.



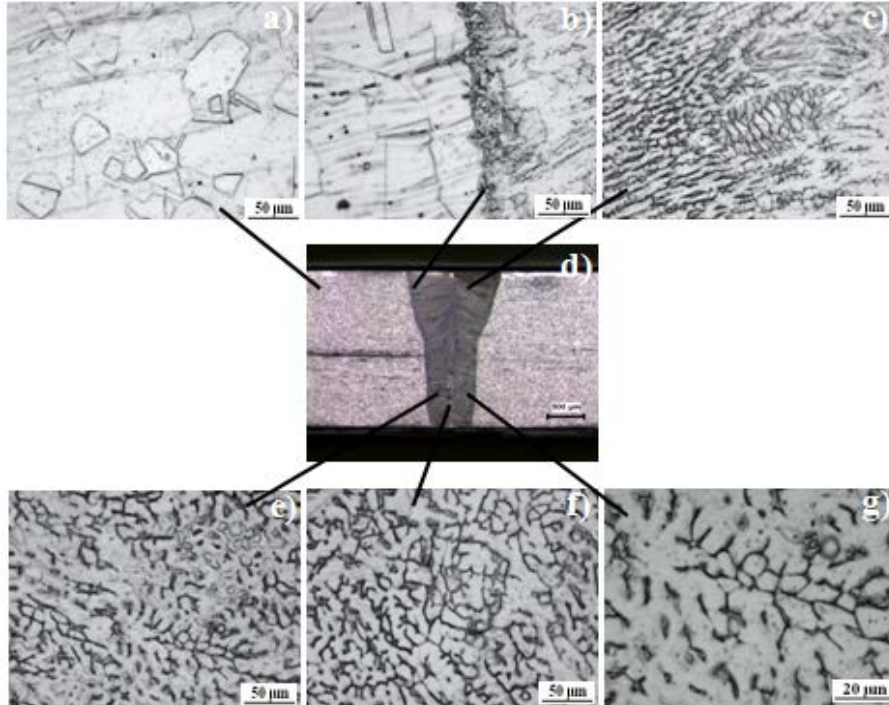
Şekil 4.9. A2; 3500W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 500X, g) Kaynak metali 1000X.



Şekil 4.10. A3; 3500W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 500X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 500X, g) Kaynak metali 1000X.

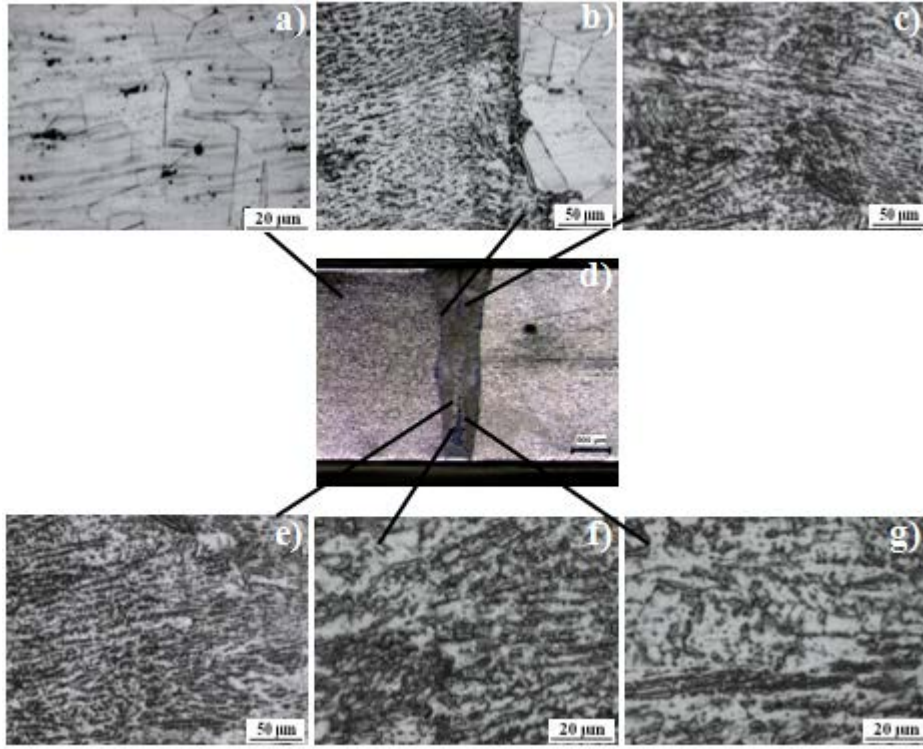


Şekil 4.11. A4; 4000W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 500X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 1000X, g) Kaynak metali 1000X.



Şekil 4.12. A5; 4000W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 500X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 500X, g) Kaynak metali 1000X.



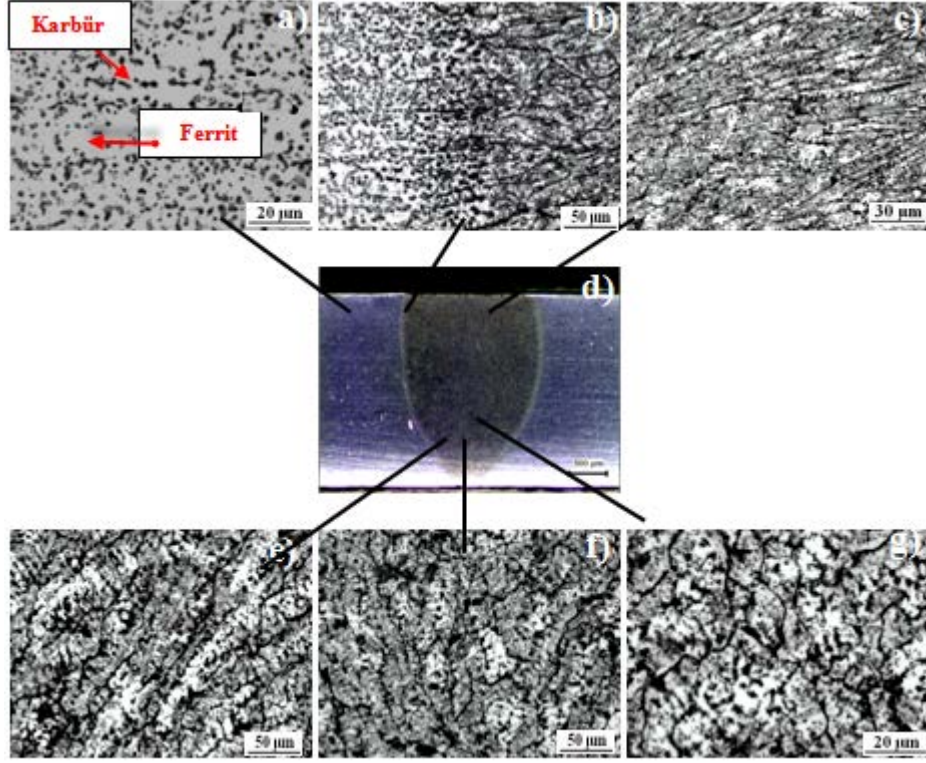


Şekil 4.13. A6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 1000X, g) Kaynak metali 1000X.

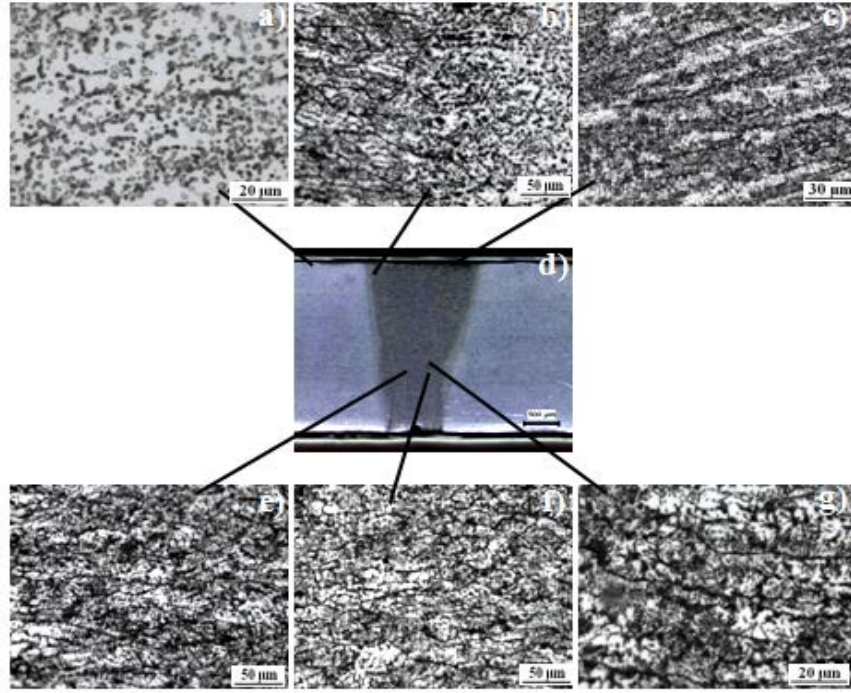
Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde (Şekil 4.8-Şekil 4.13) AISI 316L östenitik paslanmaz çelik ana malzeme eşksenel östenit tanelerinden oluşmuştur. Ancak, bazı östenit tanelerinde ikizlenmeler göze çarpmaktadır. Ayrıca, malzemedeki üretim sürecindeki deformasyona bağlı olarak bantlaşmalara rastlanılmaktadır. Kaynak metali mikroyapı görüntüleri ise hızlı katılaşmaya bağlı olarak östenit matrisi içerisinde dendritik, çatisal (skeletal), karıncalanma (vermikular) ve çita (lath) tipi delta ferrit fazları oluştuğuna işaret etmektedir. Lazer kaynak parametrelerinin mikroyapısal değişimler üzerindeki etkileri açıkça görülmektedir. Düşük lazer kaynak ilerleme hızlarında veya yüksek lazer gücüyle birleştirilen numunelerde ısı girdisindeki artışa ve soğuma hızındaki azalmaya paralel olarak kaynak metali içerisindeki delta ferrit alanının genişlediği görülmektedir. Lazer kaynak yöntemi ve östenitik paslanmaz çeliğin ısı iletim katsayısıyla ilişkili olarak çok dar bir ITAB oluştuğu görülmektedir.

#### 4.1.3.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Mikroyapı İncelemeleri

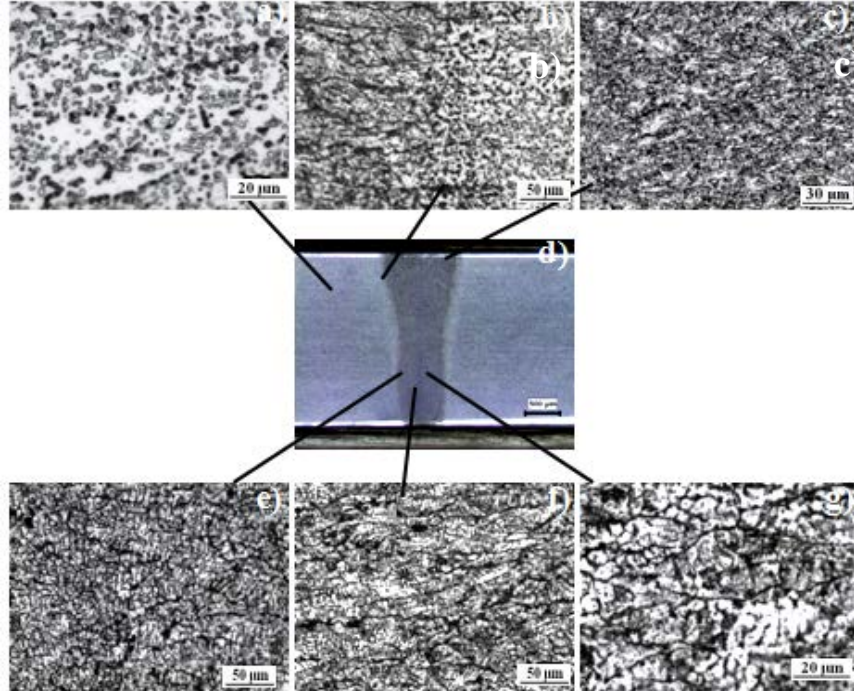
Çalışmada, Şekil 4.14-Şekil 4.19’da AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik kaynaklı numunelerin mikroyapı görüntüleri sırasıyla gösterilmiştir.



Şekil 4.14. B1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420’nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 200X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 500X, g) Kaynak metali 1000X.

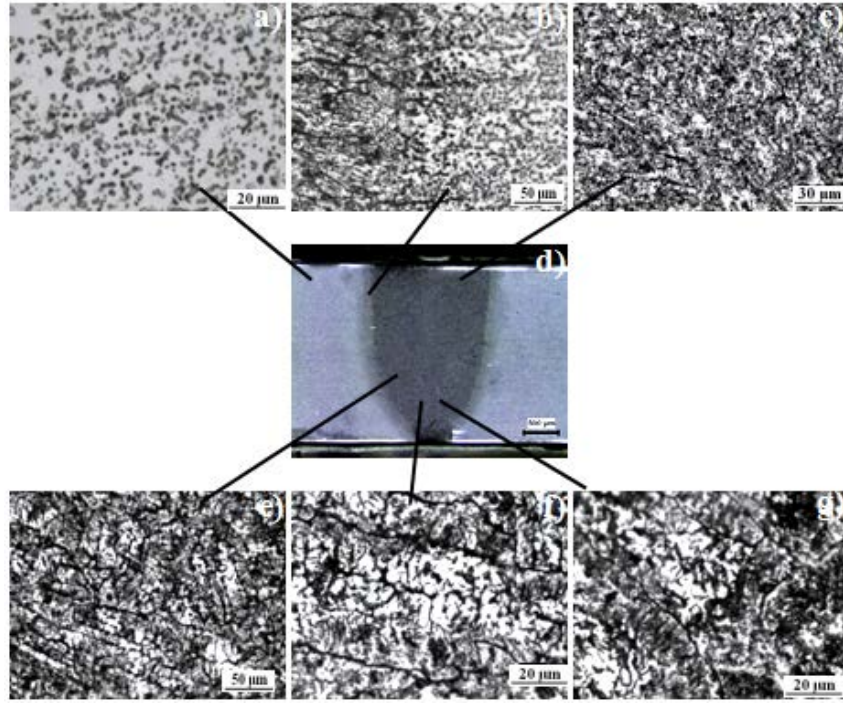


Şekil 4.15. B2; 3500W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 200X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 500X, g) Kaynak metali 1000X.

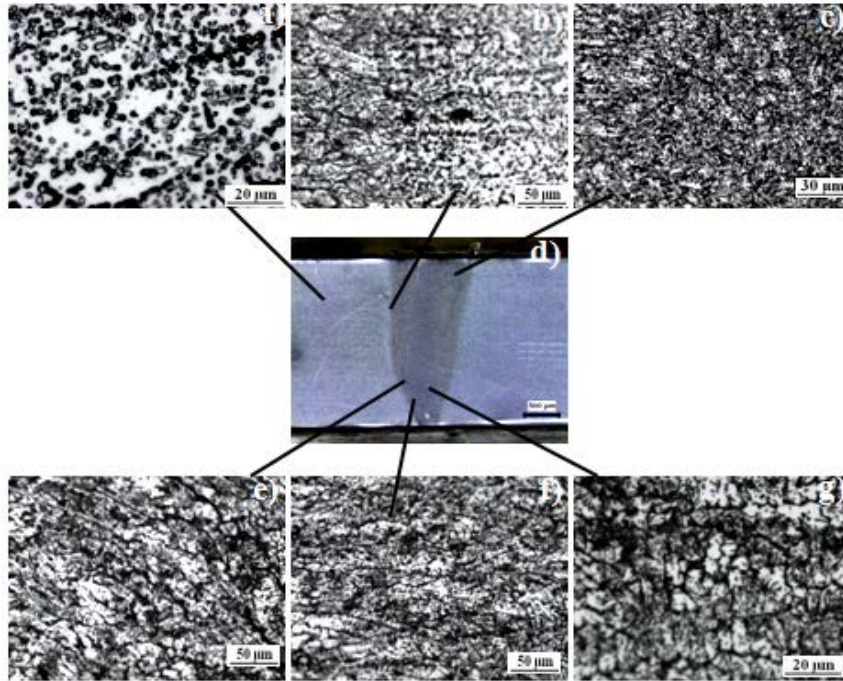


Şekil 4.16. B3; 3500W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 200X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 500X, g) Kaynak metali 1000X.



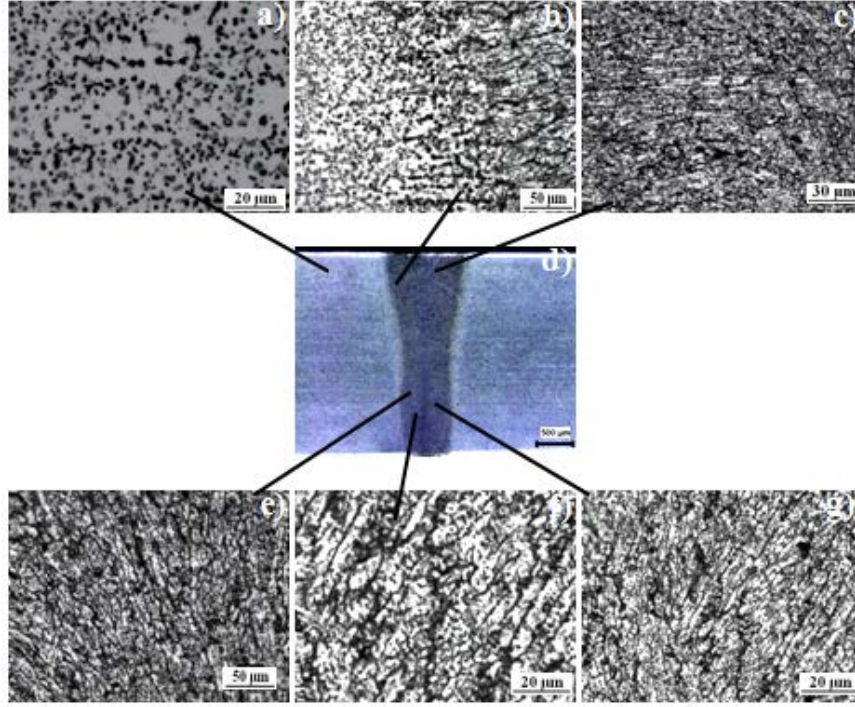


Şekil 4.17. B4; 4000W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 200X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 1000X, g) Kaynak metali 1000X.



Şekil 4.18. B5; 4000W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 200X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 500X, g) Kaynak metali 1000X.





Şekil 4.19. B6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 500X, c) Kaynak metali 200X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 500X, f) Kaynak metali 1000X, g) Kaynak metali 1000X.

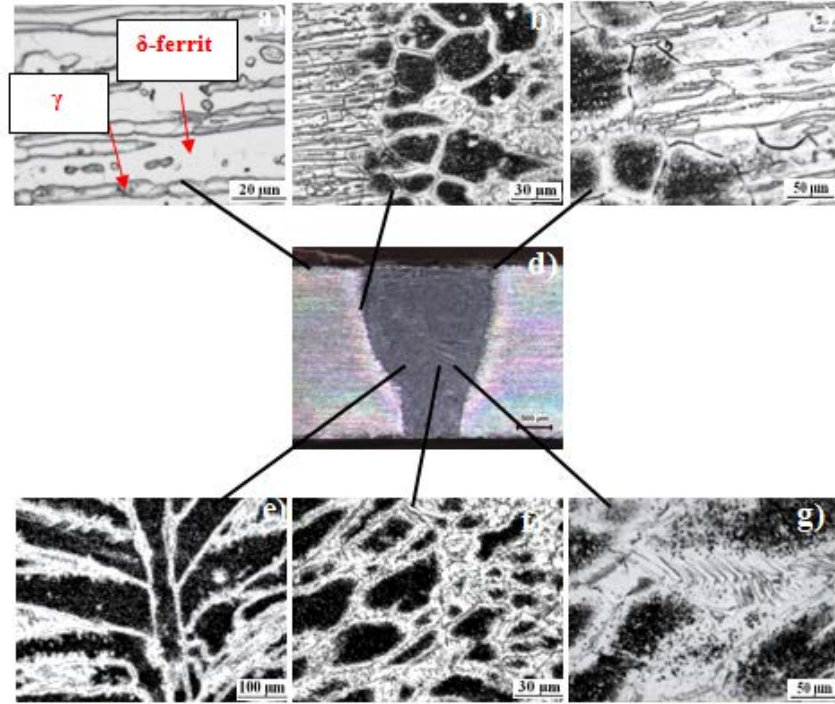
AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğe ait kaynaklı numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, martenzitik paslanmaz çelik ana malzeme üretim sürecine bağlı olarak ferrit matris içerisinde karbür (MC) oluşumlarından meydana gelmiştir.

Lazer ışın kaynağının karakteristik özelliği olan düşük ısı girdisine bağlı olarak hızlı soğuma neticesinde, genelde ağırlıklı martenzit ve az miktarlarda  $\delta$ -ferrit fazından oluşan kaynak metali yapısı göze çarpmaktadır. Kaynak öncesi ve sonrası ısıl işlem uygulanmış deney numunelerinin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde ise (Şekil 4.14-Şekil 4.19) temperlenmiş martenzitin yanısıra, yapıda martenzit tane sınırlarında kaldığı düşünülen delta ferrit fazının ve kaba karbür çökeltilerinin oluştuğu görülmektedir. Delta ferrit yapısı, katılaşma sürecinin ilk mikroyapısal oluşumdur. Şayet,  $\delta$ -ferrit miktarının belirli oran üzerinde olması halinde kaynak metalinde çatlak yayılımını arttırdığı bilinen bir durumdur. Kaynak ısı girdisine ve kaynak öncesi ve kaynak sonrası ısıl işleme ve malzemenin ısı iletim katsayısına bağlı olarak daha geniş ITAB yanısıra özellikle ITAB'da az da olsa tane

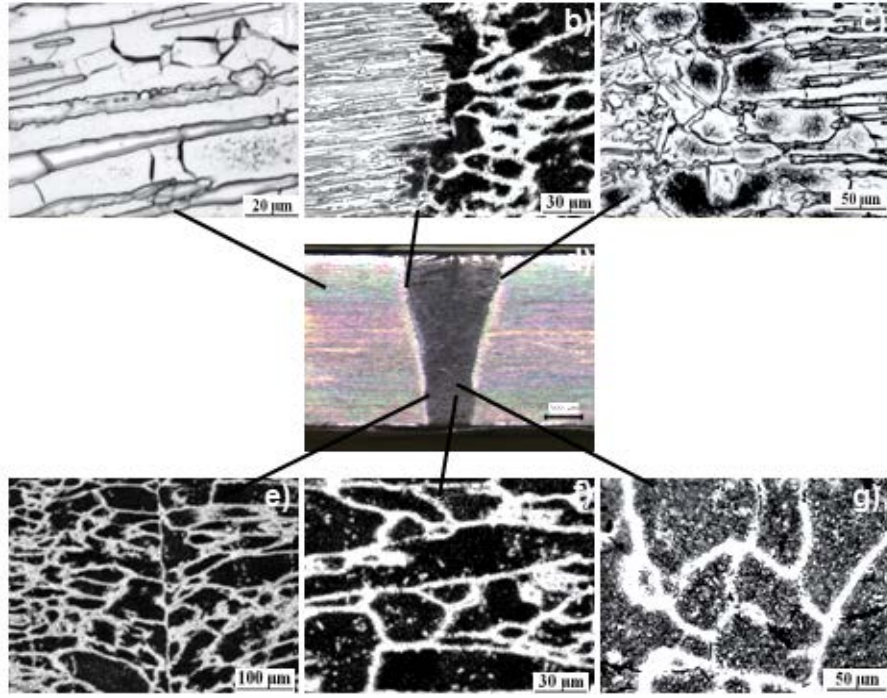
irileşmesinin olduğu görülmektedir. En önemli hususlardan birisi martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağında yapısal dönüşüme ve kalıntı gerilmelere bağlı olarak oluşması beklenen kaynak hatalarına rastlanılmamıştır. Mikroyapı görüntülerinden anlaşıldığı gibi, ITAB ve kaynak metalinde herhangi bir çatlak ve gözenek oluşumu gözlenmemiştir. Bu durum  $\delta$ -ferrit miktarının sınırlar dahilinde olduğuna ve aynı zamanda kaynak öncesi ve sonrası uygulanan ısıtılmanın başarılı olduğuna bir işarettir.

#### 4.1.3.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Mikroyapı İncelemeleri

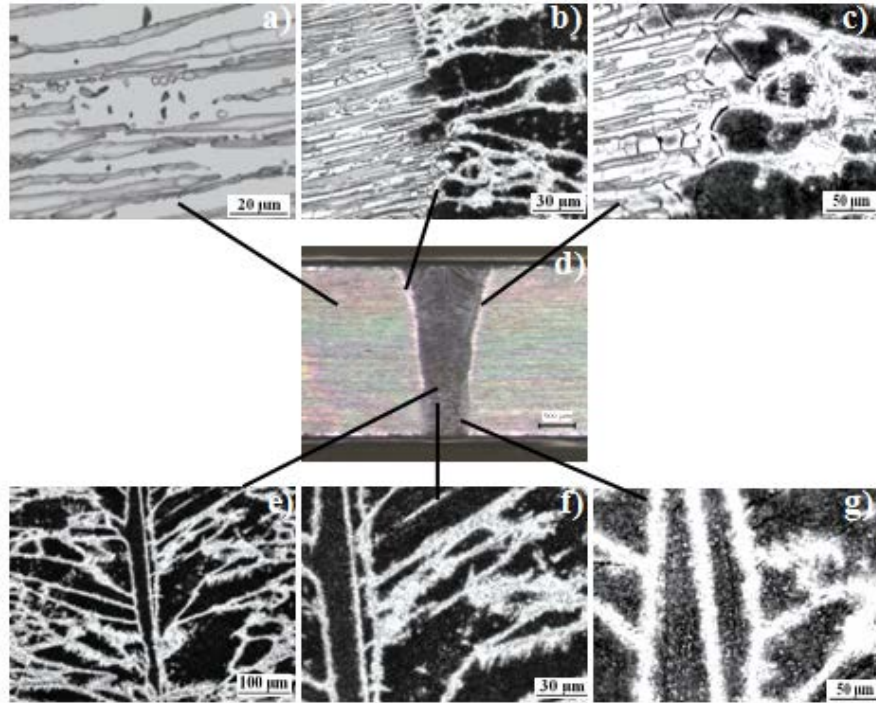
Şekil 4.20-Şekil 4.25’de farklı kaynak lazer gücü ve kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik çifti mikroyapısı sırasıyla gösterilmiştir.



Şekil 4.20. C1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205’in mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 200X, c) ITAB 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metalı 100X, f) Kaynak metalı 200X, g) Kaynak metalı 500X.

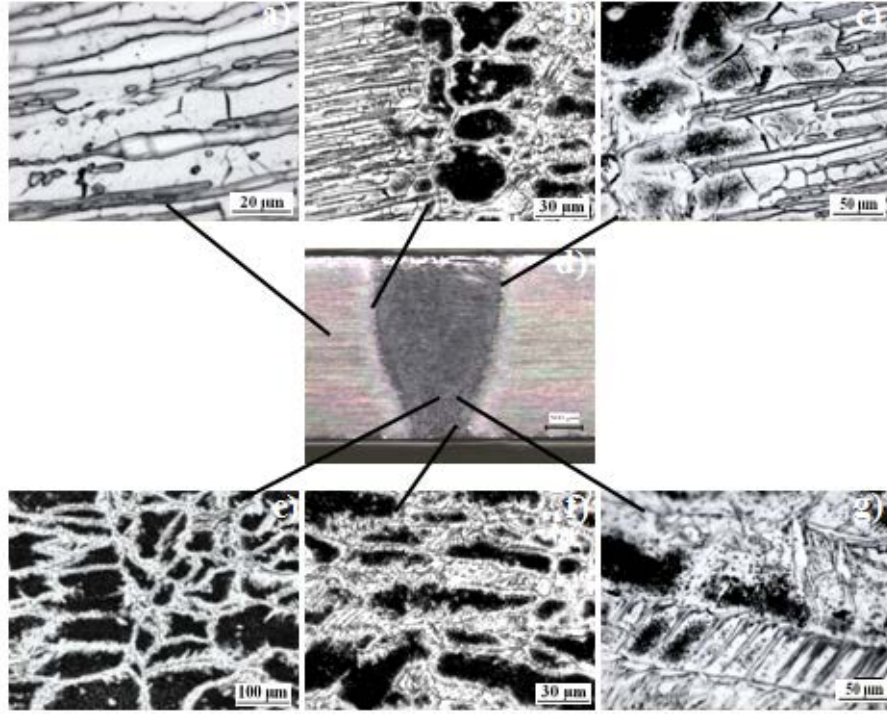


Şekil 4.21. C2; 3500W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 200X, c) ITAB 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 100X, f) Kaynak metali 200X, g) Kaynak metali 500X.

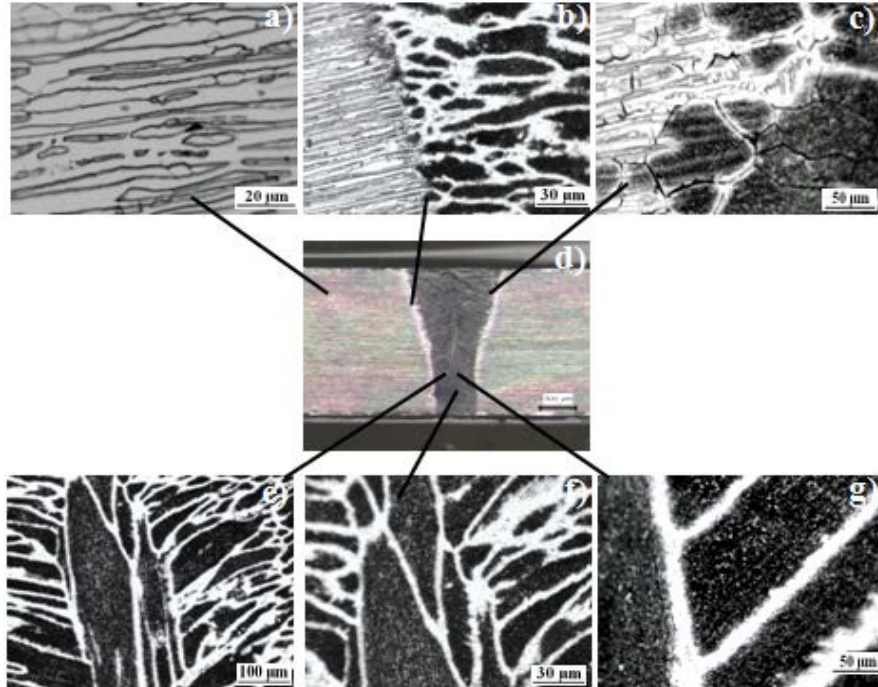


Şekil 4.22. C3; 3500W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 200X, c) ITAB 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 100X, f) Kaynak metali 200X, g) Kaynak metali 500X.

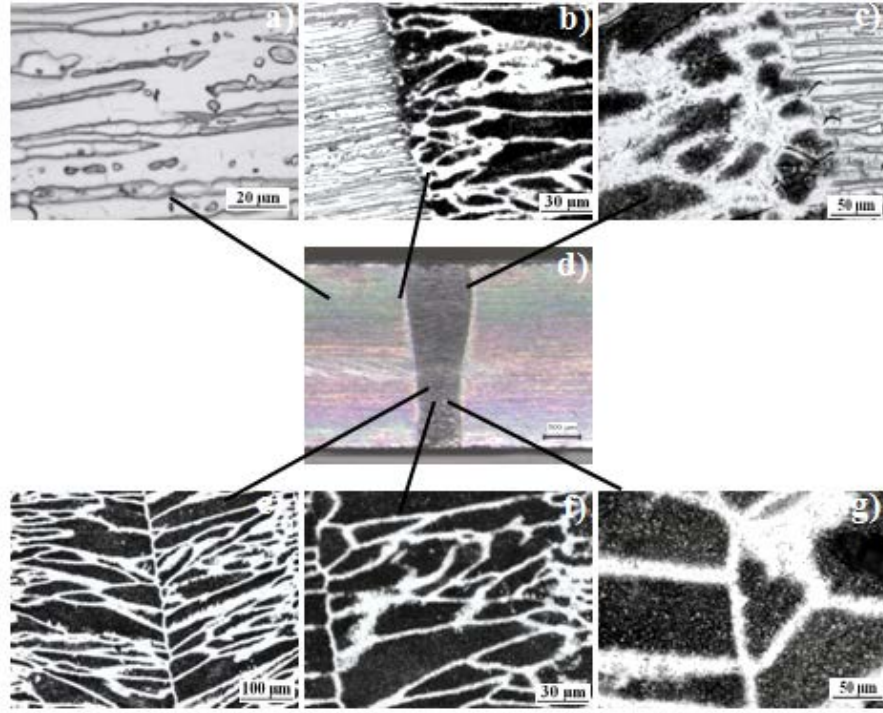




Şekil 4.23. C4; 4000W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 200X, c) ITAB 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 100X, f) Kaynak metali 200X, g) Kaynak metali 500X.



Şekil 4.24. C5; 4000W/180cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 200X, (c) ITAB 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 100X, f) Kaynak metali 200X, g) Kaynak metali 500X.



Şekil 4.25. C6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 1000X, b) ITAB 200X, c) ITAB 500X, d) Genel görüntü 15X, e) Kaynak metali 100X, f) Kaynak metali 200X, g) Kaynak metali 500X.

AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzemenin üretim sürecine bağlı olarak yaklaşık eşit ferrit-östenit faz oranında hadde yönünde uzama eğiliminde homojen bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Yapıyı oluşturan ferrit fazı daha koyu renkli, östenit fazı ise daha açık renkli fazdır.

Farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin kaynak metalinde genellikle ferrit-östenit dengesinin ferrit lehine eğilim gösterdiği görülmektedir. Dubleks paslanmaz çelik kaynak metalinin delta ferrit fazıyla başlayan katılaşma modu süreci katı-katı dönüşümlerinin yaşandığı sıcaklık aralığında düşük ısı girdisine bağlı kaynak soğuma hızından dolayı delta ferrit östenit fazı dönüşümü tamamlanması için yeterli zaman olmadığından dolayı final mikroyapı ağırlıklı ferrit fazından oluşmaktadır. Kolonsal ferrit tane sınırlarından levhalı widmanstatten tipi ve tane içi östenit oluşumları kaynak metalinin yapısını dekore etmektedir. İlave olarak delta ferrit tanelerinin azot çözübilirlik limiti artan sıcaklıkla arttığı için hızlı soğumadan dolayı tamamlanamayan ferrit-östenit dönüşümü sebebiyle yapıdaki azotun krom ile

kromnitür oluşturduğu düşünülmektedir. Bu oluşumun aynı şekilde ITAB'da meydana geldiği düşünülmektedir (Şekil 4.40).

Kaynaklı birleştirmelerin ITAB'ı çok dar bir alanda meydana gelirken bu bölgede ulaşılan sıcaklık ve bekleme süresine bağlı olarak ferrit-östenit dengesi kabalaşan ferrit tanelerinden dolayı ferrit lehine eğilim gösterdiği görülmektedir. Kabalaşan ferrit tanelerinin kromkarbür oluşumuna bağlı olarak elektrolitik dağlama sürecinde çözültiden etkilenecek siyah renk aldığı görülmektedir.

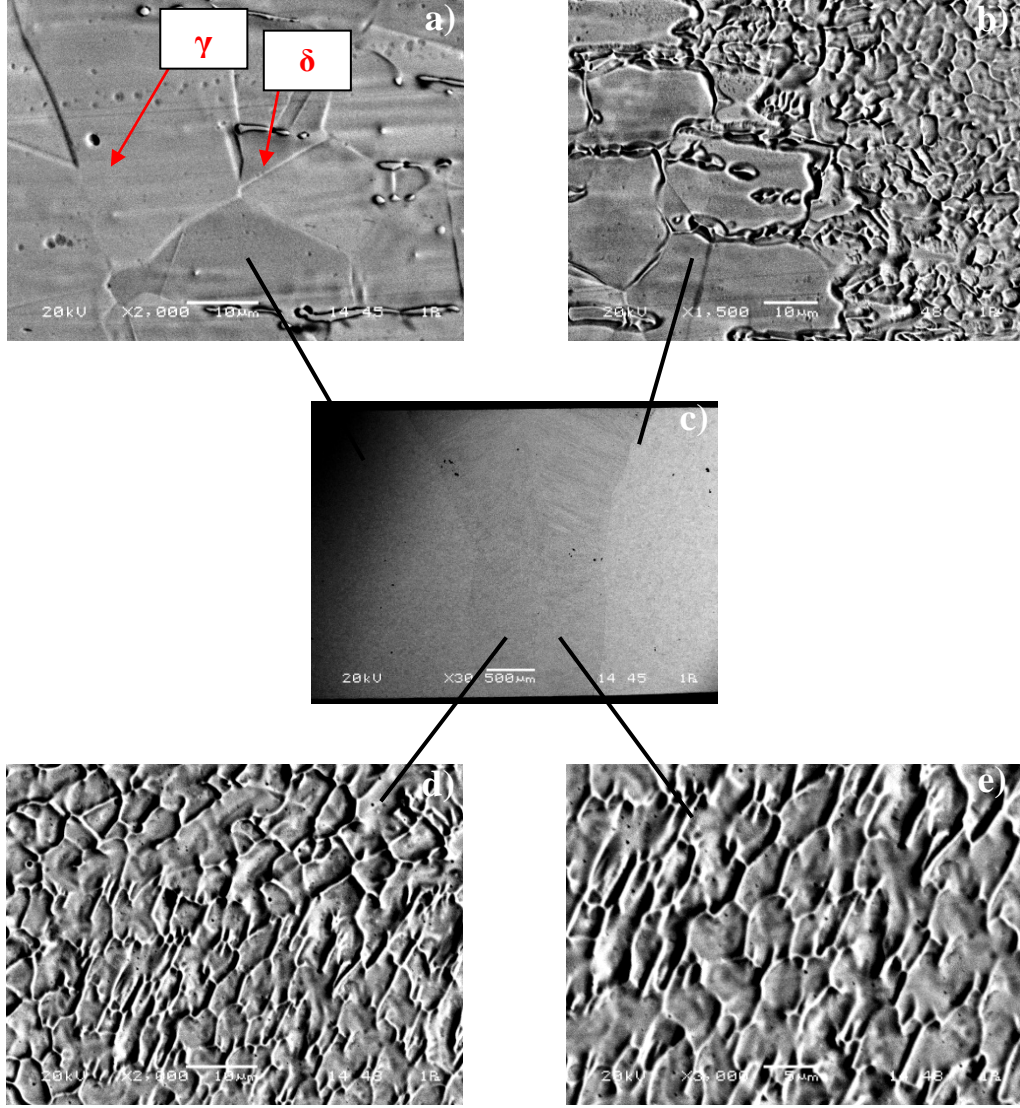
Çalışmada ITAB ve kaynak metalinde çatlak ve gözenek oluşumlarına da rastlanılmamıştır.

#### **4.1.4. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ile Mikroyapı İncelemeleri**

Çalışmada farklı lazer kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen paslanmaz çelik çiftlerin mikroyapıları daha detaylı incelenebilmesi amacıyla taramalı elektron mikroskobu yardımıyla araştırılmıştır. Ancak, SEM ile tüm şartlar için elde edilen kaynaklı birleştirme mikroyapılarının tamamı burada paylaşılmamıştır. Yalnızca çalışmada kullanılan her bir paslanmaz çelik birleştirmesinin 3,5 kW lazer gücü kullanılarak 90 cm/dk ilerleme hızında birleştirilen numunelerin mikroyapısı ile 4 kW lazer gücünde 270 cm/dk. ilerleme hızıyla birleştirilen numunelerin mikroyapı bulguları verilmiştir.

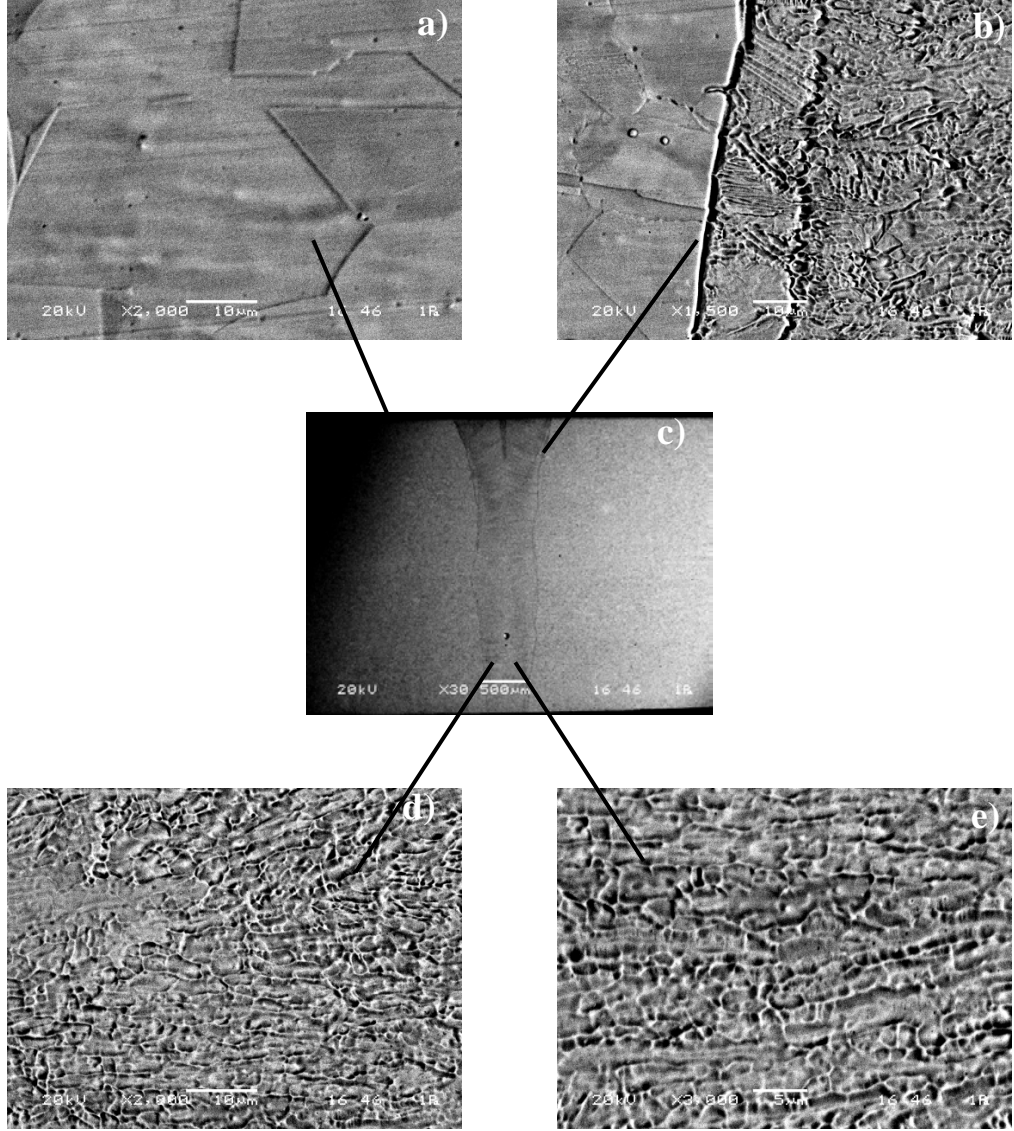
##### **4.1.4.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğin SEM ile Mikroyapı İncelemeleri**

Çalışmanın bu bölümünde AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmesi SEM mikroskobu ile elde edilen mikroyapı görüntüsü Şekil 4.26 ve Şekil 4.27'de gösterilmiştir.



Şekil 4.26. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin SEM görüntüsü; a) Ana malzeme 2000X, b) ITAB 1500X, c) Genel görüntüsü 30X, d) Kaynak metali 2000X, e) Kaynak metali 3000X.





Şekil 4.27, A6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin SEM görüntüsü; a) Ana malzeme 2000X, b) ITAB 1500X, c) Genel görüntü 30X, d) Kaynak metali 2000X, e) Kaynak metali 3000X.

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numuneye ait görüntüler incelendiğinde, ITAB'ın dışında kalan östenitik paslanmaz çelik ana malzemenin kaynak termal çevriminden etkilenmediği net olarak görülmektedir.

Lazer gücüne ve lazer kaynak ilerleme hızına bağlı olarak kaynak dikiş genişliğinin daralarak kaynak ekseninden ITAB'a doğru kolonsal tanelerin kaynak metali final mikroyapısını oluşturduğu görülmektedir. Kaynak parametrelerinden kaynak hızı ve lazer kaynak gücündeki değişiklik kaynak metalinin soğuma hızı üzerinde etki ederek kaynak metali mikroyapısının östenit matriks içerisindeki delta ferrit

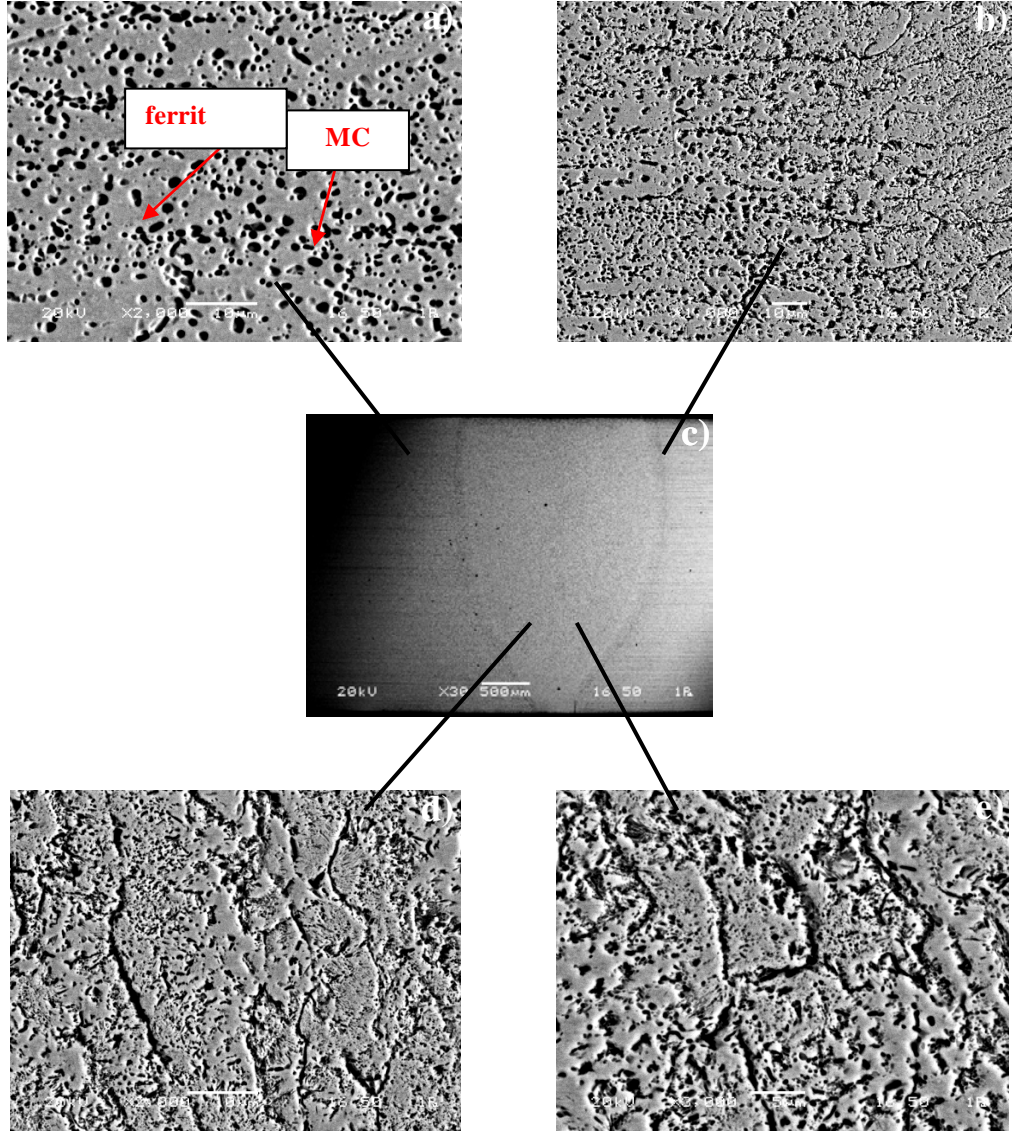


miktarında değişikliğin yanısıra aynı zamanda delta ferrit morfolojisinin dendritik formda çatısal ve çıta tipi ferrit modunda oluşmasına neden olmuştur.

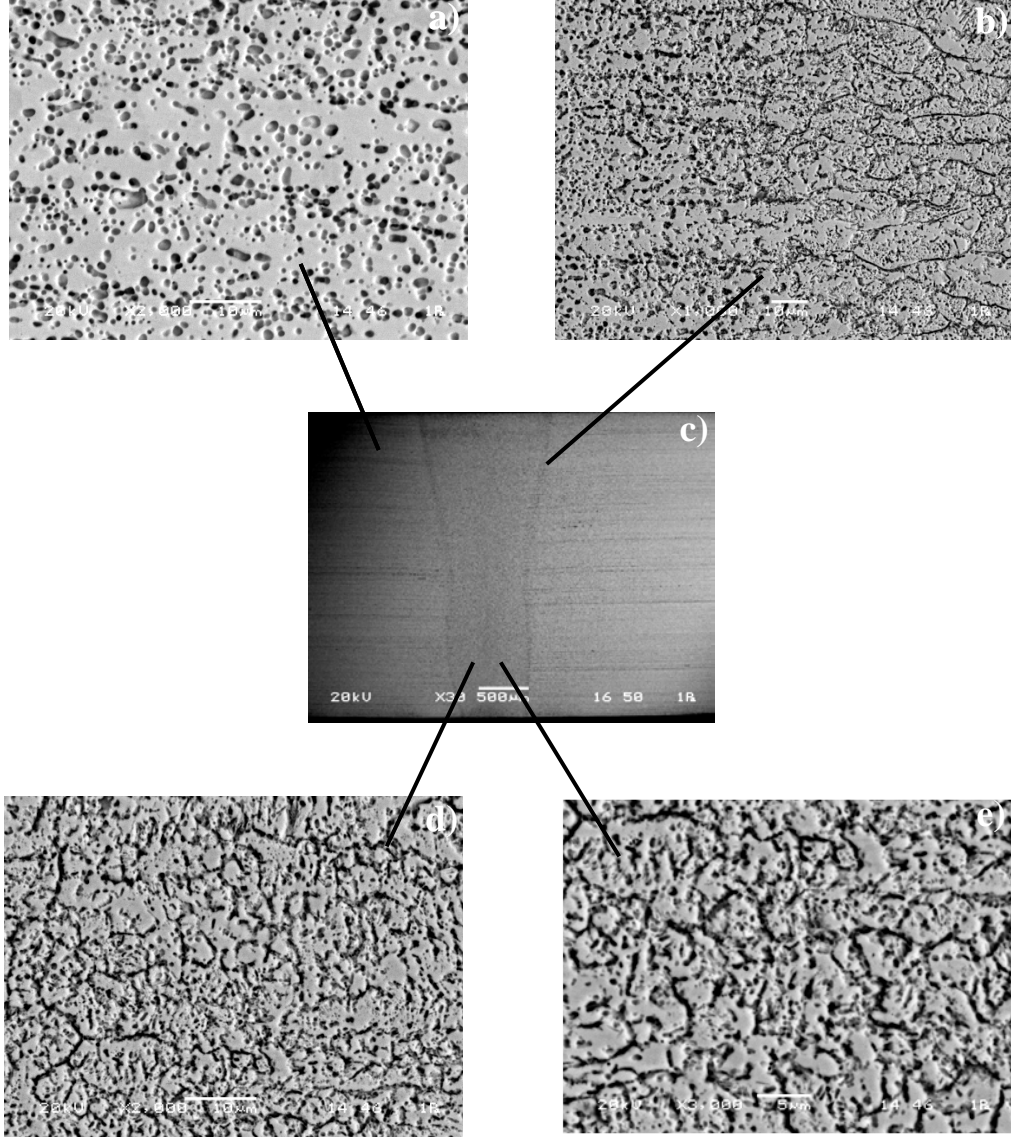
Birleştirmenin ITAB'ı malzemenin ısı iletim katsayısının düşük olması ve düşük ısı girdili kaynak yöntemi kullanılması sebebiyle hacimce küçük olmuştur. ITAB'dan kaynak metaline doğru geçiş bölümünde ise kolonsal tane oluşumu öncesi ITAB'dan kaynak metaline doğru düzlemsel tanelerden oluştuğu kolonsal tanelerin bu düzlemsel tanelerden kaynak eksenine doğru yönlendiği göze çarpmaktadır. Ayrıca, ITAB ve kaynak metalinde tane sınırlarında ikincil faz çökeltileri, krom-karbür çökeltmesi ( $Cr_{23}C_6$ ) gibi oluşumlar gözlenmemiştir.

#### **4.1.4.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğin SEM ile Mikroyapı İncelemeleri**

Çalışmada kullanılan AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmesinin 3,5 kW lazer gücü kullanılarak 90cm/dk. ilerleme hızında birleştiren numunelerin mikroyapısı Şekil 4.28'de, 4 kW lazer gücünde 270 cm/dk. ilerleme hızıyla birleştiren numunelerin mikroyapı görüntüsü ise Şekil 4.29'da gösterilmiştir.



Şekil 4.28. B1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin mikroyapı görüntüsü; a) Ana malzeme 2000X, b) ITAB 1000X, c) Genel görüntü 30X, d) Kaynak metali 2000X, e) Kaynak metali 3000X.



Şekil 4.29. B6; 400W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin SEM görüntüsü; a) Ana malzeme 2000X, b) ITAB 1000X, c) Genel görüntü 30X, d) Kaynak metali 2000X, e) Kaynak metali 3000X.

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmesine ait SEM görüntüleri incelendiğinde ise üretim sürecinin sonucu olarak martenzitik paslanmaz çelik mikroyapısının ferrit matris içerisinde meydana gelen karbürlerden oluştuğu görülmektedir.

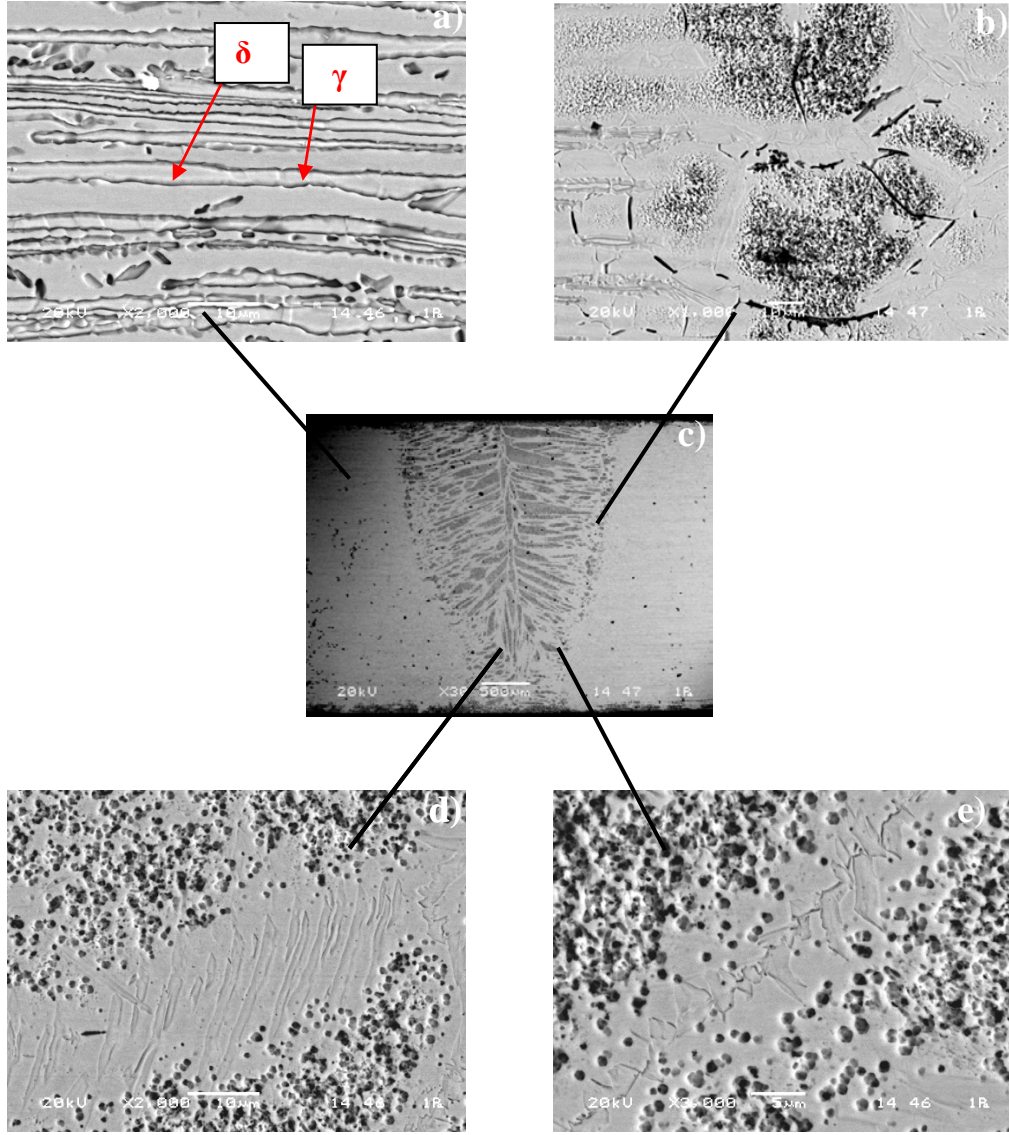
Kaynak metalinin ise lazer kaynak yönteminin karakteristik özelliği olan düşük ısı girdisine bağlı olarak hızlı soğuma neticesinde martenzit ve delta ferrit fazlarından oluşan yapıya sahip olduğu görülmektedir. Ancak, kaynak öncesi ön tav ve kaynak

sonrası temperleme ısı işleminin uygulanması neticesinde mikroyapıda temperlenmiş martenzitin yanısıra ferrit fazı ve kabalaşmış ikincil faz parçacıkları olduğu düşünülen karbürlerden ( $M_7C_3$  ve  $M_{23}C_6$ ) meydana geldiği görülmektedir. Kaynak metali mikroyapı görüntülerinde göze çarpan bir hususta lazer gücüne ve lazer kaynak ilerleme hızına bağlı olarak kaynak dikiş genişliğinin daralarak, şeklinin geniş kadeh şekli biçiminden dar kadeh biçiminde oluşurken, kaynak ekseninden ITAB'a doğru kolonsal tanelerin kaynak metali final mikroyapısını dekore ettiği görülmektedir.

Birleştirmenin ITAB'ının, malzemenin ısı iletim katsayısının diğer çeliklerle kıyaslandığında daha yüksek olması sebebiyle düşük ısı girdisine sahip kaynak yöntemi kullanılmasına rağmen ITAB genişliğinde bir artış ve tane boyutunda bir değişiklik göze çarpmaktadır. ITAB'da ulaşılan sıcaklığa ve bu sıcaklıkta bekleme süresine diğer bir ifadeyle kaynak ısı girdisi ve soğuma oranına ve en önemlisi uygulanan ısı işlemlere bağlı olarak temperleme işlemi sonucunda martenzit matris ve kabalaşmış ikincil faz parçacıkları olduğu düşünülen karbürlerden ( $M_7C_3$  ve  $M_{23}C_6$ ) meydana geldiği görülmektedir. Ancak kaynaklı birleştirmede çatlak, boşluk veya yetersiz nüfuziyet gibi kaynak hataları gözlenmemiştir.

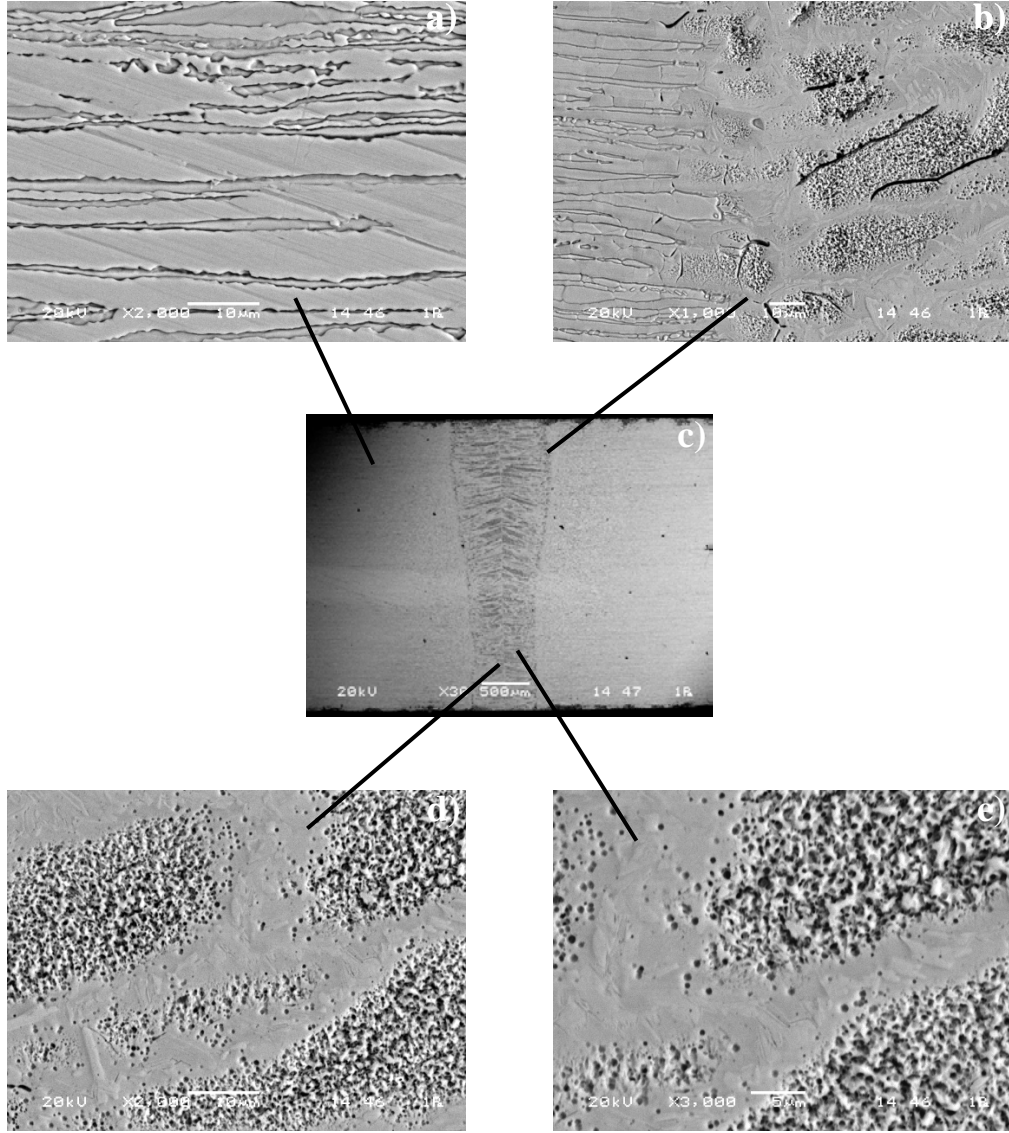
#### **4.1.4.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çeliğin SEM ile Mikroyapı İncelemeleri**

Çalışmada kullanılan AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik birleştirmesinin 3,5 kW lazer gücü kullanılarak 90 cm/dk ilerleme hızında birleştirilen numunesinin mikroyapısı Şekil 4.30'da 4 kW lazer gücünde 270 cm/dk. ilerleme hızıyla birleştirilen numunesinin mikroyapı görüntüsü ise Şekil 4.31'de gösterilmiştir.



Şekil 4.30. C1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in SEM görüntüsü; a) Ana malzeme 2000X, b) ITAB 1000X, c) Genel görüntü 30X, d) Kaynak metali 2000X, e) Kaynak metali 3000X.





Şekil 4.31. C6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in SEM görüntüsü; a) Ana malzeme 2000X, b) ITAB 1000X, c) Genel görüntü 30X, d) Kaynak metali 2000X, e) Kaynak metali 3000X.

AISI 2205 dubleks numuneye ait SEM görüntüleri incelendiğinde, üretim sürecinin sonucu olarak ana malzemenin optimum mekanik ve korozyon özelliklerin sergilendiği yaklaşık olarak eşit ferrit ve östenit fazlarından meydana gelirken, ITAB dışında kalan levhalı ana malzeme final mikro yapısının kaynak termal çevriminden etkilenmediği görülmektedir.

Lazer gücüne ve lazer kaynak ilerleme hızına bağlı olarak kaynak dikiş genişliğinin daralarak kaynak ekseninden ITAB'a doğru kolonsal tanelerin kaynak metali final mikroyapısını dekore ettiği görülmektedir. Kaynak parametrelerinden kaynak hızı ve

lazer kaynak gücündeki değişiklik kaynak metalinin soğuma hızı üzerinde etki ederek kaynak metali mikroyapısının ferrit östenit dengesinden uzaklaşarak ferrit lehine eğilim göstermiştir. Kaynak metali delta ferrit miktarında değişikliğin yanısıra aynı zamanda delta ferrit morfolojisinin kolonsal ferrit tane sınırlarından tane içine doğru uzanan levhalı östenit plakalarının yanısıra tane içi östenit oluşumu şeklinde meydana gelmiştir. Mikroyapı görüntülerinde en çok göze çarpan konu yüksek soğuma hızına bağlı olarak ferrit östenit dönüşümü tamamlanamadığından ferrit fazı içerisindeki azot atomları krom ile reaksiyona girerek kromnitür  $Cr_2N$  oluşturarak kaynak metali kolonsal ferrit tanelerinin yanısıra ITAB'da kabalaşan ferrit tanelerini dekore ettiği görülmektedir.

Birleştirmenin ITAB'ının malzemenin ısı iletim katsayısıyla ilişkili olarak bu bölgede ulaşılan sıcaklık ve bu sıcaklıkta bekleme süresiyle alakalı ferrit tanelerinin kabalaşarak ferrit östenit dengesinin ferrit lehine değişim gösterdiği görülmektedir. Ayrıca, ITAB ferrit tane içi ve tane sınırlarında ikincil faz çökeltileri, krom-nitür çökmesi ( $Cr_2N$ ) gibi oluşumlar görülmektedir.

Kaynak metali ve ITAB'da çok gevrek ve kırılğan bir faz olan sigma fazı ( $\sigma$ ) ve chi ( $\chi$ ) fazı oluşumları yeterli zaman bulamadıkları için oluşamadığı düşünölmektedir.

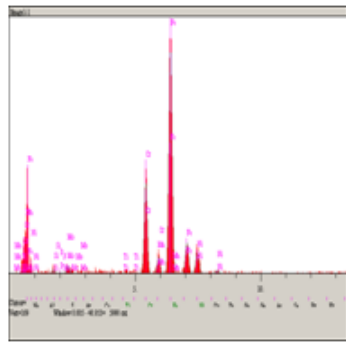
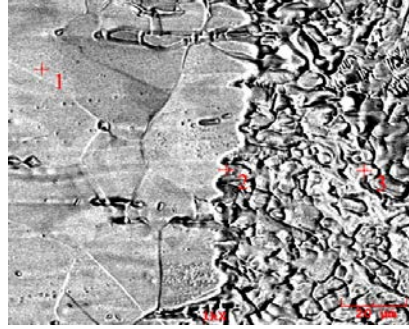
#### **4.1.5. Birleştirmeler Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmaları**

Çalışmada, farklı lazer kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen paslanmaz çelik çiftlerin yapılarında kaynak termal çevrimine bağlı oluşabilecek fazlar ve ikincil faz parçacıklarının belirlenebilmesinin yanısıra kaynak sürecinde element yayınıminin ve kaybının yaşanıp yaşanmadığını araştırmak amacıyla tüm şartlar için numuneler üzerinde genel element dağılımını ifade eden elementel haritalamanın yanısıra birleştirmenin farklı bölgeleri üzerinden alınan EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. Sadece en düşük lazer gücünde (3,5 kW) ve en düşük kaynak ilerleme hızında (90 cm/dk) birleştirilen numuneler ile en yüksek lazer kaynak gücünün (4 kW) yanısıra en yüksek kaynak ilerleme hızında (270 cm/dk) elde edilen

numunelerin bulguları her bir paslanmaz çelik grubu için sırasıyla aşağıdaki bölümde paylaşılmıştır.

#### 4.1.5.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirmeleri Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmaları

Çalışmanın bu bölümünde, AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmesi için ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinden alınan noktasal analiz sonuçları ve yalnızca kaynak metalinden alınan genel element dağılım haritası sırasıyla 3,5 kW lazer gücünde 90 cm/dk. ve 4 kW lazer gücünde 270 cm/dk. kaynak ilerleme hızında birleştirilen numuneler için Şekil 4.32-Şekil 4.35’de gösterilmiştir.

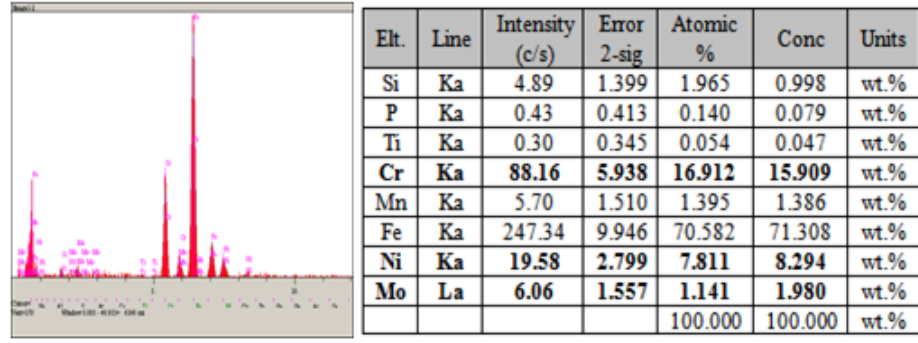


Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
Si	Ka	2.90	1.077	1.229	0.622	wt.%
P	Ka	0.58	0.481	0.199	0.111	wt.%
Ti	Ka	0.62	0.496	0.117	0.101	wt.%
Cr	Ka	87.59	5.917	17.769	16.655	wt.%
Mn	Ka	4.33	1.315	1.111	1.101	wt.%
Fe	Ka	230.33	9.596	69.017	69.477	wt.%
Ni	Ka	22.51	3.000	9.417	9.963	wt.%
Mo	La	5.76	1.518	1.139	1.970	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

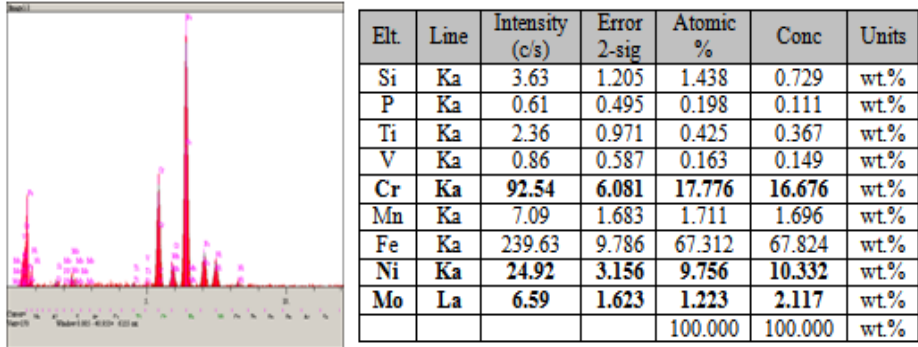
+1

Şekil 4.32. A1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin +1 nolu nokta ana malzeme, +2 nolu nokta ITAB ve +3 nolu nokta kaynak metali noktasal EDS analiz sonucu.



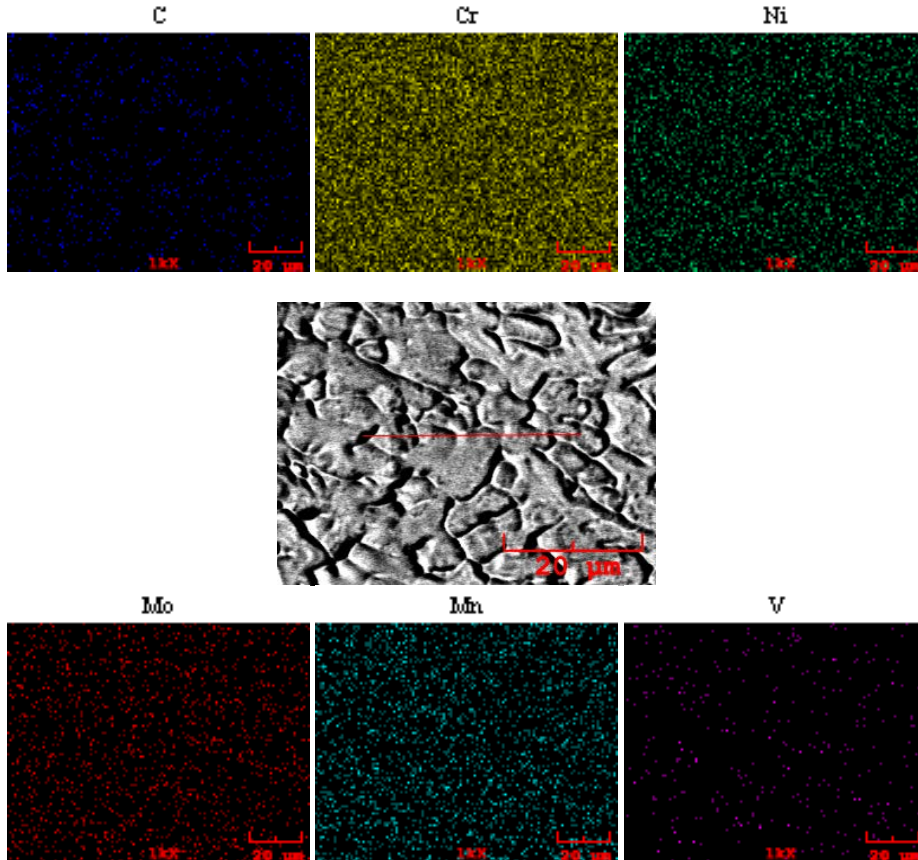


+2

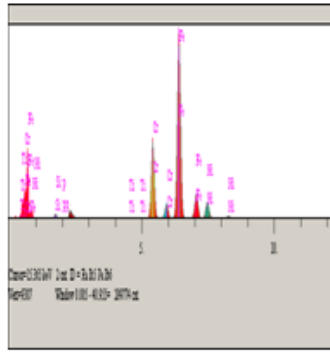


+3

Şekil 4.32. (devam ediyor).

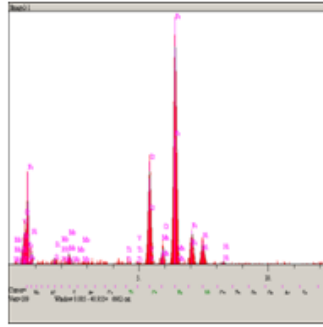
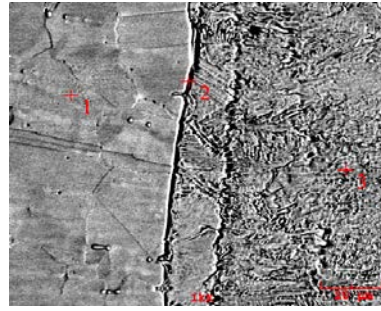


Şekil 4.33. A1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L paslanmaz çelik kaynak metali elemental haritalama analizi.



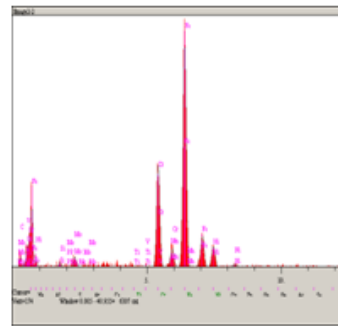
Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	1.70	0.101	7.617	1.620	wt.%
Si	Ka	3.47	0.147	1.619	0.819	wt.%
P	Ka	0.15	0.030	0.056	0.031	wt.%
Ti	Ka	0.20	0.036	0.043	0.037	wt.%
V	Ka	0.38	0.049	0.086	0.079	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>81.77</b>	<b>0.711</b>	<b>18.575</b>	<b>17.404</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	5.19	0.179	1.481	1.466	wt.%
Fe	Ka	203.42	1.122	67.606	68.035	wt.%
Ni	Ka	19.60	0.348	9.065	9.588	wt.%
Mo	La	6.72	0.204	1.469	2.540	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

Şekil 4.33. (devam ediyor).



Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	0.49	0.442	6.5184	0.506	wt.%
Si	Ka	4.98	1.412	1.246	0.923	wt.%
P	Ka	0.90	0.600	0.025	0.150	wt.%
Ti	Ka	1.20	0.692	0.217	0.173	wt.%
V	Ka	1.39	0.745	0.250	0.224	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>102.28</b>	<b>6.395</b>	<b>18.009</b>	<b>17.120</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	4.67	1.366	1.188	1.036	wt.%
Fe	Ka	256.53	10.128	67.975	67.445	wt.%
Ni	Ka	26.01	3.225	8.581	9.997	wt.%
Mo	La	8.14	1.804	1.319	2.425	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

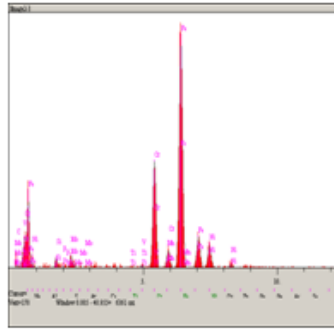
+1



Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	6.16	1.570	7.152	6.014	wt.%
Si	Ka	3.49	1.182	1.657	0.634	wt.%
P	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Ti	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
V	Ka	1.07	0.654	0.295	0.174	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>102.64</b>	<b>6.406</b>	<b>18.055</b>	<b>17.334</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	5.25	1.449	1.262	1.173	wt.%
Fe	Ka	240.98	9.816	62.177	63.783	wt.%
Ni	Ka	22.66	3.010	8.837	8.729	wt.%
Mo	La	7.36	1.716	2.028	2.159	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

+2

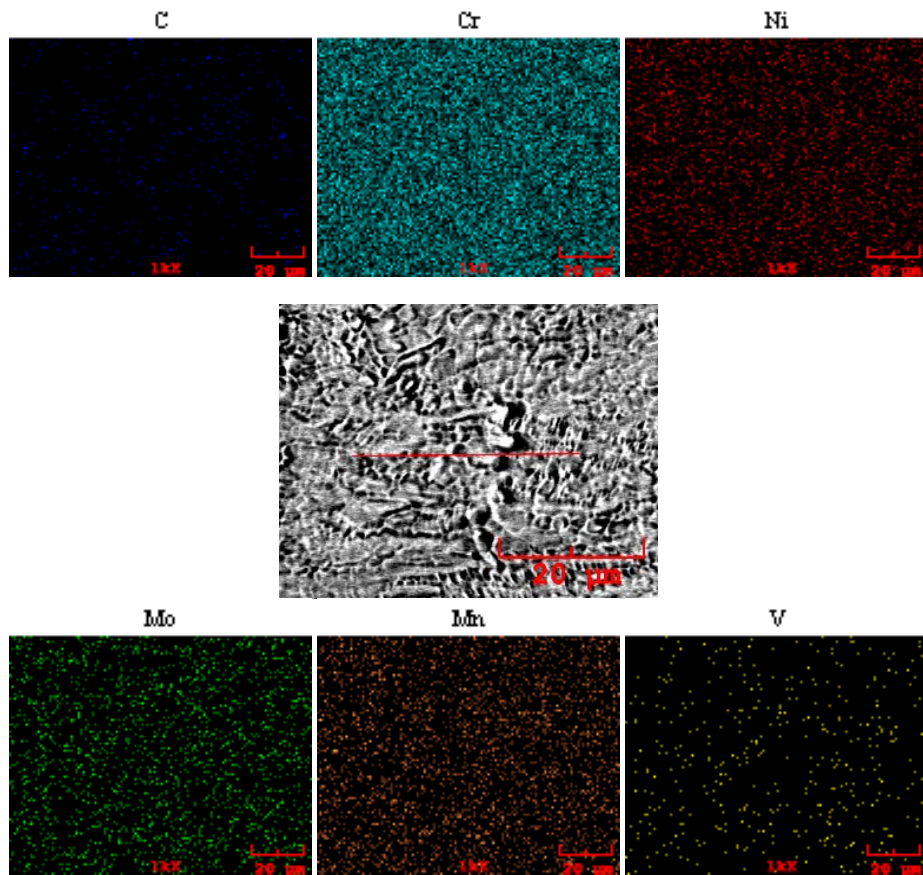
Şekil 4.34. A6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L'nin +1 nolu nokta ana malzeme, +2 nolu nokta ITAB ve +3 nolu nokta kaynak metali noktasal EDS analiz sonucu.



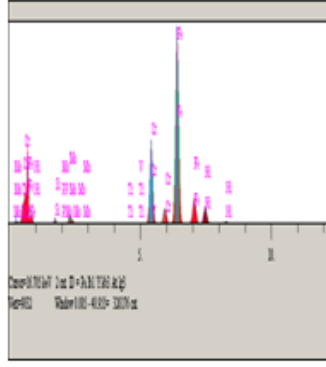
Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	1.94	0.881	1.540	1.998	wt.%
Si	Ka	6.99	1.672	2.748	1.285	wt.%
P	Ka	0.68	0.522	0.411	0.114	wt.%
Ti	Ka	0.98	0.624	0.168	0.142	wt.%
V	Ka	2.32	0.964	0.076	0.380	wt.%
Cr	Ka	108.43	6.584	18.193	18.437	wt.%
Mn	Ka	3.72	1.219	1.966	0.831	wt.%
Fe	Ka	244.92	9.895	65.187	64.898	wt.%
Ni	Ka	24.55	3.133	8.320	9.461	wt.%
Mo	La	8.25	1.816	2.389	2.455	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

+3

Şekil 4.34. (devam ediyor).



Şekil 4.35. A6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L paslanmaz çeliğin kaynak metali elemental haritalama analizi.



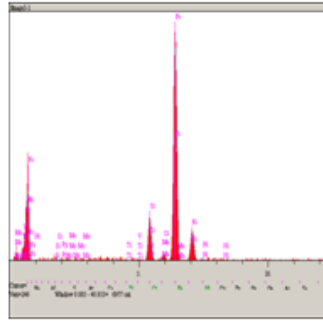
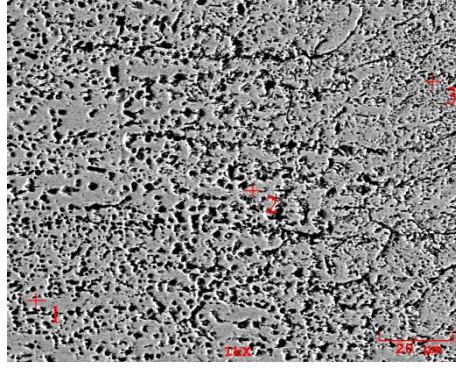
Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	1.98	0.111	6.518	2.340	wt.%
Si	Ka	4.08	0.159	0.746	0.872	wt.%
P	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Ti	Ka	0.09	0.024	0.025	0.016	wt.%
V	Ka	0.40	0.050	0.059	0.076	wt.%
Cr	Ka	86.51	0.732	16.265	16.879	wt.%
Mn	Ka	5.72	0.188	1.389	1.480	wt.%
Fe	Ka	216.80	1.158	60.874	66.389	wt.%
Ni	Ka	20.97	0.360	9.187	9.380	wt.%
Mo	La	7.45	0.215	2.562	2.568	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

Şekil 4.35. (devam ediyor).

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinden alınan noktasal EDS analizi ile kaynak metalinden alınan çizgi analizindeki elemental haritalama sonucu birleştirmede kullanılan malzemenin AISI 316L östenitik paslanmaz olduğunu teyit etmektedir. Spektral analiz sonucuna göre kimyasal bileşiminde %16.99 Cr ihtiva eden paslanmaz çelik çifti lazer kaynak parametrelerinden belirgin şekilde etkilenmediğine işaret etmektedir. Ancak daha yüksek ısı girdisiyle diğer bir ifadeyle düşük kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunenin kaynak metali ve ITAB krom miktarlarında azalmaya işaret etmektedir. Kaynak metalinden gerçekleştirilen çizgisel elementel haritalamadaki değişim yapıdaki oluşumlarla ve delta ferrit miktarıyla ilişkili olabilir.

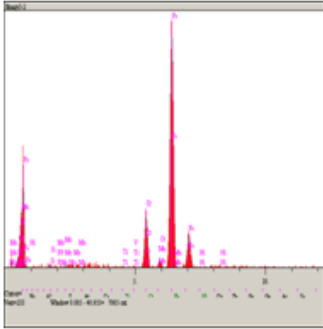
#### 4.1.5.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Birleştirmeleri Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmaları

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmesi için sırasıyla ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinden alınan noktasal analiz sonuçları ve yalnızca kaynak metalinden alınan çizgisel genel element dağılım haritası sırasıyla sırasıyla 3,5 kW lazer gücünde 90 cm/dk ve 4 kW lazer gücünde 270 cm/dk. kaynak ilerleme hızında birleştirilen numuneler için Şekil 4.36-Şekil 4.39'da gösterilmiştir.



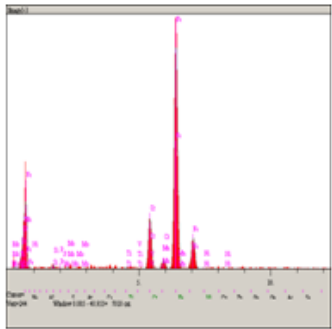
+1

Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	4.92	1.403	7.112	4.553	wt.%
Si	Ka	1.94	0.880	0.650	0.345	wt.%
P	Ka	1.55	0.787	0.197	0.248	wt.%
Ti	Ka	1.23	0.702	0.135	0.165	wt.%
V	Ka	0.75	0.546	0.243	0.106	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>61.63</b>	<b>4.964</b>	<b>8.327</b>	<b>8.708</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Fe	Ka	333.18	11.542	87.104	84.897	wt.%
Ni	Ka	1.86	0.863	0.658	0.709	wt.%
Mo	La	0.95	0.616	0.326	0.269	wt.%
				100.000	100.000	wt.%



+2

Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	0.72	0.536	1.124	0.713	wt.%
Si	Ka	2.82	1.061	0.423	0.530	wt.%
P	Ka	0.54	0.463	0.320	0.091	wt.%
Ti	Ka	1.16	0.682	0.154	0.163	wt.%
V	Ka	1.05	0.648	0.161	0.157	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>66.79</b>	<b>5.167</b>	<b>9.589</b>	<b>9.955</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Fe	Ka	329.81	11.481	87.347	87.519	wt.%
Ni	Ka	0.76	0.550	0.381	0.300	wt.%
Mo	La	1.93	0.879	0.526	0.572	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

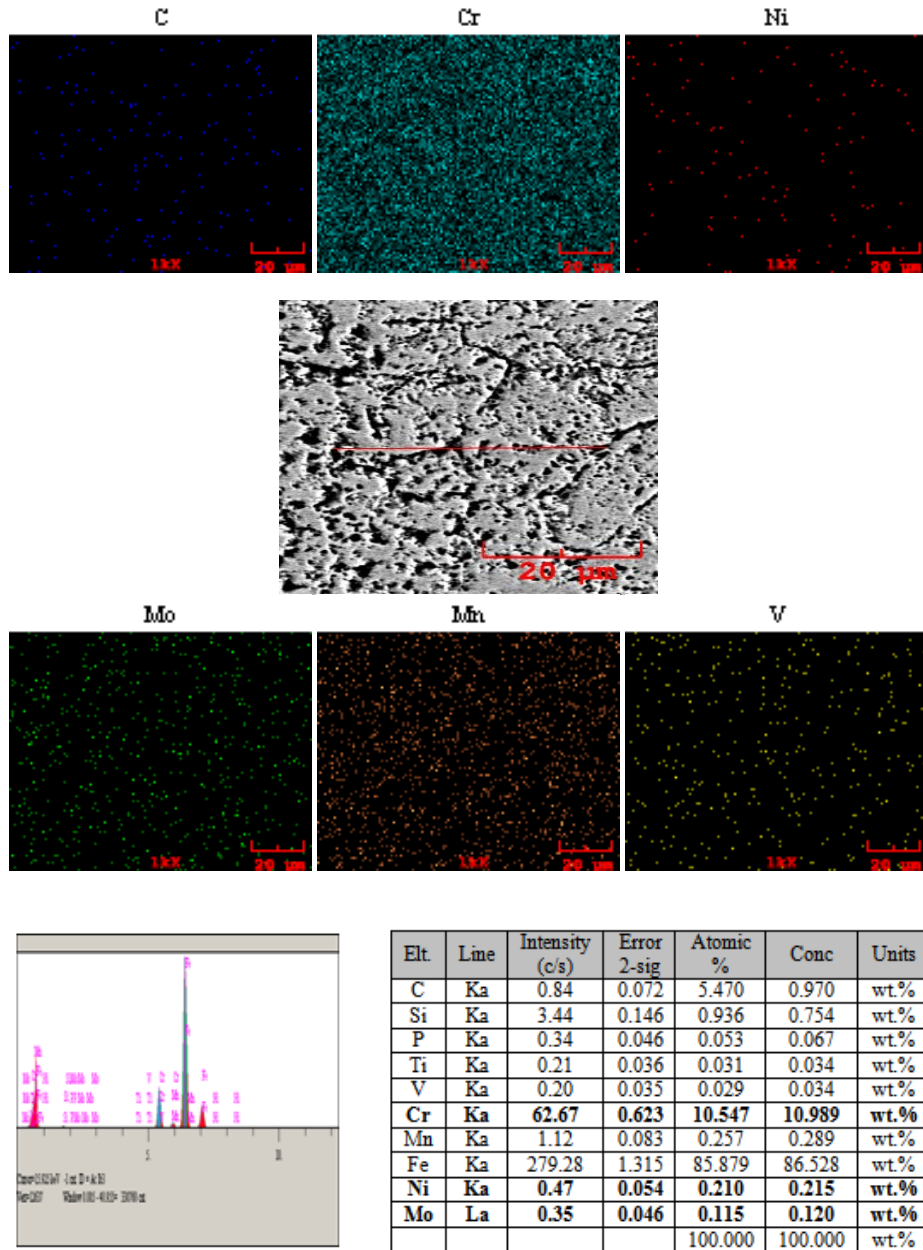


+3

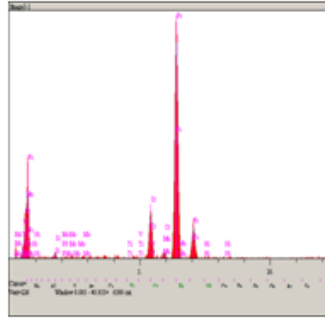
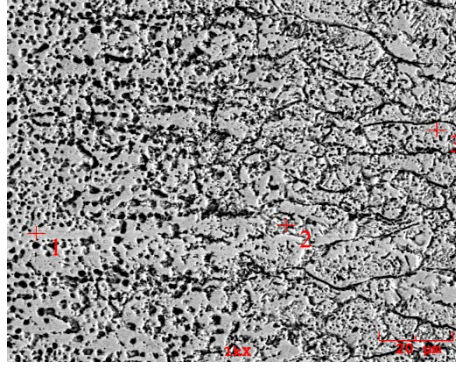
Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	2.21	0.941	2.048	2.072	wt.%
Si	Ka	4.21	1.298	0.725	0.750	wt.%
P	Ka	0.34	0.369	0.217	0.055	wt.%
Ti	Ka	1.15	0.679	0.124	0.153	wt.%
V	Ka	0.36	0.378	0.045	0.051	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>70.95</b>	<b>5.326</b>	<b>10.074</b>	<b>10.215</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	3.47	1.179	0.704	0.733	wt.%
Fe	Ka	336.35	11.597	85.084	85.128	wt.%
Ni	Ka	1.23	0.701	0.393	0.463	wt.%
Mo	La	1.35	0.734	0.363	0.379	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

Şekil 4.36. B1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin +1 nolu nokta ana malzeme, +2 nolu nokta ITAB ve +3 nolu nokta kaynak metali noktasal EDS analiz sonucu.



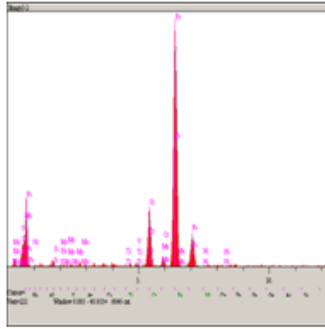


Şekil 4.37. B1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin kaynak metalinden alınan genel elementel haritalama analizi.



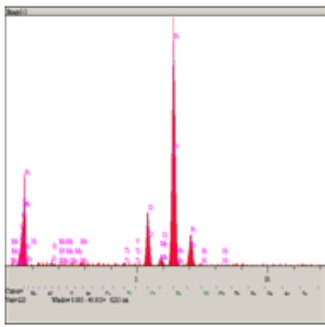
+1

Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	0.91	0.603	4.264	0.966	wt.%
Si	Ka	5.87	1.533	2.209	1.170	wt.%
P	Ka	0.41	0.403	0.125	0.073	wt.%
Ti	Ka	0.60	0.488	0.097	0.088	wt.%
V	Ka	0.31	0.350	0.050	0.048	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>59.90</b>	<b>4.894</b>	<b>9.541</b>	<b>9.358</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Fe	Ka	311.92	11.168	83.257	87.705	wt.%
Ni	Ka	0.88	0.594	0.335	0.371	wt.%
Mo	La	0.70	0.530	0.122	0.221	wt.%
				100.000	100.000	wt.%



+2

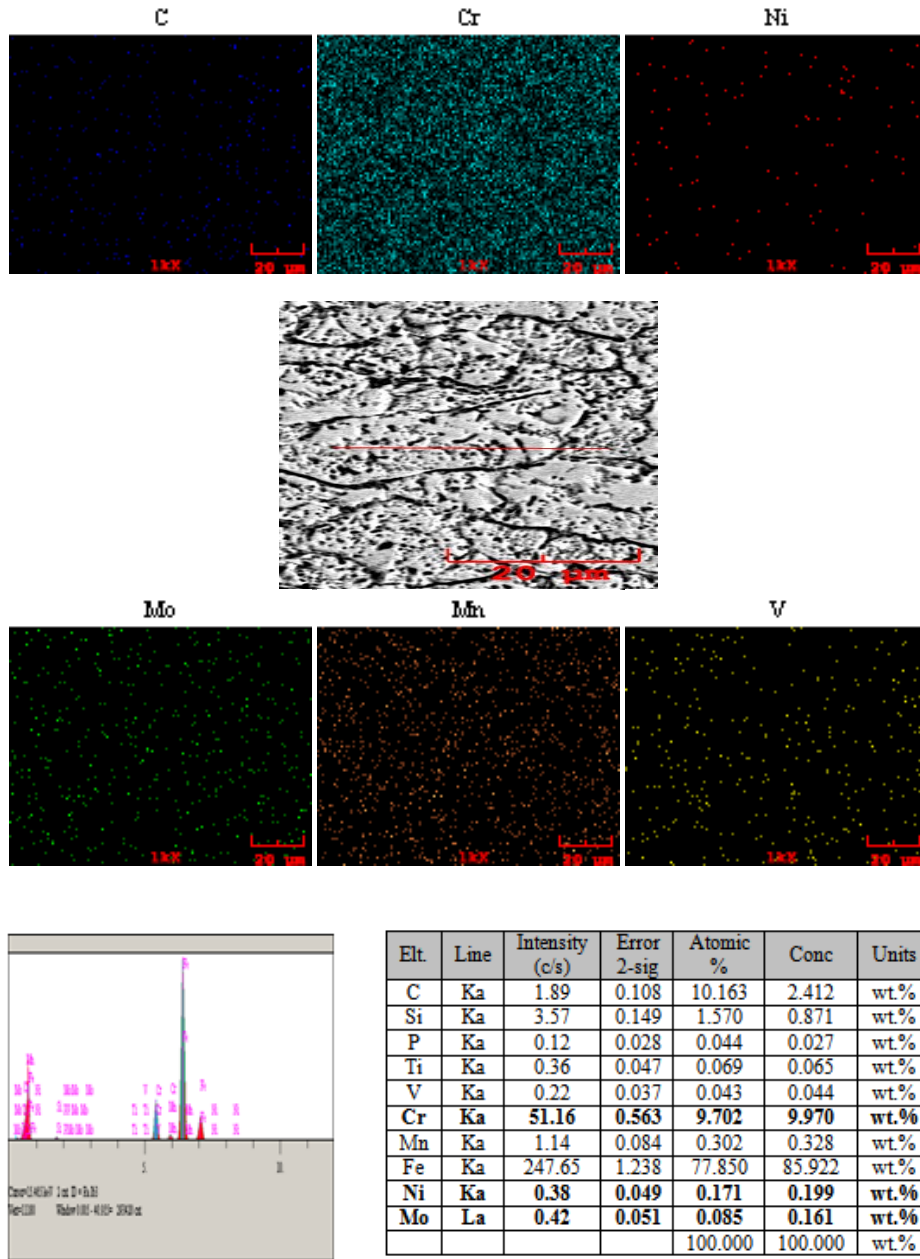
Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	3.06	1.105	13.025	3.173	wt.%
Si	Ka	4.09	1.279	1.428	0.813	wt.%
P	Ka	0.87	0.589	0.248	0.156	wt.%
Ti	Ka	0.16	0.254	0.025	0.024	wt.%
V	Ka	2.82	1.061	0.437	0.452	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>63.21</b>	<b>5.028</b>	<b>9.596</b>	<b>10.121</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Fe	Ka	299.37	10.942	75.214	85.205	wt.%
Ni	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Mo	La	0.18	0.267	0.029	0.056	wt.%
				100.000	100.000	wt.%



+3

Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Si	Ka	3.69	1.215	1.513	0.773	wt.%
P	Ka	0.32	0.356	0.106	0.060	wt.%
Ti	Ka	2.99	1.094	0.534	0.465	wt.%
V	Ka	0.82	0.571	0.147	0.137	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>64.85</b>	<b>5.091</b>	<b>11.585</b>	<b>10.961</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	2.01	0.895	0.494	0.494	wt.%
Fe	Ka	292.39	10.810	84.982	86.358	wt.%
Ni	Ka	1.30	0.721	0.536	0.572	wt.%
Mo	La	0.55	0.467	0.103	0.180	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

Şekil 4.38. B6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin +1 nolu nokta ana malzeme, +2 nolu nokta ITAB ve +3 nolu nokta kaynak metali noktasal EDS analiz sonucu.



Şekil 4.39. B6; 4000W 270 cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420'nin kaynak metalinden alınan genel elementel haritalama analizi.

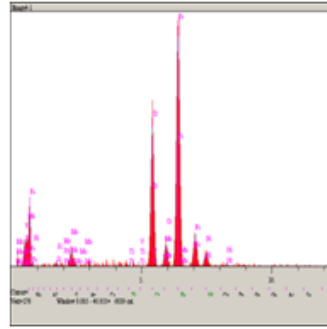
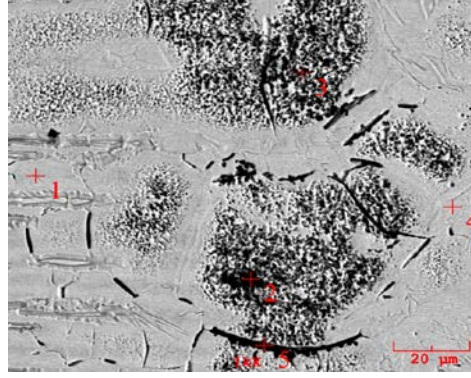
AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelere ait ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinden alınan noktasal EDS analiz sonuçları ile kaynak metalinden alınan genel EDS analizi elementel haritalama dağılım sonuçları incelendiğinde, birleştirmede kullanılan malzemenin AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik olduğunu teyit etmektedir. Spektral analiz sonucuna göre kimyasal bileşiminde % 13.71 Cr ihtiva eden paslanmaz çelik çifti lazer kaynak parametrelerinden ve bu malzemeye



uygulanan bilhassa kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işleminden belirgin şekilde etkilendiğine işaret etmektedir (Şekil 4.39). Ancak daha yüksek ısı girdisiyle diğer bir ifadeyle düşük kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunenin kaynak metali ve ITAB krom miktarlarında MC türü karbür oluşumunun etkisiyle az da olsa daha fazla azalmaya işaret ederken yüksek ilerleme hızlarında bu azalma daha az tespit edilmiştir. Krom miktarındaki belirgin azalma MC türü karbür oluşumuyla alakalı olduğu düşünülmektedir. Kaynak metalinden gerçekleştirilen çizgisel elementel haritalama yöntemindeki farklılık yapıdaki karbür gibi oluşumlarla ısıl işlem sürecinde martenzitin temperlenmesi esnasında ferrit dönüşümü ve yapıdaki ferrit ile ilişkili olabilir.

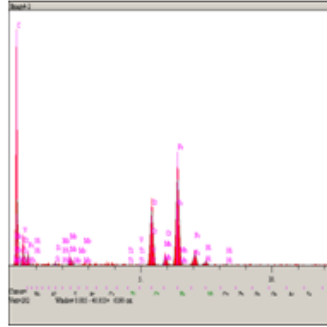
#### **4.1.5.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Birleştirmeleri Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmaları**

AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik birleştirmesi için sırasıyla ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinden alınan noktasal analiz sonuçları ve yalnızca kaynak metalinden alınan çizgisel genel element dağılım haritası sırasıyla 3,5 kW lazer gücünde 90 cm/dk. ve 4 kW lazer gücünde 270 cm/dk. kaynak ilerleme hızında birleştirilen numuneler için Şekil 4.40-Şekil 4.43’de gösterilmiştir.



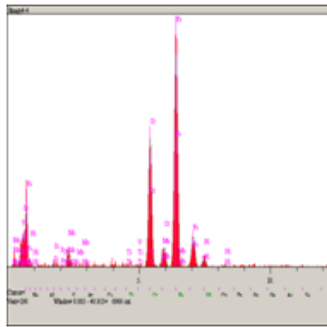
Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	0.75	0.546	3.222	0.715	wt.%
Si	Ka	2.86	1.070	0.954	0.495	wt.%
P	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Ti	Ka	1.60	0.799	0.247	0.218	wt.%
V	Ka	0.67	0.519	0.112	0.105	wt.%
Cr	Ka	142.72	7.553	24.454	23.488	wt.%
Mn	Ka	4.46	1.336	0.937	0.951	wt.%
Fe	Ka	255.07	10.098	62.848	64.834	wt.%
Ni	Ka	15.55	2.493	5.252	5.694	wt.%
Mo	La	12.64	2.248	1.974	3.499	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

+1



Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	68.24	5.224	77.106	42.207	wt.%
Si	Ka	3.54	1.190	0.381	0.487	wt.%
P	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Ti	Ka	0.80	0.566	0.050	0.108	wt.%
V	Ka	0.91	0.602	0.061	0.141	wt.%
Cr	Ka	88.51	5.950	6.138	14.546	wt.%
Mn	Ka	2.15	0.927	0.180	0.452	wt.%
Fe	Ka	149.82	7.741	14.554	37.043	wt.%
Ni	Ka	7.58	1.741	0.985	2.636	wt.%
Mo	La	9.74	1.974	0.544	2.380	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

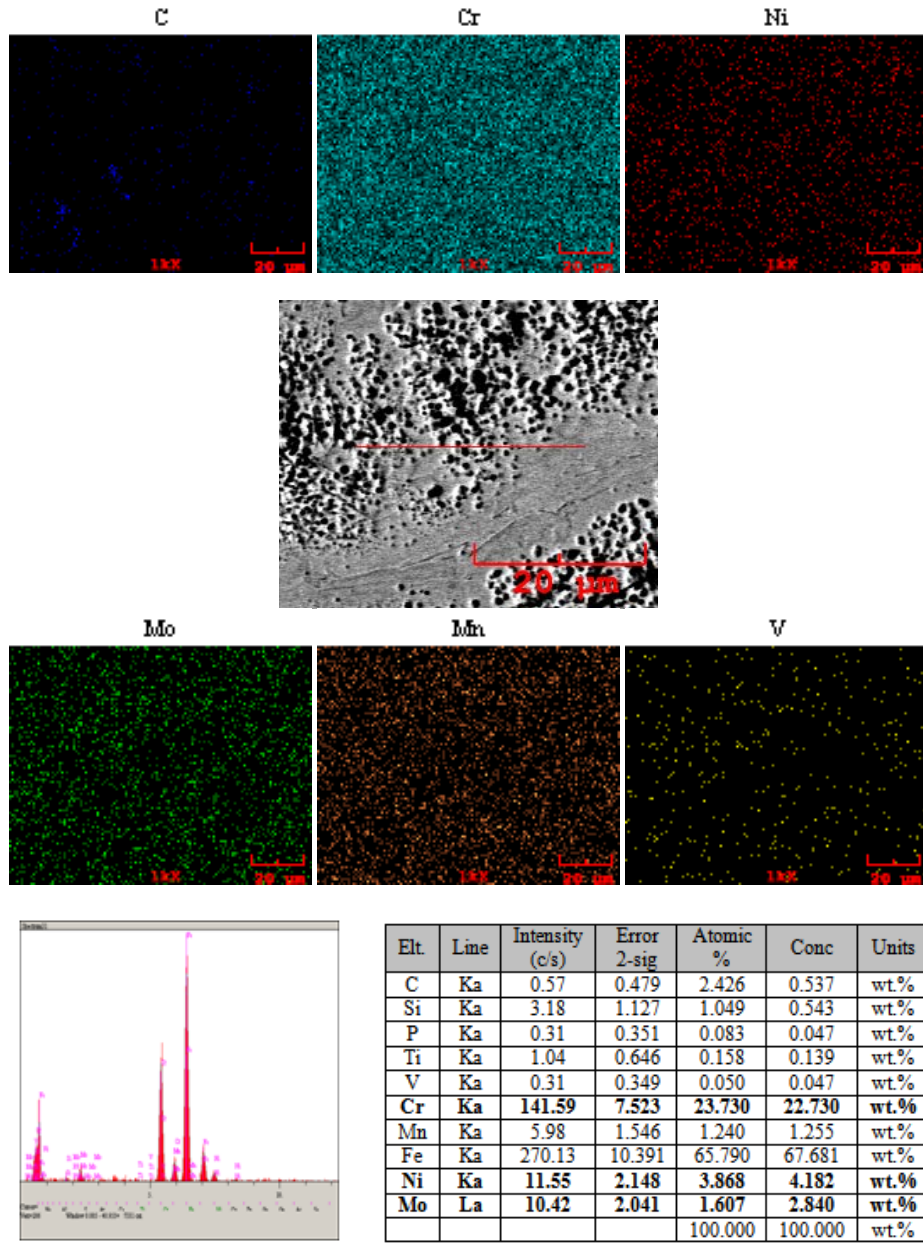
+2



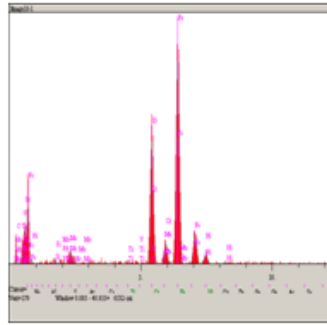
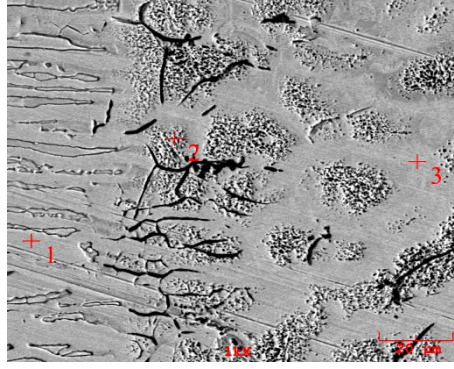
Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	2.36	0.971	9.612	2.248	wt.%
Si	Ka	2.12	0.921	0.674	0.368	wt.%
P	Ka	0.31	0.353	0.081	0.049	wt.%
Ti	Ka	1.82	0.854	0.271	0.253	wt.%
V	Ka	1.82	0.854	0.292	0.289	wt.%
Cr	Ka	140.03	7.481	23.055	23.339	wt.%
Mn	Ka	3.23	1.137	0.654	0.699	wt.%
Fe	Ka	252.51	10.046	59.970	65.204	wt.%
Ni	Ka	10.69	2.067	3.473	3.969	wt.%
Mo	La	12.85	2.267	1.917	3.581	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

+3

Şekil 4.40. C1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in +1 nolu nokta ana malzeme, +2 nolu nokta ITAB ve +3 nolu nokta kaynak metali noktasal EDS analiz sonucu.

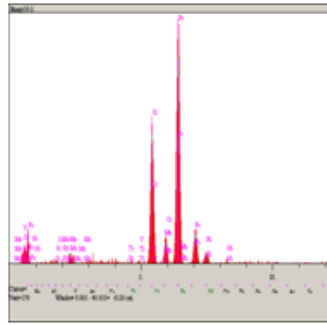


Şekil 4.41. C1; 3500W 90cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in kaynak metalinden alınan genel elemental haritalama analizi.



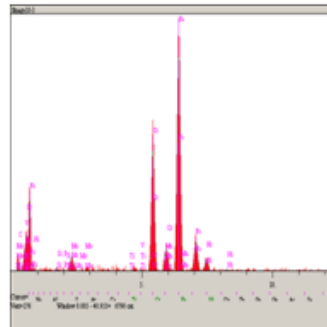
+1

Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	2.24	0.947	9.959	2.346	wt.%
Si	Ka	2.74	1.046	0.944	0.520	wt.%
P	Ka	1.35	0.735	0.382	0.232	wt.%
Ti	Ka	1.20	0.692	0.192	0.181	wt.%
V	Ka	0.25	0.315	0.043	0.043	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>128.21</b>	<b>7.161</b>	<b>22.955</b>	<b>23.406</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	4.58	1.353	1.005	1.083	wt.%
Fe	Ka	228.55	9.561	58.982	64.594	wt.%
Ni	Ka	10.94	2.092	3.865	4.449	wt.%
Mo	La	10.29	2.029	1.673	3.147	wt.%
				100.000	100.000	wt.%



+2

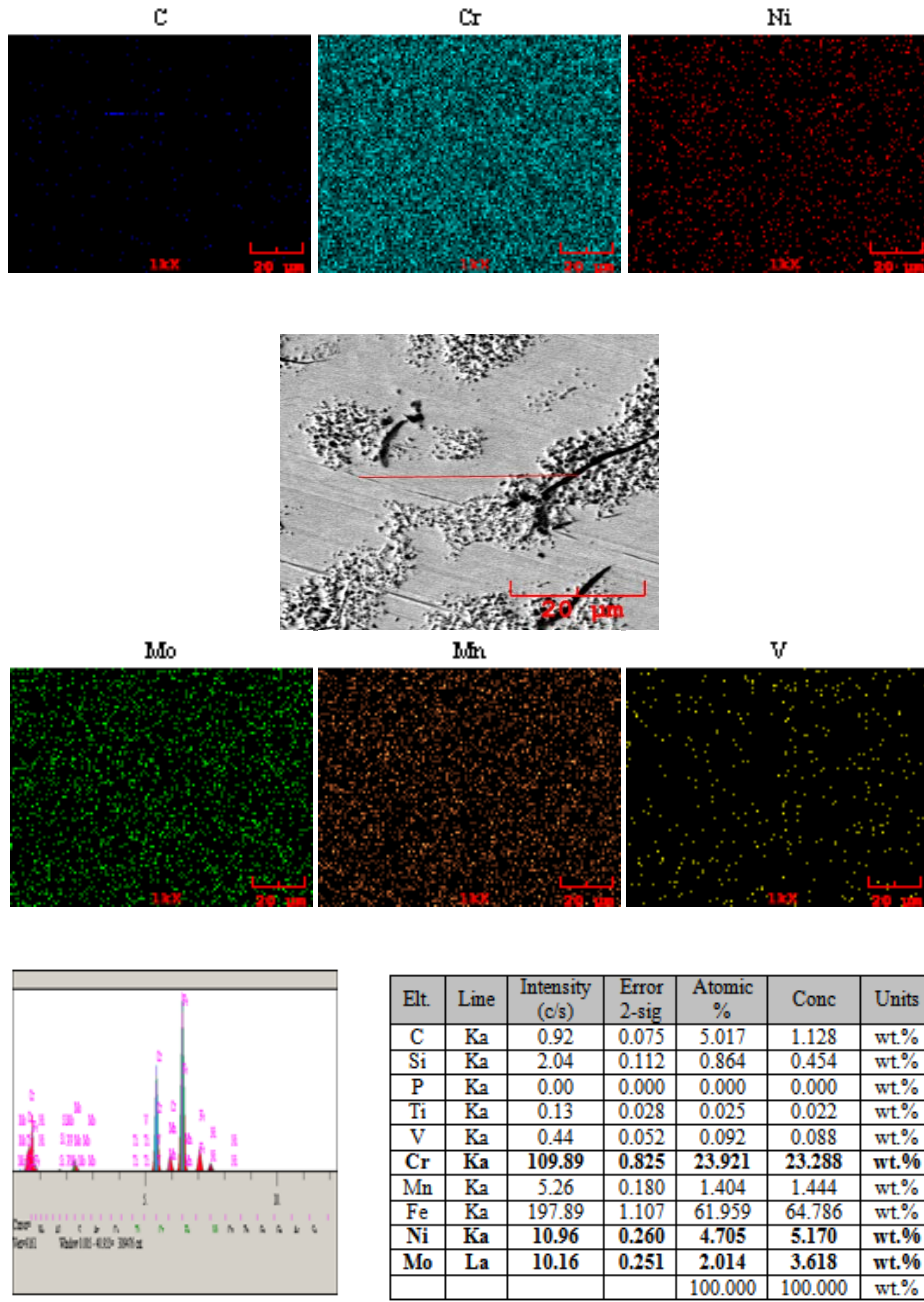
Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
Si	Ka	1.70	0.825	0.648	0.329	wt.%
P	Ka	0.56	0.474	0.174	0.098	wt.%
Ti	Ka	1.68	0.819	0.289	0.250	wt.%
V	Ka	0.74	0.543	0.139	0.128	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>134.86</b>	<b>7.343</b>	<b>26.200</b>	<b>24.656</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	4.84	1.391	1.154	1.147	wt.%
Fe	Ka	233.05	9.653	65.477	66.178	wt.%
Ni	Ka	11.80	2.172	4.545	4.828	wt.%
Mo	La	7.77	1.763	1.374	2.386	wt.%
				100.000	100.000	wt.%



+3

Elt	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Atomic %	Conc	Units
C	Ka	4.47	1.336	17.755	4.459	wt.%
Si	Ka	1.88	0.866	0.585	0.343	wt.%
P	Ka	1.09	0.659	0.278	0.180	wt.%
Ti	Ka	0.00	0.000	0.000	0.000	wt.%
V	Ka	1.25	0.706	0.196	0.209	wt.%
<b>Cr</b>	<b>Ka</b>	<b>121.33</b>	<b>6.965</b>	<b>19.653</b>	<b>21.368</b>	<b>wt.%</b>
Mn	Ka	7.64	1.748	1.521	1.748	wt.%
Fe	Ka	231.74	9.626	54.035	63.099	wt.%
Ni	Ka	13.64	2.335	4.364	5.356	wt.%
Mo	La	10.95	2.092	1.614	3.238	wt.%
				100.000	100.000	wt.%

Şekil 4.42. C6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in +1 nolu nokta ana malzeme, +2 nolu nokta ITAB ve +3 nolu nokta kaynak metali noktasal EDS analiz sonucu.



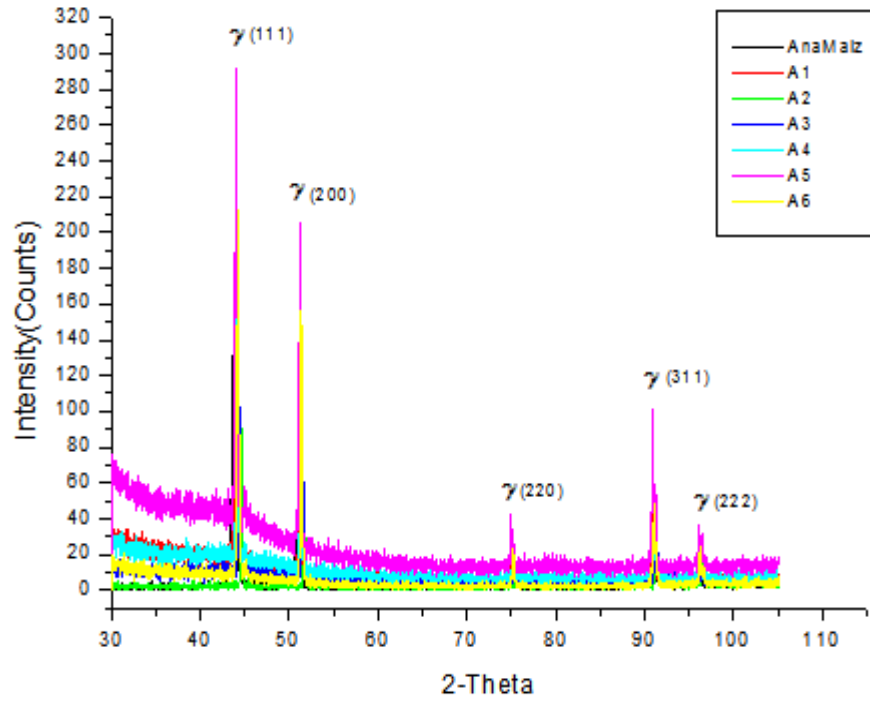
Şekil 4.43. C6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205'in kaynak metalinden alınan genel elementel haritalama analizi.

AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunelere ait ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinden alınan noktasal EDS analiz sonuçları ile ve kaynak metalinden alınan genel EDS analizi elementel haritalama dağılım sonuçları incelendiğinde, birleştirmede kullanılan malzemenin dubleks paslanmaz çelik olduğunu teyit etmektedir. Spektral analiz sonucuna göre kimyasal bileşiminde % 22,88 Cr ihtiva eden dubleks paslanmaz çelik çifti lazer kaynak parametrelerinden bilhassa ITAB'da

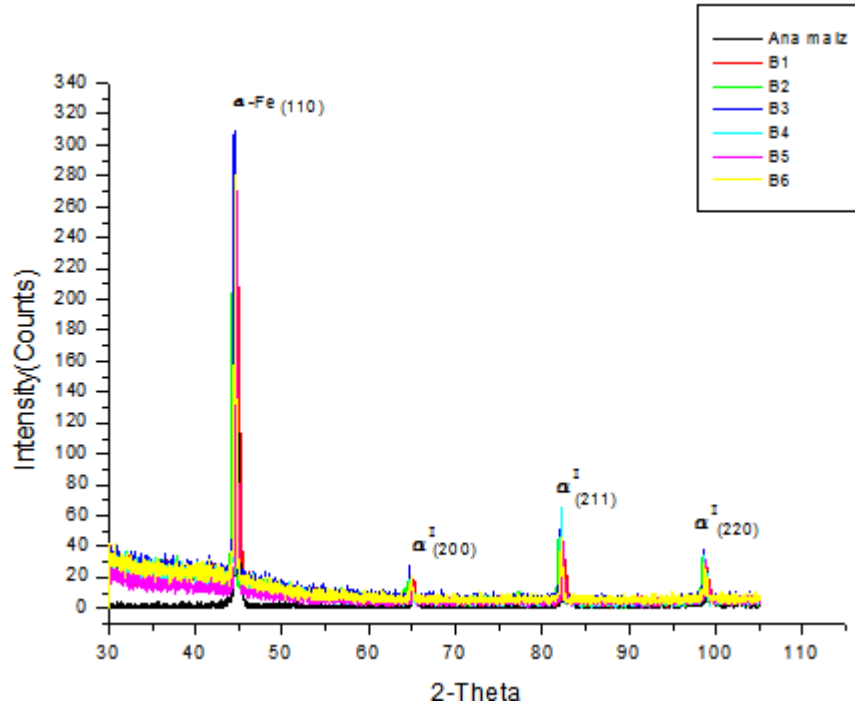
belirgin şekilde etkilendiğine işaret etmektedir. Ancak daha yüksek ısı girdisiyle diğer bir ifadeyle düşük kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunenin kaynak metali ve ITAB krom miktarların ITAB’da daha fazla azalmaya işaret ederken yüksek ilerleme hızlarında bu azalma belirgin değildir. ITAB’da krom miktarındaki belirgin azalma lazer kaynak yönteminin doğası gereği hızlı soğumadan dolayı ferrit içerisindeki azot, östenit içerisine doğru yayınacak zaman bulamadığından dolayı ortamdaki bol miktarda bulunan krom ile reaksiyona girerek krom nitrür oluşturduğu düşünülmektedir. Kaynak metalinden gerçekleştirilen çizgisel elementel haritalama yöntemindeki bilhassa karbon dağılımındaki farklılık yapıdaki karbür gibi oluşumlarla ilişkili olabilir. Ancak karbür türevleri ( $Cr_{23}C_6$ ) oluşumu için gerekli kuluçka periyodu düşünüldüğünde bu oluşumların meydana gelme ihtimali oldukça zayıf olduğu düşünülmektedir.

#### **4.1.6. Deneylerde Kullanılan Paslanmaz Çelik Ana Malzeme ve Kaynaklı Birleştirmelerin Yapılarında Oluşan Fazların XRD Analizi ile Karakterizasyonu**

Çalışmada kullanılan paslanmaz çelik ana malzeme ve lazer kaynak yöntemiyle birleştirilen deney numunelerinin deneysel metot bölümünde özellikleri belirtilen XRD cihazıyla analizi yapılmıştır. Ana malzeme ve farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen paslanmaz çelik XRD analizi sonuçları sırasıyla Şekil 4.44 Şekil 4.45 ve Şekil 4.46’da gösterilmiştir.

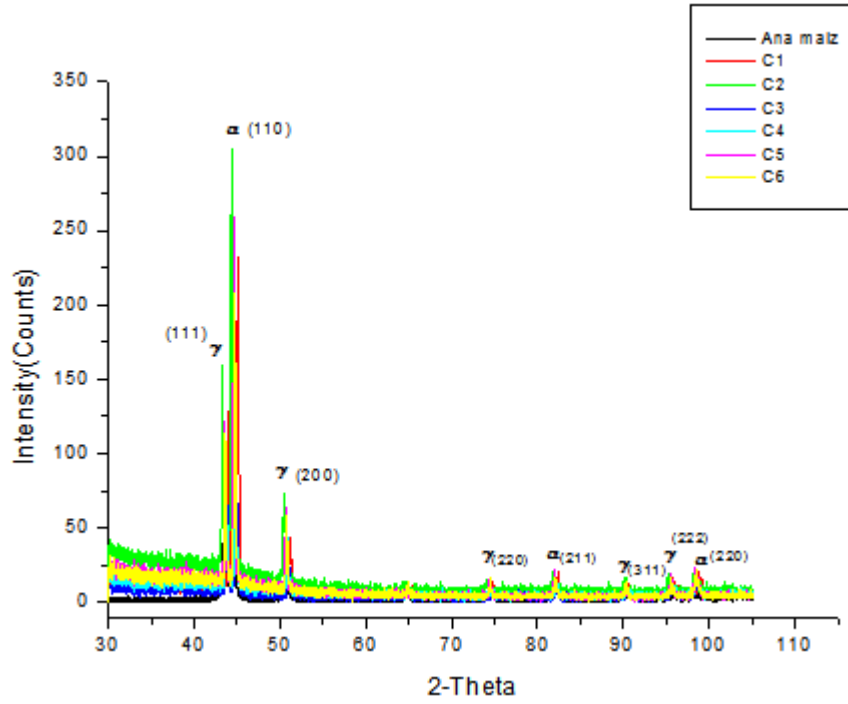


Şekil 4.44. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerine ait XRD paternleri.



Şekil 4.45. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine ait XRD paternleri.





Şekil 4.46. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerine ait XRD paternleri.

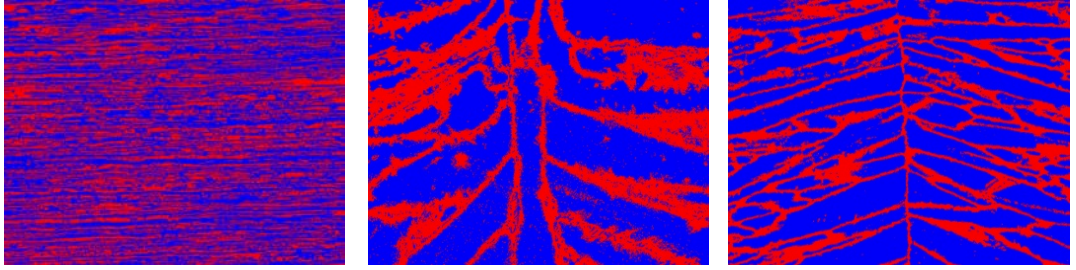
Şekil 4.44 Şekil 4.45 ve Şekil 4.46'dan görüldüğü gibi gerçekleştirilen XRD karakterizasyon incelemeleri, çalışmada kullanılan paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerinde ferrit ( $\alpha$ ), östenit ( $\gamma$ ) ve martenzit ( $\alpha'$ ) fazlarının varlığı dışında herhangi bir faz oluşumu tanımlanmamıştır.

AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz çelik ana malzemeye ait pikler ile farklı parameterlerle birleştirilmiş kaynaklı numunelerin pikleri karşılaştırıldığında, kaynaklı numune piklerinin daha keskin ve sık olduğu, ayrıca pik şiddetlerinde artışların meydana geldiği gözlenmiştir. SEM incelemelerinde görülen ve EDS analizine göre oluştuğu düşünülen ikincil faz, karbür veya nitrür oluşumlarının varlığı analiz sonuçlarında tespit edilememiştir. Şu önemli husus da göz önünde bulundurulmalıdır ki yapıda % 5 faz hacim oranından daha az olan bilhassa ikincil fazların tespit edilememesi muhtemel olduğu düşünülmektedir.



#### 4.1.7. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Numunelerin Östenit-Ferrit Miktarlarının Belirlenmesi

Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen dupleks AISI 2205 paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı birleştirmelerine ait yapıdaki ferrit-östenit dengesi image analyzer yardımıyla faz analizi yapılarak belirlenmiştir. Dupleks paslanmaz çelik ana malzeme ve bir düşük kaynak ilerleme hızıyla bir de yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunelerin metalografik olarak faz oranlarının hesap edildiği mikroyapı görüntüleri örneklenmiş ve Şekil 4.47’de gösterilmiştir. Analiz sonucunda ana malzemede ve lazer parametrelerindeki değişime bağlı olarak ferrit-östenit miktarları Çizelge 4.4’de verilmiştir.



Şekil 4.47. Faz hacim oranlarının belirlenmesinde kullanılan a) AISI 2205 ana malzeme b) 3,5 KW lazer gücünde 90 cm/dk. kaynak ilerleme hızında c) 4 KW lazer gücünde 270 cm/dk. kaynak ilerleme hızında birleştirilen numunelerin image analyserde kullanılan mikroyapı görüntüleri.

Çizelge 4.4. AISI 2205 numunesinin östenit/ferrit miktarı tayini sonucu.

Numune No	Ferrit (%)	Östenit (%)
Ana malzeme	59,7	40,3
C1; 3500W/90cm/dk	61,9	38,1
C2; 3500W/180cm/dk	56,5	43,5
C3; 3500W/270cm/dk	62,9	37,1
C4; 4000W/90cm/dk	56,7	43,3
C5; 4000W/180cm/dk	69,4	30,6
C6; 4000W/270cm/dk	67,1	32,9

AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik mikroyapı görüntülerinde fazlar arası kontrast oluşturabilmek amacıyla ferrit fazını kırmızı ve östenit fazı mavi renkli seçilmiştir. Şekil 4.47 ve Çizelge 4.4'den görüldüğü üzere dubleks paslanmaz çelik ana malzemede ferrit-östenit dengesi yaklaşık % 60 ferrit % 40 östenit olarak hesap edilirken, kaynaklı birleştirme numunelerinde ise kaynak ilerleme hızı arttıkça genel eğilim hızlı soğumaya bağlı olarak ferrit östenit dengesinin ferrit lehine artış gösterdiği net olarak görülmektedir. Ancak, kaynak parametrelerinden lazer gücü arttıkça genel olarak yapıda ferrit fazı oranında az da olsa azalma, östenit fazı oranında ise az da olsa artış tespit edilmiştir.

## **4.2. BİRLEŞTİRMELERİN MEKANİK DENEY SONUÇLARI**

Kaynaklı deney numunelerinin farklı yükler etkisi altındaki davranışlarını belirlemek amacıyla çekme, eğme, çentik darbe testleri uygulanmış ve birleştirmelerin sertlik ölçümü gerçekleştirilerek sertlik profili elde edilmiştir. Çalışmada kullanılan ana malzemelerin yanısıra farklı kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızında birleştirilen paslanmaz çelik kaynaklı birleştirmelerinin mekanik deney sonuçlarından elde edilen bulgular sırasıyla aşağıdaki bölümlerde paylaşılmıştır.

### **4.2.1. Çekme Deneyi Sonucu**

Kaynaklı birleştirmelerde, kaynak bölgesi ve ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) servis şartlarında maruz kalınan gerilmeler nedeniyle çekmeye zorlanabilirler. Kaynaklı deney numunelerinin çekme dayanımının belirlenebilmesi için boyutları ve uygulama biçimi deneysel metot bölümünde anlatılan deney numunelerine çekme testi uygulanmıştır. Daha sonra numunelerin kırılma yüzeyleri incelenmiştir. Kaynaklı birleştirmelerinin çekme dayanımı sonuçları alt bölümlerde verilmiştir.

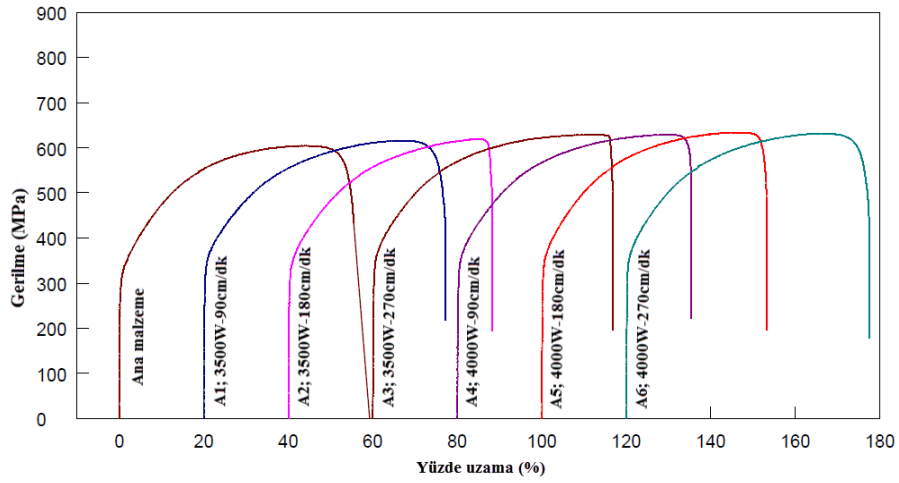
#### **4.2.1.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Çekme Testi Sonucu**

Deneysel metot bölümünde belirtildiği gibi çalışmada kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çelikten hadde doğrultusunda çıkarılan çekme test numuneleri ile farklı lazer kaynak gücü ile değişik kaynak ilerleme hızlarında kaynatılan lazer kaynaklı

deney numunelerinin çekme testi sonucunda ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları Çizelge 4.5’de verilmiş, ortalama gerilme uzama grafikleri ise Şekil 4.48’de gösterilmiştir. Ayrıca, deney sonucunda kırılmanın nerede olduğu Şekil 4.49’da gösterilmiştir.

Çizelge 4.5. AISI 316L deney numunelerinin çekme deneyi sonucu.

Malzeme No AISI 316L	Çekme Dayanımı MPa	Akma Dayanımı MPa	% Uzama	Kırılma Sonucu
Ana malzeme	605	298	59	
A1;3500W/90cm/dk	616	315	57	Kaynak metalinden
A2;3500W/180cm/dk	619	311	48	Kaynak metalinden
A3;3500W/270cm/dk	629	319	56	Kaynak metalinden
A4;4000W/90cm/dk	629	321	55	Kaynak metalinden
A5;4000W/180cm/dk	635	324	53	Ana malzemeden
A6;4000W/270cm/dk	631	322	57	Ana malzemeden



Şekil 4.48. A; Ana malzeme, A1; 3500W/90cm/dk, A2; 3500W/180cm/dk, A3; 3500W/270cm/dk, A4; 4000W/90cm/dk, A5; 4000W/180cm/dk, A6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 316L numunelerine ait gerilme-uzama grafiği.

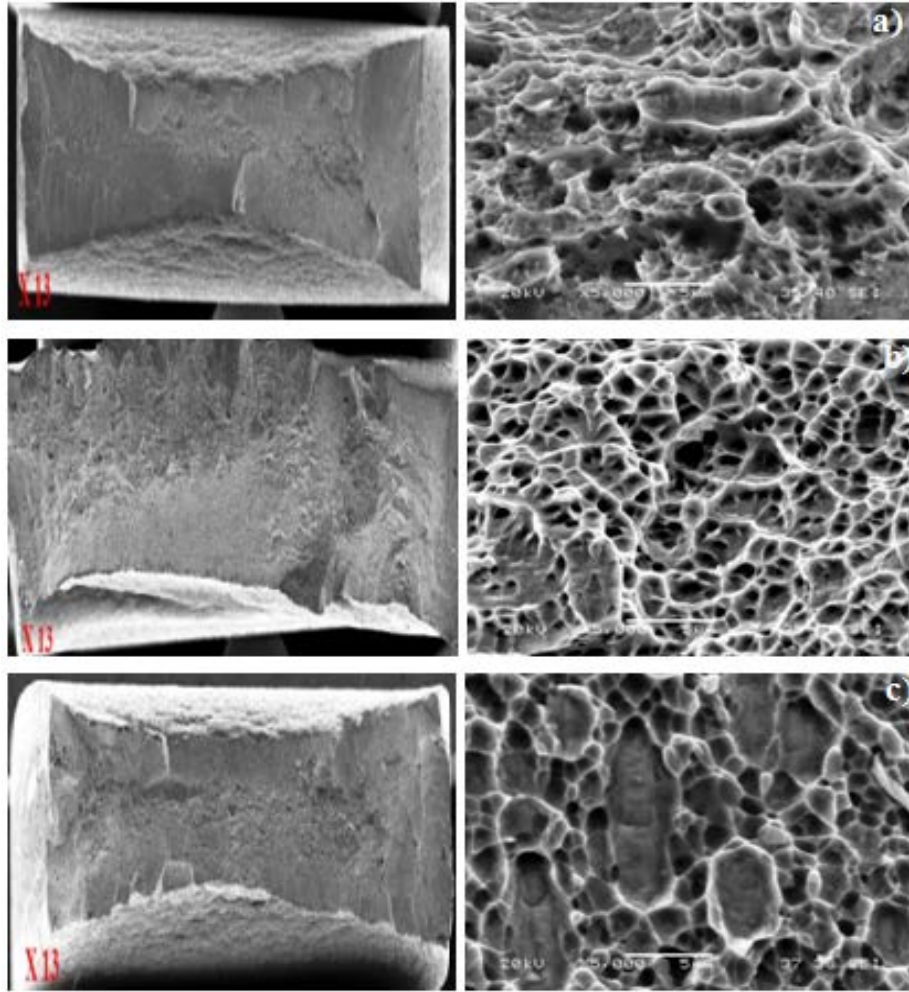


Şekil 4.49. A; Ana malzeme, A1; 3500W/90cm/dk, A2; 3500W/180cm/dk, A3; 3500W/270cm/dk, A4; 4000W/90cm/dk, A5; 4000W/180cm/dk, A6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 316L numunelerine ait çekme deneyi sonrası görüntüleri.

Çizelge 4.5 ve Şekil 4.48'den görüldüğü gibi AISI 316L östenitik paslanmaz çelik kaynaklı birleştirmelerinin akma ve çekme dayanımları ana malzemenin dayanımından daha yüksek bulunmuştur. Kaynaklı birleştirmelerin statik kuvvet etkisi altındaki davranışlarına lazer kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızı çok belirgin olarak yansımamıştır. Bu sonucun alınmasında, birleştirilen östenitik paslanmaz çeliğin allotropik dönüşüm göstermemesinin etkisinin olmasının yanısıra yok denecek kadar dar bir ITAB oluşumu diğer bir etkili parametre olarak düşünülmektedir. İlave olarak kaynak parametresi değişimlerinin kaynak ısı girdisi üzerindeki yansımalarının çok küçük olması da diğer bir etken olarak düşünülmelidir. Kaynak ilerleme hızındaki artış kaynak sonrası soğuma hızına etki ederek kaynak metali delta ferrit oranında azalmaya bağlı olarak bilhassa çekme dayanımında az da olsa artış eğilimi göstermiştir. Ancak tüm kaynaklı birleştirmelerin % kopma uzama miktarları ana malzemeninkinden az da olsa daha düşük bulunmuştur.

Genelde deney numuneleri ana malzeme ve ITAB'a yakın ana metalden çekme testi sonucunda kopmuştur (Şekil 4.49). Kaynak metalinden oluştuğu düşünülen kopmalarda radyografik muayene sonucunda bazı deney numunelerinde oluşan kaynak hatalarının payı olduğu düşünülmektedir. Ancak genel olarak kopmanın ana malzemedan meydana gelişi birleştirmelerin kaynak kabul edilebilirliğinin iyi olduğuna işaret etmektedir.

Çalışmada ayrıca test numunelerinin tamamının kırılma yüzey görüntüleri alınmış ancak benzer kırılma biçimiyle ayrılma meydana geldiği için burada sadece ana malzeme ve 3500W lazer gücünde 90 cm/dk düşük kaynak ilerleme hızıyla ve 4000W lazer gücüyle 270 cm/dk. en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunelerden elde edilen çekme test parçalarının kırılma yüzey görüntüleri sırasıyla Şekil 4.50’de gösterilmiştir.



Şekil 4.50. a) AISI 316L ana malzemenin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü, b) A1; 3500W/90cm/dk. c) A6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 316L’ nin kırılma yüzeyi 1000X ve 5000X SEM görüntüleri.

Şekil 4.50’den görüldüğü gibi kırılma yüzeyi görüntüleri bakıldığında, AISI 316L ana malzeme ve tüm kaynaklı birleştirmelerde kırılma sünek bir kırılma biçiminde olmuştur. Numune yüzeylerinde yoğun bir şekilde çukurcuk (dimple) şeklinde yüzey

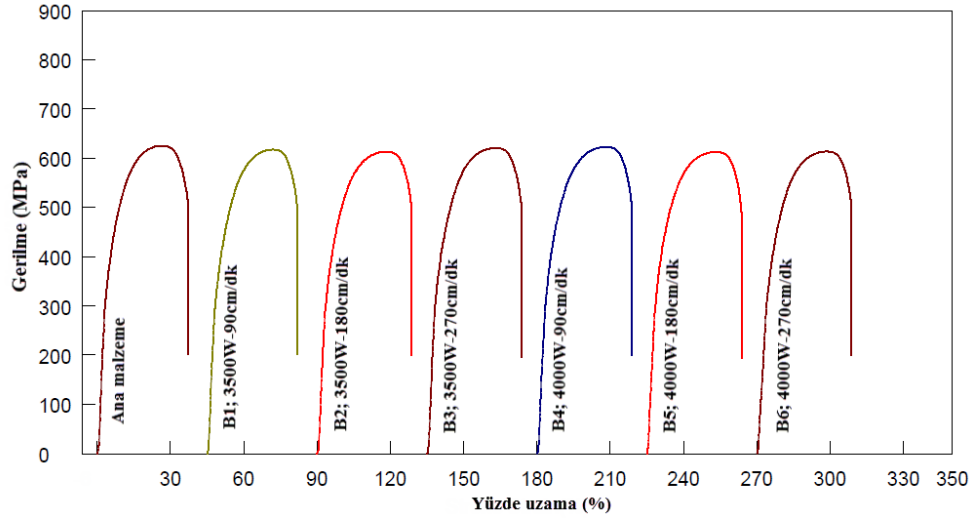
morfolojisi oluşması kesit daralmasının fazla olması kırılma biçiminin sünek kırılma biçiminde gerçekleştiğini işaret etmektedir.

#### 4.2.1.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Çekme Testi Sonucu

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelikten hadde doğrultusunda çıkarılan ana malzeme çekme test numuneleri ile farklı lazer kaynak gücü ile değişik kaynak ilerleme hızlarında kaynatılan lazer kaynaklı deney numunelerinin çekme testi sonucunda ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları Çizelge 4.6’da verilmiş, gerilme uzama grafikleri ise Şekil 4.51’de gösterilmiştir. Martenzitik paslanmaz çelik numunelerin aynı test şartlarını sağlaması için 660 °C sıcaklıkta 75 dakika süre gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış ve sonrasında da oda sıcaklığına kadar fırın içerisinde soğutulmuştur. Ayrıca, deney sonucunda kırılmanın nerede olduğu Şekil 4.52’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.6. AISI 420 numunelerinin çekme deneyi sonucu.

Malzeme No AISI 420	Çekme Dayanımı MPa	Akma Dayanımı MPa	% Uzama	Kırılma Sonucu
Ana malzeme	625	312	25	
B1;3500W/90cm/dk	617	311	23	Ana malzemedен
B2;3500W/180cm/dk	619	300	25	Ana malzemedен
B3;3500W/270cm/dk	621	303	26	Ana malzemedен
B4;4000W/90cm/dk	623	304	26	Ana malzemedен
B5;4000W/180cm/dk	610	303	25	Ana malzemedен
B6;4000W/270cm/dk	613	303	25	Ana malzemedен



Şekil 4.51. B; Ana malzeme, B1; 3500W/90cm/dk, B2; 3500W/180cm/dk, B3; 3500W/270cm/dk, B4; 4000W/90cm/dk, B5; 4000W/180cm/dk, B6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 420 numunelerine ait gerilme-uzama grafiği.



Şekil 4.52. B; Ana malzeme, B1; 3500W/90cm/dk, B2; 3500W-180cm/dk, B3; 3500W/270cm/dk, B4; 4000W/90cm/dk, B5; 4000W/180cm/dk, B6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 420 numunelerine ait çekme deneyi sonrası görüntüleri.

Çizelge 4.6 ve Şekil 4.51’de en başta dikkati çeken husus şudur ki; gerilme giderme ısıl işlemine tabi tutulmuş AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik kaynaklı birleştirmelerinin akma ve çekme dayanımları ana malzemenin dayanımından daha düşük bulunmuştur. Kaynaklı birleştirmelerin çekme gerilmesi etkisi altındaki davranışlarına kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızı çok belirgin olarak yansımamıştır. Çalışmadaki tüm şartlar için ayrı ayrı hesaplanan kaynak ısı girdisi

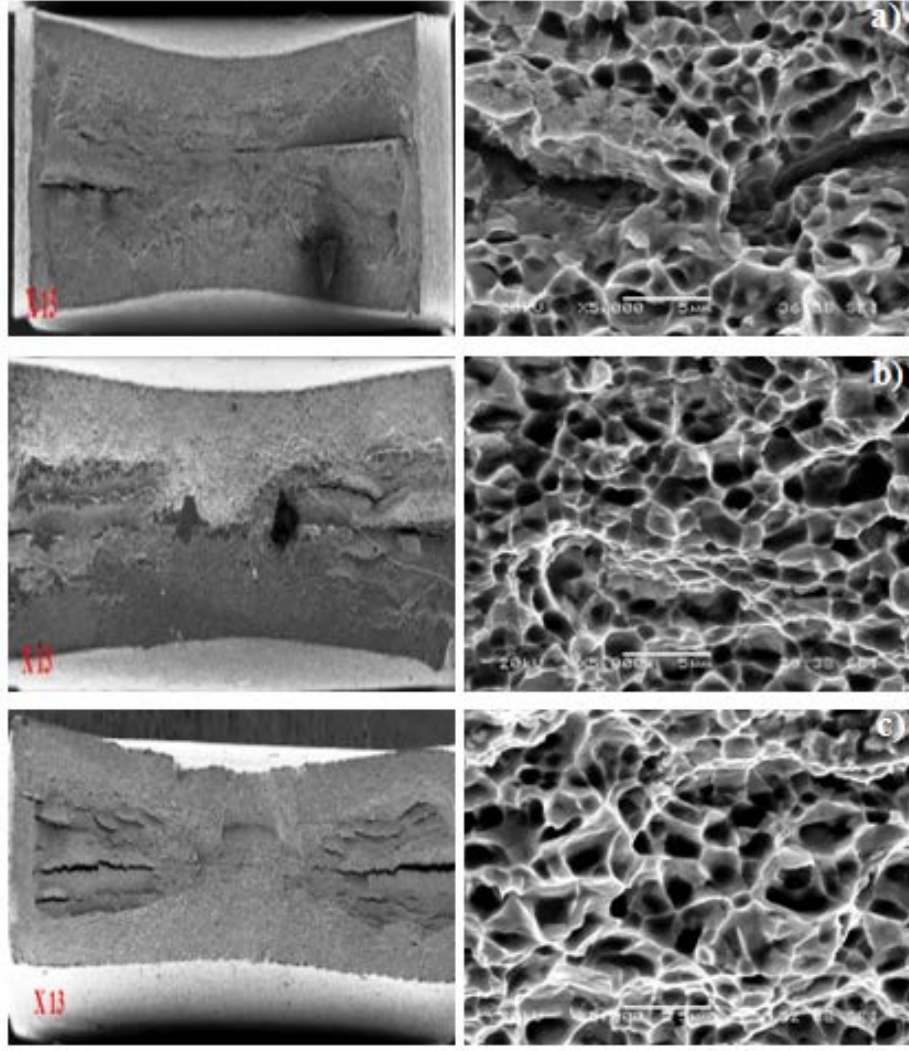
değerleri kendi aralarında mukayese edildiğinde belirgin bir farkın olmayışı kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerinde belirgin bir farklılık oluşturmamıştır. Ayrıca, kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme ısıl işlemi kaynaklı birleştirmelerin büyük ölçekte martenzitik fazda oluşan yapısını temperleyerek ve kalıntı gerilmeleri minimize ederek tüm şartlar için benzer bir yapı oluşturması, çekme ve akma dayanımında belirgin bir değişiklik oluşmamasının ana sorumlusu olduğu düşünülmektedir. Bu durumu; tüm şartlar için % kopma uzama değerlerinin benzer çıkması net olarak açıklamaktadır.

Kaynaklı birleştirmelerin ana malzemedan kopmasına rağmen tüm şartlar için çekme ve akma dayanımlarının AISI 420 ana malzemedan daha düşük bulunması kaynaklı birleştirme çekme numunelerinin kaynak dikişine dik yönde hazırlanırken ana malzeme çekme numunelerinin ise hadde yönüne paralel yani kaynak yönüne paralel doğrultuda alınmasının (Şekil 3.8) etkili olduğu, kısacası az da olsa anizotropinin etkisi olduğunu düşündürmektedir.

Deney numuneleri ana malzemedan çekme testi sonucunda kopmuştur (Şekil 4.52). Kopmanın ana malzemedan meydana gelişi kaynaklı birleştirmelerin kabul edilebilirliğinin iyi olduğuna işaret etmektedir.

Çekme test numunelerinin tamamının kırılma yüzey görüntüleri alınmıştır. Gerilme giderme ısıl işlemi sonrası test numunelerinde benzer kırılma biçimiyle ayrılma meydana geldiği için burada yalnızca AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik ana malzeme ve 3500W lazer gücünde 90 cm/dk. düşük kaynak ilerleme hızıyla ve 4000W lazer gücüyle 270 cm/dk. en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunelerden elde edilen çekme test parçalarının kırılma yüzey görüntüleri sırasıyla Şekil 4.53’de gösterilmiştir.





Şekil 4.53. a) AISI 420 ana malzemenin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü, b) B1; 3500W/90 cm/dk. c) B6; 4000W/270 cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 420' nin kırılma yüzeyi 1000X ve 5000X SEM görüntüleri.

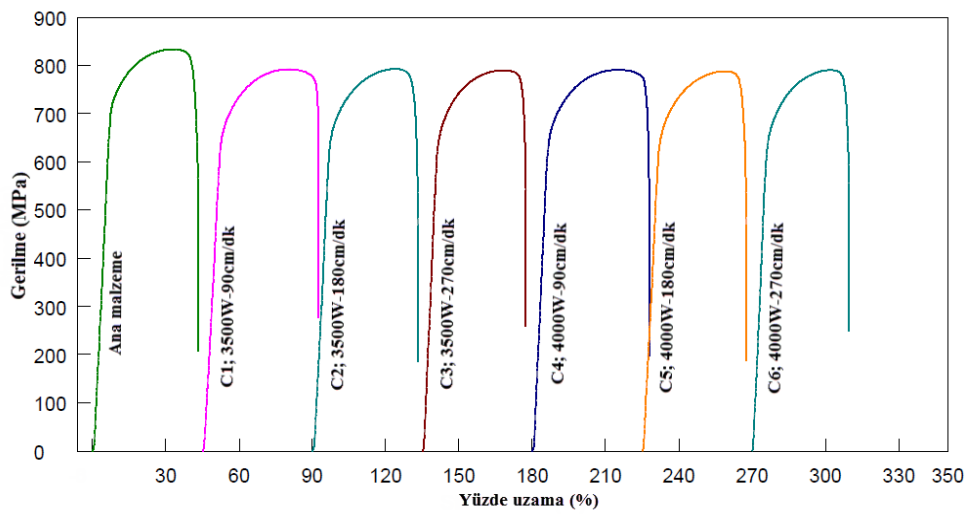
Şekil 4.53'de görüldüğü gibi AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelerin çekme deneyi sonrası oluşan kırılma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde, gerilme giderme ısıl işlemin etkisiyle birlikte tüm numune yüzeylerinde sünek kırılma şeklini işaret eden çukurcuk (dimple) şeklinde yüzey morfolojisinin oluştuğu görülmektedir. Ayrıca, deney numunelerinde belirgin kesit daralması da kırılmanın sünek olduğunun en güzel göstergesidir.

#### 4.2.1.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çeliğe Ait Çekme Testi Sonucu

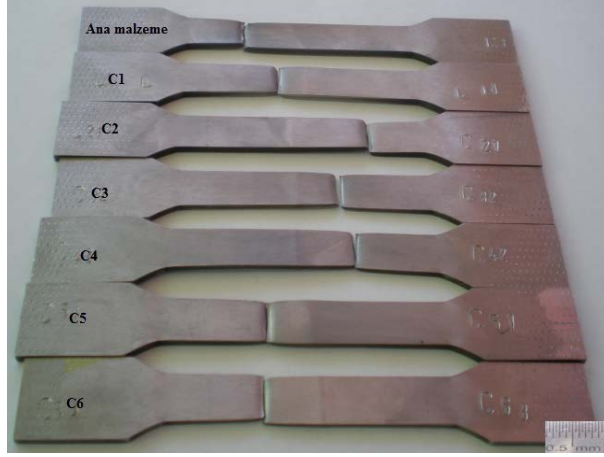
Çalışmada kullanılan AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik ana malzemeden hadde doğrultusunda çıkarılan çekme test numuneleri ile farklı lazer kaynak gücü kullanılarak değişik kaynak ilerleme hızlarında birleştirilen lazer kaynaklı deney numunelerinin çekme testi sonucunda ortalama akma, çekme dayanımı ve % uzama miktarları Çizelge 4.7’de verilmiş, ortalama gerilme uzama grafikleri ise Şekil 4.54’de gösterilmiştir. Ayrıca, deney sonucunda kırılmanın nerede olduğu Şekil 4.55’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.7. AISI 2205 numunelerin çekme deneyi sonucu.

Malzeme No AISI 2205	Çekme Dayanımı MPa	Akma Dayanımı MPa	% Uzama	Kırılma Sonucu
Ana malzeme	829	617	28	
C1;3500W/90cm/dk	792	610	31	Ana malzemeden
C2;3500W/180cm/dk	791	609	25	Ana malzemeden
C3;3500W/270cm/dk	789	610	29	Ana malzemeden
C4;4000W/90cm/dk	791	609	32	Ana malzemeden
C5;4000W/180cm/dk	787	609	29	Ana malzemeden
C6;4000W/270cm/dk	780	609	26	Ana malzemeden



Şekil 4.54. C; Ana malzeme, C1;3500W/90cm/dk, C2; 3500W/180cm/dk, C3;3500W/270cm/dk, C4; 4000W/90cm/dk, C5; 4000W/180cm/dk, C6;4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 2205 numunelerine ait gerilme-uzama grafiği.



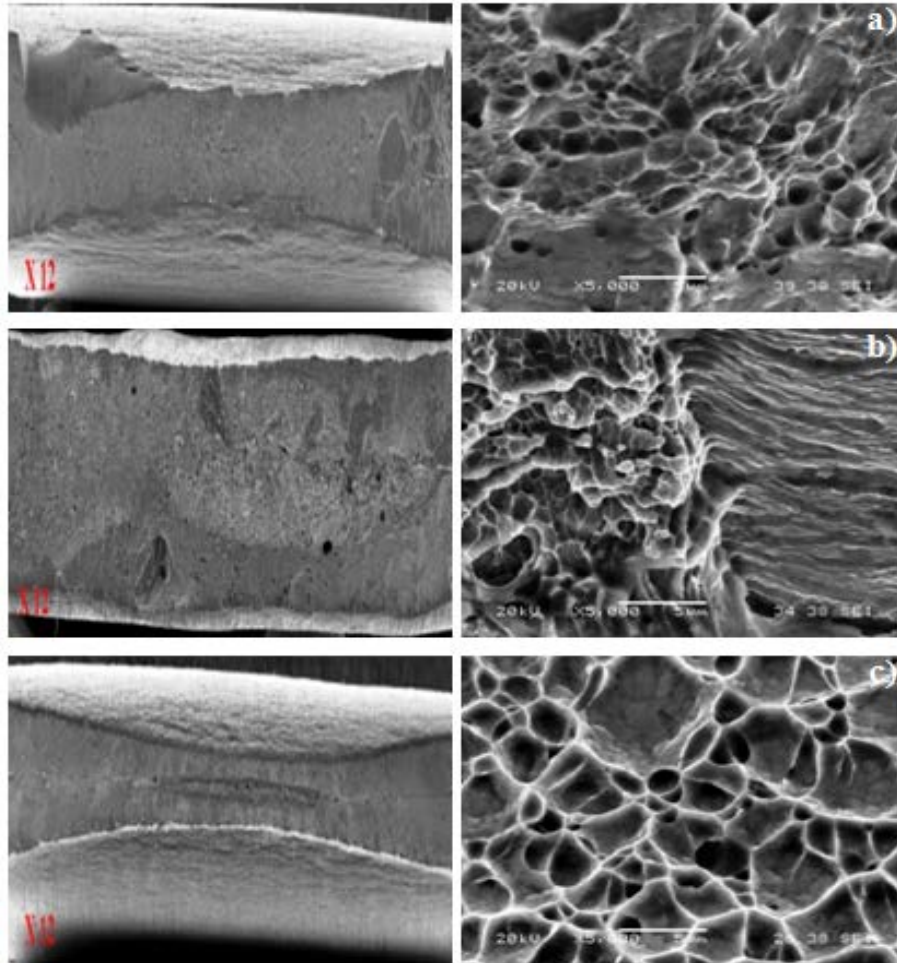
Şekil 4.55. C; Ana malzeme, C1;3500W/90cm/dk, C2;3500W/180cm/dk, C3;3500W/270cm/dk, C4; 4000W/90cm/dk, C5; 4000W/180cm/dk, C6;4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 2205 numunelerine ait çekme deneyi sonrası görüntüleri.

Çizelge 4.7 ve Şekil 4.54'den görüldüğü gibi AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik kaynaklı birleştirmelerinin akma ve çekme dayanımları ana malzemenin dayanımından daha düşük bulunmuştur. Kaynaklı birleştirmelerin ana malzemedan kopmasına rağmen tüm şartlar için çekme ve akma dayanımlarının AISI 2205 dubleks ana malzemedan daha düşük bulunması anizotropi ile ilişkili olabilir. Çünkü kaynaklı birleştirme çekme deney numuneleri kaynak dikişine dik yönde hazırlanırken ana malzeme çekme numunelerinin ise hadde yönüne paralel yani kaynak yönüne paralel doğrultuda hazırlanmıştır (Şekil 3.8). Doğal olarak hadde doğrultusunda uzamış ferrit ve östenit tanelerinin uzandığı doğrultuda çekme kuvvetlerine karşı daha fazla direnç göstermesi muhtemeldir.

Kaynaklı birleştirmelerin çekme gerilmesi etkisi altındaki davranışlarına kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızı çok belirgin olarak yansımamıştır. Daha önceki bölümde de ifade edildiği gibi çalışmadaki tüm şartlar için ayrı ayrı hesaplanan kaynak ısı girdisi değerleri kendi aralarında mukayese edildiğinde belirgin bir farkın olmayışı birleştirmenin mekanik özelliklerinde belirgin bir farklılık oluşturmamıştır. Kaynak metalinde tüm şartlar için benzer bir yapı oluşması diğer bir ifadeyle ferrit-östenit dengesi oluşumunun yanısıra yapısal morfolojinin benzer oluşu çekme ve akma dayanımında belirgin bir değişiklik oluşmamasının ana sorumlusu olduğu

düşünülmektedir. Bu durumu; tüm şartlar için % kopma uzama değerlerinin benzer çıkması net olarak açıklamaktadır.

Deney numuneleri çekme testi sonucunda ana malzemedan kopmuştur (Şekil 4.55). Kopmanın ana malzemedan meydana gelişi dubleks paslanmaz çelik birleştirmelerin kaynak kabul edilebilirliğinin iyi olduğuna işaret etmektedir. Çalışmada ayrıca test numunelerinin tamamının kırılma yüzey görüntüleri alınmış ancak benzer kırılma moduyla ayrılma meydana geldiği için burada sadece ana malzeme ve 3500W lazer gücünde 90 cm/dk. düşük kaynak ilerleme hızıyla ve 4000W lazer gücüyle 270 cm/dk. en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunelerden elde edilen çekme test parçalarının kırılma yüzey görüntüleri gösterilmiştir.



Şekil 4.56. a); AISI 2205 ana malzemenin çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyi SEM görüntüsü, b) C1; 3500W 90cm/dk. c) C6; 4000W 270cm/dk parametresiyle birleştirilen AISI 2205' in kırılma yüzeyi 1000X ve 5000X SEM görüntüleri.

Şekilden görüldüğü gibi AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunelerin çekme deneyi sonrasındaki kırılma yüzeyi görüntüleri (Şekil 4.56) incelendiğinde ise, sünek kırılma davranışı göstererek ağırlıklı olarak çukurcuk (dimple) şeklinde kırılma morfolojisi olduğu görülmektedir. Çukurcukların yanısıra büyük oranda kesit daralması sünek bir kırılmanın en belirgin göstergesidir. Isıl işleme sertleştirilemeyen paslanmaz çeliklerin oda sıcaklığında yapılan test işlemlerinde başka bir kırılma modu oluşumu beklenemez.

#### 4.2.2. Çentik Darbe Deneyi Sonucu

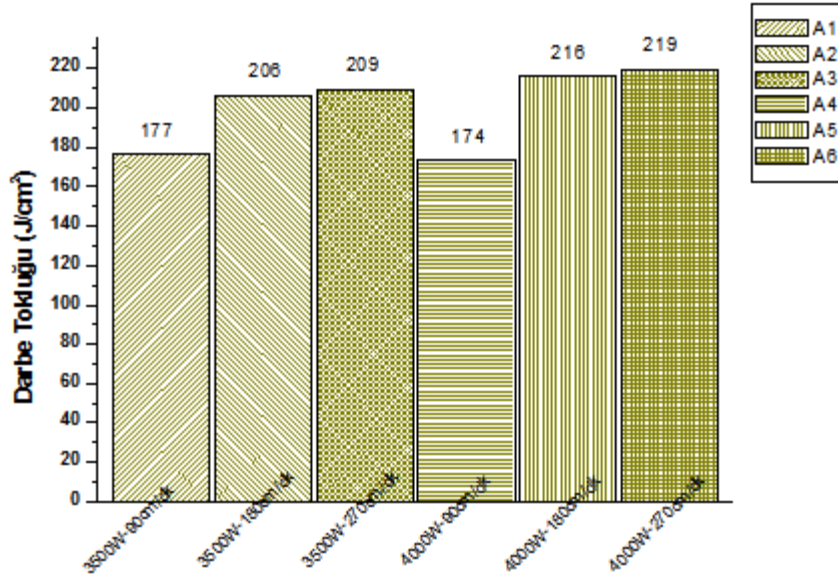
Kaynaklı deney numunelerinin oda sıcaklığındaki tokluklarının belirlenebilmesi için boyutları ve uygulama biçimi deneysel metot bölümünde anlatılan deney numunelerine darbe V çentik testi uygulanmıştır. Daha sonra numunelerin kırılma yüzeyleri incelenmiştir. Kaynaklı birleştirmelerinin darbe toklukları sırasıyla alt bölümlerde verilmiştir.

##### 4.2.2.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Darbe Çentik Testi Sonucu

Farklı lazer kaynak gücü ile değişik kaynak ilerleme hızlarında birleştirilen lazer kaynaklı AISI 316L östenik paslanmaz çelik deney numunelerinin oda sıcaklığında ortalama darbe dayanımı Çizelge 4.8’de verilmiş ve sonuçlar grafiksel olarak Şekil 4.57’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.8. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin darbe deneyi sonucu.

Malzeme No AISI 316L	Darbe tokluğu (J/cm <sup>2</sup> )
A1; 3500W/90cm/dk	177
A2; 3500W/180cm/dk	206
A3; 3500W/270cm/dk	209
A4; 4000W/90cm/dk	174
A5; 4000W/180cm/dk	216
A6; 4000W/270cm/dk	219

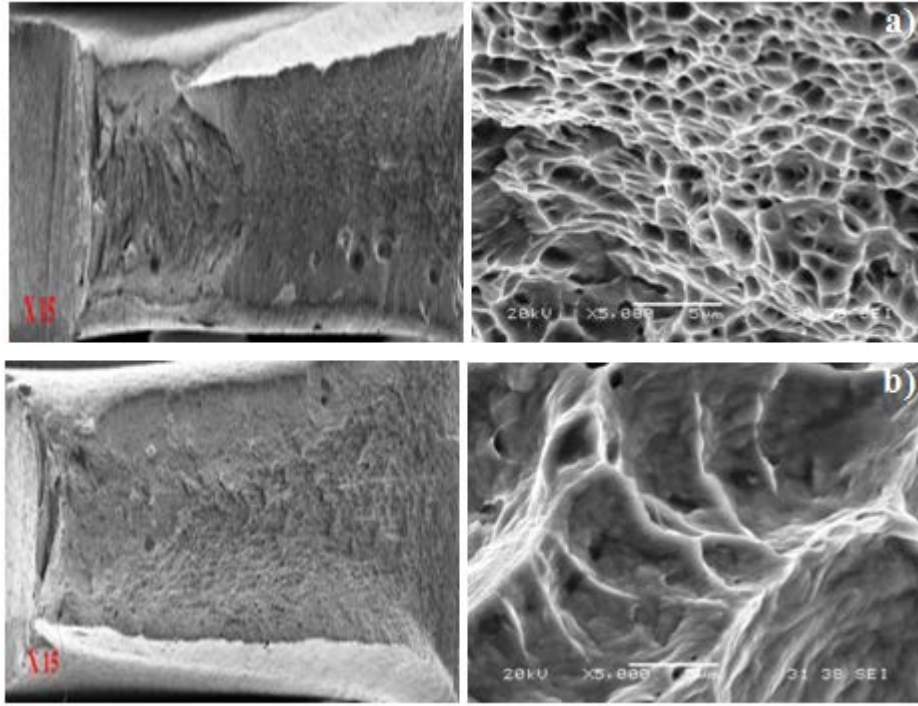


Şekil 4.57. A1; 3500W/90cm/dk, A2; 3500W/180cm/dk, A3; 3500W/270cm/dk, A4; 4000W/90cm/dk, A5; 4000W/180cm/dk, A6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelerinin darbe dayanımı sonuçları.

Çizelge 4.8 ve Şekil 4.57'den görüldüğü gibi AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmeleri deney numunelerinin darbe deneyi sonuçları incelendiğinde, lazer gücü ve kaynak ilerleme hızının darbe dayanımı üzerinde etkisi olduğu tespit edilmiştir. Lazer kaynak ilerleme hızının 90 cm/dk.'dan 180cm/dk.'ya arttırılması 3,5 kW gücünde birleştirilen numune için 29 J/cm<sup>2</sup>, 4 kW gücünde birleştirilen numune için 42 J/cm<sup>2</sup> kadar darbe tokluğunda belirgin bir değişime neden olurken, bu artış her iki kaynak gücünde kaynak ilerleme hızı 270 cm/dk. ilerleme hızı için çok belirgin değildir. Kaynak ilerleme hızının artması durumunda darbe dayanımı değerlerinin artış gösterdiği de sonuçlardan belirlenmiştir.

Çalışmada ayrıca test numunelerinin tamamının kırılma yüzey görüntüleri alınmış ancak benzer kırılma biçimiyle ayrılma meydana geldiği için burada sadece 3500W lazer gücünde 90 cm/dk. en düşük kaynak ilerleme hızıyla ve 4000W lazer gücüyle 270 cm/dk. en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen iş parçalarından elde edilen darbe çentik test numunelerinin kırılma yüzey görüntüleri sırasıyla Şekil 4.58'de gösterilmiştir.





Şekil 4.58. Darbe çentik numunesi kırılma yüzeyi a) A1; 3500W/90cm/dk. b) A6; 4000W/270cm/dk. kaynak parametreleriyle birleştirilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunenin kırılma yüzeyi.

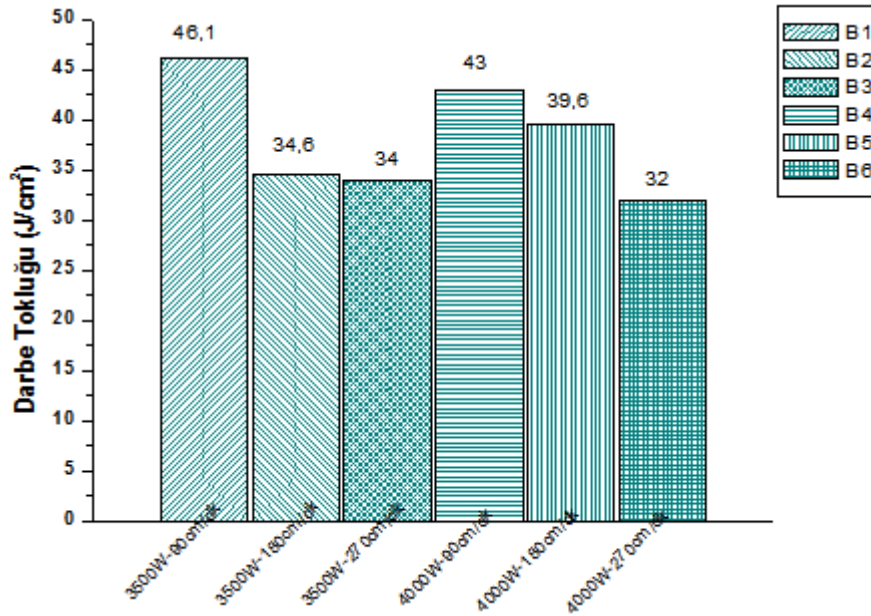
Şekil 4.58'den görüldüğü gibi kaynaklı birleştirmelerde tüm şartlar için kırılma sünek bir kırılma modunda gerçekleşmiştir. Numune yüzeylerinde görülen çukurcuklar ve darbe çentik numunesinin kesit daralmasının fazla olması kırılma biçiminin sünek kırılma biçiminde gerçekleştiğini işaret etmektedir. Allotropik dönüşüm göstermeyen kısacası ısı ile sertleşmeyen lazer kaynaklı östenitik paslanmaz çelik, sahip olduğu östenitik yapısı ve içerdiği delta ferrit miktarına bağlı olarak oda sıcaklığında ani kuvvete karşı tok bir davranış sergilemesi beklenen durumdur.

#### 4.2.2.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Darbe Çentik Testi Sonucu

Kaynak öncesi ön tav ve sonrası gerilme giderme tavlama uygulanmış AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin, farklı lazer kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızlarında birleştirilen kaynaklı deney numunelerinin oda sıcaklığında darbe dayanımı belirlenmiştir. Ortalama darbe tokluğu sonuçları Çizelge 4.9'da verilmiş ve grafiksel olarak Şekil 4.59'da gösterilmiştir.

Çizelge 4.9. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin darbe deneyi sonucu.

Malzeme No AISI 420	Darbe tokluğu (J/cm <sup>2</sup> )
<b>B1</b> ; 3500W/90cm/dk	46,1
<b>B2</b> ; 3500W/180cm/dk	34,6
<b>B3</b> ; 3500W/270cm/dk	34
<b>B4</b> ; 4000W/90cm/dk	43
<b>B5</b> ;4000W/180cm/dk	39,6
<b>B6</b> ;4000W/270cm/dk	32



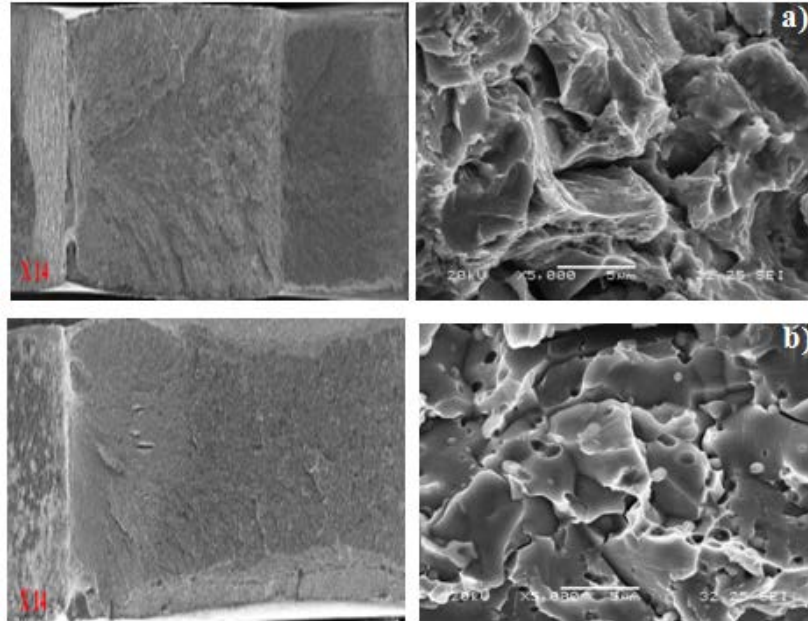
Şekil 4.59. B1; 3500W/90cm/dk, B2; 3500W/180cm/dk, B3; 3500W/270cm/dk, B4; 4000W/90cm/dk, B5; 4000W/180cm/dk, B6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelerinin darbe dayanımı.

Çizelge 4.9 ve Şekil 4.59'dan görüldüğü gibi AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmeleri darbe deneyi sonuçları incelendiğinde, kaynak ilerleme hızı düştükçe yani kaynak bölgesine verilen ısı girdisi arttıkça deney numunerinin darbe dayanımlarının arttığı görülmektedir. Ancak kaynak işlemi sonrasında deney numunelerine uygulanmış olan gerilme giderme ısıl işleminin kaynak metalinde oluşan martenzit fazını temperlemesi ve birleştirmede oluşan kalıntı gerilmeleri gidermesinin yanısıra kaynak metalinde oluşan MC tipi karbürleri de hesaba katmak



gerekir. Kaynak sonrası deney numunelerinin ısıtıl işlem fırını içerisinde 660 °C sıcaklıkta 75 dakika süreyle bekletilmesi daha sonra oda sıcaklığına fırın içerisinde yavaş soğuma sürecine bağlı olarak, ferrit tanelerinin miktarından daha çok tane boyutundaki değişimler bu sonucun oluşmasına neden olduğu söylenebilir. Ayrıca kırılma başlangıcı oluşturması amacıyla açılan çentiğin tam kaynak eksenine denk gelmemesi, kırılma sürecinin ITAB ve ana malzemeyi de kapsayacak şekilde oluşması bu sonuçların etkilenmesine neden olabileceği de göz ardı edilmemelidir.

Çalışmada ayrıca test numunelerinin tamamının kırılma yüzey görüntüleri alınmıştır. Gerilme giderme ısıtıl işleminin sonucu olarak tüm şartlar için deney numunelerinde benzer kırılma biçimiyle ayrılma meydana geldiği için burada sadece 3500W lazer gücünde 90 cm/dk. en düşük kaynak ilerleme hızıyla ve 4000W lazer gücüyle 270 cm/dk. en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen iş parçalarından elde edilen darbe çentik test numunelerinin kırılma yüzey görüntüleri sırasıyla Şekil 4.60'da gösterilmiştir.



Şekil 4.60. Darbe çentik numunesi kırılma yüzeyi a) B1; 3500W/90cm/dk. b) B6; 4000W/270cm/dk. kaynak parametreleriyle birleştirilen AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunenin kırılma yüzeyi.

Şekil 4.60'dan görüldüğü gibi kaynaklı birleştirmelerde gerilme giderme ısıtıl işlemi uygulandığı için tüm şartlar için kırılma sünek-gevrek bir kırılma modunda

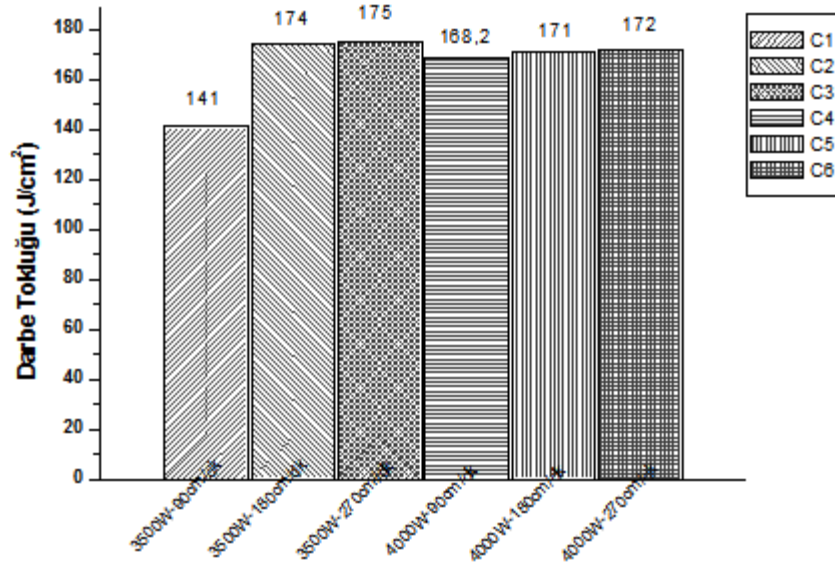
gerçekleşmiştir. Numune yüzeylerinde görülen çukurcuklar ve darbe çentik numunesinin kesit daralmasının daha az olması kırılma biçiminin sünek-gevrek kırılma biçiminde gerçekleştiğini işaret etmektedir. Isıl işlemle sertleşebilen lazer kaynaklı martenzitik paslanmaz çelik sahip olduğu martenzit ve delta ferritten oluşan kaynaklı yapısı gerilme giderme ısıl işlemi neticesinde temperlenerek ferrite dönüşme eğilimi oluşturması tokluğun daha yüksek çıkması beklentisini uyandırmaktadır. Ancak, kırılma yüzeylerinde görülen yapıda oluşan sert karbürler kırılma başlangıcı oluşturarak tokluğun düşük çıkmasına neden olduğu düşünülmektedir. Girintili çıkıntılı olan kırılma yüzeylerinde daha klivaj bir ayrılma ve parlak görünüme sahip olması az da olsa gevrek kırılmaya işaret etmektedir. Deney numunesindeki kesit daralması diğer paslanmaz çelik numunelerle mukayese edildiğinde daha az oluşmuştur.

#### 4.2.2.3. AISI 2205 Dubleks Paslanmaz Çeliğe Ait Darbe Çentik Testi Sonucu

Farklı lazer kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızlarında birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin oda sıcaklığında ortalama darbe dayanımı Çizelge 4.10'da verilmiş ve sonuçlar grafiksel olarak Şekil 4.61'de gösterilmiştir.

Çizelge 4.10. AISI 2205 dubleks deney numunelerinin darbe deneyi sonucu.

Malzeme No AISI 2205	Darbe tokluğu (J/cm <sup>2</sup> )
C1;3500W/90cm/dk	141
C2;3500W/180cm/dk	174
C3;3500W/270cm/dk	175
C4;4000W/90cm/dk	168,2
C5;4000W/180cm/dk	171
C6;4000W/270cm/dk	172

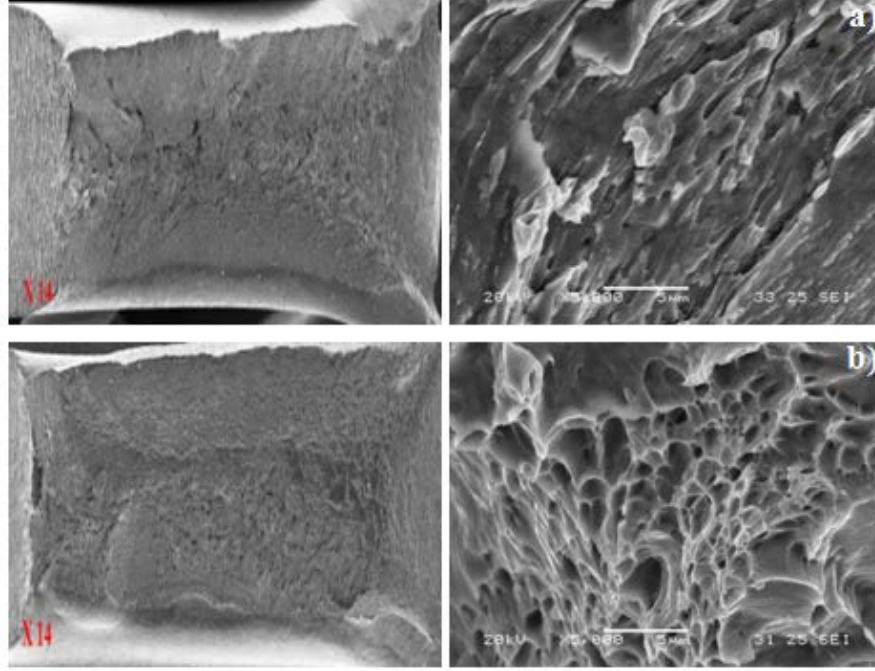


Şekil 4.61. C1; 3500W/90cm/dk, C2; 3500W/180cm/dk, C3; 3500W/270cm/dk, C4; 4000W/90cm/dk, C5; 4000W/180cm/dk, C6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 2205 numunelerine ait çentik darbe dayanımı sonuçları.

Çizelge 4.10 ve Şekil 4.61'den görüldüğü gibi dubleks paslanmaz çelik birleştirmeleri darbe deneyi sonuçları incelendiğinde, kaynak ilerleme hızının darbe dayanımı üzerinde çok az etkisi olduğu söylenebilir. Bu etki en yüksek ısı girdisinin sağlandığı en düşük kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunede az da olsa belirginken diğer kaynak ilerleme hızları için belirgin bir değişim tespit edilememiştir. Darbe tokluğunun kaynak parametrelerine bağlı olarak belirgin değişiminde kaynak metali yapısının etkili olması beklenebilir. Çünkü yapıdaki ferrit-östenit dengesinin ferrit veya östenit fazı lehine değişim göstermesi bu çalışmada olduğu gibi kaynak soğuma hızının yüksek olduğu birleştirmelerde delta ferrit fazı içerisinde ve bilhassa ITAB'da kabalaşan ferrit taneleri içerisinde oluşabilecek kromnitürler tokluk üzerinde etkili yapısal parametrelerdendir. Çentiğin tam kaynak eksenine denk gelmemesi, kırılma sürecinin ITAB ve ana malzemeyi de kapsayacak şekilde oluşması bu sonuçların etkilenmesine neden olabileceği de göz ardı edilmemelidir.

Çalışmada ayrıca test numunelerinin tamamının kırılma yüzey görüntüleri alınmış ancak benzer kırılma biçimiyle ayrılma meydana geldiği için burada sadece 3500W lazer gücünde 90 cm/dk. en düşük kaynak ilerleme hızıyla ve 4000W lazer gücüyle

270 cm/dk. en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen iş parçalarından elde edilen darbe çentik test numunelerinin kırılma yüzey görüntüleri sırasıyla Şekil 4.62'de gösterilmiştir.



Şekil 4.62. Darbe çentik numunesi kırılma yüzeyi a) C1; 3500W/90cm/dk. b) C6; 4000W/270cm/dk. kaynak parametreleriyle birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunenin kırılma yüzeyi.

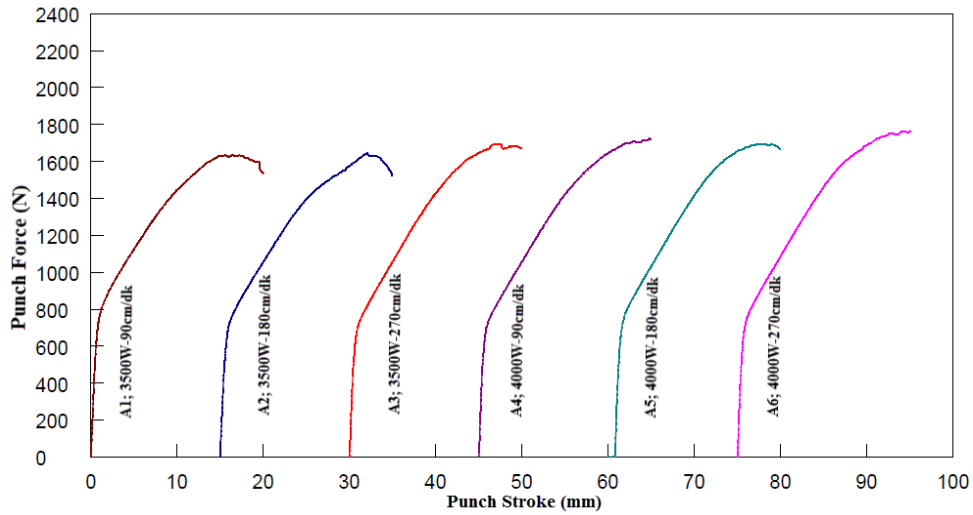
Şekil 4.62'de görüldüğü gibi kaynaklı birleştirmelerde tüm şartlar için kırılma sünek gerçekleşmiştir. Numune yüzeylerinde görülen çukurcuklar ve darbe çentik numunesinin kesit daralmasının fazla olması kırılma biçiminin sünek kırılma biçiminde gerçekleştiğinin en güzel göstergesidir. Isıl işleme sertleşmeyen lazer kaynaklı dubleks paslanmaz çelik sahip olduğu ferritik-östenitik yapısı ve yapıdaki oluşan delta ferrit miktarına bağlı olarak oda sıcaklığında ani kuvvete karşı tok bir davranış sergilemesi beklenen durumdur. Kaynak metali delta ferrit fazı içerisinde oluşması muhtemel krom nitrid gibi sert ikincil faz parçacıkların kırılma başlangıcı oluşma ihtimali de göz ardı edilmemelidir.

### 4.2.3. Üç Nokta Eğme Deneyi Sonucu

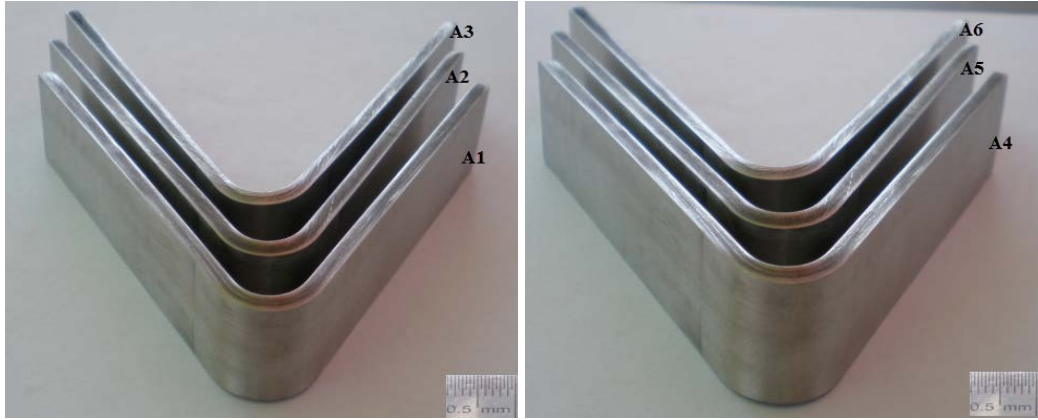
Kaynaklı deney numunelerinin oda sıcaklığındaki şekil alabilirliklerinin belirlenebilmesi için boyutları ve uygulama biçimi deneysel metot bölümünde anlatılan deney numunelerine aksel üç nokta eğme testi uygulanmıştır. Katlama sonucunda numunelerin makro görüntüleri alınmış ve kaynaklı birleştirmelerin şekil alabilirlikleri ile ilgili değerlendirmeler yapılmıştır.

#### 4.2.3.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çeliğe Ait Üç Nokta Eğme Testi Sonucu

İki farklı lazer kaynak gücü ile üç değişik ilerleme hızlarında birleştirilen lazer kaynaklı AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerinin oda sıcaklığında şekil alabilirliği kaynak metali merkeze gelecek şekilde üç nokta eğme testi ile belirlenmiştir. Aksel uygulanan kuvvete karşılık birleştirmede meydana gelen değişim grafiksel olarak Şekil 4.63’de gösterilmiştir. Deney numunelerinin 140° katlanması sonucunda birleştirmede herhangi bir hasar oluşumu meydana gelip gelmediğini göstermek için numunelerin makro görüntüleri ise Şekil 4.64’de gösterilmiştir.



Şekil 4.63. A1; 3500W/90cm/dk, A2; 3500W/180cm/dk, A3; 3500W/270cm/dk, A4; 4000W/90cm/dk, A5; 4000W/180cm/dk, A6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin üç nokta eğme deney numunelerinin kuvvet-uzama grafiği.



Şekil 4.64. A1; 3500W/90cm/dk, A2; 3500W/180cm/dk, A3; 3500W/270cm/dk, A4; 4000W/90cm/dk, A5; 4000W/180cm/dk, A6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelerin üç nokta eğme deney sonrası görüntüleri.

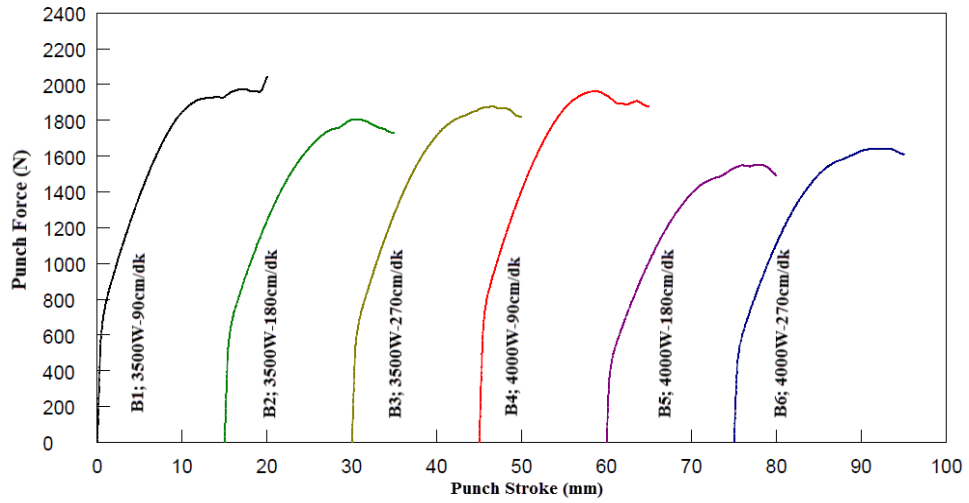
Şekil 4.63'den görüldüğü gibi üç nokta eğme testine tabi tutulan AISI 316L östenitik paslanmaz çelik kaynaklı birleştirmeler statik aksenal kuvvet altında yapısında kaynak parametrelerine ve kaynak termal çevrimine bağlı olarak çok farklılık oluşmaması sebebiyle deney düzeneğinin elverdiği maksimum açıda katlanmıştır. Tüm şartlar için yaklaşık 800N kuvvet altında numunede eğilme başlamış ve yaklaşık 1600N kuvvette numunede 140° katlanma sona ermiştir. Kuvvet uzama eğrileri tüm şartlar için kaynaklı birleştirmelerinin şekil alabilirliklerinin çok iyi olduğuna işaret etmektedir.

Şekil 4.64'den görüldüğü gibi deney numunelerinin 140°'ye kadar eğilme deneyi sonrasında gözle yapılan kontrollerde kaynak dikişlerinde ve birleştirme bölgelerinde herhangi bir çatlak, boşluk gibi hatalarla karşılaşılmasıdır. Bu sonuçlar lazer kaynaklı AISI 316L birleştirmelerinin uygun kaynak parametreleriyle birleştirilmeleri durumunda servis şartlarında rahatlıkla sorunsuz olarak şekillendirilebileceğini göstermektedir.

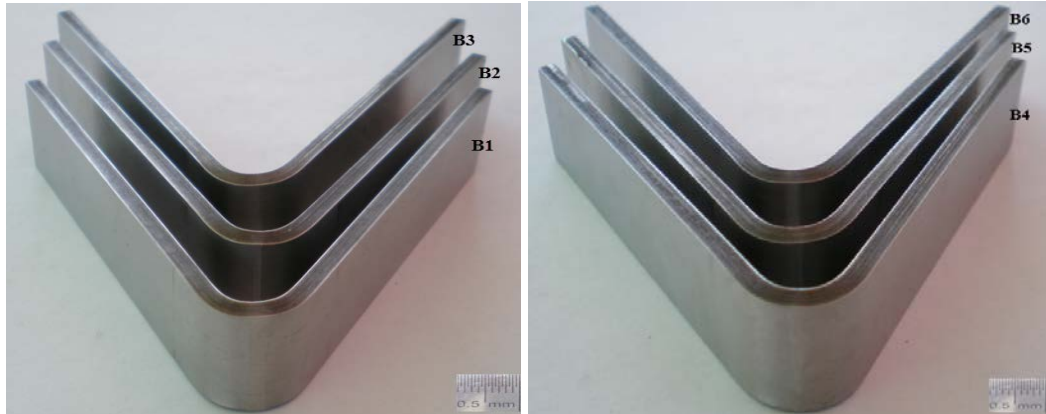
#### **4.2.3.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çeliğe Ait Üç Nokta Eğme Testi Sonucu**

İki farklı lazer kaynak gücü ve üç değişik kaynak ilerleme hızlarında lazer kaynak yöntemiyle birleştirildikten sonra gerilme giderme ısı işlemi uygulanmış AISI 420

martenitik paslanmaz çelik deney numunelerinin oda sıcaklığında şekil alabilirliği kaynak metali merkeze gelecek şekilde üç nokta eğme testi ile belirlenmiştir. Eksenel uygulanan kuvvete karşılık numunede meydana gelen değişim grafiksel olarak Şekil 4.65’de gösterilmiştir. İlave olarak deney numunelerinin 140° katlanacak şekilde eğilmesi sonucunda birleştirmede herhangi bir hasar oluşumu meydana gelip gelmediğini göstermek için test edilen numunelerin makro görüntüleri ise Şekil 4.66’da gösterilmiştir.



Şekil 4.65. B1; 3500W/90cm/dk, B2; 3500W/180cm/dk, B3; 3500W/270cm/dk, B4; 4000W/90cm/dk, B5; 4000W/180cm/dk, B6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin üç nokta eğme deney numunelerinin kuvvet-uzama grafiği.



Şekil 4.66. B1; 3500W/90cm/dk, B2; 3500W/180cm/dk, B3; 3500W/270cm/dk, B4; 4000W/90cm/dk, B5; 4000W/180cm/dk, B6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelerin üç nokta eğme deney sonrası görüntüleri.



Şekil 4.65’den görüldüğü üzere üç nokta eğme testine tabi tutulan gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik kaynaklı birleştirmeleri statik eksenel kuvvet altında yapısında oluşan sert fazların temperlenmesi sebebiyle deney düzeneğinin elverdiği maksimum açıda şekillendirilmiştir. Şekillendirmenin gözle görülebilir olduğu en düşük kuvvet yaklaşık 500N, şekillendirme sonunda ulaşılan maksimum kuvvet yaklaşık 1900N ve şekillendirme miktarı 140° olarak tespit edilmiştir. Kuvvet uzama eğrileri tüm şartlar için kaynaklı birleştirmelerinin şekil alabilirliklerinin çok iyi olduğuna işaret etmektedir.

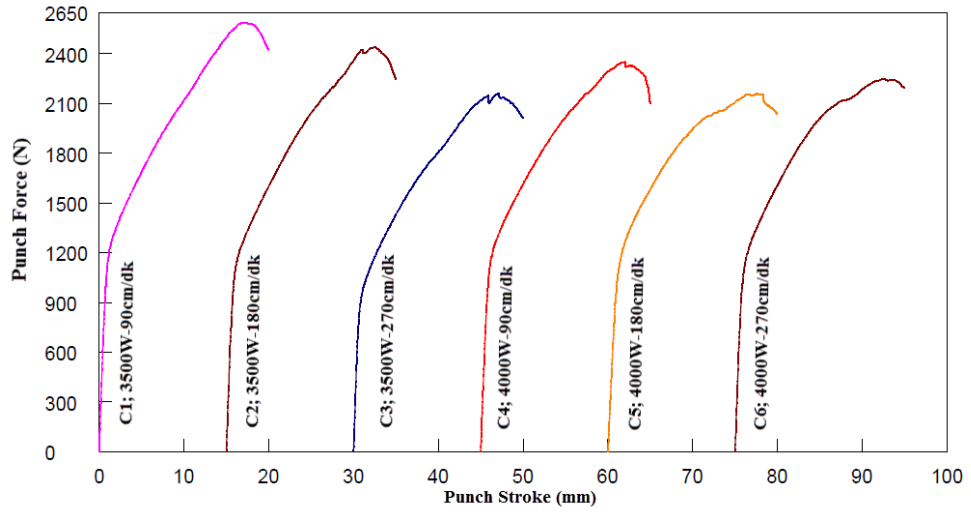
Ayrıca, Şekil 4.66’dan görüldüğü gibi deney numunelerinin 140°’ye kadar eğilme deneyi sonrasında gözle yapılan kontrollerde kaynak dikişlerinde ve birleştirme bölgelerinde herhangi bir çatlak, boşluk gibi hatalarla karşılaşmamıştır. Statik eksenel yük karşısında şekil değiştirmeye zorlanan numunelerde (Tüm şartlar için) herhangi bir hasar oluşmamasında birleştirmelere uygulanan gerilme giderme ısıl işleminin olumlu etkisi net olarak görülmektedir.

Sonuçlar, gerilme giderme ısıl işlemine maruz bırakıldıktan sonra AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmelerinin sorunsuz bir şekilde servis şartlarında başarıyla şekillendirilebileceğine işaret etmektedir.

#### **4.2.3.3. AISI 2205 Dubleks Paslanmaz Çeliğe Ait Üç Nokta Eğme Testi Sonucu**

Çalışmada iki farklı lazer kaynak gücü ve üç değişik ilerleme hızlarında birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin oda sıcaklığında şekil alabilirliği kaynak metali merkeze gelecek şekilde üç nokta eğme testi ile belirlenmiştir. Eksenel uygulanan kuvvete karşılık birleştirmede meydana gelen değişim grafiksel olarak Şekil 4.67’de gösterilmiştir. İlave olarak numunelerin 140° katlanması sonucunda birleştirmede herhangi bir hasar oluşumu meydana gelip gelmediğini göstermek için numunelerin makro görüntüleri ise Şekil 4.68’de gösterilmiştir.





Şekil 4.67. C1; 3500W/90cm/dk, C2; 3500W/180cm/dk, C3; 3500W/270cm/dk, C4; 4000W/90cm/dk, C5; 4000W/180cm/dk, C6;4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 2205 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmelerinin üç nokta eğme deney numunelerinin kuvvet-uzama grafiği.



Şekil 4.68. C1; 3500W/90cm/dk, C2; 3500W/180cm/dk, C3; 3500W/270cm/dk, C4; 4000W/90cm/dk, C5; 4000W/180cm/dk, C6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunelerin üç nokta eğme deney sonrası görüntüleri.

Şekil 4.67'den görüldüğü gibi üç nokta eğme testine tabi tutulan AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik kaynaklı birleştirme statik aksenal kuvvet altında yapısında kaynak parametrelerine ve kaynak termal çevrimine bağlı olarak çok farklılık oluşmaması sebebiyle mevcut deney düzeneğinin elverdiği maksimum açıda  $140^\circ$  eğilmeye zorlanmıştır. Tüm şartlar için en düşük yaklaşık 1000N kuvvet altında numunede eğilme başlamış ve en yüksek yaklaşık 2500N kuvvette numunede  $140^\circ$  katlanma sona ermiştir. Diğer paslanmaz çelik birleştirmeleriyle (AISI 316L ve AISI 420)

mukayese edildiğinde şekillendirme için uygulanan kuvvetin en yüksek dubleks paslanmaz çelik birleştirilmelerinde gerekli olması tamamen ferrit matris içerisinde östenit adacıklarının bulunduğu doğal kompozit yapısıyla alakalı olduğu düşünülmektedir. Kuvvet uzama eğrileri tüm şartlar için kaynaklı birleştirmelerinin şekil alabilirliklerinin çok iyi olduğuna işaret etmektedir.

Şekil 4.68.'den görüldüğü gibi deney numunelerinin 140°'ye kadar eğilme deneyi sonrasında gözle yapılan kontrollerde kaynak dikişlerinde ve birleştirme bölgelerinde herhangi bir çatlak veya kırılma ile karşılaşılmasıdır. Bu sonuçlar, lazer kaynaklı AISI 2205 birleştirmelerinin uygun kaynak parametreleriyle birleştirilmeleri durumunda servis şartlarında rahatlıkla sorunsuz olarak başarıyla şekillendirilebileceğini göstermektedir.

#### **4.2.4. Birleştirmelerin Sertlik Ölçümü Sonucu**

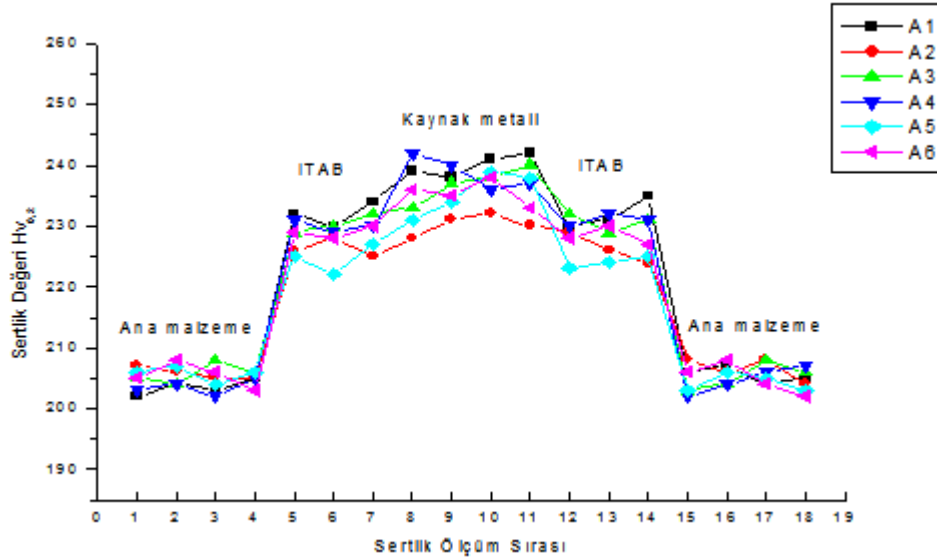
Kaynaklı deney numunelerinin sertlik profillerinin çıkarılabilmesi için ölçüm yapıldığı bölge ve uygulama biçimi deneysel metot bölümünde anlatılan deney numunelerine mikro sertlik ölçümü uygulanmıştır. Kaynaklı birleştirmelerinin sertlik dağılımları ile ilgili değerlendirmeler aşağıda her bir paslanmaz çelik grubu için sırasıyla verilecektir.

##### **4.2.4.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucu**

Çalışmada kullanılan iki farklı kaynak gücü ve üç farklı kaynak ilerleme hızı kaynak parametreleri göz önünde bulundurularak birleştirmelerin, AISI 316L ana malzeme, ITAB ve kaynak metali sertlik dağılımları belirlenmiştir. Belirtilen bölgelerden alınan ortalama sertlik sonucu Çizelge 4.11'de verilmiş ve grafiksel olarak da Şekil 4.69'da gösterilmiştir.

Çizelge 4.11. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik birleştirmesinin farklı bölgelerinin sertlik sonucu.

Numune AISI 316L	Sertlik Değeri HV <sub>0,2</sub>		
	Ana malzeme	ITAB	Kaynak metali
A1; 3500W/90cm/dk	204	235	240
A2; 3500W/180cm/dk	206	226	230
A3; 3500W/270cm/dk	205	230	237
A4; 4000W/90cm/dk	203	230	238
A5; 4000W/180cm/dk	205	223	235
A6; 4000W/270cm/dk	205	229	234



Şekil 4.69. A1; 3500W/90cm/dk, A2; 3500W/180cm/dk, A3; 3500W/270cm/dk, A4; 4000W/90cm/dk, A5; 4000W/180cm/dk, A6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 316L numunelerine ait sertlik dağılımları.

Çizelge 4.11 ve Şekil 4.69'dan görüldüğü gibi AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelerin sertlik ölçümü sonuçları incelendiğinde, sertliği ölçülen bölgeler arasında kaynak metali en sert bölge daha sonra ITAB ve sonrasında da ana metale ait bölgelerin sertliği geldiği görülmektedir. Kaynak parametrelerinin sertlik değeri

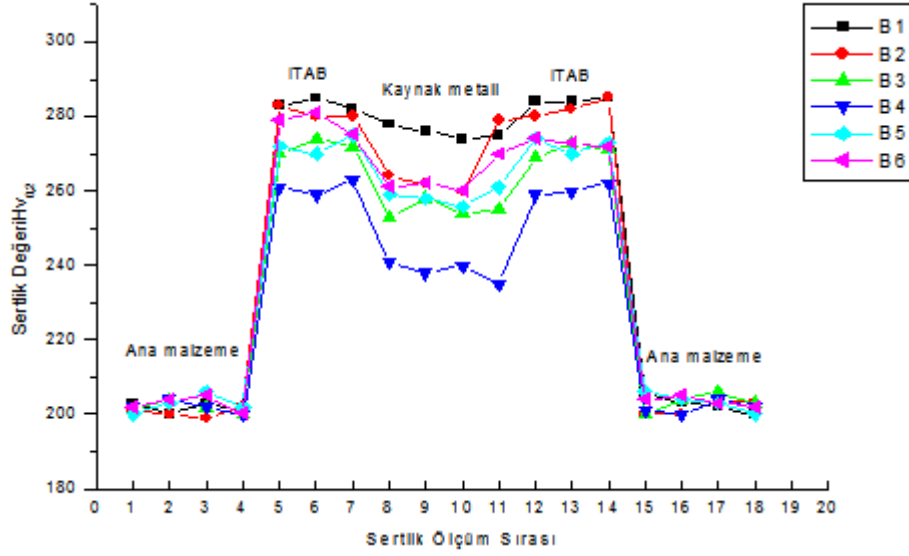
üzerinde etkisi çok belirgin değildir. Birleştirmelerin elde edilmesinde kullanılan ısı girdilerinin yakın oluşu, bu çeliğin ısı ile sertleştirilememesi ve lazer kaynağının doğası gereği çok dar bir ITAB oluşu bütün bu sonuçların üzerinde etkisi olduğu düşünülmektedir. Tüm kaynak parametreleri için ITAB ve kaynak metalinde çatlak riskine neden olabilecek 350 Vickers sertlik değerinin aşılmadığı sonuçlardan görülmektedir. Kaynak metalinin sertliğinin daha yüksek bulunmasında kaynak metalinin morfolojisi ve hızlı katılaşmanın sonucu ince tane boyutu olduğu düşünülmektedir.

#### 4.2.4.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucu

Çalışmada kullanılan iki farklı kaynak gücü ve üç farklı kaynak ilerleme hızı kaynak parametrelerinin yanısıra kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme ısı işlemi de göz önünde bulundurularak birleştirmelerin, AISI 420 ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinin sertlik dağılımları mikrosertlik ölçümü ( $HV_{0,2}$ ) ile belirlenmiştir. Belirtilen bölgelerden alınan ortalama sertlik sonucu Çizelge 4.12’de verilmiş ve grafiksel olarak Şekil 4.70’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.12. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmesinin farklı bölgelerinin sertlik sonucu.

Numune No AISI 420	Sertlik Değeri $HV_{0,2}$		
	Ana malzeme	ITAB	Kaynak metalini
<b>B1;</b> 3500W/90cm/dk	203	283	274
<b>B2;</b> 3500W/180cm/dk	200	280	262
<b>B3;</b> 3500W/270cm/dk	205	272	255
<b>B4;</b> 4000W/90cm/dk	203	262	238
<b>B5;</b> 4000W/180cm/dk	203	274	258
<b>B6;</b> 4000W/270cm/dk	204	277	262



Şekil 4.70. B1; 3500W/90cm/dk, B2; 3500W/180cm/dk, B3; 3500W/270cm/dk, B4; 4000W/90cm/dk, B5; 4000W/180cm/dk, B6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 420 numunelerine ait sertlik dağılımları.

Çizelge 4.12 ve Şekil 4.70'den görüldüğü gibi AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelerin sertlik ölçümü sonuçları incelendiğinde, sertliği ölçülen bölgeler arasında ITAB en sert bölge daha sonra kaynak metali ve sonrasında da ana metale ait bölgelerin sertliği geldiği görülmektedir. Kaynak metalinin sertliğinin ITAB'dan daha düşük bulunmasının arkasında temperleme sürecinde martenzitin ferrite dönüşerek yumuşamasının yanısıra yapıda oluşan karbürlerin kaynak termal çevrimine ilaveten gerilme giderme ısıl işlem sürecinde ITAB'dakilerden daha fazla kabalaşması sertlik azalmasının asıl sebebi olarak düşünülmektedir.

Kaynak parametrelerinin sertlik değeri üzerinde etkisi çok belirgin değildir. Birleştirmelerin elde edilmesinde kullanılan ısı girdilerinin yakın oluşu, bu çeliğin kaynak termal çevriminden etkilenerek sertleşmesine rağmen kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme ısıl işlemi kaynak parametrelerinin sertlik üzerindeki etkisini ayırıcı kılmamaktadır. Tüm kaynak parametreleri için gerilme giderme ısıl işlemi sonucunda ITAB ve kaynak metalinde çatlak riskine neden olabilecek kritik sertlik değerinin aşılmadığı görülmektedir. ITAB sertliğinin daha yüksek bulunmasında bu bölgenin kaynak termal çevriminden daha zayıf etkilenmesine bağlı yapıdaki karbürlerin yeterince kabalaşmaması ile alakalı olduğu düşünülmektedir.

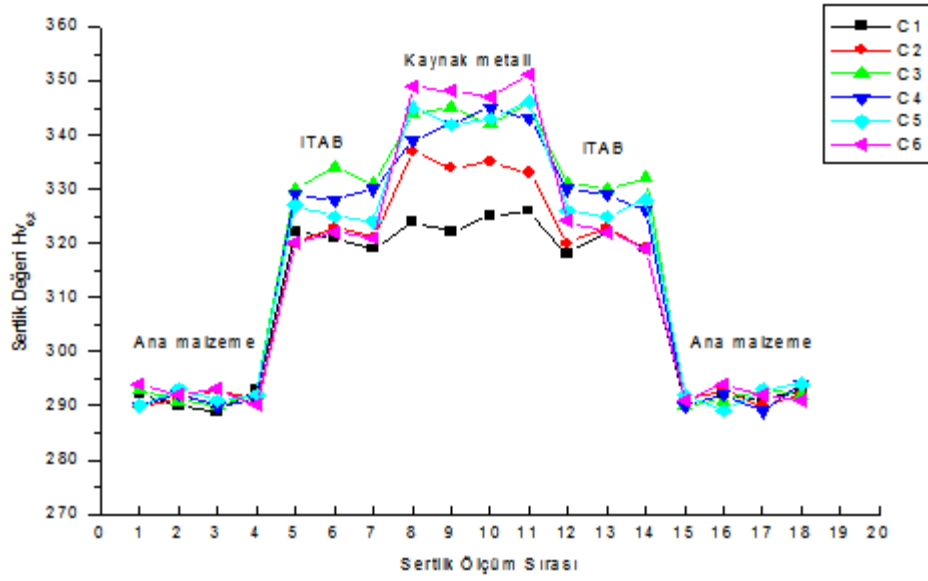
Sonuç olarak kaynak sonrası ısıl işlem uygulanması neticesinde martenzitik paslanmaz çelik numunelerin ITAB ve kaynak metallerinde arzu edilen sertlik değerlerine ulaşıldığı görülmektedir. Bu durumun farklı yükler etkisi altında kalan bu malzemelerin davranışlarına yansımaları beklenir.

#### 4.2.4.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucu

Çalışmada kullanılan iki farklı kaynak gücü ve üç farklı kaynak ilerleme hızı kaynak parametreleri göz önünde bulundurularak elde edilen birleştirmelerin, AISI 2205 ana malzeme, ITAB ve kaynak metali sertlik dağılımları mikrosertlik ölçümü ( $HV_{0,2}$ ) ile belirlenmiştir. Belirtilen bölgelerden alınan ortalama sertlik sonucu Çizelge 4.13’de verilmiş ve grafiksel olarak Şekil 4.71’de gösterilmiştir.

Çizelge 4.13. AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik birleştirmesinin farklı bölgelerinin sertlik sonucu.

Numune No AISI 2205	Sertlik Değeri $HV_{0,2}$		
	Ana malzeme	ITAB	Kaynak metali
C1; 3500W/90cm/dk	294	320	324
C2; 3500W/180cm/dk	289	322	335
C3; 3500W/270cm/dk	298	331	345
C4; 4000W/90cm/dk	287	328	343
C5; 4000W/180cm/dk	291	326	343
C6; 4000W/270cm/dk	293	321	348



Şekil 4.71. C1; 3500W/90cm/dk, C2; 3500W/180cm/dk, C3; 3500W/270cm/dk, C4; 4000W/90cm/dk, C5; 4000W/180cm/dk, C6; 4000W/270cm/dk parametreleriyle birleştirilen AISI 2205 numunelerine ait sertlik dağılımları.

Çizelge 4.13 ve Şekil 4.71’de görüldüğü gibi AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunelerin sertlik ölçümü sonuçları incelendiğinde, sertliği ölçülen bölgeler arasında kaynak metali en sert bölge daha sonra ITAB ve sonrasında da ana metale ait bölgelerin geldiği görülmektedir. Kaynak parametrelerinin sertlik değeri üzerinde etkisi çok belirgin değildir. Birleştirmelerin elde edilmesinde kullanılan ısı girdilerinin yakın oluşu, bu çeliğin ısı ile sertleştirilememesi bu sonuçların üzerinde etkisi olduğu düşünülmektedir.

Tüm kaynak parametreleri için ITAB ve kaynak metalinde çatlak riskine neden olabilecek 350 Vickers sertlik değerinin aşılmadığı sonuçlardan görülmektedir. Kaynak termal çevriminden etkilenen AISI 2205 ITAB ferrit-östenit dengesi ferrit tanelerinin kabalaşarak ferrit lehine eğilim göstermesi bu bölgenin sertliğinin ana metalden fazla ancak ince taneli kaynak metalinden daha düşük bulunmasına neden olduğu düşünülmektedir.

Kaynak metalinin sertliğinin daha yüksek bulunmasında kaynak metali morfolojisi ve hızlı katılaşmanın sonucu ferrit matrikste bulunan östenit tanelerinin boyutunun daha ince olması etkili olduğu düşünülmektedir. Daha düşük kaynak ilerleme hızıyla

birleştirilen numunelerin kaynak metali sertliklerinin de daha düşük olması yine göze çarpan bir ayrıntıdır.

### **4.3. DENEY NUMUNELERİNİN BİYOAKTİVİTE ÖZELLİKLERİNİN TESPİTİ**

Paslanmaz çelik ana malzeme ve lazer kaynaklı deney numunelerinin biyoaktivite özelliklerini tespit etmek amacıyla yapay vücut sıvısı (SBF) içerisinde 1-28 gün arasında bekletilen deney numunelerinin yüzeyinde hidroksiapatit (HA) oluşumu ağırlık artışının tespiti yöntemiyle belirlenmiş ve deney numunelerinin yüzeyinde hidroksiapatit oluşumu metalografik olarak incelenmiştir.

#### **4.3.1. Deney Numunelerinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı ile Tespiti**

Deney numunelerinin yapay vücut sıvısı (SBF) içerisinde bekletme süresine bağlı olarak yüzeylerinde hidroksiapatit katmanı oluşumu miktarı 1, 3, 7, 14, 21 ve 28 gün için hassas terazi (0,0001 g.) kullanılarak belirlenmiştir. Numunelerin yüzeylerinin apatit minerali katmanı ile kaplanmasından sonra oluşan ağırlık artışı değişimleri aşağıdaki denklem kullanılarak hesaplanmıştır.

$$\text{Ağırlık artışı} = W_1 - W_0 / A$$

$W_1$  = SBF içerisinde bekletildikten sonraki ağırlık

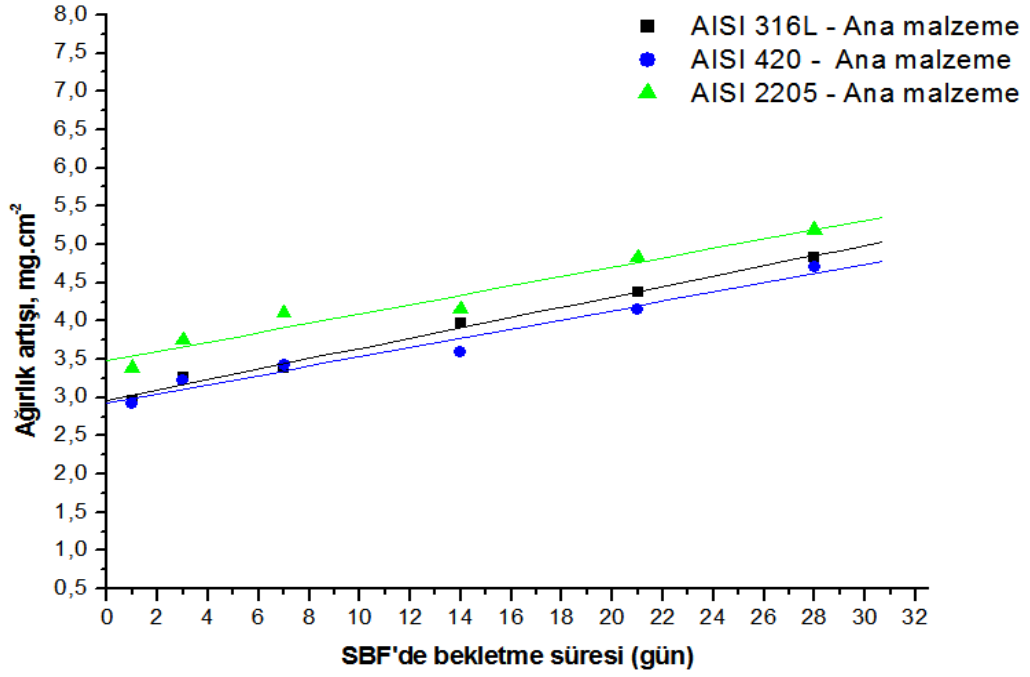
$W_0$  = SBF deneyi öncesi ağırlık

A = numunenin yüzey alanı

#### **4.3.1.1. Paslanmaz Çelik Ana Malzeme Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı ile Tespiti**

Çalışmada, biyoaktivite özellikleri araştırılan ve bu amaçla SBF içerisinde 1-28 gün aralığında bekletilen paslanmaz çelik ana malzemeler (AISI 316L, AISI 420, AISI 2205) için elde edilen sonuçlar grafiksel olarak Şekil 4.72'de gösterilmiştir.



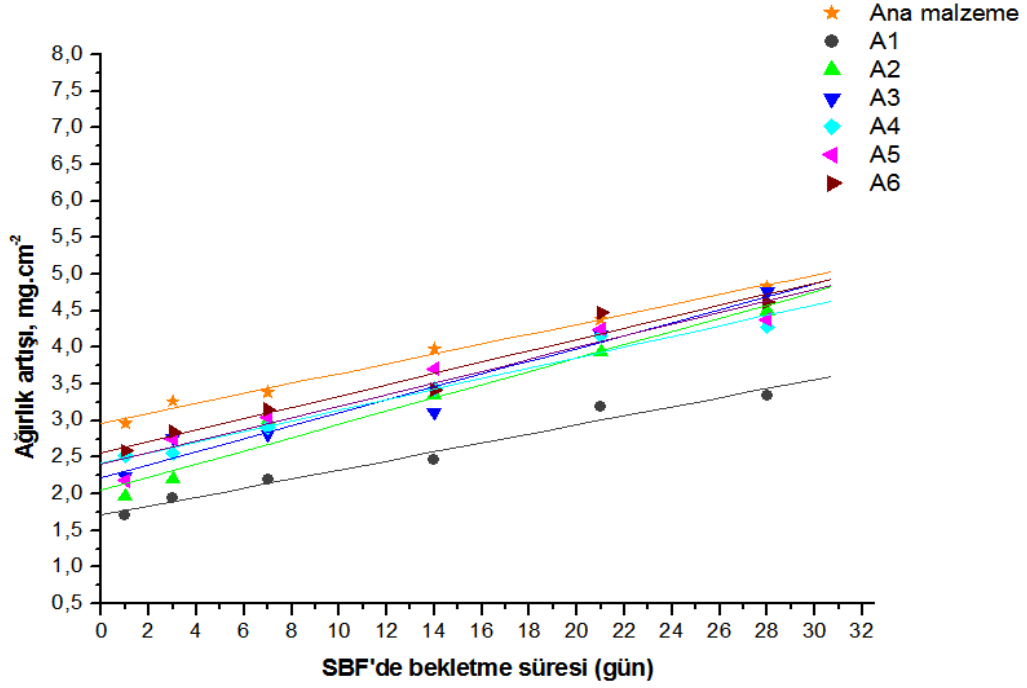


Şekil 4.72. SBF içerisinde bekletilen paslanmaz çeliklere ait numunelerin ağırlık artışı.

Şekil 4.72'den görüldüğü gibi paslanmaz çelik numunelerin SBF içerisinde bekletme süresinin artmasıyla birlikte yüzeylerinde oluşan hidroksiapatit miktarının arttığı açık olarak görülmektedir. Üç farklı paslanmaz çelik ana malzeme kendi arasında mukayese edildiğinde AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunesi üzerinde apatit artış miktarının az da olsa daha fazla olduğu gözlenmiştir. Aynı zaman sürecinde yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilmesine rağmen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik yüzeyinde hidroksiapatit çekirdeklenmesinin ve gelişiminin daha hızlı meydana geldiğine işaret etmektedir. İlave olarak bu durum dubleks paslanmaz çelik ana malzeme yüzeyinde apatit tutunmasının AISI 316L ve AISI 420 paslanmaz çelik ana malzemelerine göre daha iyi gerçekleştiğine işaret etmektedir.

#### 4.3.1.2. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti

Çalışmada 1-28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmelerinin yüzeylerinde biriken apatitin ağırlık artışı ölçülmüş sonuçlar grafiksel olarak Şekil 4.73'de gösterilmiştir.

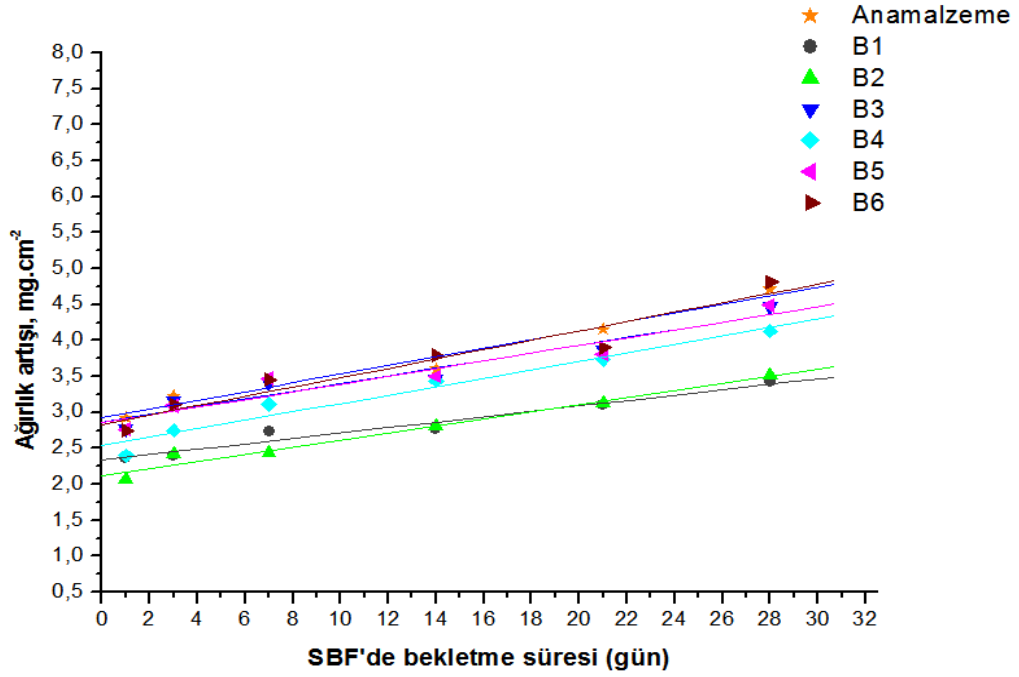


Şekil 4.73. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L deney numunelerinin ağırlık artışı.

Şekil 4.73'den görüldüğü gibi tüm kaynak parametreleri için artan vücut sıvısı içerisinde bekleme süresine göre AISI 316L östenitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmesinin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanının arttığı tespit edilmiştir. Kaynak ısı girdisi arttıkça genel eğilim yüzeyde biriken apatit katmanının kalınlığı dolayısıyla ağırlığının artışı yönündedir. Kaynak termal çevriminden etkilenen paslanmaz çeliğin vücut sıvısından etkilenerek daha fazla apatit mineralleri birikimine neden olduğu düşünülmektedir. Ancak, AISI 316L östenitik paslanmaz çelik kaynaklı numunenin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanı tüm şartlar için ana malzemenin yüzeyinde birikenden daha düşük bulunmuştur.

#### 4.3.1.3. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti

Çalışmada 1-28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmelerinin yüzeylerinde biriken hidroksiapatit ağırlık artışı ölçülmüş sonuçlar grafiksel olarak Şekil 4.74'de gösterilmiştir

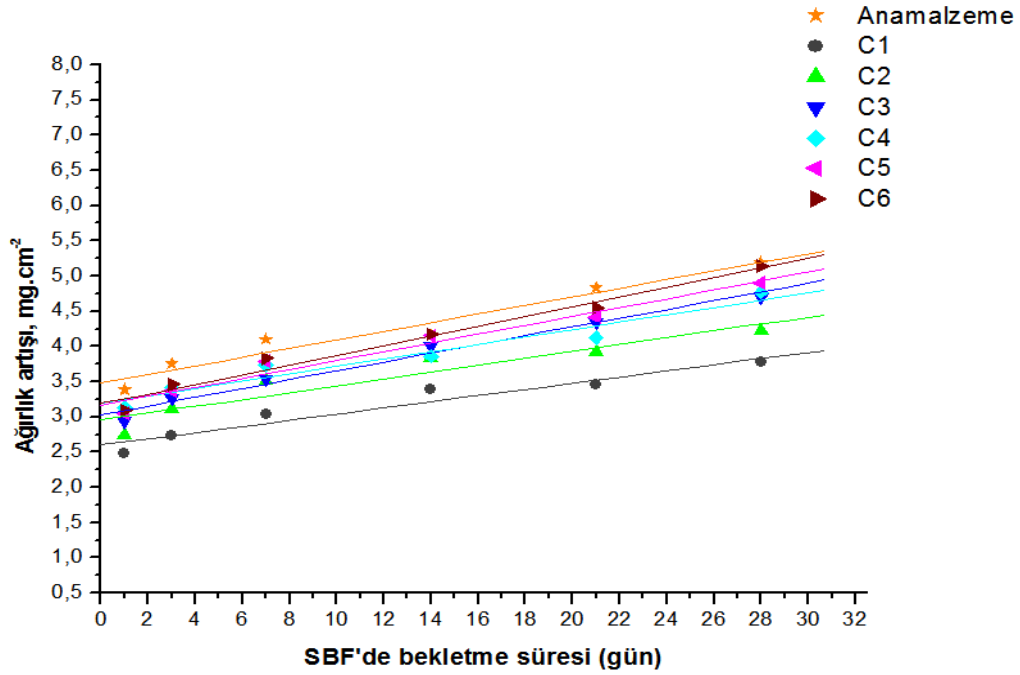


Şekil 4.74. SBF içerisinde bekletilen AISI 420 deney numunelerinin ağırlık artışı.

Şekil 4.74'den görüldüğü gibi tüm kaynak parametreleri için artan vücut sıvısı içerisinde bekleme süresine göre AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmesinin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanının arttığı net olarak görülmektedir. Kaynak ısı girdisi arttıkça genel eğilim yüzeyde biriken hidroksiapatit katmanının kalınlığı dolayısıyla ağırlığının artışı yönündedir. Kaynak termal çevriminden etkilenen paslanmaz çeliğin vücut sıvısından etkilenerek daha fazla apatit minerali birikimine neden olduğu düşünülmektedir. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik ana malzemenin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanı kaynaklı birleştirmelerden tüm bekleme zamanları için bir miktar daha yüksek bulunmuştur.

#### 4.3.1.4. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti

Çalışmada 1-28 gün SBF içerisinde bekletilen AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmelerinin yüzeylerinde biriken hidroksiapatit ağırlık artışı grafiksel olarak Şekil 4.75'de gösterilmiştir



Şekil 4.75. SBF içerisinde bekletilen AISI 2205 deney numunelerinin ağırlık artışı.

Şekil 4.75'den görüldüğü gibi tüm kaynak parametreleri için artan vücut sıvısı içerisinde bekleme süresine göre AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmesinin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanının arttığı net olarak görülmektedir. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzemenin yüzeyinde biriken apatit katmanı kaynaklı numunelerden daha yüksek bulunmuştur.

Genel olarak sonuçlar değerlendirildiğinde, farklı lazer kaynak parametreleriyle birleştirilen ya da başka bir ifadeyle farklı ısı girdisiyle birleştirilmiş deney numunelerinin yüzeylerinde hidroksiapatit miktarının değişimine paslanmaz çelik türünün yanısıra, kaynak termal çevriminin de etkisi olduğu görülmektedir. SBF içerisinde 28 gün bekletilen kaynaklı deney numunelerinin sonuçlarına bakıldığında AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin ağırlık artış miktarlarının AISI 316L östenitik ve AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinden çok az da olsa daha fazla olduğu anlaşılmaktadır. Bu sonuçlardan, lazer kaynaklı ve kaynaklı AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin yüzeyde apatit oluşturabilme ya da diğer bir ifadeyle biyoaktivite özellikleri diğer paslanmaz çelik numunelere göre daha iyi olduğunu işaret etmektedir.

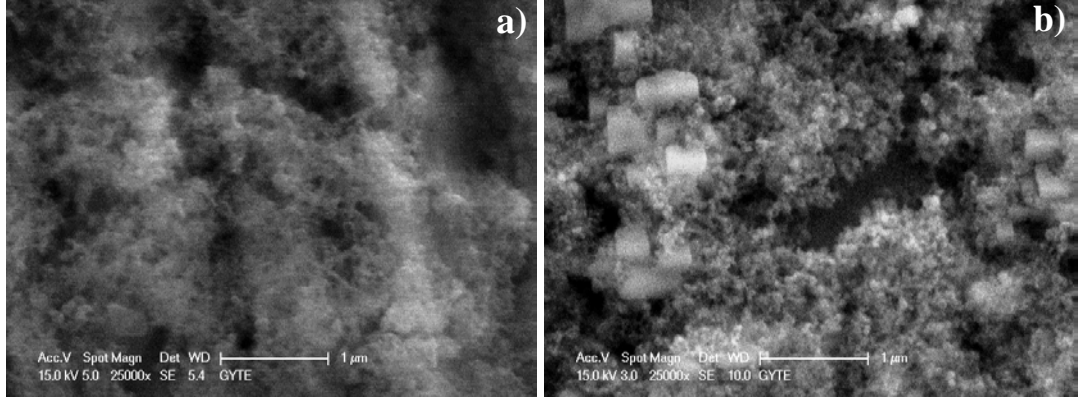
Lazer kaynaklı paslanmaz çelik deney numunelerinin yüzeyinde hidroksiapatit katmanı oluşumu üzerinde kaynak parametrelerinden ısı girdisi ve kaynak ilerleme hızı diğer bir ifadeyle ısı girdisinin etkisi çok belirgin olmasa da genel eğilim ısı girdisi arttıkça bekleme süresine bağlı olarak yüzeylerde apatit birikimini arttırdığı düşünülmektedir. Lazer kaynaklı AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine uygulanan kaynak öncesi ve kaynak sonrası ısıl işlem prosedürünün numune yüzeylerinde ve özellikle kaynak dikişi üzerinde apatit gelişimini etkilemesinin yanısıra, ağırlık artışı değişimine korozyon oluşumunun da etkisinin olabileceği düşünülmektedir. Lazer kaynaklı AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliklerin ağırlık artışı değişimlerine ise ısı girdisinin yanında malzeme mikroyapı ve morfolojisinin de etki ettiği düşünülmektedir.

#### **4.3.2. SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi**

SBF içerisinde 1, 3, 7, 14, 21 ve 28 gün bekletme sürecinin ve lazer kaynak parametrelerinin paslanmaz çelik deney numuneleri yüzeylerinde biriken hidroksiapatit morfolojisine etkisini belirleyebilmek için ana malzeme ve özellikle kaynaklı numunelerin kaynak bölgeleri yüzeyleri SEM vasıtasıyla incelenmiş ve numunelerin hidroksiapatit katmanı üzerinden noktasal EDS analizi gerçekleştirilmiştir.

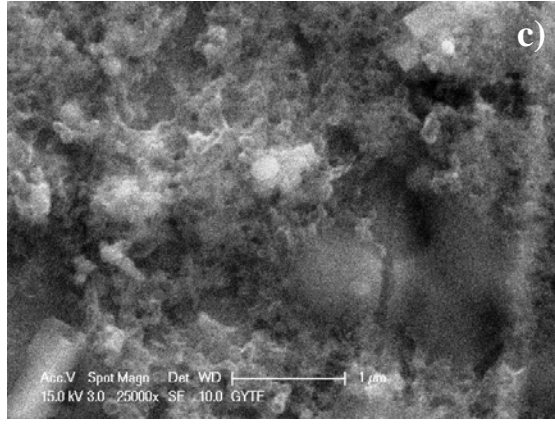
##### **4.3.2.1. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik Ana Malzeme Numunelerin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi**

Çalışmada SBF yapay vücut sıvısı içerisinde 28 gün bekletilen paslanmaz çelik ana malzeme yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanı SEM görüntüleri Şekil 4.76 a), b) ve c)'de gösterilmiştir.



A grubu; AISI 316L ana malzeme

B grubu; AISI 420 ana malzeme

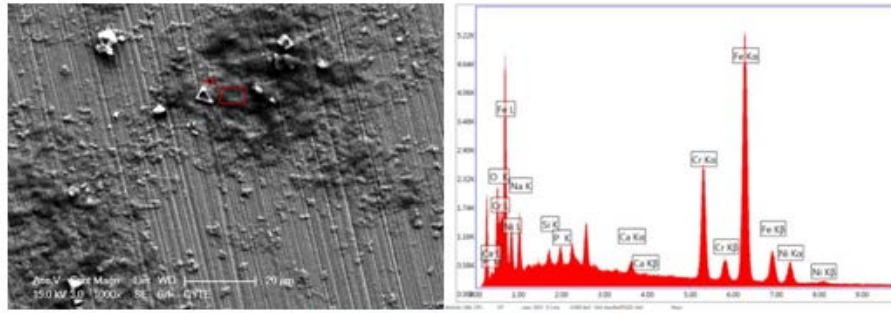


C grubu; AISI 2205 ana malzeme

Şekil 4.76. SBF içerisinde 28 gün bekletilen ana malzeme yüzeylerinde oluşan hidroksiapatit tabakasının SEM görüntüleri a) AISI 316L b) AISI 420 c) AISI 2205 ana malzeme.

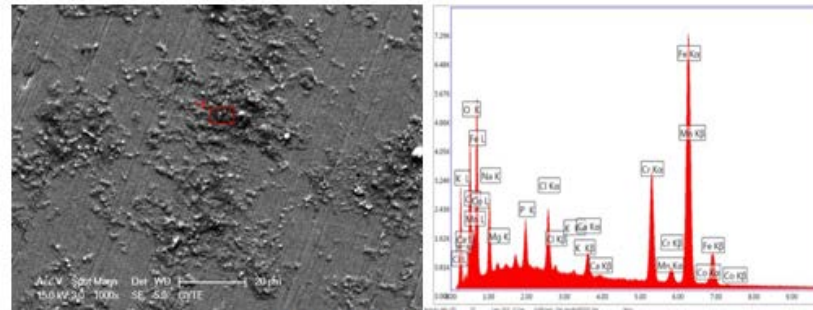
Şekil 4.76 a), b) ve c) den görüldüğü gibi çalışmada kullanılan östenitik, martenzitik ve dubleks paslanmaz çelik ana malzemelerin SBF yapay vücut sıvısı içerisinde 28 gün bekletilmesiyle yüzeylerinde hidroksiapatit katmanının oluştuğu net olarak görülmektedir.

Çalışmada kullanılan, yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 ana malzemeler üzerinden noktasal EDS analizi alınmış sonuçlar sırasıyla Şekil 4.77, Şekil 4.78 ve Şekil 4.79'da gösterilmiştir.



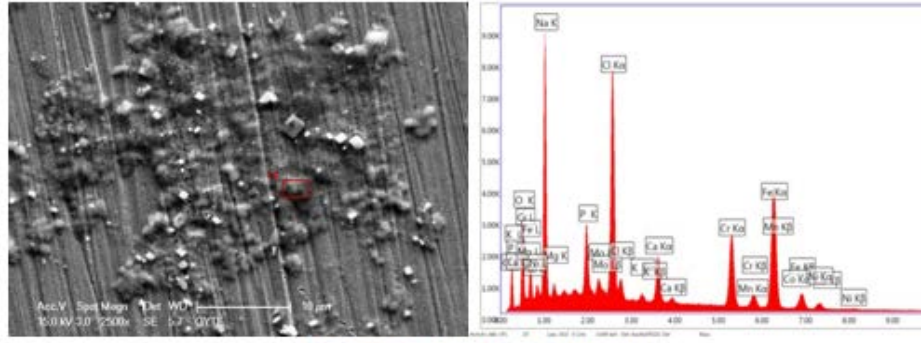
Element	Weight %	Atomic
O K	3.01	8.86
NaK	6.19	12.7
SiK	0.48	0.8
P K	0.82	1.25
CaK	0.9	1.06
CrK	14.76	13.38
FeK	64.85	54.73
NiK	8.99	7.22

Şekil 4.77. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik ana malzeme numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.



Element	Weight %	Atomic
O K	5.35	14.38
NaK	7.13	13.34
P K	2.13	2.95
CaK	1.95	2.09
CrK	13.88	11.48
MnK	0.82	0.64
FeK	63.86	49.17

Şekil 4.78. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik ana malzeme numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.



Element	Weight %	Atomic
O K	6.26	13.95
NaK	19.9	30.87
P K	3.28	3.77
MoL	1.45	0.54
CaK	3.92	3.49
CrK	11.91	8.17
NiK	2.82	1.71

Şekil 4.79. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzeme numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.

EDS incelemeleri sonucunda ilk günlerden itibaren numune yüzeylerinde kemik dokusuna benzer bir yapı olan Hidroksiapatit (Hydroxyapatite -  $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ ) yapısının ana elementleri olan Ca, P, O ve Na elementlerinin oluştuğu tespit edilmiştir. Bilindiği üzere HA kaplanmış implant malzemeler kemik dokusuyla daha kısa sürede güçlü bağlar oluşturmakta ve bu sayede daha kısa sürede iyileşme meydana gelmektedir.

Teorik olarak hidroksiapatit yapısının stokiyometrik Ca/P değeri 1,67 dir. Ancak, doymuş çözelti içerisinde farklı türde Ca/P oranları oluşabilmektedir. Bir sistemin aşırı doygunluğu ile ilgili olan kalsiyum fosfat fazları termodinamik olarak belirtilmektedir.

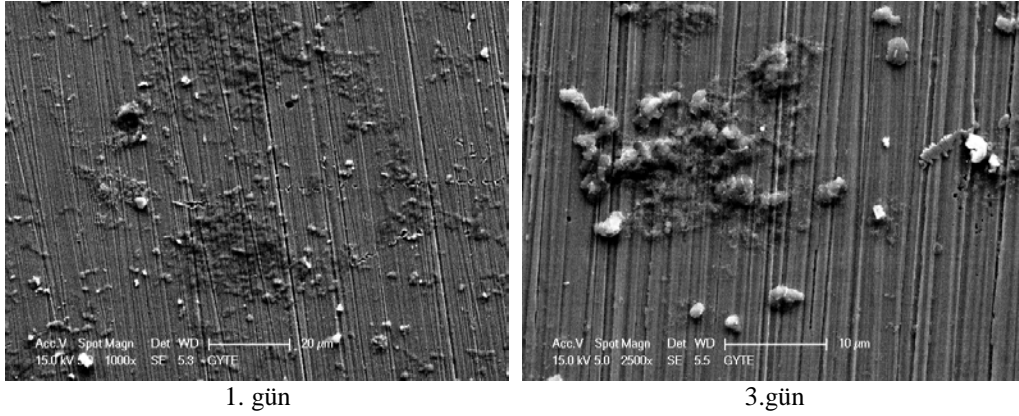
AISI 316L paslanmaz çelik ana malzemesine ait deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletme sonucunda Ca/P oranı yaklaşık 1,09, AISI 420 paslanmaz çelik ana malzemesine ait deney numunesinin Ca/P oranı yaklaşık 0,91, AISI 2205 paslanmaz



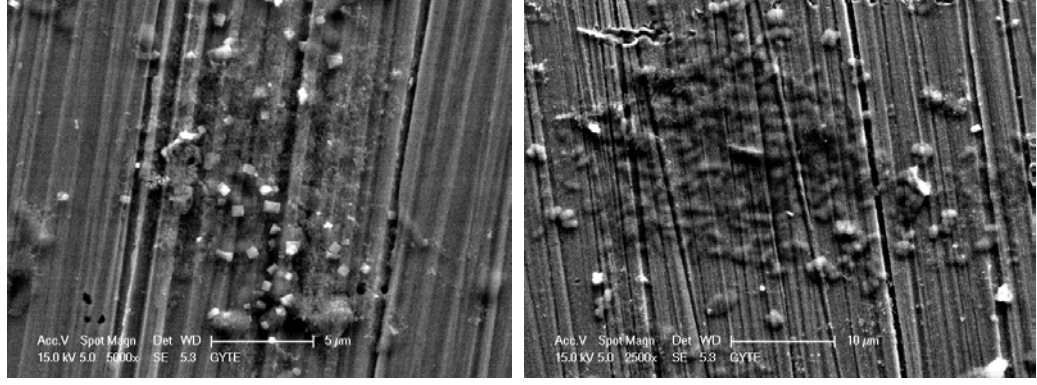
çelik ana malzemesine ait deney numunesinin ise Ca/P oranı yaklaşık 1,19 hesaplanmıştır. Deney numunelerinin yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanın Ca/P oranlarının 1,67 oranının altında olması düşük kristalliğe sahip kalsiyum eksikli karbonat HA yapısı olarak adlandırılmaktadır.

#### 4.3.2.2. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi

Çalışmada 3500W/90cm/dk. ile en düşük kaynak ilerleme hızına ve en düşük lazer kaynak gücü parametreleriyle birleştirilmiş numunelerin kaynak dikişi yüzeylerinde gelişen 1-28. günlerine ait hidroksiapatit (HA) görüntüleri alınmıştır (Şekil 4.80). Diğer kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin yalnızca 28. gün bekleme süresi sonrasındaki hidroksiapatit yüzey morfolojisi görüntüleri alınmıştır. Ancak burada en yüksek kaynak gücü ve en yüksek ilerleme hızıyla birleştirildikten sonra 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen numunenin SEM görüntüsü gösterilmiştir (Şekil 4.81).

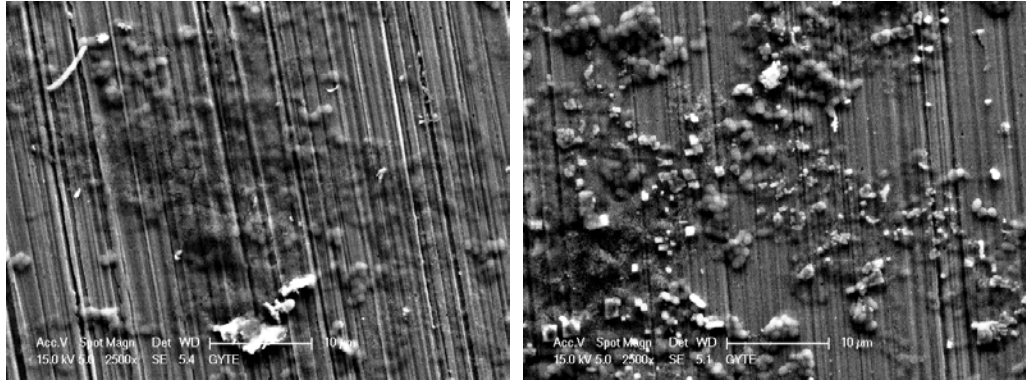


Şekil 4.80. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 1-28 gün SBF’de bekletilmesiyle oluşan yüzey değişimi-HA oluşumunun günlere göre değişimi.



7.gün

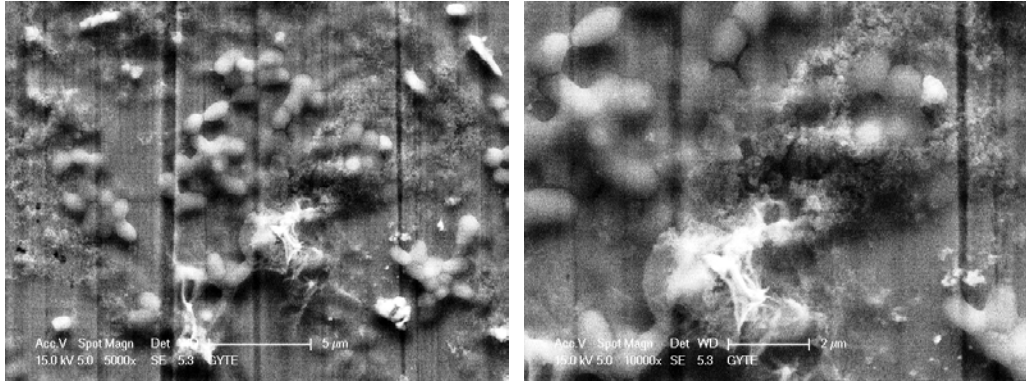
14.gün



21.gün

28.gün

Şekil 4.80. (devam ediyor).

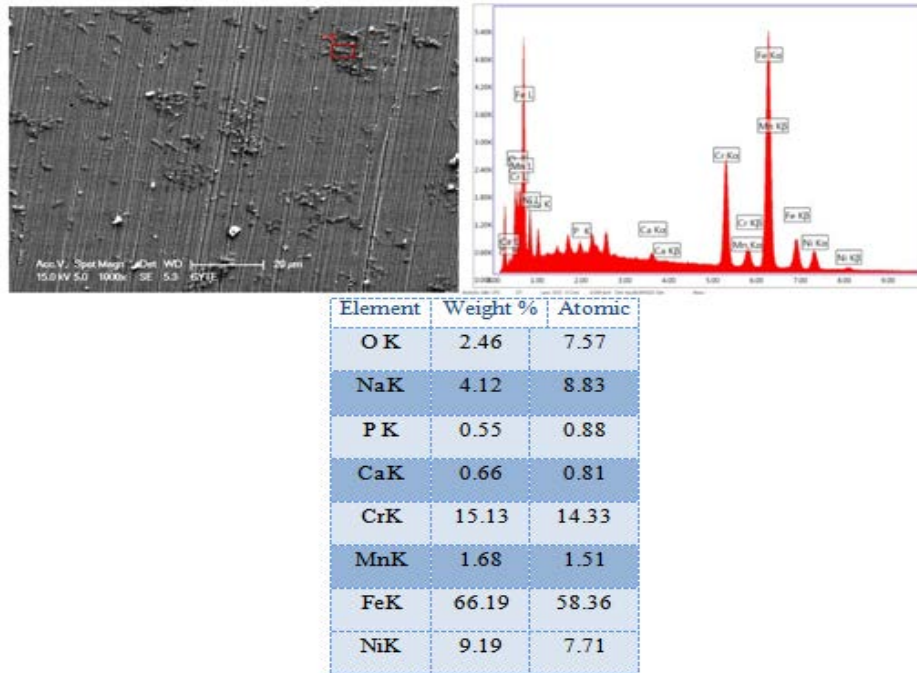


Şekil 4.81. A6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 28. gün sonunda HA oluşumu.

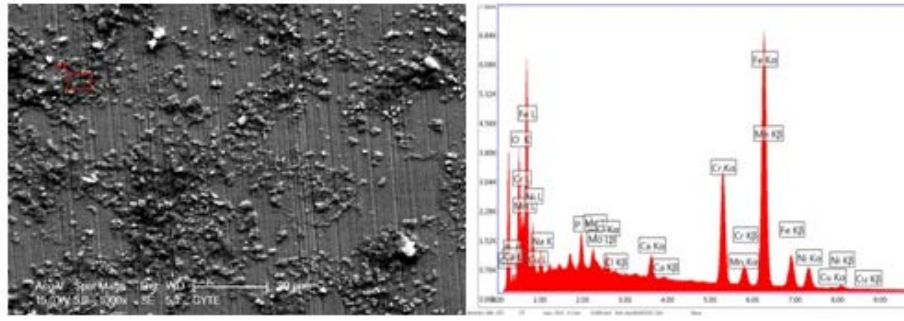
Şekil 4.80 ve Şekil 4.81'den görüldüğü gibi numunelerinin kaynak metali merkez olacak şekilde alınan SEM görüntüleri incelendiğinde birinci günden itibaren bütün deney numuneleri yüzeylerinde apatit oluşumunun gerçekleştiği görülmektedir. SBF içerisinde bekletme süresinin artışına bağlı olarak hidroksiapatit oluşumunun da artış gösterdiği görülmektedir. Bu durum aynı zamanda hidroksiapatit tabakasının kalınlık

artışının da bir göstergesi olarak söylenebilir. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerinin farklı kaynak parametreleriyle birleştirilmesine bağlı olarak oluşan kaynak metali ve ITAB genişliğinin farklı olması diğer bir ifadeyle kaynak termal çevriminden etkilenen bölge genişliğinin değişmesine bağlı olarak hidroksiapatit katmanı oluşumunun yüzeylerde eşit bir dağılım göstermediği görülmektedir. Hidroksiapatit oluşumunun nano-gözenekli yapıda gerçekleştiği görüntülerden anlaşılmaktadır.

İlaveten çalışmada 3500W/90cm/dk. en düşük kaynak gücü ve ilerleme hızı ile birleştirilmiş numunelerin 7 ve 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletildikten sonra bilhassa kaynak dikiş yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanlarından noktasal EDS analizi alınmıştır (Şekil 4.82, Şekil 4.83). Diğer kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin yalnızca 28. gün bekletme süresi sonrasındaki hidroksiapatit katmanından noktasal EDS analizi alınmıştır. Ancak, burada en yüksek kaynak gücü ve en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirildikten sonra 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen deney numunesinin kaynak dikişi yüzeyinden alınan EDS analiz sonucu şekilde gösterilmiştir (Şekil 4.84).

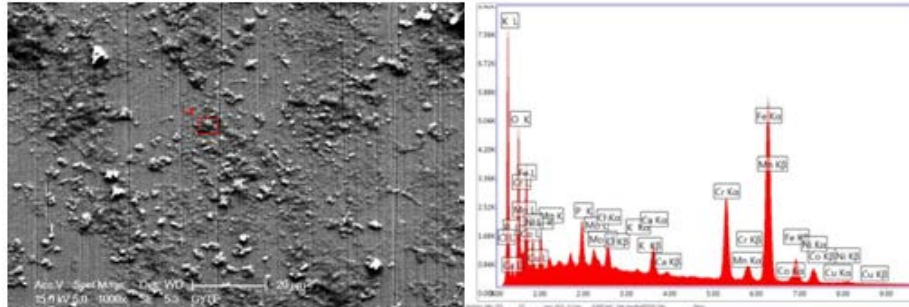


Şekil 4.82. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 7 gün bekletilmesiyle kaynak dikiş yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.



Element	Weight %	Atomic
OK	4.65	13.7
NaK	3.25	6.66
PK	1.48	2.26
MoL	1.62	0.8
CaK	1.55	1.83
CrK	14.29	12.95
NiK	8.14	6.54

Şekil 4.83. A1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.



Element	Weight %	Atomic
OK	7.79	20.73
NaK	4.8	8.89
PK	2.27	3.13
MoL	1.68	0.75
CaK	2.61	2.77
CrK	13.22	10.83
NiK	7.14	5.18

Şekil 4.84. A6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.

Şekil 4.82, Şekil 4.83, Şekil 4.84'den görüldüğü üzere SBF içerisinde 7 ve 28 gün süreyle bekletilen AISI 316L östenitik (A grubu), paslanmaz çelik deney numunelerinin yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanı SEM-EDS ile analiz edilerek karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Numune yüzeylerinin özellikle 28. günün sonunda tamamen ve daha yoğun hidroksiapatit mineralleriyle kaplanmasının tespit edilmesiyle birlikte diğer numunelerin yalnızca SBF içerisinde 28 gün bekletilen yüzeylerinin EDS incelemeleri yapılmıştır.

EDS incelemeleri sonucunda ilk günlerden itibaren kaynaklı numune yüzeylerinde de kemik dokusuna benzer bir yapı olan Hidroksiapatit (Hydroxyapatite -  $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$ ) yapısının ana bileşenleri olan Ca, P, O ve Na elementlerinin olduğu tespit edilmiştir. Daha önce de ifade edildiği gibi hidroksiapatit kaplanmış implant malzemeler kemik dokusuyla daha kısa sürede güçlü bağlar oluşturmakta ve bu sayede daha kısa sürede iyileşme meydana gelmektedir.

Lazer kaynaklı numunelerinin SBF içerisinde 7. ve 28. gün bekletilmeleri sonucunda kaynak dikişleri yüzeylerinde oluşan hidroksiapatit katmanının EDS ile incelenmesi sonucunda özellikle 28 gün bekletilen numunelerden Ca ve P elementine ait sinyallerin artış gösterdiği tespit edilmiş, ancak Cr elementine ait sinyallerin azalış gösterdiği belirlenmiştir. Bu sinyal değişimleri SBF içerisinde bekleme süresinin artışına bağlı olarak numune yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanının artışıyla birlikte ana metale ait piklerin azalış göstermesi ve bununla birlikte Ca ve P elementlerinin artışına bağlı olarak güçlü sinyaller alınmasından kaynaklanmaktadır.

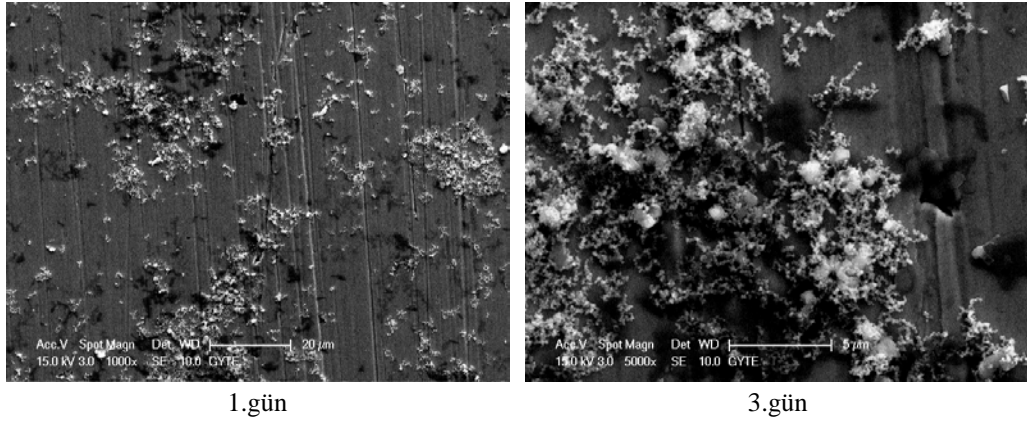
SBF içerisinde bekletilen deney numunelerinin yüzeylerinde HA birikiminin artışı bekleme süresiyle orantılı olarak artış gösterirken aynı zamanda hidroksiapatit tabakası içerisindeki biyoaktif Ca ve P birikiminin de artış gösterdiği EDS analizi ile belirlenmiştir.

AISI 316L paslanmaz çelik ana malzemesine ait deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekleme sonucunda Ca/P oranı yaklaşık 1,09 iken, kaynaklı deney numunelerinden A1 numaralı numunenin SBF içerisinde 7 gün bekletilmesi sonucundaki Ca/P oranı 1,2 olarak hesaplanmıştır. Diğer kaynaklı deney

numunelerinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesi sonucunda oluşan Ca/P oranları sırasıyla A1; 1.04, A2; 1.14, A3; 1.06, A4; 1.10, A5; 1.11 ve A6; 1.14 olarak hesaplanmıştır.

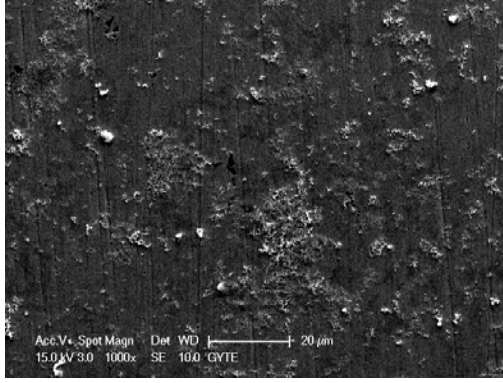
#### 4.3.2.3. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Birleştirmesinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi

Çalışmada 3500W/90cm/dk. ile en düşük kaynak ilerleme hızı ve en düşük lazer kaynak gücüyle birleştirilmiş numunelerin kaynak dikişi yüzeylerinde 1, 3, 7, 14, 21 ve 28 günlere ait hidroksiapatit görüntüleri alınmıştır (Şekil 4.85). Diğer kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin yalnızca 28. gün bekletme süresi sonrasındaki hidroksiapatit yüzey morfolojisi görüntüleri alınmıştır. Ancak burada en yüksek kaynak gücü ve en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirildikten sonra 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen deney numunesinin SEM görüntüsü gösterilmiştir. (Şekil 4.86).

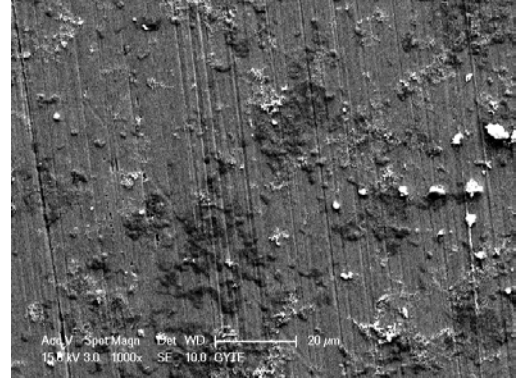


Şekil 4.85. B1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 1-28 gün arasında SBF’de bekletilmesiyle oluşan yüzey değişimi-HA oluşumu.

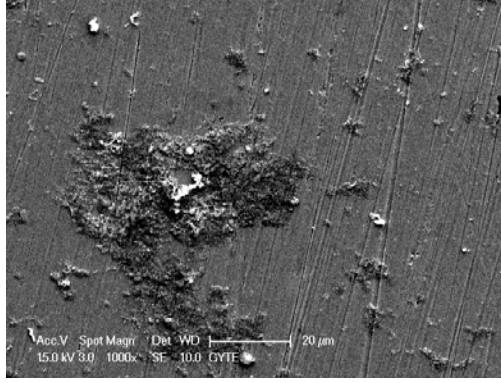




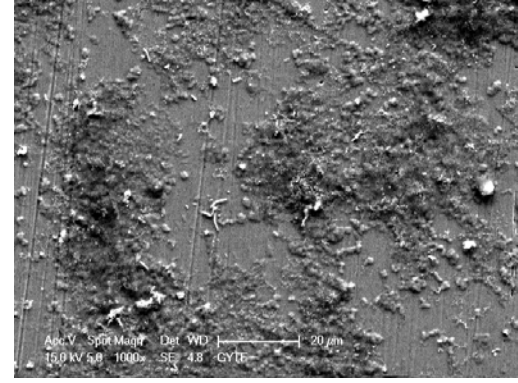
7.gün



14.gün

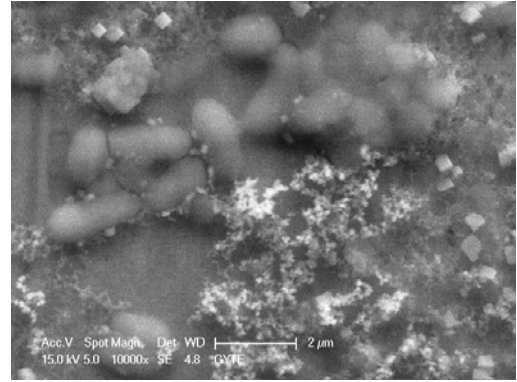
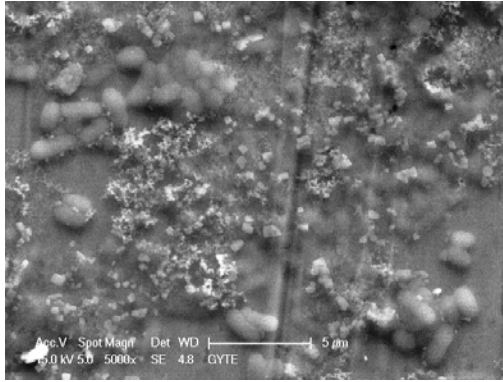


21.gün



28.gün

Şekil 4.84. (devam ediyor).

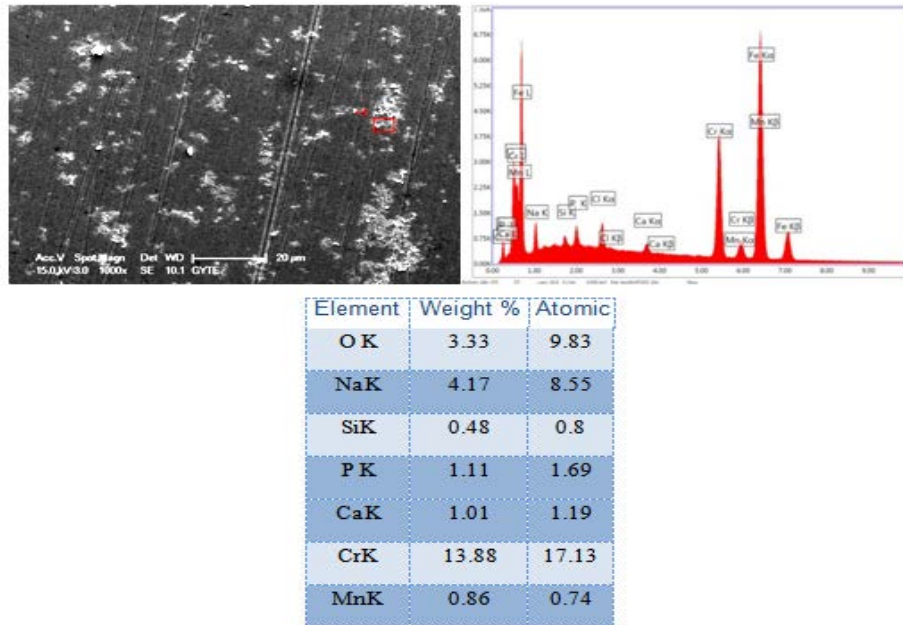


Şekil 4.86. B6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 28.gün sonunda HA oluşumu.

Şekil 4.85 ve Şekil 4.86'dan görüldüğü gibi ilk günden itibaren bütün deney numuneleri yüzeylerinde hidroksiapatit oluşumunun gerçekleştiği ve SBF içerisinde bekleme süresinin artışına bağlı olarak hidroksiapatit oluşumunun da artış gösterdiği görülmektedir. Bu durum aynı zamanda hidroksiapatit tabakasının kalınlık artışının da bir göstergesi olarak söylenebilir. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney

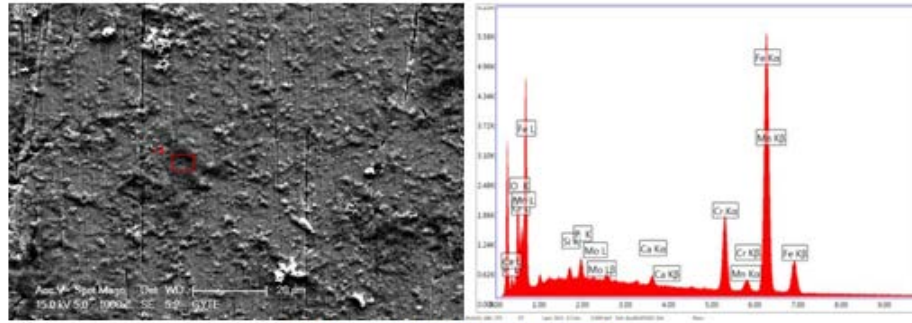
numunelerinin farklı parametrelerle birleştirilmesine bağlı olarak oluşan kaynak metali ve ITAB genişliği kaynak termal çevriminden farklı derecelerde etkilendiği için hidroksiapatit oluşumunun yüzeylerde eşit bir dağılım göstermediği görülmektedir. Martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine ait B grubu hidroksiapatit morfolojisi incelendiğinde ise nano-gözenekli hidroksiapatit yumru yapısının yanısıra üzüm salkımına benzer öbeklerinin olduğu görülmektedir (Şekil 4.86). Bu üzüm salkımına benzer hidroksiapatit yapıları apatit astar katmanının kısmen zaman zaman hızlı bir çekirdeklenme göstermesinden ileri gelmektedir.

İlaveten, çalışmada 3500W/90cm/dk. en düşük kaynak gücü ve ilerleme hızı ile birleştirilmiş numunelerin 7 ve 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletildikten sonra kaynak dikiş yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanından noktasal EDS analizi alınmıştır (Şekil 4.87, Şekil 4.88). Diğer kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin yalnızca 28. gün bekletme süresi sonrasındaki hidroksiapatit katmanından noktasal EDS analizi alınmıştır. Ancak burada en yüksek kaynak gücü ve en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirildikten sonra 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen deney numunesinden alınan noktasal EDS analiz sonucu şekilde gösterilmiştir (Şekil 4.89).



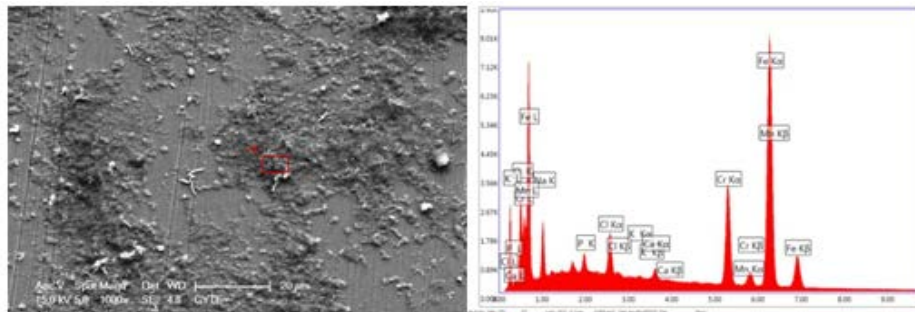
Şekil 4.87. B1;3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 7 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.





Element	Weight %	Atomic
O K	3.96	12.29
Si K	0.58	1.03
P K	1.2	1.93
Mo L	0.52	0.27
Ca K	1.19	1.48
Cr K	11.12	10.62
Mn K	1.11	1.01

Şekil 4.88. B1;3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.



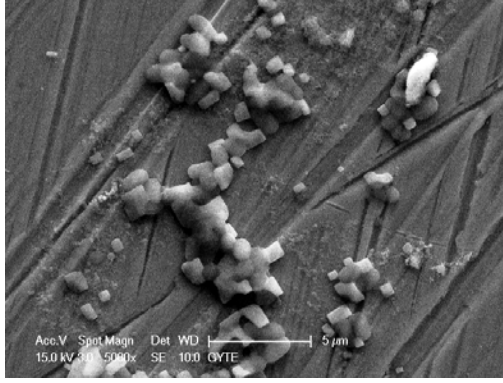
Element	Weight %	Atomic
O K	3.24	9.3
Na K	6.66	13.31
P K	1.11	1.65
Ca K	1.06	1.22
Cr K	13.88	12.27
Mn K	0.98	0.82
Fe K	70.16	57.73

Şekil 4.89. B6;4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.

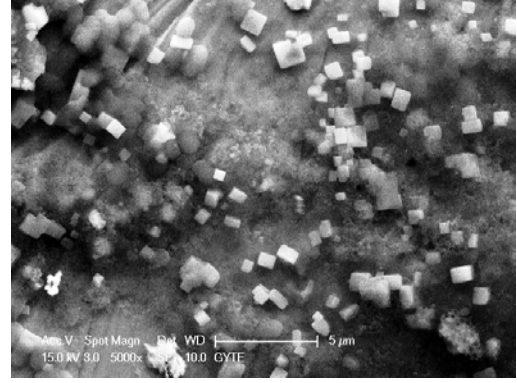
Şekil 4.87, Şekil 4.88 ve Şekil 4.89'dan görüldüğü üzere SBF içerisinde 7 ve 28 gün süreyle bekletilen AISI 420 martenzitik (B grubu), paslanmaz çelik deney numunelerinin yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanının bekleme süresine bağlı olarak EDS analiz sonucunda Ca ve P elementlerinin artış gösterdiği ve bunun yanında Cr elementinin ise azalış gösterdiği belirlenmiştir. AISI 420 paslanmaz çelik ana malzemesine ait deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletme sonucunda oluşan Ca/P oranı yaklaşık 0,91 iken, kaynaklı deney numunelerinden B1 numaralı numunenin SBF içerisinde 7 gün bekletilmesi sonucundaki Ca/P oranı 0,90 olarak hesaplanmıştır. Diğer kaynaklı numunelerin SBF içerisinde 28 gün bekletme sonucunda oluşan Ca/P oranları sırasıyla B1; 0.99, B2; 1.14, B3; 0.96, B4; 1.94, B5; 0.89 ve B6; 0.95 olarak hesaplanmıştır.

#### **4.3.2.4. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Birleştirmesinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İncelenmesi**

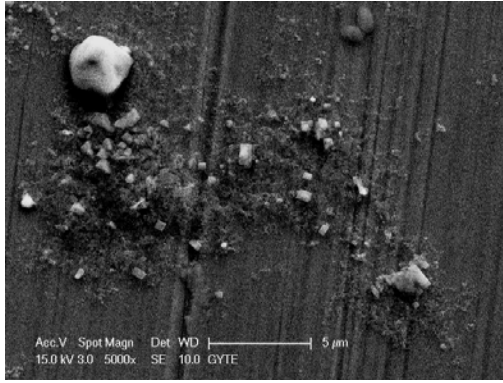
Çalışmada 3500W/90cm/dk. ile en düşük kaynak gücü ve ilerleme hızı parametreleriyle birleştirilmiş AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik numunelerin kaynak dikişi yüzeylerinde gelişen 1, 3, 7, 14, 21 ve 28 gün bekletme sürelerine ait hidroksiapatit görüntüleri alınmıştır (Şekil 4.90). Diğer kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin yalnızca 28. gün bekletme süresi sonrasındaki hidroksiapatit yüzey morfolojisi görüntüleri alınmıştır. Fakat burada en yüksek kaynak gücü ve en yüksek kaynak ilerleme hızıyla birleştirildikten sonra 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen deney numunesinin SEM görüntüsü gösterilmiştir. (Şekil 4.91).



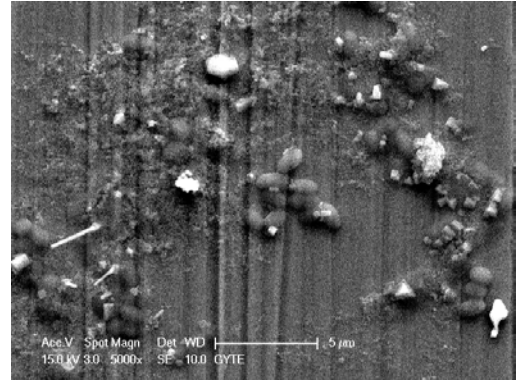
1.gün



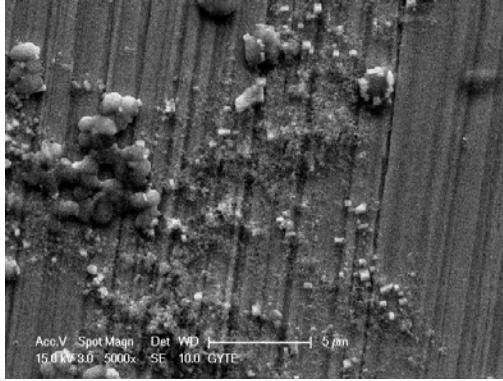
3.gün



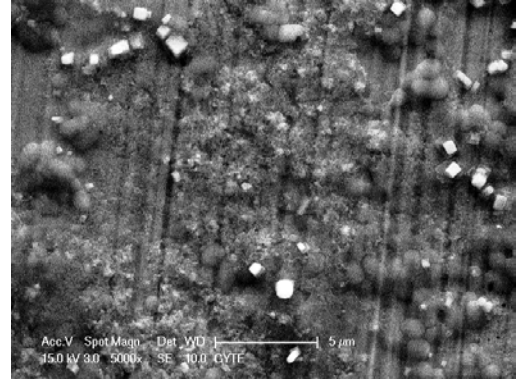
7.gün



14.gün

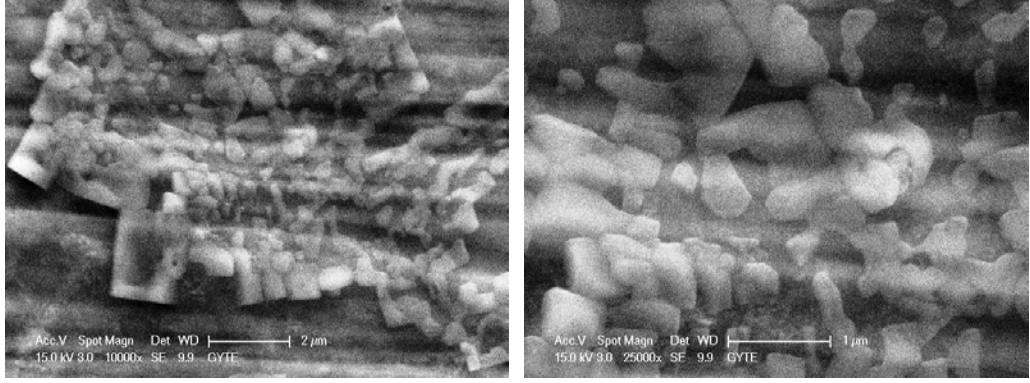


21.gün



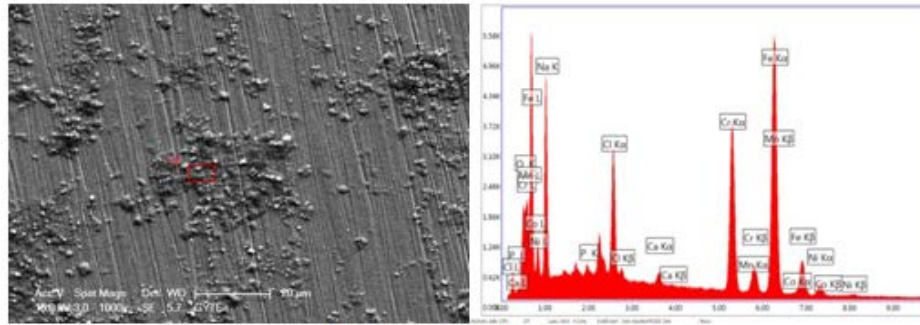
28.gün

Şekil 4.90. C1; 3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 1-28 gün arasında SBF'de bekletilmesiyle oluşan yüzey değişimi-HA oluşumu.



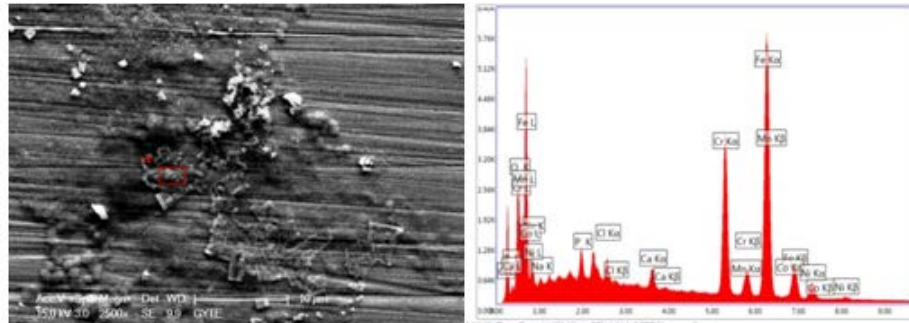
Şekil 4.91. C6; 4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilen numunenin 28.gün sonunda HA oluşumu.

Şekil 4.90 ve Şekil 4.91’den görüldüğü gibi ilk günden itibaren bütün kaynaklı AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numuneleri yüzeylerinde hidroksiapatit oluşumunun gerçekleştiği tespit edilmiştir. Aynı zamanda SBF içerisinde bekletme süresinin artışına bağlı olarak apatit oluşumunun da artış gösterdiği görülmektedir. Bu durum aynı zamanda hidroksiapatit tabakasının kalınlık artışının nedeni olarak görülmektedir. AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanının kaynak termal çevriminden farklı derecelerde etkilenilmesi sebebiyle homojen bir dağılım sergilemediği görülmektedir. Dubleks paslanmaz çelik deney numunelerine ait hidroksiapatit morfolojisinin östenitik paslanmaz çelik numuneleriyle benzerlik gösterdiği görülmektedir. Hidroksiapatit oluşumu nano-gözenekli yapıda gerçekleşirken, yalnız C6 (4000W/270cm/dk) numaralı numune yüzeyinde nano-gözenekli hidroksiapatit morfolojisi üzerinde yaprak (petal) şekline benzer ikinci bir oluşumunun meydana geldiği görülmektedir (Şekil 4.91). İlaveten 3500W/90cm/dk. en düşük kaynak gücü ve ilerleme hızı ile birleştirilmiş numunelerin 7 ve 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletildikten sonra kaynak dikiş yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanından noktasal EDS analizi alınmıştır (Şekil 4.92 ve Şekil 4.93). Diğer kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin yalnızca 28. gün bekletme süresi sonrasındaki hidroksiapatit katmanından noktasal EDS analizi alınmıştır. Burada en yüksek kaynak gücü ve ilerleme hızıyla birleştirildikten sonra 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen numunenin yüzeyinden alınan EDS analiz sonucu şekilde gösterilmiştir (Şekil 4.94).



Element	Weight %	Atomic
O K	1.82	4.89
NaK	14.17	26.5
P K	0.66	0.91
CaK	1.09	1.17
CrK	18.32	15.16
CoK	0.58	0.43
NiK	3.9	2.85

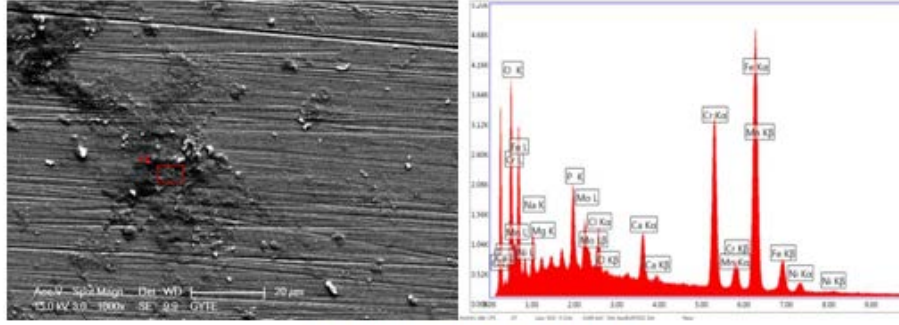
Şekil 4.92. Şekil C1;3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 7 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.



Element	Weight %	Atomic
O K	4.48	10.9
NaK	16.23	27.47
P K	1.98	2.49
CaK	2.11	2.05
CrK	15.12	11.32
CoK	0.24	0.16
NiK	3.78	2.5

Şekil 4.93. C1;3500W/90cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.





Element	Weight %	Atomic
O K	7.23	19.54
NaK	3.9	7.33
P K	2.8	3.91
MoL	3.05	1.37
CaK	2.93	3.17
CrK	19.24	16
NiK	3.21	2.36

Şekil 4.94. C6;4000W/270cm/dk parametresiyle birleştirilmiş numunenin SBF içerisinde 28 gün bekletilmesiyle kaynak dikişi yüzeyinde oluşan HA tabakasının EDS analizi.

Şekil 4.92, Şekil 4.93 ve Şekil 4.94'den görüldüğü üzere SBF içerisinde 7 ve 28 gün süreyle bekletilen AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin yüzeylerinde biriken apatit katmanının SEM-EDS ile analiz edilerek apatit katmanının karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Bu inceleme sonucunda deney numunelerinin yüzeylerinde hidroksiapatit birikiminin artışı bekletme süresinin artışıyla artış göstermesinin yanısıra deney numuneleri yüzeylerinde hidroksiapatit tabakası içerisindeki biyoaktif Ca ve P birikiminin de artış gösterdiği EDS analizi ile belirlenmiştir.

AISI 2205 paslanmaz çelik ana malzemesine ait deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletme sonucunda oluşan Ca/P oranı yaklaşık 1,19 iken, kaynaklı deney numunelerinden C1 numaralı numunenin SBF içerisinde 7 gün bekletilmesi sonucundaki Ca/P oranı 1,65 olarak hesaplanmıştır. Diğer kaynaklı numunelerin SBF içerisinde 28 gün bekletme sonucunda oluşan Ca/P oranları sırasıyla C1; 1.06, C2; 1.05, C3; 1.05, C4; 1.04, C5; 1.10 ve C6; 1.04 olarak hesaplanmıştır.

Genel olarak değerlendirildiğinde AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzeme ve farklı lazer kaynak parametreleriyle birleştirilmiş olan deney numunelerinin Ca/P oranlarının birbirine çok yakın değerlerde olduğu görölmekle birlikte hidroksiapatit mineralinin stokiyometrik oranı olan 1,67 Ca/P oranının altında olduğu belirlenmiştir.

#### **4.4. DENEY NUMUNELERİNİN BİYOKOROZYONU**

##### **4.4.1. Deney Numunelerinin Ağırlık Kaybı ve Korozyon Hızının Belirlenmesi**

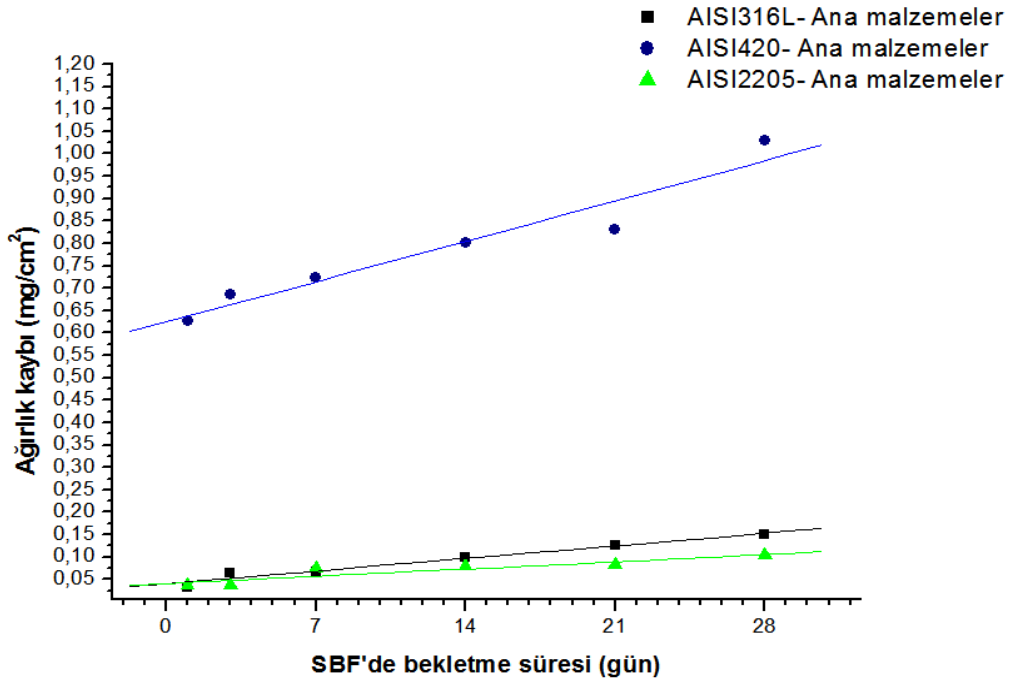
Yapay vücut sıvısı içerisinde (1-28 gün aralığında) bekletilen numunelerin biyokorozyona uğrama ihtimalleri düşünülerek, çalışmada kullanılan paslanmaz çelik ana malzeme ve lazer kaynaklı deney numunelerinin biyokorozyon dirençleri ağırlık kaybı yönteminden yararlanılarak belirlenmiştir. Bu amaçla numunelerin yüzeylerinde biriken hidroksiapatit tabakası ve korozyon ürünleri ASTM G1'de (Standart Practise for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens) belirtilen paslanmaz çelikler için kimyasal temizleme çözeltilerinden biri olan nitrik asit (HNO<sub>3</sub>) çözeltisinde temizleme işleminin ardından saf su ile durulandıktan sonra etüv fırında kurutulmuştur. İlk ağırlıkları hassas terazide tartılarak belirlenen deney numunelerinin son ağırlıklarının ölçümleri de gerçeleştirilmiştir. Deney numunelerinin ağırlık kayıpları ise aşağıdaki denklem kullanılarak belirlenmiştir. Deney süresi boyunca ASTM G1 standardı esas alınmiştir.

$$\text{Ağırlık kaybı} = (W_0 - W_1) / A$$

$W_0$  = SBF içerisinde bekletmeden önceki ağırlık,  $W_1$  = nitrik asit ile temizleme sonrasındaki ağırlık,  $A$  = numunenin yüzey alanı.

#### 4.4.1.1. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz elik Ana Malzeme Numunelerin Ağırlık Kaybının Belirlenmesi

Çalışmada kullanılan, yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21 ve 28 gün bekletildikten sonra ASTM G1 standardı esas alınarak temizlenen ve daha sonra ağırlık kaybı tespit edilen numunelerin ağırlık kayıpları grafiksel olarak Şekil 4.95’de gösterilmiştir.



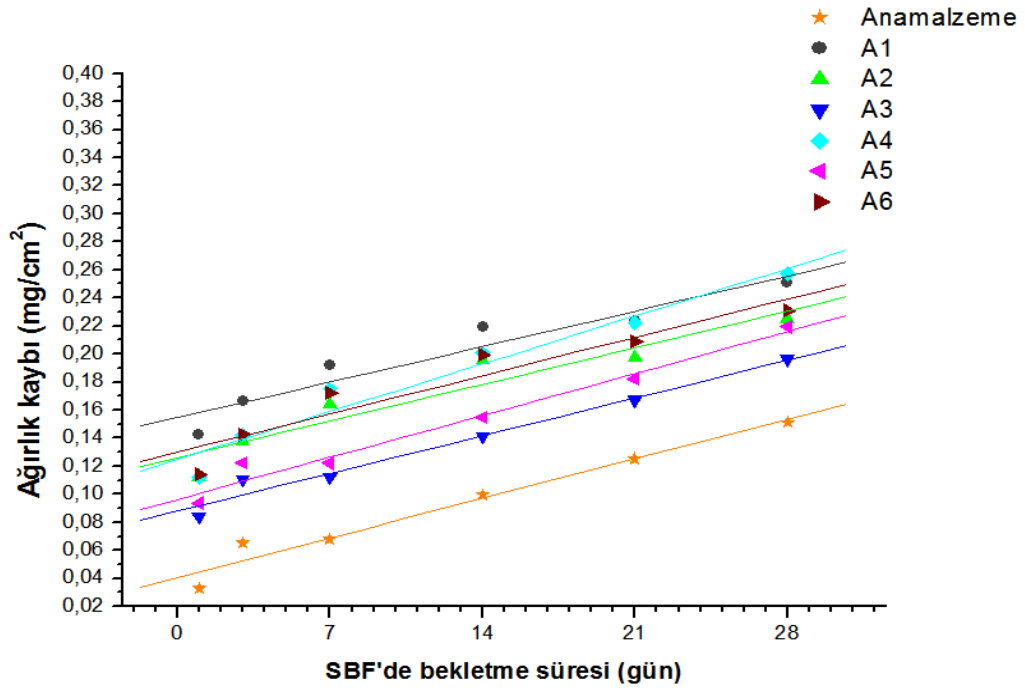
Şekil 4.95. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L, AISI 420, AISI 2205 paslanmaz elik ana malzemelerine ait deney numunelerinin ağırlık kaybı.

Şekil 4.95’den görüldüğü gibi artan bekleme süresine bağlı ağırlık kayıplarında artış tespit edilirken, ağırlık kaybı en fazla martenzitik paslanmaz elik ana malzemede gerçekleşirken östenitik ve dubleks paslanmaz elik ana malzemede ağırlık kaybı birbirine yakın fakat martenzitik paslanmaz çeliğe oranla oldukça düşük bulunmuştur.



#### 4.4.1.2. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 316L stenitik Paslanmaz elik Kaynaklı Numunelerin Ağırlık Kaybının Belirlenmesi

Yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21 ve 28 gün bekletildikten sonra ASTM G1 standardı esas alınarak temizlenen ve daha sonra ağırlık kaybı tespit edilen farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen AISI 316L stenitik paslanmaz lazer kaynaklı deney numunelerinin ağırlık kayıpları grafiksel olarak Şekil 4.96'da gösterilmiştir.

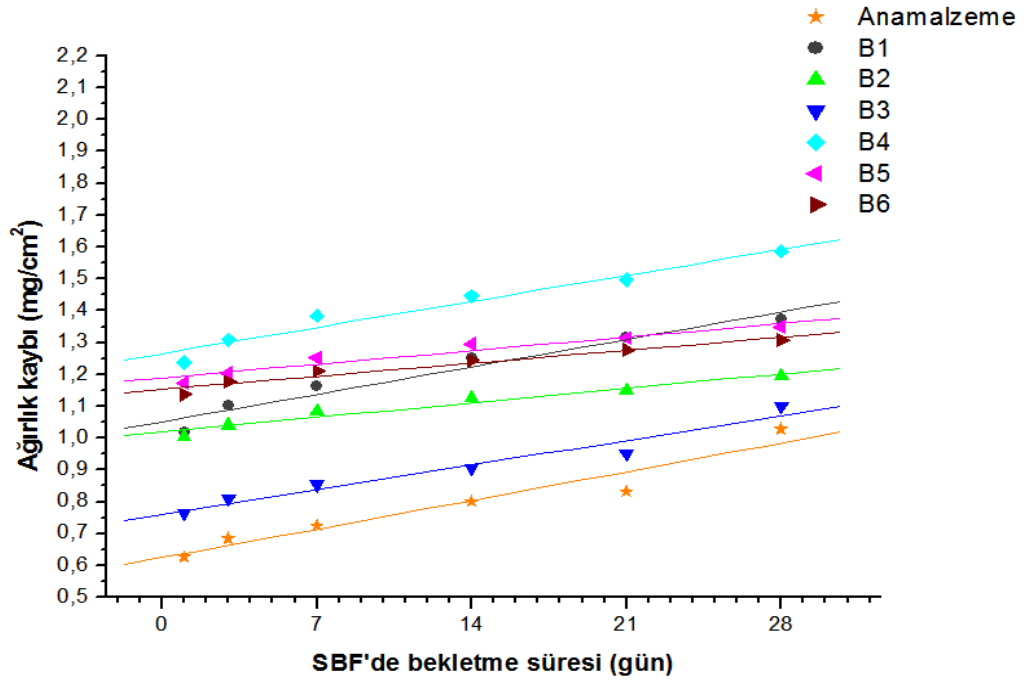


Şekil 4.96. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L deney numunelerinin ağırlık kaybı.

Şekil 4.96'dan görüldüğü gibi ağırlık kaybı artan vücut sıvısı içerisinde bekletme süresine bağlı olarak artarken, AISI 316L lazer kaynaklı deney numunelerindeki ağırlık kaybı ana malzemeye oranla belirgin bir Şekilde daha fazla gerçekleşmiştir. Kaynak termal çevriminin diğer bir ifadeyle kaynak ısı girdisinin ağırlık kaybı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasa da yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak ağırlık kaybı daha fazla oluştuğu düşünülmektedir. AISI 316L paslanmaz çeliğe ait lazer kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekletme sürecinde en fazla ağırlık kaybına uğrayan numune A1 (3500W/90cm/dk.) numaralı numune olduğu ve en az ağırlık kaybına uğrayan numune ise A3 (3500W/270cm/dk.) numaralı numune olarak belirlenmiştir.

#### 4.4.1.3. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 420 Martenzitik Paslanmaz elik Kaynaklı Numunelerin Ağırlık Kaybının Belirlenmesi

Yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21 ve 28 gün bekletildikten sonra ASTM G1 standardı esas alınarak temizlenen ve daha sonra ağırlık kaybı tespit edilen farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen AISI 420 martenzitik paslanmaz lazer kaynaklı deney numunelerinin ağırlık kayıpları grafiksel olarak Şekil 4.97’de gösterilmiştir.

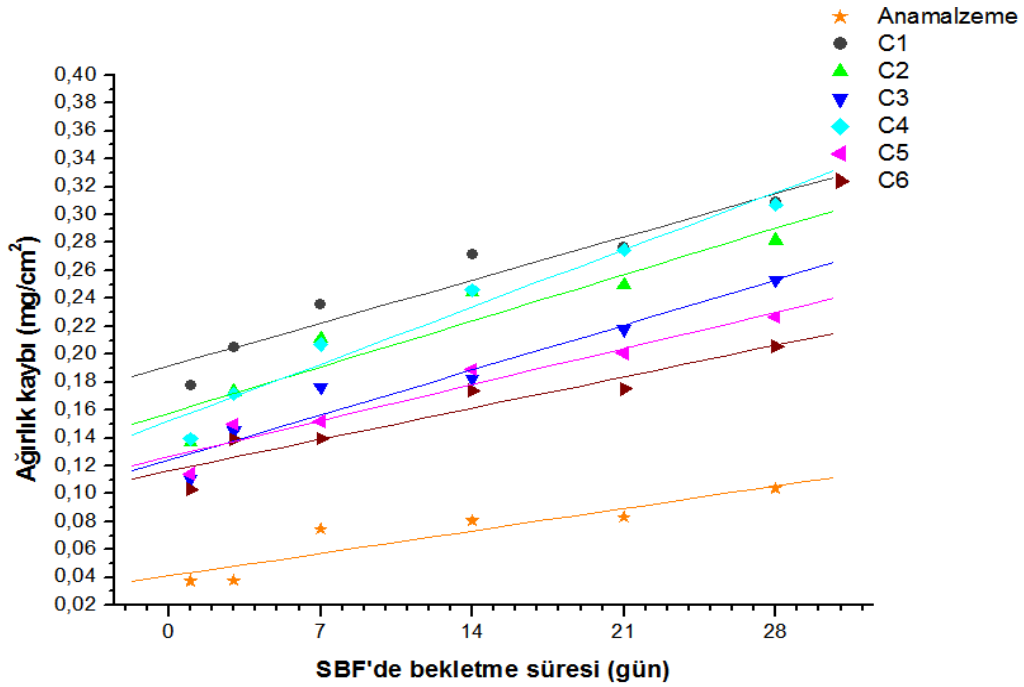


Şekil 4.97. SBF içerisinde bekletilen AISI 420 deney numunelerinin ağırlık kaybı.

Şekil 4.97’den görüldüğü gibi ağırlık kaybı artan vücut sıvısı içerisinde bekletme süresine bağlı olarak artarken, AISI 420 martenzitik paslanmaz lazer kaynaklı deney numunelerindeki ağırlık kaybı ana malzemeye oranla belirgin bir Şekilde daha fazla gerçekleşmiştir. Kaynak ısı girdisinin ağırlık kaybı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasada yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak ağırlık kaybı daha fazla oluştuğu düşünölmektedir. AISI 420 paslanmaz çeliğe ait lazer kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekletilmeleri sürecinde en fazla ağırlık kaybına uğrayan numune B4 (4000W/90cm/dk.) numaralı numune ve en az ağırlık kaybına uğrayan numune ise B3 (3500W/90cm/dk.) numaralı numune olarak belirlenmiştir.

#### 4.4.1.4. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 2205 Dupleks Paslanmaz elik Kaynaklı Numunelerin Ağırlık Kaybının Belirlenmesi

Yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21 ve 28 gün bekletildikten sonra ASTM G1 standardı esas alınarak temizlenen ve daha sonra ağırlık kaybı tespit edilen farklı kaynak parametreleriyle birleştirilmiş AISI 2205 dupleks paslanmaz lazer kaynaklı deney numunelerinin ağırlık kayıpları grafiksel olarak şekil 4.98’de gösterilmiştir.



şekil 4.98. SBF içerisinde bekletilen AISI 2205 deney numunelerinin ağırlık kaybı.

şekil 4.98’den görüldüğü gibi ağırlık kaybı artan vücut sıvısı içerisinde bekleme süresine bağlı olarak artarken, AISI 2205 dupleks paslanmaz lazer kaynaklı deney numunelerindeki ağırlık kaybı ana malzemeye oranla belirgin bir şekilde daha fazla gerçekleşmiştir. Kaynak ısı girdisinin ağırlık kaybı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasada yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak ağırlık kaybı daha fazla oluştuğu düşünülmektedir. AISI 2205 dupleks paslanmaz çeliğe ait lazer kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekleilmeleri sürecinde en fazla ağırlık kaybına uğrayan numune C1 (3500W/90cm/dk.) numaralı numune ve en az ağırlık kaybına uğrayan numune ise C6 (4000W/270cm/dk.) numaralı numune olarak tespit edilmiştir.

Genel olarak sonuçlar değerlendirildiğinde, ana malzeme ve kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekletme süresinin artmasıyla birlikte ağırlık kaybı artışının meydana geldiği sonuçlardan açık bir şekilde görülmektedir. Deney numunelerinin düşük ısı girdisine sahip lazer kaynak yöntemiyle birleştirilmesine rağmen, kaynak termal çevriminden az da olsa etkilendiği kaynak metalinde veya ITAB'da ana malzemeye kıyasla bir hassasiyetin oluştuğu, bu hassasiyetin de kaynaklı bağlantılarda ağırlık kaybına neden olduğu açıktır. Ancak, buradaki ağırlık kayıplarının çok az miktarlarda kayıplar olduğu da ayrıca söylenmelidir. AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekletilmeleri süresince ağırlık kayıplarına karşı yeterli direnci gösterdikleri söylenebilir. Ancak, AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin SBF içerisindeki korozif klor ortamında beklenildiği gibi ağırlık kayıplarına fazlaca direnç gösteremediği anlaşılmıştır.

#### **4.4.2. Deney Numunelerinin Korozyon Hızının Belirlenmesi**

Bu çalışmada, yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen paslanmaz çelik ana malzeme ve lazer kaynaklı birleştirmelerinin biyokorozyon davranışları araştırılmıştır. Bu amaçla yapay vücut sıvısı içerisinde 1-28 gün aralığında bekletilen, ağırlık kayıpları belirlenen deney numunelerinin korozyon hızları ASTM G1 standardında verilen aşağıdaki formüle göre hesaplanmıştır:

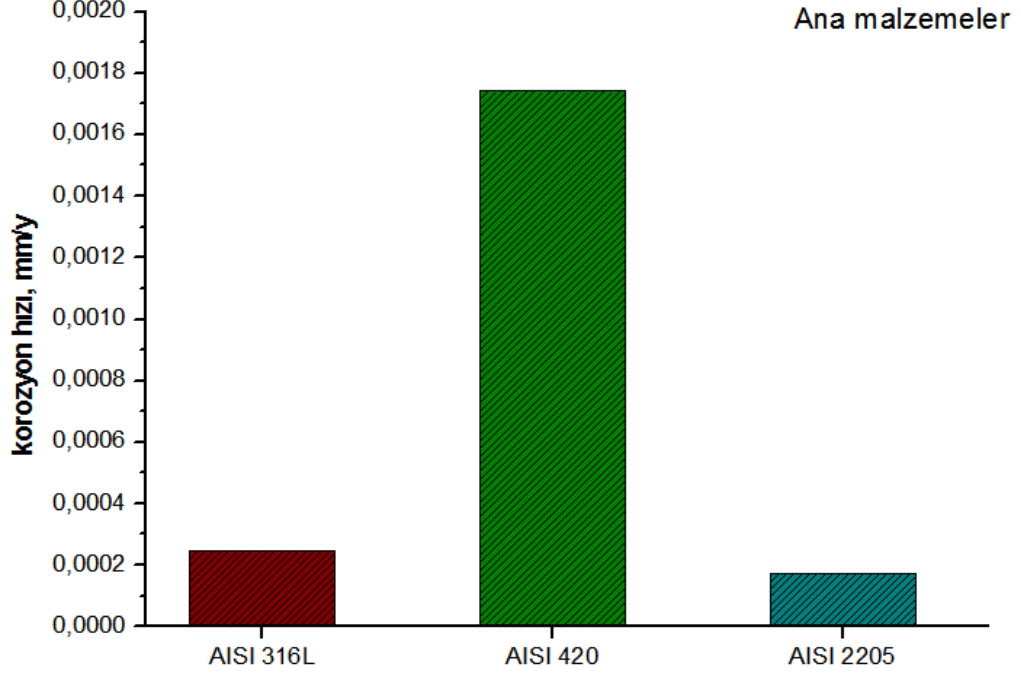
$$\text{Korozyon hızı} = (K \times W) / (A \times T \times D)$$

K: Sabit değer, W: kütle kaybı (g), A: Yüzey alanı (cm<sup>2</sup>), T: Deney süresi (saat), D: Malzemenin yoğunluğu (g/cm<sup>3</sup>)

##### **4.4.2.1. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz Çelik Ana Malzeme Numunelerinin Korozyon Hızlarının Belirlenmesi**

Deney numunelerinin labotaruvar koşullarında in vitro korozyon özelliklerini belirlemek için yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün gibi farklı periyotlarda bekletilmesiyle oluşan ağırlık kaybı farklarından yola çıkarak korozyon

hızları belirlenmiştir. Paslanmaz çelik ana malzemelere ait korozyon hızları grafiksel olarak Şekil 4.99’da gösterilmiştir.



Şekil 4.99. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L, AISI 420, ve AISI 2205 paslanmaz çelik deney numunelerinin ana malzemelerine ait 28. gün sonundaki korozyon hızları.

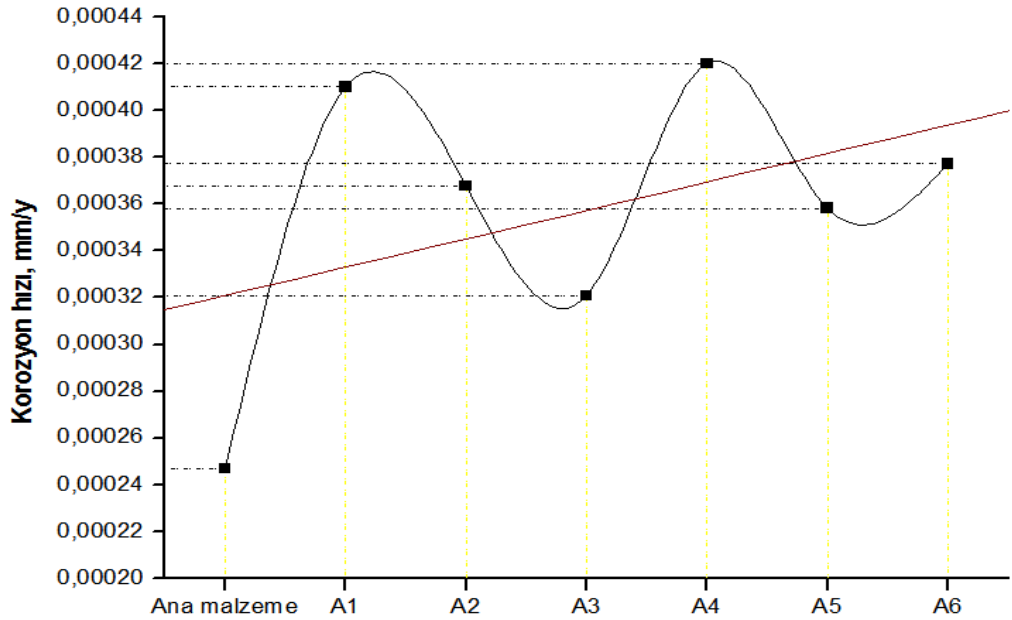
Şekil 4.99’den görüldüğü gibi yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızları sonuçları irdelendiğinde; SBF çözeltisinin içeriğinde bulunan saldırgan klor iyonları karşısında AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin oldukça fazla direnç gösterdikleri tespit edilmiştir. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunenin östenik ve dubleks paslanmaz çelik numunelerine oranla daha az korozyon direnci gösterdiği sonuçlardan anlaşılmaktadır.

Sonuçlardan, deney numunelerinin yapay vücut sıvısı içerisinde 28 gün bekletme sürecinin sonunda AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin oldukça düşük korozyon hızı gösterdiği ancak AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin östenitik ve dubleks paslanmaz çelik numunelere göre daha yüksek bir korozyon hızı sergilediği belirlenmiştir. Sonuçlar, AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin korozyona karşı daha duyarlı olduğunu işaret etmiştir. Çünkü, AISI 420

martenitik paslanmaz çelik, AISI 316L ve AISI 2205 paslanmaz çelik grubuna göre daha sınırlı kimyasal kompozisyona sahiptir, bu nedenle korozyona karşı daha duyarlı olması beklenen bir durumdur.

#### 4.4.2.2. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Lazer Kaynaklı Deney Numunelerinin Korozyon Hızlarının Belirlenmesi

Lazer kaynak yöntemiyle birleştirilen AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz çelik birleştirmelerinin yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilmeleri sırasında korozyon davranışları ile ilgili herhangi bir çalışmaya rastlanılmamıştır. Bu sebeple çalışmada lazer kaynaklı AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerinin labotaruvar koşullarında in vitro korozyon özelliklerini belirlemek için yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün gibi farklı periyotlarda bekletilmesiyle oluşan ağırlık kaybı farklarından yola çıkarak korozyon hızları belirlenmiştir. Lazer kaynaklı AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerinin korozyon hızları Şekil 4.100'de grafiksel olarak gösterilmiştir.



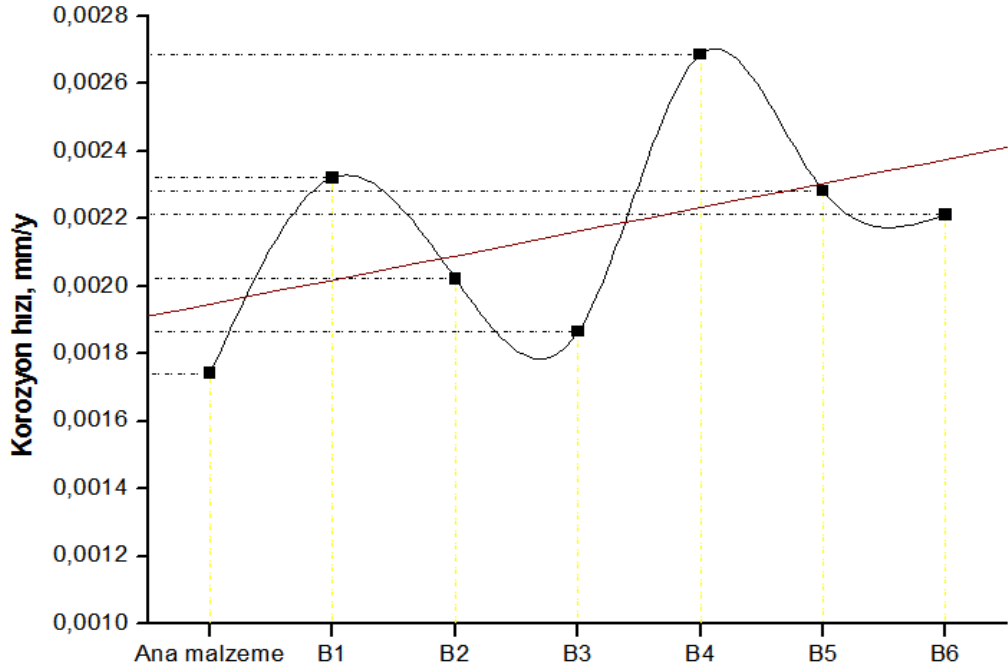
Şekil 4.100. SBF içerisinde bekletilen AISI 316L deney numunelerinin 28. gün sonundaki korozyon hızları.

Şekil 4.100'den görüldüğü gibi yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızları sonuçları irdelendiğinde; temel olarak AISI 316L lazer kaynaklı deney numunelerindeki korozyon hızı ana malzemeye oranla belirgin bir şekilde daha fazla gerçekleşmiştir. Kaynak termal çevriminin korozyon hızı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasa da yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak korozyon hızının daha hızlı olduğu düşünülmektedir.

AISI 316L paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisindeki korozyon hızları birbirleri ile mukayese edildiğinde, 28. günün sonunda en yüksek korozyon hızına A4 (4000W/90cm/dk.) numaralı en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numune ve en düşük korozyon hızına ise A3 (3500W/270cm/dk.) numaralı en düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunenin sahip olduğu tespit edilmiştir.

#### **4.4.2.3. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Lazer Kaynaklı Deney Numunelerin Korozyon Hızlarının Belirlenmesi**

Lazer kaynaklı AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin laboratuvar koşullarında in vitro korozyon özelliklerini belirlemek için yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün gibi farklı periyotlarda bekletilmesiyle oluşan ağırlık kaybı farklarından yola çıkarak korozyon hızları belirlenmiştir. Lazer kaynaklı AISI 420 paslanmaz çelik deney numunelerinin korozyon hızları grafiksel olarak Şekil 4.101'de gösterilmiştir.



Şekil 4.101. SBF içerisinde bekletilen AISI 420 deney numunelerinin 28. gün sonundaki korozyon hızları.

Şekil 4.101.'den görüldüğü gibi yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızları sonuçları irdelendiğinde; AISI 420 lazer kaynaklı deney numunelerindeki korozyon hızı ana malzemeye yakın oranlarda gerçekleşmiştir. Kaynak termal çevriminin korozyon hızı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasa da yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak korozyon hızının daha hızlı oluştuğu düşünülmektedir. AISI 420 paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisindeki korozyon hızları birbirleri ile mukayese edilmiştir. 28. günün sonunda en yüksek korozyon hızı B4 (4000W/90cm/dk.) numaralı en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunede elde edilmiştir. En düşük korozyon hızına ise B3 (3500W/270cm/dk.) numaralı en düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunenin sahip olduğu tespit edilmiştir.

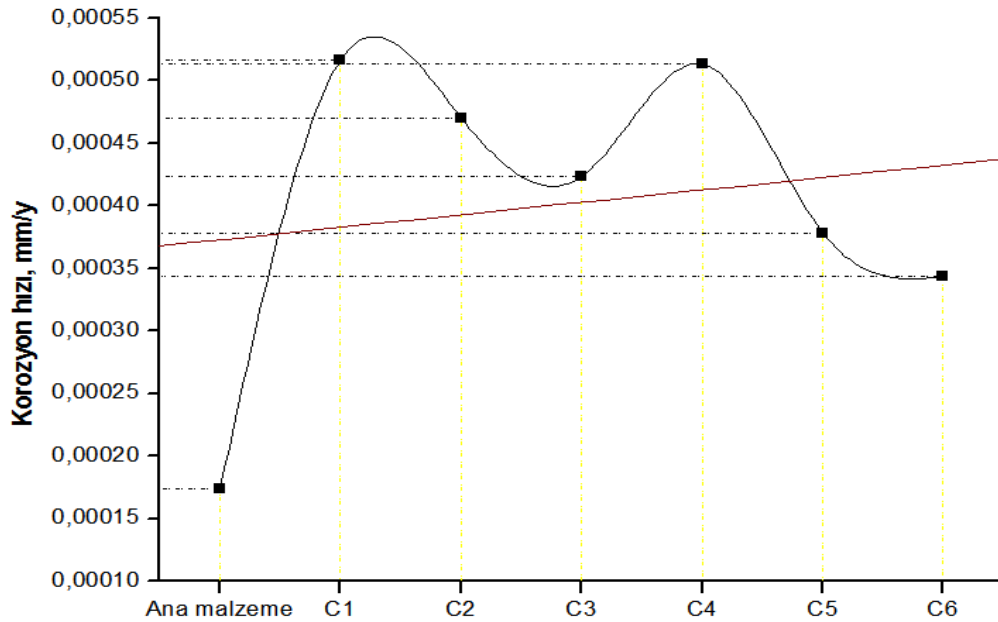
AISI 420 paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızları incelendiğinde, farklı lazer kaynak parametreleriyle birleştirilen deney numunelerinin farklı korozyon hızlarının elde edilmesine neden olduğu sonuçlardan görülmektedir. Deney numunelerinin farklı korozyon hızlarının oluşmasına neden



farklı ısı girdisinin yanısıra özellikle ITAB’da oluşan karbür çökeltilerinin korozyon hızlarını etkilediği düşünülmektedir. Ayrıca, martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine kaynak öncesi ve kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemler neticesinde ana malzeme ve kaynaklı deney numunesinin korozyon hızlarının yakın bulunmasının ana sebebi olarak düşünülmektedir.

#### 4.4.2.4. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Lazer Kaynaklı Deney Numunelerinin Korozyon Hızlarının Belirlenmesi

Kaynaklı AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik deney numunelerinin labotaruvar koşullarında in vitro korozyon özelliklerini belirlemek için yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün gibi farklı zaman dilimlerinde bekletilmesiyle oluşan ağırlık kaybı farklarından yola çıkarak korozyon hızları belirlenmiştir. Lazer kaynaklı AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik deney numunelerinin korozyon hızları grafiksel olarak Şekil 4.102’de gösterilmiştir.



Şekil 4.102. SBF içerisinde bekletilen AISI 2205 deney numunelerinin 28. gün sonundaki korozyon hızları.

Şekil 4.102’den görüldüğü gibi yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızları sonuçları

irdelendiğinde; AISI 2205 lazer kaynaklı deney numunelerindeki korozyon hızı ana malzemeye oranla daha yüksek bulunmuştur. Kaynak termal çevriminin korozyon hızı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasa da yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak korozyon hızının daha hızlı olduğu düşünülmektedir.

AISI 2205 paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisindeki korozyon hızları birbirleri ile mukayese edilmiştir. 28. günün sonunda en yüksek korozyon hızı C1 ve C4 (4000W/90cm/dk.) numaralı en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunede elde edilmiştir. En düşük korozyon hızına ise en düşük ısı girdisine sahip numunelerden olan C6 (4000W/270cm/dk.) numaralı numunenin sahip olduğu tespit edilmiştir.

AISI 2205 paslanmaz çelik lazer kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızları ısı girdisine bağlı olarak farklılık gösterdikleri görülmektedir. Deney numunelerinin ısı girdilerinin birbirinden farklılık göstermesi özellikle dubleks paslanmaz çelik metalurjik yapısının sahip olduğu ferrit-östenit tane yapısı dengesinin değişmesine neden olarak SBF içerisindeki korozyon davranışlarını etkilediği düşünülmektedir. Aynı zamanda özellikle ITAB civarında görülen karbür çökeltilerin de korozyon hızlarına etki ettikleri söylenebilir.

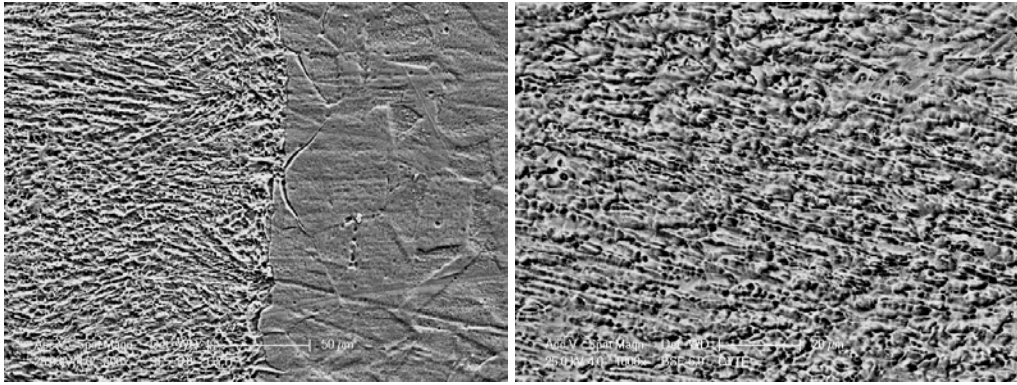
#### **4.5. SBF İÇERİSİNDE BEKLETİLEN LAZER KAYNAKLI KOROZYON DENEY NUMUNELERİNİN METALOGRAFİK OLARAK İNCELENMESİ**

Deney numunelerinin labotaruvar koşullarında in vitro korozyon özelliklerini belirlemek için SBF içerisinde bekletilmesine bağlı olarak oluşabilecek korozyon hassasiyetini tespit etmek için özellikle ITAB ve kaynak metalinde korozyon mekanizmasını belirlemek için SEM-EDS incelemesi yapılmıştır. Bu amaçla, lazer kaynaklı deney numunelerinin tamamı yerine korozyon hızları en yüksek bulunan diğer bir ifadeyle en yüksek ısı girdisiyle (3500 ve 4000W/90cm/dk) birleştirilen numunelerin 28 gün yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilerek ASTM G1 standardı uyarınca nitrik asit çözeltisi içerisinde temizlendikten sonra SEM incelemeleri

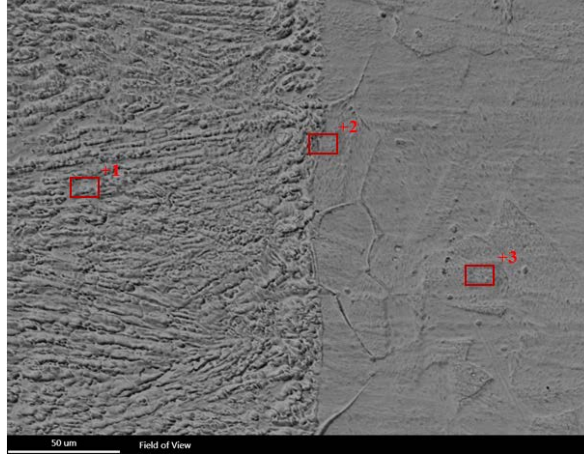
gerçekleştirilmiştir. İlave olarak kaynak metali ve ITAB'ın mikroyapısındaki değişimler SEM-EDS ile incelenerek karakterize edilmiştir.

#### **4.5.1. Lazer Kaynaklı AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Korozyon Deney Numunelerinin Metalografik Olarak İncelenmesi**

Çalışmanın bu bölümünde lazer kaynaklı AISI 316L östenitik paslanmaz çelik korozyon hızının en yüksek bulunduğu (3500 ve 4000W/90cm/dk) kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin SEM incelemeleri Şekil 4.103. ve Şekil 4.105'de gösterilmiştir. İlave olarak korozyon numunelerinin kaynak metali, ITAB ve ana malzeme üzerlerinden alınan noktasal EDS analiz sonuçları ise Şekil 4.104 ve Şekil 4.106'da gösterilmiştir.

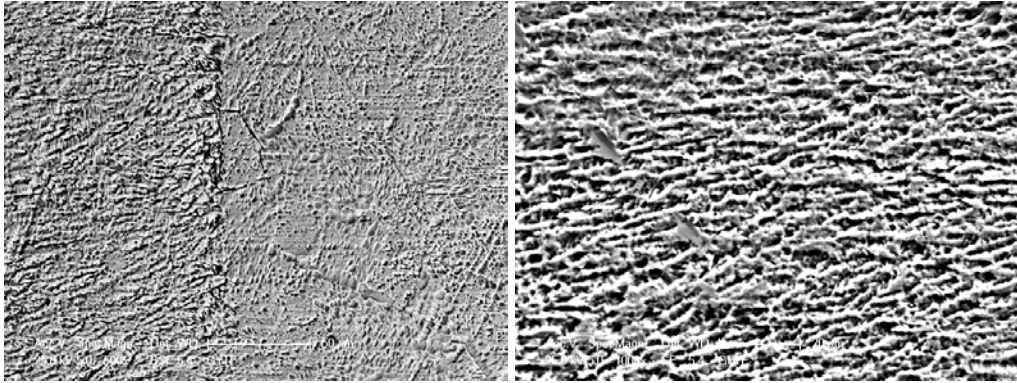


Şekil 4.103. A1; 3500W/90cm/dk. kaynak parametresiyle birleştirilen AISI 316L deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü.

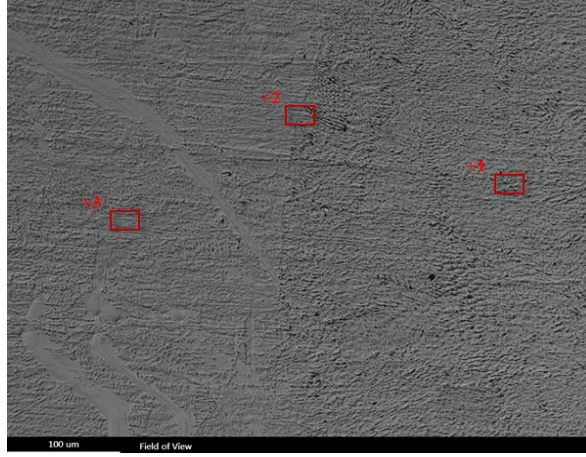


Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic
MoL	1.31	0.67	MoL	1.36	0.74	MoL	1.37	0.74
<b>+1</b>			<b>+2</b>			<b>+3</b>		
CrK	16.18	15.31	CrK	16.05	16.01	CrK	16.2	16.2
FeK	67.73	59.66	FeK	68.62	63.74	FeK	68.63	63.88
NiK	9.29	7.78	NiK	10.1	8.93	NiK	9.88	8.74

Şekil 4.104. A1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 316L deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi.



Şekil 4.105. A4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 316L deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü.



Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic
MoL	1.27	0.64	MoL	1.39	0.7	MoL	1.2	0.53
CrK	16.15	15.08	CrK	15.91	14.73	CrK	15.37	12.43
FeK	67.28	58.48	FeK	66.89	57.66	FeK	63.76	48.01
NiK	9.41	7.78	NiK	9.54	7.83	NiK	8.95	6.41

Şekil 4.106. A4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 316L deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi.

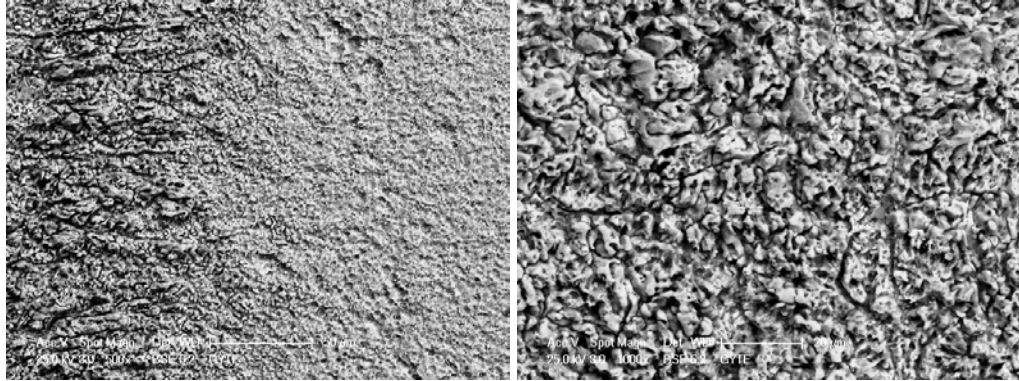
SBF içerisinde bekletilen deney numunelerinin yüzeylerinde biriken korozyon ürünlerinin nitrik asit ( $\text{HNO}_3$ ) içerisinde giderilmesi işleminin ardından numunelerin özellikle ITAB ve kaynak metali bölgelerinin SBF içerisinde bekletilme sürecinde mikroyapılarında herhangi bir değişim oluşup oluşmadığını belirlemek için SEM ve EDS analizi incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

Şekil 4.103 ve Şekil 4.105'den görüldüğü gibi AISI 316L östenitik paslanmaz deney numunelerinden en yüksek ısı girdisiyle birleştirilmiş numunelerin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrasındaki SEM incelemeleri, ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde herhangi bir korozyon (gerilmeli, çukurcuk, bölgesel, tanelerarası korozyon vb.) veya çatlak oluşumu gözlenmemiştir. EDS analizi sonuçları paslanmaz çeliklerin korozyon direncini sağlayan ana elementler olan krom, nikel ve molibden değerlerinin ana metale kıyasla, ITAB ve kaynak metali bölgelerinde element miktarlarında önemli bir azalma ve değişim olmadığı görülmektedir. AISI 316L paslanmaz çelik lazer kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmelerinin sonucunda mikroyapılarını, kimyasal bileşimlerini korumaları

yüzeyde oluşan pasif film tabakasını bozunmadan stabil kalmasını sağlamıştır. AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin uygun kaynak parametreleriyle birleştirilerek vücut içerisinde kısa süreli implant olarak kullanılmaları durumunda herhangi bir korozyon oluşumu göstermeyecekleri alınan sonuçlardan anlaşılmaktadır. Korozyon deneyi öncesi kaynaklı deney numunelerinin ITAB ve kaynak metali bölgelerinde herhangi bir ikincil faz, krom karbür, nitrür oluşumu gözlenmemesi korozyon sonuçlarını desteklediği söylenebilir.

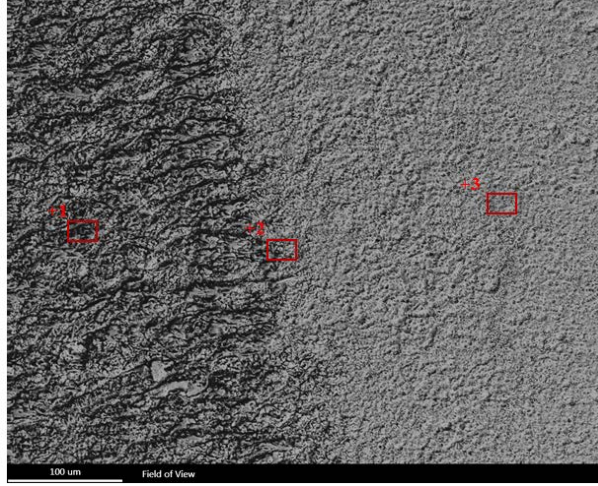
#### **4.5.2. Lazer Kaynaklı AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Korozyon Deney Numunelerinin Metalografik Olarak İncelenmesi**

Lazer kaynaklı AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik korozyon hızının en hızlı bulunduğu (3500 ve 4000W/90cm/dk) kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin SEM incelemeleri Şekil 4.107 ve Şekil 4.109’da gösterilmiştir. İlave olarak korozyon numunelerinin kaynak metali, ITAB ve ana malzeme üzerlerinden alınan noktasal EDS analiz sonuçları ise Şekil 4.108 ve Şekil 4.110’da gösterilmiştir.



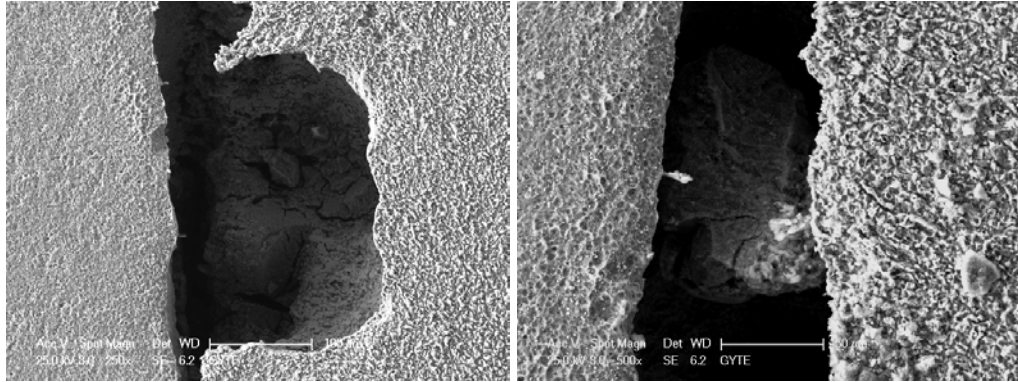
Şekil 4.107. B1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 420 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü.



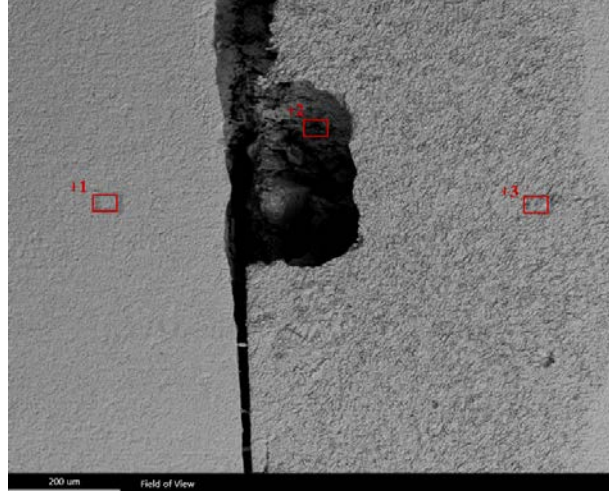


Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic
CrK	13.9	13.3	CrK	12.83	12.18	CrK	14.02	13.28
MnK	1.43	1.29	MnK	1.03	0.92	MnK	1.19	1.07
FeK	81.6	72.69	FeK	82.79	73.15	FeK	81.42	71.81

Şekil 4.108. B1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 420 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi.



Şekil 4.109. B4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 420 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü.



Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic
CrK	14.49	13.78	CrK	25.15	19.28	CrK	13.88	13.35
MnK	1.1	0.99	MnK	1.05	0.93	MnK	1.16	1.06
FeK	81.18	71.89	FeK	64.35	45.92	FeK	82.07	73.53

Şekil 4.110. B4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 420 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi.

Şekil 4.107'den görüldüğü gibi AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinden B1 (3500W/90cm/dk ve 0,233 kJ/mm) numunesinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde korozyon ve çatlak oluşumu gözlenmemiştir. Şekil 4.108'deki EDS analizi sonucu ana metal kimyasal bileşimine kıyasla ITAB ve kaynak metalinde krom elementinin bir miktar azaldığı görülmekte ancak azalma korozyon mekanizmalarını harekete geçirecek kadar etkili olmadığı ve krom oksit tabakasının bozulmadan korozyon oluşumuna karşı numuneyi korumaya devam ettiği anlaşılmaktadır.

Ancak B4 numaralı numunenin Şekil 4.109'daki SEM görüntüleri incelendiğinde ise ana malzeme ile kaynak metalinde herhangi bir korozyon veya çatlak oluşumu gözlenmezken, ITAB'da tercihen tam bir çözünmenin olduğu, bölgesel olarak krom oksit tabakasının parçalanarak yoğun bir şekilde korozyon mekanizmasının meydana geldiği görülmektedir.



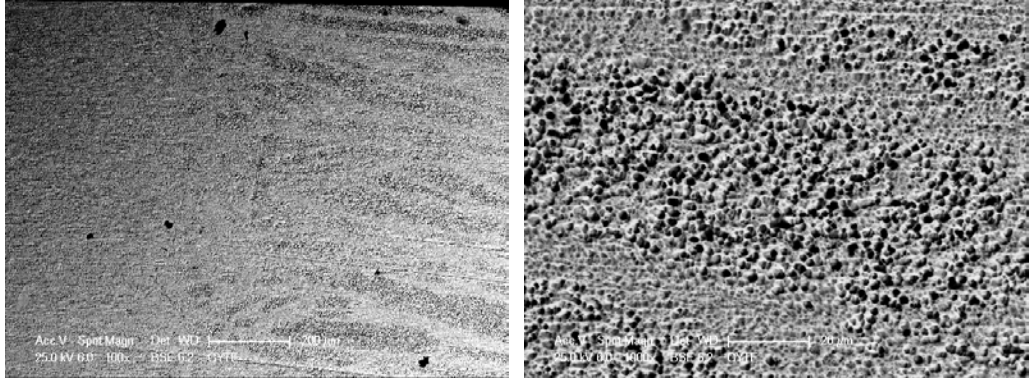
Korozyon oluşumuna ITAB civarında oluşan krom karbür ya da nitrür çökelti oluşumlarının yanı sıra ısıtılma işlem koşullarında mikrosegregasyonun neden olduğu düşünülmektedir. Şekil 4.110'dan EDS analizi sonuçları ana malzeme ve kaynak metaline kıyasla ITAB'da oluşan korozyon bölgesinde krom oranının aşırı derecede artış gösterdiği görülmektedir. Korozyon bölgesinden alınan EDS analizi sonucunda krom oranının aşırı olması aslında numune yüzeyinde çözünen krom oksit tabakası içerisindeki oranı lokal olarak ifade etmektedir, malzeme yapısının genel krom oranı ile karıştırılmamalıdır.

Korozyon deneyi öncesinde deney numunelerinin optik mikroskop ve SEM-EDS, Mapping çalışmalarında özellikle ITAB'da görülen krom karbür ya da nitrür oluşumlarının görülmesi bu bölgelerin korozyona karşı hassasiyet göstereceğinin işaretçisi olarak değerlendirilmelidir. Bu oluşumların bulunduğu bölgelerden ilk olarak korozyon oluşmaya başlayarak hız kazanacağı bilinen bir gerçektir.

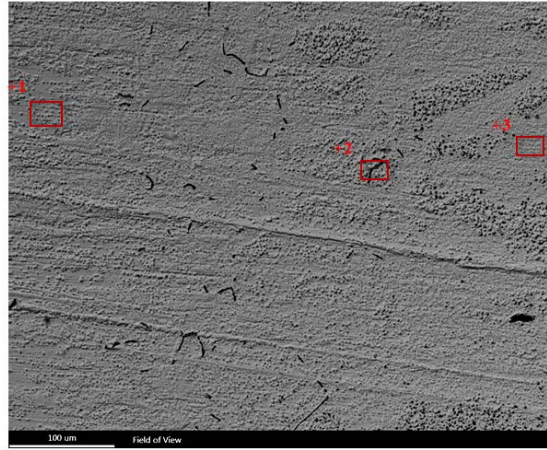
Bunlarla birlikte, mikrosertlik sonuçları ve mekanik deneylere ait sonuçlarla korozyon deneyine ait sonuçların birbirleriyle ilişki kurulması mümkün görülmemektedir. AISI 420 martenzitik malzeme grubuna ait korozyon deneyi sonuçlarında, korozyon dayanımı bakımından en zayıf B4 numaralı numune olurken, tahribatlı deney sonuçlarında en iyi mekanik dayanım gösteren numune B4 numaralı numune olduğu belirlenmiştir.

#### **4.5.3. Lazer Kaynaklı AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Korozyon Deney Numunelerinin Metalografik Olarak İncelenmesi**

AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik korozyon hızının en hızlı bulunduğu numunelerin SEM incelemeleri Şekil 4.111 ve Şekil 4.113'de gösterilmiştir. Ayrıca korozyon numunelerinin kaynak metali, ITAB ve ana malzeme üzerlerinden alınan noktasal EDS analiz sonuçları ise Şekil 4.112 ve Şekil 4.114'de gösterilmiştir.

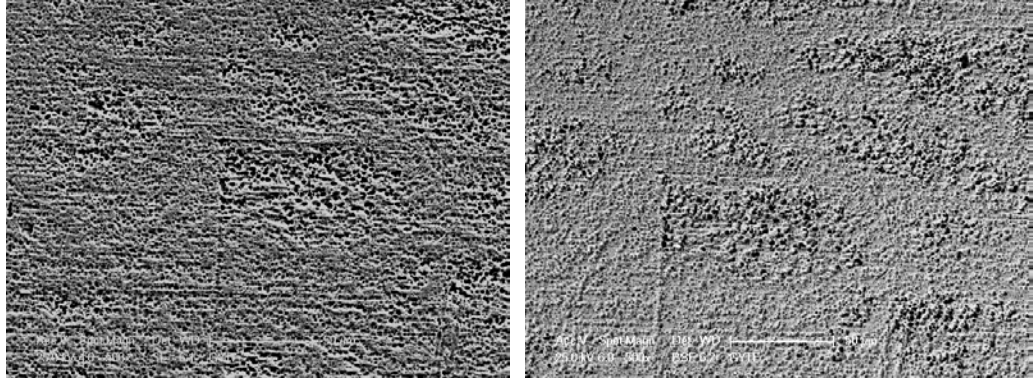


Şekil 4.111. C1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 2205 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü.

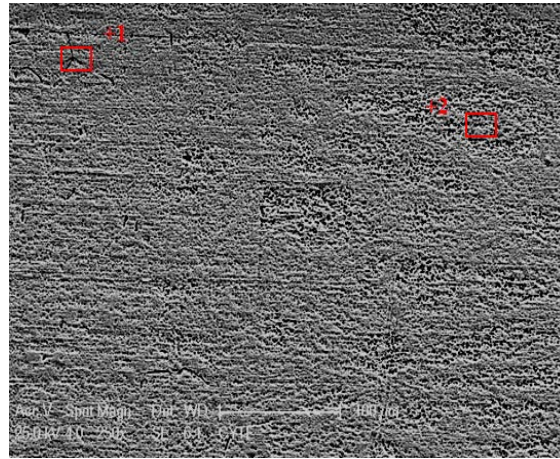


Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic
MoL	2.18	1.14	MoL	1.84	0.97	MoL	2.05	0.96
CrK	21.92	20.91	CrK	21.2	20.56	CrK	21.81	18.88
MnK	1.96	1.69	MnK	1.94	1.78	MnK	2.01	1.64
FeK	66.68	59.08	FeK	66.38	59.95	FeK	62.89	50.69
NiK	5.26	4.39	NiK	5.85	5.03	NiK	4.81	3.69

Şekil 4.112. C1; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 2205 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi.



Şekil 4.113. C4; 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 2205 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası oluşan mikroyapı görüntüsü.



Element	Weight %	Atomic	Element	Weight %	Atomic
MoL	2.11	0.54	MoL	2.02	1.04
CrK	21.46	20.24	CrK	21.82	20.71
MnK	1.79	1.62	MnK	1.86	1.67
FeK	65.32	58.21	FeK	65.64	58.01
NiK	4.9	4.15	NiK	5.2	4.37

Şekil 4.114. C4; 4000W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilen AISI 2205 deney numunesinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrası mikroyapının EDS analizi.

Şekil 4.111 ve Şekil 4.113'den görüldüğü gibi AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunelerinin SEM incelemelerinde ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde korozyon oluşumu gözlenmemiştir. Ancak, ITAB tane içi ve tane sınırlarında kromnitrür olduğu düşünülen ikincil faz oluşumları gözlemlenmiştir. Ancak deney

numunelerinin 28 gün boyunca SBF içerisinde bekletilmeleri sürecinde bu istenmeyen ikincil faz çökelti oluşumlarının korozyon oluşumunu tetikleyemedikleri anlaşılmaktadır. Bunun nedeni ancak kısa süreli sayılabilecek deney periyoduna bağlanabilir. Daha uzun süreli SBF içerisinde bekletme sürecinde ya da lazer kaynaklı implant tasarımlarının vücut içerisinde uzun süreli kullanılmaları durumunda özellikle ITAB civarında korozyon oluşumunun kaçınılmaz olacağı ön görülmektedir.

Dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin SBF gibi yoğun klor saldırılarının bulunduğu korozif bir ortamda korozyona uğramamaları kimyasal kompozisyonunda bulunan yüksek miktarda krom, nikel ve molibden içeriğinden ileri gelmektedir. Çeliklerin kimyasal bileşiminde özellikle yüksek oranda krom ve molibden elementinin bulunması yüzeyin korozyon saldırılarına karşı korunmasını sağlayan pasif bir krom oksit filmiyle kaplanmasına neden olarak korozyon oluşumunu engellemiştir.

Şekil 4.112 ve Şekil 4.114'deki EDS analizi sonuçları ana malzeme bölgesine ait krom ve molibden miktarının ITAB ve kaynak metaline göre yüksek, nikel değerinin ise kaynak metaline göre yüksek fakat ITAB'a göre biraz düşük olduğu olduğu belirlenmiştir. ITAB'da ikincil faz oluşumu üzerinden alınan EDS analizi sonucunda nikel miktarının ana metale göre yüksek bulunması beklenen bir sonuçtur. Kaynak sıvı banyosunun katılaşması sırasında nikel oranı yüksek veya kromca zengin / fakir fazların oluşması dubleks paslanmaz çelik gibi yüksek alaşımlı çeliklerin mikroyapısında oluşabilmektedir. Bu istenmeyen ikincil faz oluşumlar korozyon direncini olumsuz yönde etkileyeceği, zaman içerisinde buldukları korozif ortam çeşidine göre hassasiyete uğrayan bölgeler saldırılara maruz kalarak çeşitli korozyon türlerinin oluşmasına sebep olacağı düşünülmektedir.

## BÖLÜM 5

### SONUÇLAR ve İRDELENMESİ

CO<sub>2</sub> lazer ışın kaynağı ile birleştirilen AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemelerin mekanik özelliklerinin, yapay vücut sıvısı (SBF) içerisinde biyoaktivite karakteristiklerinin ve biyokorozyon özelliklerinin belirlenebilmesi amacıyla gerçekleştirilen deneylerin sonuçları bu bölümde kapsamlı bir şekilde tartışılmış ve açıklanmıştır.

#### 5.1. BİRLEŞTİRMELERİN RADYOGRAFİK MUAYENE SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Birleştirmelerin kaynak metali ve ITAB'ında kaynak hatası oluşup oluşmadığı genellikle tahribatsız muayene yöntemlerinden radyografik muayene yöntemiyle belirlenir [100]. CO<sub>2</sub> lazer ışınıyla birleştirilen kaynaklı deney numunelerinin radyografi test sonuçları incelendiğinde (Şekil 4.1); AISI 316L östenitik paslanmaz çelik A4 numaralı deney numunesinde, AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik B1 ve B4 numaralı deney numunelerinde ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik C1 numaralı numunesinin kaynak dikişinde gaz boşluğu olduğu düşünülen koyu renkle görülen bazı süreksizliklerin oluştuğu görülmektedir. Bu süreksizlikler derin nüfuziyetli lazer kaynaklarında oluşması muhtemel gaz boşlukları olarak nitelendirilebilirler. Kaynaklı numunelerin kaynak metalinde oluşan bu porozitelerin boyut ve miktarı aynı zamanda kaynaklı bağlantıların dayanımını etkilemesi bakımından önemli olduğu araştırmacılar tarafından özellikle vurgulanmaktadır [100-103]. Fakat yapılan mekanik deneyler sonucunda gaz boşluğu görülen numunelerin kaynaklı bağlantılarında önemli derece mekanik dayanım düşüşüne rastlanmamıştır (Çizelge 4.5- 4.7) ve (Şekil 4.48, 4.51 ve Şekil 4.54).

Bu sonuçlardan kaynaklı birleştirmelerde görülen porozitelerin boyut ve miktarlarının önemsenmeyecek derecede küçük olduğu ve birleştirmelerin mekanik özelliklerinde belirgin bir değişim meydana getirmediği söylenebilir.

## **5.2. BİRLEŞTİRMELERİN METALOGRAFİ SONUÇLARININ İRDELEMESİ**

Lazer kaynaklı AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemelerin metalografik incelemeleri makro ve mikro seviyede gerçekleştirilmiştir. Çalışmanın makro ve mikroyapı değerlendirmeleri sırasıyla alt bölümde kapsamlı bir şekilde tartışılmış ve açıklanmıştır.

### **5.2.1. Birleştirmelerin Makroyapı Sonuçlarının İrdelenmesi**

Farklı lazer kaynak parametreleriyle birleştirilen deney numunelerinden alınan makro görüntüler incelendiğinde, her bir numunenin kaynak dikiş biçiminin lazer gücüne, kaynak ilerleme hızına ve koruyucu gaz türüne bağlı olarak farklı şekiller aldığı açık bir şekilde (Şekil 4.5-4.7) görülmektedir. Benzer sonuçlara El-Bataghy ve Benyounis'a ait çalışmalarda da rastlanılmaktadır [90,104].

Kaynak dikiş biçimlerindeki farklılığa ve derin nüfuziyet oluşmasına, numunelerin CO<sub>2</sub> lazer kaynağının keyhole (anahtar deliği) yöntemiyle birleştirilmesinin ve birleştirilen malzemelerin ısı iletim katsayılarındaki farklılığın neden olduğu düşünülmektedir. Benzer sonuçlar diğer araştırmacıların çalışma raporlarında da yer almaktadır [97,102,105,106]. Çizelge 4.1-4.3'de dikiş biçiminin boyutları verilmiştir. Kaynak parametrelerinin sabit olduğu durumda dahi östenitik, martenzitik ve dubleks paslanmaz çeliklerin kaynak dikiş biçimleri ve dikiş geometrilerinin birbirinden farklı olduğu görülmektedir. Bunun sebebinin, çalışmada kullanılan paslanmaz çeliklerin termal özelliklerindeki farklılığın etkili olduğu düşünülmektedir. Isı iletim katsayısı yüksek olan martenzitik paslanmaz çelik birleştirmesinde dikiş biçimi kadeh formunda ve en geniş boyutlarda oluşurken en düşük ısı iletim katsayısına sahip östenitik paslanmaz çelik birleştirmesinde kaynak dikişi en dar ve "V" şeklinde

oluşmuştur. Benzer kaynak dikiş formlarına El-Batahgy ve Benyounis'in çalışmalarında da değinilmiştir [90,104].

Çizelge 4.1-4.3'deki farklı paslanmaz çeliklerin lazer kaynak dikiş biçimlerinin boyutsal oranları değerlendirildiğinde kaynak gücünün sabit tutulması ve kaynak ilerleme hızının azalmasıyla daha geniş kaynak dikişleri elde edilirken, kaynak ilerleme hızının artması durumunda ise daha dar kaynak dikiş profillerinin oluştuğu görülmektedir. Bunun üzerinde etkin olan hususların başında ısı girdisi değişimi gelmektedir. Isı girdisi üzerinde etkili olan kaynak parametrelerinden birisi de kaynak ilerleme hızıdır. Kaynak ilerleme hızı artışı ısı girdisini azaltırken kaynak ilerleme hızındaki azalma ısı girdisini arttırır. Diğer bir husus da, çalışmada kullanılan paslanmaz çeliklerin ısı iletim katsayısına bağlı olarak en geniş dikişin ısı iletim katsayısı büyük olan martenzitik paslanmaz çelikte, daha sonra dubleks paslanmaz çelikte en dar kaynak dikişi ise en düşük ısı iletim katsayısına sahip östenitik paslanmaz çelikte elde edilmiştir.

### **5.2.2. Birleştirmelerin Mikroyapı Sonuçlarının İrdelenmesi**

AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin mikroyapı görüntüleri (Şekil 4.8- 4.25'de optik mikroskop ve Şekil 4.26-4.31'de numunelerin SEM görüntüleri) alt bölümlerde sırasıyla irdelenmiştir.

#### **5.2.2.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirme Mikroyapısının İrdelenmesi**

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik mikroyapısının eşeksenel östenit tanelerinden oluştuğu ve bazı östenit tanelerinde ikizlenmelerin meydana geldiği göze çarpmaktadır. Ayrıca üretim sürecine bağlı olarak malzemedeki deformasyona bağlı bantlaşmalar görülmektedir (Şekil 4.8-4.13 optik mikroskop, Şekil 4.26 ve 4.27 SEM görüntüleri).



Kaynak metali mikroyapı görüntüleri incelendiğinde ise; düşük ısı girdine bağlı olarak hızlı katılaşma neticesinde östenit matriks içerisinde dendritik, karıncalanma, çatısal ve çita tip morfolojili delta ferrit fazlarının oluştuğuna işaret etmektedir. Östenitik paslanmaz çeliğin lazer kaynağı ile ilgili çalışmalarda da benzer mikroyapı oluşumları rapor edilmiştir [10,107,108].

Lazer kaynak parametrelerinin östenitik paslanmaz çeliğin mikroyapısal değişimleri üzerindeki etkileri açıkça görülüyor ki; düşük kaynak hızlarında ve yüksek lazer gücüyle birleştirilen numunelerde ısı girdisindeki artışa ve soğuma hızındaki azalmaya paralel olarak kaynak metali içerisindeki delta ferrit fazının miktarının ve morfolojisinin değiştiği tespit edilmiştir. Benzer şekilde yüksek kaynak hızlarında ve düşük kaynak gücüyle birleştirilen numunelerde ısı girdisindeki düşüğe ve soğuma hızındaki artışa bağlı olarak kaynak metali içerisinde ferrit miktarının azaldığı ve ferrit morfolojisinin değiştiği görülmektedir. Östenitik paslanmaz çeliğin kaynak metalinin delta ferrit miktarının ve morfolojisindeki değişimlerin düşük ısı girdisine sahip kaynak yöntemleri olan lazer ve TIG kaynak yöntemiyle elde edilen birleştirmelerde oluştuğuna işaret edilmiştir [90,99,109-113].

Mikroyapı görüntülerinden, ısı girdisine bağlı olarak soğuma hızının değişim göstermesi kaynak metalinin ferrit katılaşma biçiminde ve morfolojisinde belirgin bir etkiye sahip olduğu tespit edilmiştir. Östenitik paslanmaz çelik kaynak metalinin  $\delta$ -ferrit miktarı ve morfolojisi, katılaşma biçimi ve soğuma oranıyla ilişkili olduğu genel bir yargı olarak kabul edilmektedir [99,109,114-119]. Kaynak metali mikroyapısının soğuma rejimine bağlı olarak, östenit matriks içerisinde karıncalanma, çatısal ve çita tip morfolojili delta ferrit fazlarından oluştuğu araştırmacılar tarafından özellikle vurgulanmaktadır [10,89,107,108]. Östenit matriks içerisinde hacimce % 3-10 delta ferrit fazı bulunması bu çeliklerin gerilmeli korozyon ve katılaşma çatlağı direncini arttırdığı bilinmektedir.

Kaynak ilerleme hızının, östenitik paslanmaz çeliğin kaynak metali mikroyapı morfolojisi üzerindeki etkisi kayda değer ölçüde yüksektir. İlerleme hızındaki değişim soğuma rejimini dolayısıyla katılaşma sürecini etkiler. Bunun sonucunda deney numunelerinin kaynak metalindeki  $\delta$ -ferrit morfolojisinde karıncalanma,



çatısal ve çita tipi ferrit oluşumu gibi değişiklikler gözlenmiştir. Araştırmacıların üzerinde durdukları bir diğer önemli nokta, östenitik paslanmaz çelik kaynak metalinin katılma sürecinde ve katı-katı dönüşümünde dört farklı dönüşüm olma ihtimalinin bulunmasıdır [89,117]. Bunlardan birisi de delta ferrit fazının birincil dönüşüm fazı olarak başladığı katılma biçimidir. Ferritin birincil faz olarak katıldığı dönüşüm sonucunda ferrit-östenit dönüşümünden karıncalanma, çatısal ve/veya çita tipi ferrit morfolojisi meydana gelir. Örneğin; kaynak soğuma oranının orta,  $Cr_{eş}/Ni_{eş}$  oranının ise düşük seviyede olduğunda fakat hala ferrit-östenit alanında bulunulduğunda karıncalanma veya çatısal ferrit morfolojisi oluşur. Çatısal ferrit morfolojisindeki ferrit-östenit tane sınırlarındaki girinti çıkıntılardan dolayı kükürt ve fosfor gibi empürite elementlerinin bu alt tane sınırlarını ıslatması ve oluşabilecek çatlağın bu girintili çıkıntılı ferrit-östenit arayüzeyinde ilerlemesi zordur. Bu sebeple çatısal ferrit morfolojisine sahip kaynak metali yapısının katılma çatlağına karşı daha dirençli olması beklenir. Ancak soğuma hızı ve  $Cr_{eş}/Ni_{eş}$  oranı arttığında ferrit-östenit dönüşümü sırasında sınırlı difüzyondan dolayı çatısal ferrit morfolojisi yerine çita tipi ferrit morfolojisi oluşur [120]. Hatta katılmanın, soğuma rejimi lazer kaynağı gibi oldukça yüksek olan uygulamalarda ferrit östenit dönüşümünün difüzyonsuz masif dönüşüm şeklinde olabileceği ve birincil katılmanın ferritten östenite bile kayabileceği Lippold ve Kotecki tarafından ifade edilmiştir [120].

Mikroyapı görüntülerden aynı zamanda, lazer kaynak yöntemine bağlı olarak çok dar bir ısı tesiri altında bölge oluşumuna sebep olduğu görülmektedir, benzer sonuçlara lazer kaynağı çalışmaları yürüten araştırmacıların çalışma raporlarında da gözlenmiştir [106-108,121,122]. Dar ITAB oluşumlu kaynak dikişleri lazer kaynağının yüksek yoğunluklu güç kaynağı olması ve paslanmaz çeliğin düşük ısı iletim katsayısına sahip olması ile ilişkilidir.

#### **5.2.2.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Birleştirme Mikroyapısının İrdelenmesi**

AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğe ait kaynaklı numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde lazer kaynak parametrelerindeki değişim sonucunda

kaynak bölgesine iletilen kaynak ısı girdisi derecesine, kaynak öncesi ve kaynak sonrası ısı işlem uygulanmasına bağlı olarak özellikle ITAB'da tane büyümesinin olduğu tespit edilmiştir (Şekil 4.14-4.19'da optik mikroskop ve Şekil 4.28 ve 4.29 SEM görüntüleri.). Berretta ve ark., ısı işlem uygulamadan lazer kaynak yöntemiyle birleştirdiği martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapı incelemelerinde, lazer kaynağının karakteristik özelliği olan düşük ısı girdisine bağlı olarak hızlı soğuma neticesinde çok dar bir ısıdan etkilenmiş bölge oluşumu, kaynak metalinde ağırlıklı dendritik martenzit yapıları mikroyapı oluşumları ve az miktarda  $\delta$ -ferrit tane yapılarından meydana gelen bir mikroyapı oluşumu elde edildiğini çalışma raporunda bildirmiştir [56].

Çalışmada, CO<sub>2</sub> lazer kaynak yöntemiyle birleştirilen deney numunelerine uygulanan kaynak öncesi ön tav ve kaynak sonrası 660 °C'de 75 dakika temperleme ısı işlemi ve fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar soğutma sürecine bağlı olarak temperlenmiş martenzitin yanı sıra, az miktarda kalıntı  $\delta$ -ferrit ve çok küçük miktarlarda karbür (M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>) çökeltilerinden oluşan mikroyapı görüntüleri elde edilmiştir. Bilindiği gibi delta ferrit yapısı, katılma sürecinin ilk mikroyapısal oluşumdur,  $\delta$ -ferrit yapı daha sonra 1100 °C sıcaklığının altında tamamıyla östenite dönüşmektedir. Soğuma daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşirse ve soğuma oranı yeterliyse, östenit fazın martenzite dönüşümü meydana gelmektedir. Soğuma sonrasında bir miktar ferrit fazı dönüşümü oluşabilir ve bu oluşan ferrit fazı ferrit oluşturan elementlerce zenginse, bir miktar ferrit fazı östenit fazına dönüşmeden önce tane sınırlarında kalıntı  $\delta$ -ferrit şeklinde kalacaktır. Sonuç olarak, martenzit yapıları kaynak metalinde kalıntı delta ferrit oluşumu muhtemel bir durum olmaktadır. Belirli oranların üzerinde delta ferrit yapısının oluşması martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak metalinde istenilmeyen bir durumdur, aksi takdirde, Lin ve ark., tarafından yürütülen çalışma raporunda da belirtildiği gibi soğuk çatlak yayılımını tetikler ve artırır [53]. Martenzitik paslanmaz çeliklerin lazer kaynağı birleştirmelerinde çok yüksek soğuma oranı oluşması neticesinde yeterli zaman olmadığından delta ferrit fazından östenit faza dönüşüm tamamıyla gerçekleşemeyeceği araştırmacılar tarafından özellikle vurgulanmaktadır [120,123]. Mikroyapı görüntülerinden anlaşıldığı kadarıyla, ITAB ve kaynak metalinde herhangi bir çatlak ve gözenek oluşumu gözlenmemiştir. Bu

durum delta ferrit oluşumu miktarının sınırlar dahilinde olduğuna bir işaret olarak değerlendirilebilir.

### **5.2.2.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Birleştirme Mikroyapısının İrdelenmesi**

AISI 2205 dupleks paslanmaz çeliğe ait kaynaklı numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde (Şekil 4.20-4.25’de optik mikroskop ve Şekil 4.30 ve 4.31’de SEM görüntüleri) ana malzeme yapısının hadde doğrultusu yönünde uzayan östenit ve ferrit tanelerinden oluştuğu gözlenmiştir. Mikroyapıda açık renkli görülen yapılar östenit tanelerini ve koyu renkli görülen yapılar ise ferrit tanelerini belirtmektedir.

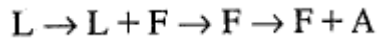
Ana malzeme ile kaynak metali arasında oluşan ince ITAB’ın çok dar bir alanda meydana geldiği mikroyapı görüntülerinden anlaşılmıştır. Dupleks paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyetini araştıran El-Batahgy ve ark., Vrtochova ve ark., dar ITAB ve kaynak dikişi oluşumlarının metalurjik ve mekanik anlamda istenilen kaynaklı bağlantıların elde edilebileceğine işaret ettiğini raporlarında belirtmişlerdir [120,124].

Elde edilen mikroyapı görüntülerinden, lazer gücünün sabit tutulması durumunda östenit-ferrit tanelerinin dağılımı üzerinde lazer kaynak hızının etkili olduğu ve kaynak ilerleme hızının artışıyla ferrit tanelerinin miktarlarında artış meydana geldiği gözlenmiştir. Farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerin kaynak metalinde genellikle ferrit faz oranının fazlalığı göze çarpmakta ve sütunsal ferrit tanelerinin kaynak eksenine doğru uzadığı görülmektedir. El-Bataghy ve ark., dupleks paslanmaz çeliğe ait lazer kaynaklı birleştirmelerin mikroyapılarında ferrit tane yapısının baskın olmasına etken olarak argon ve helyum gazının koruyucu gaz olarak kullanılmasının yanında büyük ölçüde ısı girdisi farkına vurgu yapmaktadır [120]. Benzer bir çalışmada Ogawa ve Koseki, dupleks paslanmaz çelik kaynak metalinin hızlı soğuma sürecine bağlı olarak ferrit-östenit dönüşümünün gecikmesi sonucunda kaynak metalinde ferrit miktarının %74’e kadar çıkabileceğini rapor etmişlerdir [125]. Bir diğer çalışmada Lippold, Yousefieh ve ark., dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesine kaynak işlemi sürecinde, ısı girdisinin yüksek

tutulmasına bağlı olarak yavaş soğuma hızı oranı sağlanması durumunda ferrit-östenit dönüşümün daha düzenli gerçekleşeceğini ve daha iyi bir östenit-ferrit faz dengesi oluşacağını raporlarında belirtmişlerdir [123,126]. Aynı çalışmada araştırmacılar, yavaş soğuma hızı sağlanması durumunda kaynak metalinde intermetalik fazların çökelebileceğine, ısıdan etkilenen bölgenin genişleyebileceğine ve ITAB’da tane kabalaşması meydana gelebileceğine dikkat çekmişlerdir [123,126].

Dubleks paslanmaz çeliklerin yapılarında ferrit-östenit dağılımı olarak 50/50 faz oranı yakalanmak istenmektedir. Bu faz oranında en iyi mekanik, mikroyapı ve korozyon özellikleri elde edildiği bilinmekte ve genel yargı olarak kabul edilmektedir [127-129]. Başlangıçta bu oran, yapıda ferrit-östenit faz oranı üretim şartlarına bağlı olarak genelde denge halindedir. Ancak, yapılan kaynaklı birleştirmeler veya ısı işlemler neticesinde bu faz oranı çalışmada gözlendiği gibi değişebilmektedir. Lazer kaynaklı birleştirmenin düşük ısı girdisine bağlı olarak ITAB’da ulaşılan sıcaklık göz önünde bulundurulduğunda ferrit-östenit dengesi ferrit tanelerinin kabalaşmasıyla ferrit lehine sapma göstererek mikroyapının kaba ferrit tanelerinden oluştuğu görülmektedir. Bilindiği üzere dubleks paslanmaz çeliklerin yüksek mukavemeti ve gerilmeli korozyon direnci yapısındaki delta ferrit fazından, tokluğu ve genel korozyon direnci ise yapısındaki östenit fazından kaynaklanmaktadır.

Daha önce de ifade edildiği gibi kaynaklı birleştirmeler veya ısı işlemler neticesinde bu faz oranı değişir. Örneğin dubleks paslanmaz çeliklerin tümünde katılaşma süreci sıvıdan ferrit fazıyla başlar ancak, ferrit solvüs sıcaklığı altında östenit dönüşümü meydana gelir. Dubleks paslanmaz çeliklerde dönüşüm sırasıyla aşağıdaki gibi özetlenebilir: (L; Sıvı, F: Ferrit, A: Östenit, F+A: Ferrit-Östenit).



Östenit tanelerinin ilk oluşumu, ferrit tane sınırlarında çekirdeklenme ve büyüme süreciyle gelişir ve bu şekilde dönüşüm tamamlanır. Bunun yanında östenitin oluşumu östenit tane sınırlarında Widmanstatten kenar plakaları şeklinde ya da ferrit taneleri içerisinde taneler arası olarak da meydana gelebilmektedir. Ancak, kaynak

metali mikroyapısı üzerinde kimyasal bileşimin yanısıra soğuma oranının etkisi büyüktür. Yüksek soğuma oranında kaynak metalinde ferritik olarak başlayan katılaşma oda sıcaklığına doğru soğuma sürecinde ferrit tane sınırlarından ve tane içlerinden çekirdeklenmeyle östenite dönüşmesi beklenir. Ancak, difüzyon kontrollü süreç ile meydana gelmesi beklenen ferrit-östenit dönüşümü için yeterli zaman olmaması sebebiyle kaynak metali yapısının geneli ferrit fazından oluşurken, ferrit tane sınırlarında östenit tanelerinin olduğu mikroyapı görüntülerinden anlaşılmaktadır. Dupleks paslanmaz çelik numunelere ait mikroyapı görüntülerinden ayrıca, ITAB ve kaynak metalinde çatlaklara ve gözenek oluşumlarına da rastlanmamıştır. Ancak kaynaklı birleştirmelerin kaynak metali ve ITAB'de krom nitrür oluşumları da göze çarpmaktadır.

### **5.2.3. Birleştirmeler Üzerinde Gerçekleştirilen EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmalarının İrdelenmesi**

Deney numunelerinden AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik malzemelerin lazer kaynak işlemi sonrası, AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin lazer kaynak işlemini takiben uygulanan ısı işlem sonrası ana malzeme, ITAB ve kaynak metali bölgelerinde olası değişimler göz önünde bulundurularak element analizleri noktasal olarak (EDS) yapılmıştır. Ayrıca deney numunelerinin kaynak metalleri bölgesel olarak elemental haritalama (Mapping) ile element dağılımları analiz edilerek değerlendirilmiştir. Alt bölümlerde lazer kaynaklı ve kaynaksız deney numunelerinin EDS ve elementel haritalama analizleri değerlendirilerek tartışılmıştır.

#### **5.2.3.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirmelerinin EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmalarının İrdelenmesi**

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelere ait EDS analizleri ve elementel haritalama dağılımları incelendiğinde, bu numuneye ait spektral analiz sonuçlarıyla uyumluluk gösterdiği belirlenmiştir (Şekil 4.32-4.35). Lazer kaynak işlemi neticesinde element kayıplarının yaşanmadığı analiz sonuçlarından açıkça görülebilmektedir. Bu sonuçlar aynı zamanda, ITAB ve kaynak metalinde herhangi bir ikincil faz veya karbür oluşumunun meydana gelmediğine de işaret etmektedir.

Garcia ve ark., kaynak bölgelerinde dengeli element dağılımının oluşmasını ve kaynak metalinde herhangi bir ikincil faz çökeltilerinin oluşmamasını, hızlı soğumaya bağlı olarak elementlerin kaynak metaline difüzyon imkanı bulamamasına bağlamaktadırlar [129]. Kaynaklı bağlantılarda fazlaca element kaybının yaşanmaması korozyon ortamında kendisinden beklenen yeterli korozyon direncini gösterebileceğine işaret etmektedir.

### **5.2.3.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Birleştirmelerinin EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmalarının İrdelenmesi**

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelere ait EDS analizleri ve elemental haritalama sonucu incelendiğinde, bu numuneye ait spektral analiz sonuçlarından elde edilen Cr miktarlarıyla, EDS ve elemental haritalama sonuçlarından elde edilen Cr değerleri arasında önemli bir farklılık olduğu tespit edilmiştir (Şekil 4.36-4.39). Krom miktarlarındaki bu farklılığa lazer kaynak işleminden ziyade özellikle kaynak işlemi sonrasında deney numunelerinin tabii tutulduğu gerilme giderme ısıl işleminin ve fırın içerisinde oda sıcaklığına doğru soğutma sürecinin neden olduğu düşünülmektedir. Tavares ve ark., martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıl işlem koşullarının metalurjik, mekanik ve korozyon özellikleri üzerinde önemli derecede etkisinin olduğunu, bu koşulların martenzit matrisi içerisindeki karbon ve krom oranını azalma yönünde etkileyebileceğini çalışma raporunda ifade etmiştir [52]. Aynı çalışmada Tavares ve ark., krom miktarlarındaki azalma ile ITAB ve kaynak metalinde  $Cr_{23}C_6$  gibi karbür oluşumlarının görülebileceğini belirtmiştir [52]. Martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıl işlem koşullarındaki davranışlarını araştıran Baghajari ve ark., Isfahany ve ark.,  $M_{23}C_6$  gibi karbür, nitrür ve ikincil fazların ısıl işlem uygulanmış martenzitik malzemelerin mikroyapısında oluşum gösterebileceğini belirtmişler ve ikincil faz oluşumlarını çalışmalarında gözlemlemişlerdir [122,130]. Benzer ikincil faz oluşumlarına kaynak öncesi ve kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmış olan lazer kaynaklı AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin ITAB ve kaynak metalinde rastlanması ve bu bölgelerde krom oranındaki azalmalar sebebiyle özellikle korozyon dayanımlarında düşüşlerin yaşanabileceğini işaret etmektedir.

### 5.2.3.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Birleştirmelerinin EDS Analizi ve Elemental Haritalama Çalışmalarının İrdelenmesi

AISI 2205 dupleks paslanmaz çeliğin EDS ve elementel haritalama analizlerine ait sonuçların malzemenin spektral analiz sonuçlarıyla uyumluluk gösterdiği belirlenmiştir (Şekil 4.40-4.43). Ancak, SEM mikroyapı görüntüsünde C1 (3500W/90cm/dk) numaralı numunenin ITAB'ında bazı oluşumların meydana geldiği tespit edilmiştir (Şekil 4.35). C1 numunesine ait noktasal analiz sonucunda ITAB'ın ferrit tanesi üzerinde Cr miktarının belirgin bir şekilde azaldığı tespit edilmiştir (Şekil 4.65). Dupleks paslanmaz çeliğin krom elementi miktarı yaklaşık olarak % 23 iken C1 numaralı numunenin ITAB'ında bu oranın yaklaşık olarak % 14,5'a düştüğü belirlenmiştir. Krom miktarındaki bu düşüşe krom-karbür ( $Cr_{23}C_6$ ),  $M_7C_3$  karbürleri,  $Cr_2N$  gibi nitürler, sigma ( $\sigma$ ) fazı ve chi ( $\chi$ ) fazı gibi intermetalik fazların diğer bir ifadeyle ikincil faz oluşumlarının neden olduğu düşünülmüştür. Dupleks paslanmaz çeliğin yapısının yüksek oranda delta ferrit fazından oluşması ve azot çözebilirliğinin artan sıcaklıkla artması sebebiyle, yüksek azot ihtiva eden delta ferrit fazının solvüs eğrisi altında östenit dönüşümünü tamamlayamayarak kimyasal içerikte fazlaca bulunan krom ile reaksiyona girerek kromnitür ( $Cr_2N$ ) oluşturması muhtemel görülmektedir. Bu bölgelerde krom oranının azalması sebebiyle korozyon direncinde zayıflama beklenir. Dupleks paslanmaz çeliklerin ısıl işlem ve kaynak kabiliyetini araştıran araştırmacıların çalışma raporlarında, ana malzeme ve kaynak bölgesi mikroyapılarındaki krom oranı düşüşüne istenmeyen ikincil faz partikül oluşumlarının neden olabileceği ifade edilmiştir [61,64,65,127,131-134].

### 5.2.4. Paslanmaz Çeliklerin ve Kaynaklı Birleştirmelerin XRD Analizi ile Karakterizasyon Çalışmalarının İrdelenmesi

XRD karakterizasyon incelemeleri, AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik ana malzemelerinde ve lazer kaynaklı deney numunelerinde olmak üzere iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Numunelerden elde edilen difraksiyon pikleri arasındaki değişimler değerlendirilerek ferrit ( $\alpha$ ), östenit ( $\gamma$ ) ve martenzit ( $a^1$ ) fazlarını tanımlayan pik oluşumları belirlenmiştir.

AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliklerde ve lazer kaynaklı deney numunelerine ait XRD pikleri değerlendirildiğinde ikincil faz, nitrür, karbür veya intermetalik gibi oluşumları ifade edebilecek herhangi bir faz oluşumu tanımlanmamıştır.

XRD incelemeleri sonucunda, AISI 316L östenitik paslanmaz çelik kaynaklı deney numunesinden elde edilen pikler ile farklı kaynak parametreleriyle birleştirilmiş lazer kaynaklı numunelerden elde edilen pikler karşılaştırıldığında, lazer kaynaklı numune piklerinin daha keskin ve sık olduğu, ayrıca pik şiddetlerinde artışların meydana geldiği gözlenmiştir (Şekil 4.44). Benzer pik oluşumları AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks lazer kaynaklı deney numunelerine ait XRD piklerinde de tespit edilmiştir (Şekil 4.45 ve Şekil 4.46). Ancak, özellikle C1 (3500W/90cm/dk) numaralı dubleks paslanmaz çelik numunesinin optik mikroskop, SEM ve EDS incelemelerinde görülen ve belirlenen ikincil faz, karbür ve nitrür oluşumlarının varlığı, XRD incelemeleri sonucunda tespit edilememiştir (Şekil 4.46). AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinde olduğu gözlemlenen çökeltilerin oluşum miktarlarının belirli oranlar altında olması nedeniyle XRD incelemeleri sonucunda bu fazların belirlenemediği düşünülmektedir. Benzer şekilde, Dadfar ve ark., Saeid ve ark., çalışma raporlarında, Cullity ise “elementlerin XRD analizleri” isimli eserinde %5’in altındaki miktardaki çökeltilerin XRD vasıtasıyla belirlenemeyeceğini bildirmişlerdir [10,135,136].

### **5.3. MEKANİK DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ**

Lazer kaynaklı deney numunelerinin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla gerçekleştirilen çekme, üç nokta eğme, çentik darbe deneyi ve sertlik ölçümü sonuçları aşağıdaki bölümlerde sırasıyla kapsamlı bir şekilde tartışılmış ve açıklanmıştır.

#### **5.3.1. Çekme Deneyi Sonuçlarının İrdelenmesi**

Deney numunelerinin çekme dayanımı performansları genel olarak Bölüm 4.1’de değerlendirilmiştir. Lazer kaynak yönteminin temel parametreleri olan kaynak gücü,



kaynak hızı ve odak mesafesinin kaynaklı numunelerin nüfuziyeti ve dayanımında en etkili parametreler olduğu Çizelge 4.5-4.7’de verilen deney sonuçlarından görülebilmektedir. Lazer kaynaklı ve kaynaklı deney numunelerinin çekme deneyi sonuçları alt bölümlerde kapsamlı bir şekilde değerlendirilerek tartışılmıştır.

### **5.3.1.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Çekme Test Sonucunun İrdelenmesi**

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelere ait Çizelge 4.5’deki sonuçlar irdelendiğinde, lazer kaynak gücü azaldıkça kaynaklı birleştirmenin dayanımının az da olsa azaldığı belirlenmiştir. Lazer kaynak gücünün ve bununla birlikte kaynak hızının artması durumunda ise nüfuziyetli ve daha dayanıklı kaynak dikişleri elde edilmiştir. Kaynak gücünün sabit tutulması durumunda, kaynak ilerleme hızı dayanımda en belirleyici kaynak parametresi olarak görülmektedir. Kaynak ilerleme hızının artmasıyla daha iyi mekanik özellikler elde edilmiştir. Genelde yüksek lazer gücü ve yüksek kaynak hızlarında elde edilen kaynaklı bağlantılar, çekme testi sonucunda ana malzemedan kopmuş ancak düşük ilerleme hızlarıyla birleştirilen numunelerde ise kaynak metalinden ayrılmalar meydana gelmiştir (Şekil 4.49). Çekme testi sonucunda, en yüksek çekme dayanımına sahip numunenin 635 MPa çekme dayanımı, 324 MPa akma dayanımı ve % 53 uzama değeri ile A5 (4000W/180cm/dk) numaralı numune olduğu tespit edilmiştir (Çizelge 4.5). En yüksek uzama miktarı ise %57’lik uzama oranlarıyla A1 (3500W/90cm/dk) ve A6 (4000W/270cm/dk) numuneleri, en yüksek akma dayanımına sahip numune ise 324 MPa ile A5 (4000W/180cm/dk) numaralı numunenin olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, tüm numunelerin çekme dayanımı değerlerinin ana malzemeye ait çekme dayanımı değerinden yüksek değerlerde olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Bu sonuçlar, östenitik paslanmaz çeliklerin CO<sub>2</sub> lazer ışını kaynak yöntemiyle sorunsuz ve güvenilir bir şekilde birleştirilebileceğini açıklamaktadır.

Benyounis ve ark., östenitik paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyetini araştırdıkları bir çalışmada, lazer kaynak parametrelerinden lazer gücü ve kaynak hızının etkisiyle ısıdan etkilenen bölgenin daralması veya genişlemesi sonucunda çekme dayanımında değişmelerin olacağını, ısıdan etkilenmiş bölgenin daralması

durumunda daha yüksek çekme dayanımı elde edileceğini ifade etmiştir [104]. Aynı çalışmada Benyounis ve ark., benzer bir çalışmada El-Bataghy, östenitik paslanmaz çeliklerin düşük ısı iletkenliğe sahip olması nedeniyle kaynaklı birleştirmelerinde bölgesel ısınmaların oluşabileceğini ve lazer kaynağı esnasında lokal ısınmaların kaynatılacak malzemeye iletiminin daha fazla zaman alması nedeniyle kaynak metalinde ve ITAB'da tane büyümelerine yol açarak çekme dayanımlarında düşüşe neden olabileceğine dikkat çekmişlerdir [90,104].

Sonuç olarak çok yüksek veya çok düşük lazer gücü bu tür malzemelerin kaynağında önerilmemektedir. Çalışmada lazer kaynaklı AISI 316L östenitik paslanmaz çelik bağlantılarından yüksek mekanik dayanım elde edilmesinde, lazer kaynak yönteminin tam nüfuziyetli kaynak dikişleri, mikroçatlak ve porozite oluşturmaması gibi üstünlükler sağlanması sonucuyla elde edildiği düşünülmektedir.

### **5.3.1.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Çekme Test Sonucunun İrdelenmesi**

AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğe ait Çizelge 4.6'da verilen sonuçlar irdelendiğinde, lazer kaynak parametrelerinden kaynak ilerleme hızının dayanımda en belirleyici parametre olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Çekme deneyi sonucunda hiçbir numunenin kaynak metalinden kırılmadığı, kopmaların ana malzemenin gerçekleştiği belirlenmiştir (Şekil 4.52). Ön deneysel çalışmalar sürecinde kaynak öncesinde ön tav ve kaynak sonrası gerilme giderme-temperleme ısıl işlemi uygulanmadan elde edilen kaynaklı birleştirmelerin mekanik testlere direnç göstermeden, kaynak dikişleri üzerinden çatladığı tespit edilmişti. Çatlak oluşumunda, martenzitik paslanmaz çeliğin bileşiminde bulunan yüksek miktarda karbonun düşük ısı girdisine sahip ve dolayısıyla yüksek soğuma hızı oluşturan kaynaklı birleştirmelerde yavaş soğuma şartlarında bile martenzite dönüşebilmesinin etkili olduğu ve kaynak termal çevrimi etkisiyle kalıntı gerilmelerin etkisinin olduğu düşünülmüştür. Literatür araştırmaları bu tür malzemelere, kaynak öncesi ve kaynak sonrasında uygun ısıl işlemler uygulayarak birleştirilebilmesine imkan sağlanabileceğini ve böylece istenilen metalurjik ve dayanım özelliklerin elde edilebileceği vurgulanmaktadır [137-139].

Baghjari ve ark., ve Lippold ve ark., çalışmalarında, özellikle karbon oranı %0,15'in üzerinde olan AISI 420 ve AISI 440 martenzitik paslanmaz çelikler için kaynak sonrası gerilme giderme-temperleme ısıl işleminin hemen hemen her zaman gereklilik arzedeceğini ifade etmektedir [122,123]. Aynı araştırmacılar, ısıl işlemler neticesinde ani yükler altında düşük kırılma tokluğu gösteren martenzitik paslanmaz çeliklerin tokluk özelliklerinin iyileşeceğini, sertliklerin azalacağını, kaynak metaline difüz edebilen hidrojen ve kalıntı gerilme miktarlarının azalabileceğini çalışma raporlarında belirtmişlerdir [122,123]. Baghjari ve ark., ve Lippold ve ark., kaynak sonrası ısıl işlemlerin genellikle 480-750 °C aralığında yapılmasının uygun olduğunu ve ısıl işlem süresinin malzeme kalınlığına bağlı olduğunu, genellikle 30 dakika ile 2 saat ısıl işlem süresinin yeterli olabileceğini çalışma raporlarında özellikle vurgulamışlardır [122,123]. Baghjari ve ark., ve Lippold ve ark., martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak sonrası ısıl işlemiyle martenzitten ferrite dönüşüm ve küçük karbür oluşumlarının meydana gelmesi sonucunda tokluk ve sünekliklerinin iyileşme göstereceğini belirtmişlerdir [122,123]. Gooch ve ark., martenzitik paslanmaz çeliklerin nikelsiz türleri için kaynak sonrası ısıl işlemin  $A_{C1}$  sıcaklığının altında ve 500 °C üzerinde uygulanmasıyla karbür çökmesi oluşacağını;  $M_{23}C_6$  karbürlerinin çökmesiyle de maksimum yumuşama elde edileceğini ifade etmişlerdir [140].

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı deney numunelerinin çekme deneyi sonucunda endüstriyel uygulamalar için yeterli mekanik dayanımın elde edilmesinde kaynaktan önce ön tavlama ısıl işlemi ve kaynak sonrası temperleme ısıl işlemi uygulamalarının olumlu etkilerinin olduğu söylenebileceği gibi lazer kaynak parametrelerinin de uygun seçilmesinin büyük etkisinin olduğu düşünülmektedir. Martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıl işlem şartlarını araştıran Isfahany ve ark., 200-400 °C gibi düşük temperleme ısıl işlemi sıcaklıklarında kaynaklı bağlantıların dayanımında düşüşler yaşanacağını, temperleme sıcaklığının 500 °C'nin üzerine çıktığında ise mikroçatlakların neden olduğu çekme gerilmelerinin azaltılmasıyla dayanımda artışların olacağını çalışma raporlarında bildirmişlerdir [130]. Martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıl işlem koşullarını inceleyen Lin YC ve ark. [141], Takahashi ve ark., [53] martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıtma ve soğutma döngüsü sürecinde metalurjik yapısı ve ikili faz yapısının (martenzit matrisi içerisinde kalıntı ferrit)

değişebileceğini ve kaynak işlemi sürecine de bağlı olarak kaynak metalinde kalıntı çekme gerilmelerine yol açabileceğini dolayısıyla kaynaklı bağlantıların mekanik özelliklerini özellikle servis şartlarında olumsuz etkileyeceğini raporlarında belirtmişlerdir. Aynı çalışmada araştırmacılar, ön tavlama ve uygun ısı işlemler yapılarak kalıntı gerilmelerin azaltılmasıyla iyi mekanik özelliklere ulaşılabileceğini çalışma raporlarında bildirmişlerdir [53,141]. Bir diğer benzer çalışmada Kuo ve ark., martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine etki eden en önemli faktörlerin malzemeye ait kimyasal kompozisyonun ve ısı işlem uygulamalarının olduğunu özellikle vurgulamışlardır [142].

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine ait çekme deneyi sonuçları incelendiğinde, en yüksek çekme dayanımının 629 MPa ve % 26 uzama değeri ile B4 (4000W/90cm/dk) numaralı numuneye ait olduğu görülmektedir (Çizelge 4.6) Deney numunelerinin her biri çekme deneyi sonucunda ana malzemedan ayrılmasına rağmen, B4 (4000W/90cm/dk) numaralı numune haricindeki numunelerin çekme dayanımı değerlerinin ana malzemenin çekme dayanımından biraz daha düşük değerlerde olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca, çekme dayanımı sonuçlarının akma dayanımı değerlerinin ve yüzde uzama değerlerinin birbirine çok yakın değerlerde olduğu belirlenmiştir. Bu sonuçların elde edilmesinde ısı işlemin etkili olduğu düşünülmektedir. En yüksek uzama değerlerine sahip numunelerin % 26 uzama değeri ile B3 (3500W/270cm/dk) ve B4 (4000W/90cm/dk) numaralı numuneler olduğu sonucuna ulaşılmıştır. En yüksek akma dayanımı ise 540 MPa ile B1 (3500W/90cm/dk) numaralı numunede elde edilmiştir.

### **5.3.1.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Çekme Test Sonucunun İrdelenmesi**

AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik numunelere ait Çizelge 4.7’de verilen sonuçlar irdelendiğinde, kaynaklı numunelerin çekme dayanımlarının ana malzemenin çekme dayanımından biraz daha düşük değerlerde olduğu belirlenmiştir. Çekme deneyi sonucunda, tüm numunelerde kopma ana malzemedan gerçekleşmiştir (Şekil 4.55). Lazer kaynaklı deney numunelerinin ortalama çekme dayanımı değerlerinin birbirine

çok yakın değerlerde olduğu belirlenmiştir. Benzer sonuçlara El-Batahgy ve ark., AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin lazer kaynak kabiliyeti ile ilgili yürüttüğü bir çalışmada ulaşmış, çekme deneyi sonucunda kaynaklı deney numunelerinin tümünde kopmaların ana malzemedan gerçekleştiğini ve çekme dayanımı sonuçlarının birbirine çok yakın değerlerde olduğu tespitinde bulunmuşlardır [120]. Aynı çalışmada araştırmacılar, çekme deneyi sonucunda birbirine yakın değerler oluşmasında, ana malzemeye kıyasla kaynaklı bağlantıların östenit miktarlarındaki azalmaya bağlı olarak bu sonucun elde edildiğini ifade etmişlerdir [120].

AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik lazer kaynaklı deney numunelerinin çekme deneyi sonuçları incelendiğinde, en yüksek çekme dayanımının 792 MPa ve % 31 uzama değeri ile C1 (3500W/90cm/dk) numaralı numunede olduğu tespit edilmiştir (Çizelge 4.7.). En yüksek uzama değeri ise % 32 uzama oranı ile C4 (4000W/90cm/dk) numaralı numune olarak belirlenmiştir. En yüksek akma dayanımına sahip numune ise 610 MPa ile C1 (3500W/90cm/dk) ve C3 (3500W/270cm/dk) numaralı numuneler olarak belirlense de deney numunelerinin akma dayanımı değerlerinin birbirine çok yakın olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca dubleks paslanmaz çelik numunelerin çekme dayanımı sonuçlarının, lazer kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızındaki değişime bağlı olarak (düşük veya yüksek ısı girdisi sonucunda) değiştiği belirlenmiştir. Isı girdisindeki değişim ile kaynak metalindeki ferrit-östenit faz oranının farklılık göstermesi çekme dayanımı sonuçlarını önemli derecede etkilediği sonucuna varılmıştır. Dubleks paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyetini araştıran Mourad ve ark., dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağında mekanik dayanıma etki eden en önemli özelliğin kaynak parametrelerinden daha çok ferrit-östenit dengesinin olduğunu çalışma raporunda özellikle vurgulamıştır [127].

Benzer bir diğer çalışmada El-Batahgy ve ark., lazer kaynaklı bağlantıların yüksek lazer gücü ve/veya düşük kaynak hızının bir fonksiyonu olarak ısı girdisindeki artışın östenit miktarında artışa neden olmasına rağmen yüzde uzama miktarını önemli derecede etkilemediğine dikkat çekerek çalışma raporunda sunmuştur [120]. Aynı çalışmada El-Batahgy ve ark, yüksek ısı girdisine bağlı olarak ergime bölgesinin genişlemesiyle yüzde uzama arasında ilişki kurarak, östenit miktarındaki artışın

etkisinden daha çok ergime bölgesinin boyutu azaldıkça yüzde uzama miktarının artış göstereceğini ifade etmiştir [120]. Badji ve ark., dubleks paslanmaz çeliklerin akma dayanımı ve çekme dayanımı üzerinde ergime bölgesinin ferrit-östenit oranının etkili olduğunu ve optimum çekme dayanımının ferrit-östenit faz dengesinin birbirine yakın olduğunda elde edilebileceğini belirtmişlerdir [26]. Benzer bir diğer çalışmada Liou ve ark., dubleks paslanmaz çeliklerin kaynak metalinde oluşan yüksek ferrit miktarı, tane büyümesi ve Cr<sub>2</sub>N gibi çökelti oluşumlarının çekme dayanımı gibi mekaniksel özellikleri olumsuz etkileyerek dayanımı azaltacağına dikkat çekmişlerdir [143].

Çekme deneyine tabi tutulan numunelerin tümünün çekme deneyi sonrası kırılma yüzeyleri incelenmiş ve SEM görüntüleri Şekil 4.50, Şekil 4.53 ve Şekil 4.56'da sırasıyla gösterilmiştir. Kırılma yüzeyine ait görüntüler irdelendiğinde ise;

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelerin çekme deneyi sonrasındaki kırılma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde (Şekil 4.53), tüm numunelerde yoğun bir şekilde çukurcuk (dimple) şeklinde yüzey morfolojisi oluşması kırılma biçiminin sünek kırılma biçiminde gerçekleştiğini işaret etmektedir.

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelerin Şekil 4.56'daki çekme deneyi sonrası oluşan kırılma yüzeyi görüntüleri incelendiğinde, ısıtma işlemin etkisiyle birlikte tüm numune yüzeylerinde sünek kırılmaya işaret eden çukurcuk (dimple) şeklinde yüzey morfolojisinin oluştuğu tespit edilmiştir.

AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunelerin çekme deneyi sonrasındaki kırılma yüzeyi görüntüleri (Şekil 4.59) incelendiğinde ise, sünek kırılma davranışı göstererek ağırlıklı olarak çukurcuk (dimple) şeklinde kırılma morfolojisi oluştuğu belirlenmiştir.

### **5.3.2. Çentik Darbe Deneyi Sonuçlarının İrdelenmesi**

AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz çelik lazer kaynaklı deney numunelerinin vücut sıcaklığına yakın olması sebebiyle oda sıcaklığındaki darbe

tokluklarının belirlenebilmesi amacıyla çentik darbe deneyi uygulanarak darbe dayanımları belirlenmiştir (Çizelge 4.8-4.10). Darbe sonuçları genel olarak değerlendirildiğinde, tüm deney numunelerinin darbe dayanımları üzerinde lazer kaynak parametrelerinin etkisi olduğu açık bir şekilde sonuçlardan anlaşılmaktadır. Özellikle AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin yeterli darbe dayanımı göstermelerine, lazer kaynak parametrelerinin etkisinin yanında kaynak öncesi ve kaynak sonrası uygulanan ısı işlemlerin olumlu etkisinin olduğu düşünülmektedir. Ayrıca, darbe deneyi uygulanmış tüm numunelerin kırılma yüzeyi morfolojileri SEM vasıtasıyla incelenmiş Şekil 4.58, Şekil 4.60 ve Şekil 4.62’de sırasıyla gösterilmiştir. Lazer kaynaklı deney numunelerinin darbe deneyi sonuçlarının değerlendirilmeleri sırasıyla alt bölümlerde kapsamlı bir şekilde tartışılarak açıklanmıştır.

### **5.3.2.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Darbe Çentik Test Sonucunun İrdelenmesi**

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelerine ait darbe deneyi sonuçları incelendiğinde, lazer kaynak ilerleme hızı darbe dayanımı üzerinde en belirleyici parametre olduğu belirlenmiştir. Sonuçlardan, ortalama darbe dayanımı  $219 \text{ J/cm}^2$  ile en yüksek darbe tokluğu değeri A6 (4000W/270cm/dk) numaralı numune, en düşük darbe dayanımı ise  $177 \text{ J/cm}^2$  ortalama darbe tokluğu değeriyle A1 (3500W/90cm/dk) numaralı numune olduğu tespit edilmiştir (Çizelge 4.8). Lazer kaynak ilerleme hızının artması durumunda darbe dayanımı değerinin artış gösterdiği sonuçlardan anlaşılmaktadır. Kaynak ilerleme hızlarının sabit tutulması durumunda ise yüksek lazer gücüyle birleştirilen numunelerde daha yüksek darbe dayanımı elde edildiği belirlenmiştir. Kaynak ilerleme hızının artmasıyla darbe dayanımındaki artışa, kaynak bölgesine verilen ısı girdisinin azalış göstermesine bağlı olarak  $\delta$ -ferrit miktarında azalma nedeniyle ulaşıldığı düşünülmektedir. Soğuma rejimine bağlı olarak kaynak metalinde delta ferrit fazının miktarının değişimi ve düşük soğuma rejiminde oluşan karıncalanma tipi ferrit yerini yüksek soğuma rejiminde çatisal ferrit ve çita tipi ferrit morfolojisine bırakarak kaynak metalinin tokluğunda iyileşmeye neden olan diğer etkenler olarak söylenebilir. Yüksek enerji yoğunluğu ve düşük ısı girdisine bağlı olarak hızlı soğuma neticesinde kalıntı  $\delta$ -ferrit miktarı

azalarak kaynak metalinin darbe tokluğunu olumlu yönde etkilediği de ayrıca söylenebilir. Ayrıca darbe tokluğu sonuçlarına (ısıtım işlem şartları dışında) ferrit-östenit miktarı ilişkisinden ziyade, krom karbür, krom nitrit, ikincil faz ve çökeltilerin, kalıntı gerilmelerin oluşumu, kaynak bölgesi boyutu faktörlerinin daha çok etkisinin olduğu düşünülmektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyetini araştıran Benyounis ve ark., odaklanmış lazer ışınının tokluk dayanımı üzerinde iyileşmeler sağlayarak darbe dayanımını arttırdığına dikkat çekmişlerdir [104]. Benzer bir diğer çalışmada östenitik ve dubleks paslanmaz çelik kaynaklı birleştirmelerinin ısıtım işlem koşullarını araştıran İbrahim ve ark., kaynak metalindeki tokluk düşüşünü delta ferrit oranının artmasına bağlamış ve aynı zamanda kaynak işlemi sürecinde artan kalıntı gerilmelerin darbe enerjisi değerlerini azalttığını çalışma raporlarında bildirmişlerdir [63].

### **5.3.2.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Darbe Çentik Test Sonucunun İrdelenmesi**

AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğe ait darbe deneyi sonuçları incelendiğinde, lazer kaynak ilerleme hızı düştükçe diğer deyişle kaynak bölgesine verilen ısı girdisi arttıkça deney numunelerinin darbe dayanımlarının arttığı tespit edilmiştir. En yüksek darbe dayanımına sahip numune olarak 46,1 J/cm<sup>2</sup> ortalama darbe tokluğu değeriyle B1 (3500W/90cm/dk) numaralı numune, en düşük darbe dayanımı ise 32 J/cm<sup>2</sup> ortalama darbe tokluğu değeriyle B6 (4000W/270cm/dk) numaralı numune olduğu belirlenmiştir (Çizelge 4.9). Kaynak ilerleme hızının düşmesi neticesinde  $\delta$ -ferrit miktarının artış göstermesiyle kaynak metalinin darbe dayanımında azalma oluşturması beklenirken, sonuçlarda kaynak ilerleme hızının düşmesine bağlı olarak darbe dayanımlarında artışlar gözlenmiştir. Bu durumun oluşmasına en büyük etken olarak deney numunelerine kaynak işlemi öncesinde uygulanan ön tav ısıtım işlemi ve kaynak işlemi sonrasında uygulanmış olan gerilme giderme ısıtım işlemi gösterilebilir. Baskın martenzitik mikroyapının ısıtım işlemler sonucunda temperlenmiş martenzite dönüşmesi darbe dayanımını arttıran ana etken olarak düşünülmektedir. Kaynak sonrası deney numunerinin tav fırını içerisinde tutma süresi ve oda sıcaklığına kadar yavaş soğuma sürecine bağlı olarak kaynak bölgesinde  $\delta$ -ferrit tanelerinin miktarından daha çok ferrit tane boyutundaki değişimler darbe tokluğunun artışına



olumlu katkı sağlayan diğer etkenler olarak söylenebilir. Martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıtılma işlem koşullarını araştıran Isfahany ve ark., kaynak sonrası ısıtılma işlemin etkisiyle ITAB ve kaynak metalinde oluşan karbürlerin hacim oranındaki azalmalar sonucunda darbe dayanımlarının artış gösterebileceğini çalışma raporlarında ifade etmişlerdir [130]. Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetini araştıran çalışmada Carrouge ve ark., darbe dayanımına delta ferrit miktarından daha çok, ITAB'daki tanelerin boyutuyla ilişki kurarak; tane boyutunun artması durumunda darbe dayanımının azalacağını rapor etmiştir [144]. Benzer bir diğer çalışmada Gooch ve ark., darbe tokluğu üzerinde ferrit tane boyutunun etkili olduğunu ve optimum darbe tokluğuna ulaşılabilmesi için kaynak bölgesine düşük ısı girdisi transferi gerçekleşmesi gerektiğini rapor etmiştir [145]. Baghjari ve arkadaşları ise, martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak işleminden sonra gerçekleştirilen temperleme ısıtılma işlemiyle ITAB'daki  $M_{23}C_6$  karbürlerinin çözünmesi sonucunda darbe tokluğunda artışların yaşanabileceğini çalışma raporunda belirtmiştir [122].

### **5.3.2.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Darbe Çentik Test Sonucunun İrdelenmesi**

AISI 2205 dupleks deney numunelerine ait Çizelge 4.10'daki darbe deneyi sonuçları incelendiğinde ise, kaynak ilerleme hızı değişiminin darbe dayanımı sonuçlarını etkileyen en önemli lazer kaynak parametresi olarak belirlenmiştir. Sonuçlardan, en yüksek darbe dayanımına sahip numune  $175 \text{ J/cm}^2$  ortalama darbe tokluğu değeriyle C3 (3500W/270 cm/dk) numaralı numune olarak belirlenmiştir. Lazer kaynak ilerleme hızı arttıkça kaynak bölgesine verilen ısı girdisi azalmış ve bu durumda dupleks malzeme yapısının 50/50 östenit-ferrit faz oranının ferrit lehine değişim gösterdiği ve bu değişime bağlı olarak darbe dayanımının arttığı düşünülmüştür. Benzer sonuca dupleks paslanmaz çeliklerin ısıtılma şartlarını araştıran Badji ve ark., kaynaklı bağlantıların darbe tokluğu dayanımının artışına ferrit miktarının artışıyla yaşanabileceği tespitinde bulunarak çalışma raporunda sunmuştur [26]. Dupleks paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyetini araştıran Pekkarinen ve ark., yüksek kaynak ilerleme hızlarında veya düşük lazer güçlerinde elde edilen düşük ısı girdisine bağlı olarak delta ferrit oranının arttığını ve kaynak ilerleme hızının azalması veya lazer gücünün artması durumunda kaynak bölgesine verilen yüksek ısı

girdisine bağı olarak yavaş soğuma sonucunda östenit oranının arttığı tespitinde bulunarak çalışma raporunda belirtmiştir [146]. Benzer bir diğer çalışmada Mourad ve ark., düşük ısı girdisine bağı olarak çok hızlı soğuma sonucunda ITAB'da uygun olmayan ferrit-östenit dağılımına dikkat çekerek aşırı derecede ferrit miktarının artması durumunda (%75'in üzerinde ferrit) dubleks paslanmaz çeliklerin darbe tokluklarının azalacağını özellikle vurgulamıştır [127]. İbrahim ve ark., darbe dayanımındaki düşüğe paslanmaz çeliklerin kaynak metalinde intermetalik sigma fazlarının oluşum miktarlarının neden olduğu tespitinde bulunarak çalışma raporunda belirtmiştir [63]. Benzer bir diğer çalışmada Bo deng ve ark., darbe dayanımındaki düşüğe kaynak metalinde oluşan küçük miktarlardaki  $Cr_2N$ ,  $\chi$ ,  $\sigma$  gibi çökeltilerin neden olduğunu çalışma raporlarında sunmuşlardır [133].

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik darbe çentik deney numunelerinin oda sıcaklığında gerçekleştirilen testleri sonucunda oluşan kırılma yüzeyleri incelendiğinde, sünek kırılma davranışı sergileyerek ayrılmaların olduğu Şekil 4.58'deki SEM görüntülerinden anlaşılmaktadır.

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik darbe çentik deney numunelerinin oda sıcaklığında gerçekleştirilen testleri sonucunda meydana gelen kırılma yüzeyi morfolojileri incelendiğinde, ağırlıklı olarak klivaj tip ayrılma şeklinde kırılma yüzeylerinin olduğu B1, B2, B3, B4 ve B6 numaralı numunelerin kırılma yüzeyi görüntülerinden anlaşılmaktadır. B5 numaralı numunenin ise sünek kırılma biçimine benzer bir kırılma davranışı sergileyerek ayrılmaların gerçekleştiği belirlenmiştir.

AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik darbe çentik deney numunelerinin oda sıcaklığında gerçekleştirilen testleri sonucunda oluşan kırılma yüzeyi morfolojileri incelendiğinde ise, C1 (3500W/90cm/dk) numaralı numunenin klivaj tip ayrılma şeklinde kırılma yüzeyi olduğu, diğer tüm numunelere ait kırılma yüzeyi biçimlerine bakıldığında ise sünek kırılma davranışı sergileyerek ayrılmaların gerçekleştiği görülmektedir (Şekil 4.62).

### **5.3.3. Üç Nokta Eğme Deneyi Sonuçlarının İrdelenmesi**

AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin 140°'ye kadar eğilme deneyi sonrasında gözle yapılan kontrollerde kaynak dikişlerinde ve birleştirme bölgelerinde herhangi bir çatlak, boşluk gibi hatalarla karşılaşmamıştır (Şekil 4.64, Şekil 4.66 ve Şekil 4.68). Bu sonuçlardan, lazer kaynaklı konstrüksiyonların seçilen kaynak parametreleriyle birleştirilmeleri durumunda servis şartlarında istenilen eğilme dayanımlarını karşılayacağı düşünülmektedir.

### **5.3.4. Mikrosertlik Ölçümü Sonuçlarının İrdelenmesi**

Kaynaklı birleştirmelerin ana metal, ITAB ve kaynak metali sertliği mikrosertlik ölçümü ( $HV_{0,2}$ ) ile belirlenmiş ve sonuçlar Şekil 4.69-4.71'de ile Çizelge 4.11-4.13'de verilmiştir. Sertlik değerleri genel olarak incelendiğinde, lazer kaynak parametrelerinin sertlik değeri üzerinde etkisi olduğu tespit edilmiştir. Sonuçlardan, AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz çelik numunelerin tümünde sertlik dağılımlarının geniş bir aralıkta değişiklik göstermediği de belirlenmiştir. Bunun nedenlerinden bir tanesi CO<sub>2</sub> lazer kaynağının özelliklerinden birisi olan ilave tel kullanılmadan ana malzemelerin ergitilerek birleştirilmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Lazer kaynaklı farklı paslanmaz çelik deney numunelerinin mikrosertlik ölçümü sonuçları alt bölümlerde kapsamlı şekilde değerlendirilerek açıklanmıştır.

#### **5.3.4.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucunun İrdelenmesi**

AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelerin sertlik ölçümü sonuçları incelendiğinde, sertliği ölçülen bölgeler arasında kaynak metali en sert bölge, daha sonra ITAB ve en düşük sertliğin ise ana metale ait olduğu tespit edilmiştir. Kaynak metali bölgesinde düşük ısı girdisine bağlı olarak hızlı soğuma sonucunda en yüksek sertlik değeri ort. 240  $HV_{0,2}$  ile 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilmiş olan A1 numaralı numunede elde edilmiş, ITAB sertlik değerleri içerisinde en yüksek

sertlik değeri ise ort. 235 HV<sub>0,2</sub> ile yine 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilmiş olan A1 numaralı numune olarak belirlenmiştir. Deney numunelerinin farklı kaynak parametreleriyle birleştirilmesine, diğer bir ifadeyle farklı ısı girdisiyle birleştirilmesine rağmen ITAB veya kaynak metali sertlik değerlerinde çok büyük bir değişim oluşmamıştır. Östenitik paslanmaz çeliklerin ısı işleme sertleştirilememeleri kaynak termal çevriminin birleştirmenin sertliğinde belirgin bir değişim meydana getirmesi beklenmez. Östenitik paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyetini araştıran El-Batahgy ve ark., Çam ve ark., çalışma raporlarında benzer sertlik sonuçları tespit edilmiş ve kaynak parametrelerinin değişimi sonucunda oluşan farklı ısı girdisi değerlerinin ITAB ve kaynak metali sertlik değerlerini önemli derecede etkilemediği sonucuna ulaşmışlardır [90,147]. Östenitik paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyetini araştıran diğer araştırmacılar Kwok ve ark., Ventrella ve ark., Sathiya ve ark., yürüttükleri çalışmalarda kaynak ilerleme hızı artışında veya kaynak gücü azalmasında, düşük ısı girdisine bağlı olarak hızlı soğuma sonucunda daha ince taneli bir mikroyapı oluştuğunu ve sertlik değerlerinde az da olsa artma eğilimine ince taneli mikroyapının etki ettiğini belirtmişlerdir [106,107,148].

#### **5.3.4.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucunun İrdelenmesi**

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik numunelerin sertlik ölçümü sonuçları incelendiğinde, birleştirmelerin kaynak metali sertliği ITAB sertlik değerlerinden daha düşük değerlerde olduğu belirlenmiştir. En yüksek kaynak metali sertliği 274 HV<sub>0,2</sub> ile 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilmiş olan B1 numaralı numune bulunmuş, en yüksek ITAB sertlik değeri ise yine 3500W/90cm/dk. parametresiyle birleştirilmiş olan B1 numaralı numune (283 HV<sub>0,2</sub>) olarak belirlenmiştir. Kaynak öncesi ve sonrası ısı işlem uygulanması neticesinde martenzitik paslanmaz çelik numunelerin ITAB ve kaynak metalinde kabul edilebilir sertlik değerlerine ulaşıldığı sonuçlardan anlaşılmaktadır. Deney numunelerinde birleştirmelerin şekillendirilmesi sırasında sorun oluşturmayacak sertlik değerlerine ulaşılmasında kaynak sonrası uygulanan temperleme ısı işlemiyle birlikte sert ve kırılğan faz olan martenzit yapısının temperlenmiş martenzite dönüşmesinin önemli etken olduğu özellikle

vurgulanmalıdır. Genel olarak sertlik sonuçları incelendiğinde, düşük kaynak gücüyle ve yüksek kaynak ilerleme hızlarıyla birleştirilmiş olan numunelerin düşük ısı girdisiyle bağlantılı olarak, hızlı soğuma sonucunda kaynak metali sertliklerinin azaldığı fakat ITAB sertliklerinde belirgin bir değişim meydana gelmediği belirlenmiştir. Kaynak parametrelerindeki değişime bağlı olarak kaynak bölgesine verilen ısı girdisinin etkisiyle martenzitik mikroyapılı kaynak metalinde delta ferrit fazı varlığı lokal yumuşamalara neden olarak sertlik düşüşüne neden olduğu söylenebilir. Çünkü, delta ferrit fazının sertliği martenzit fazının sertliğinden daha düşük olduğu bilinmektedir. Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetini ve ısı işlem koşullarını araştıran araştırmacılar, kaynak bölgesinde özellikle ısıdan etkilenmiş bölgede lokal sertlik düşüşlerine  $M_{23}C_6$  gibi karbürlerin çökme miktarlarındaki artışların neden olduğunu çalışma raporlarında bildirmişlerdir [122,123,149,150]. Aynı araştırmacılar, AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin kaynak metalinde 700 HV gibi yüksek sertlik değerinin aşılması durumunda yüksek dayanım ve düşük süneklik elde edilmesiyle birlikte ITAB'da gevrek kırılmaların yaşanabileceğini özellikle vurgulamışlardır [122,123,149,150]. Martenzitik paslanmaz çeliklerin ısı işlem şartlarını araştıran Isfahany ve ark., kaynaktan sonra uygun temperleme sıcaklıklarında  $M_7C_3$  karbürlerinin kabalaşmaya başlaması ve  $M_{23}C_6$  karbürlerinin kısmen dönüşümüyle sertlikte düşüşlerin meydana geldiğini tespit ederek çalışma raporunda bildirmiştir [130]. Benzer bir diğer çalışmada Gooch ve ark., martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak metali sertlik değişimlerine ve kabul edilebilir sertlik değerlerine kaynak yöntemi ve kaynak parametrelerinden daha çok, kaynak sonrası uygulanan ısı işlemi ve martenzitik paslanmaz çeliğin karbon miktarının etki ettiğini ifade etmiştir [151].

#### **5.3.4.3. AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Birleştirmesinin Sertlik Ölçüm Sonucunun İrdelenmesi**

AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik numunelerin sertlik ölçümü sonuçları incelendiğinde ise, tüm parametrelerle birleştirilen numunelerin kaynak metali sertlikleri ITAB sertliklerinden daha yüksek değerlerde olduğu tespit edilmiştir. En yüksek kaynak metali sertlik değeri ort. 348  $HV_{0,2}$  ile 4000W/270cm/dk. parametreleriyle birleştirilmiş olan C6 numaralı numuneye ait olduğu belirlenmiştir.

En yüksek ITAB sertlik değeri ise ort. 331,8 HV<sub>0,2</sub> ile 3500W/270cm/dk. parametresiyle birleştirilmiş olan C3 numaralı numuneye ait olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Sonuçlardan, lazer kaynak gücü sabit tutulduğunda kaynak ilerleme hızının artmasıyla birlikte kaynak metali sertliğinde artış meydana geldiği belirlenmiştir. ITAB sertliklerinde ise lazer kaynak gücü sabit tutulduğunda kaynak ilerleme hızının artmasıyla birlikte bir sertlik azalışı olduğu gözlenmiştir. Birleştirmenin kaynak metali sertliğinin; ITAB ve ana malzemeye göre daha yüksek bulunmasının sebebi düşük ısı girdisine bağlı olarak kaynak sonrası hızlı soğuma neticesinde elde edilen ince taneli kaynak metali mikroyapısıyla ve ferrit lehine değişen ferrit-östenit dengesiyle ilişkili olduğu düşünülmektedir. Ferrit lehine dönüşüm sebebiyle ITAB'ın ana malzemeye göre daha yüksek sertliğe, ulaşılan sıcaklık göz önünde bulundurulduğunda kabalaşan ferrit taneleri sebebiyle kaynak metaline göre daha düşük sertliğe sahip olduğu düşünülmektedir.

Bulgular, kaynak yöntemine bağlı olarak kaynak sonrası dubleks paslanmaz çeliğin kaynak metalinin hızlı soğumaya bağlı olarak ferrit-östenit dönüşümü difüzyon kontrollü süreç olduğu için kısa zaman diliminde tamamlanamadığına işaret etmektedir. Kaynak metalinin yapısının ferrit lehine dönüşmesi birleştirmenin dayanımının kabul edilebilir değerlerde, sertliğin ise ana malzemeye göre daha yüksek bulunmasına neden olmuştur. Kaynak metali ve ITAB sertliğinde olduğu düşünülen kromnitüründe etkili olduğu düşünülmektedir.

Kaynak parametrelerinin etkisine bağlı olarak ferrit-östenit dengesinin değişmesi (ısı girdisinin etkisi altında) sonucunda sertlik dağılımları üzerinde ana malzemeye kıyasla ITAB ve kaynak metali sertlik değerleri arasında önemli derecede farklılıkların oluşmadığı da tespit edilmiştir. Benzer sertlik sonuçlarına dubleks paslanmaz çeliklerin lazer kaynak kabiliyetini araştıran Mourad ve arkadaşlarının çalışma raporunda da rastlanılmıştır [127]. Bir diğer çalışmada Kwok ve ark., lazer kaynak parametrelerine bağlı olarak ısı girdisinin etkisiyle dubleks kaynak metalindeki ferrit-östenit dağılımındaki tanelerin boyutlarında azalmaların oluşması ve mikroyapıda az miktardaki sert  $\delta$ -ferrit tanelerinin bulunması sonucunda, ana malzeme sertliğine kıyasla kaynak metalinde bir miktar sertlik artışı meydana geldiğini tespit ederek çalışma raporunda belirtmiştir [106].

## **5.4. BİYOAKTİVİTE DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ**

CO<sub>2</sub> lazer ışını kaynak yöntemiyle birleştirilen AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemelerden üretilen implant, protez veya bunları destekleyen komponentlerin insan vücuduna uyumluluğunun varlığının tespiti için insan vücudu kan plazmasını simüle eden bir çözelti olan yapay vücut sıvısı (SBF-Simulated Body Fluid) hazırlanmış ve ana malzeme ve kaynaklı deney numuneleri hazırlanan bu SBF çözeltisi içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün periyotlarında tutulmuştur. Öncelikle, SBF içerisinde bekletilen deney numunelerinin yüzeylerinin ve özellikle kaynak dikişi üzerinde kemik dokusuna benzer bir yapı olan Hidroksiapatit (HA-Hydroxyapatite) gelişimi karakterize edilerek numunelerin biyoaktivite özellikleri ve yüzeyde apatit oluşturma yetenekleri değerlendirilmiştir (Şekil 4.72-Şekil 4.94). Farklı paslanmaz çelik ve lazer kaynaklı deney numunelerinin biyoaktivite karakteristikleri alt bölümlerde kapsamlı bir şekilde değerlendirilerek tartışılmıştır.

### **5.4.1. Deney Numunelerinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı ile Tespiti Sonuçlarının İrdelenmesi**

Paslanmaz çelik ve lazer kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekletilmelerine bağlı olarak yüzeylerinde apatit oluşumu göstermesi sonucunda ağırlıklarındaki değişimler tespit edilmiştir. Numunelerin ağırlık artışı değişimleri sırasıyla alt bölümlerde kapsamlı bir şekilde değerlendirilerek tartışılmıştır.

#### **5.4.1.1. AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti Sonuçlarının İrdelenmesi**

Tüm kaynak parametreleri için artan vücut sıvısı içerisinde bekletme süresine göre AISI 316L östenitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmesinin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanının arttığı numunelerde ağırlık artışı ile tespit edilmiştir (Şekil 4.73). Kaynak ısı girdisi azaldıkça genel eğilim yüzeyde biriken apatit katmanının kalınlığı dolayısıyla ağırlığının artışı yönündedir. Kaynak termal

çevriminden etkilenen paslanmaz çeliğin vücut sıvısından etkilenerek daha fazla apatit mineralleri birikimine neden olduğu düşünülmektedir. Ancak, AISI 316L östenitik paslanmaz çelik kaynaklı numunenin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanı tüm şartlar için ana malzemenin yüzeyinde birikenden daha düşük bulunmuştur. Lazer kaynaklı deney numunesi yüzeylerine göre ana malzeme yüzeyinde daha fazla apatit artışı yaşanması ya da daha fazla apatit mineralleriyle kaplanması, ana malzeme yüzeyinin daha iyi biyoaktivite özelliğine sahip olduğu şeklinde açıklanabilir. Kaynak dikişi yüzeylerinde ana malzeme yüzeyine kıyasla daha az apatit çekirdeklenmesi ve gelişimi göstermesi ya da apatitin yüzeyde daha az tutunma kuvveti göstermesi sonucunda ana malzemenin biyoaktivite başka bir ifadeyle biyoaktiflik özelliğinin daha iyi olduğuna işaret etmektedir.

#### **5.4.1.2. AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti Sonuçlarının İrdelenmesi**

Tüm kaynak parametreleri için artan vücut sıvısı içerisinde bekletme süresine göre AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmesinin yüzeyinde biriken apatit katmanının arttığı net olarak belirlenmiştir (Şekil 4.74). Kaynak ısı girdisi arttıkça genel eğilim yüzeyde biriken hidroksiapatit katmanının kalınlığı dolayısıyla ağırlığının artışı yönündedir. Kaynak termal çevriminden etkilenen paslanmaz çeliğin vücut sıvısından etkilenerek daha fazla apatit minerali birikimine neden olduğu düşünülmektedir. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik ana malzemenin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanı kaynaklı birleştirmelerden tüm bekletme zamanları için bir miktar daha yüksek bulunmuştur. Bu sonucun alınmasına, lazer kaynaklı AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine kaynak öncesi ve sonrası uygulanan ısıl işlem sürecinin etkisinin yanında, SBF içerisinde bekletme sonucunda deney numunelerinde korozyon oluşumu gerçekleşmesi nedeniyle ağırlık artışı değişimlerini etkilediği düşünülmektedir. Medikal alanda cerrahi kesici aletleri yapımında tercih edilen nikelsiz AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin lazer kaynaklı ve kaynaklı olarak vücut sıvısı içerisinde 28 güne kadar bekletme periyodunda yüzeylerinde apatit



gelişimi gösterebildiği ve potansiyel bir şekilde biyoaktivite özelliklerine sahip olduğu belirlenmiştir.

#### **5.4.1.3. AISI 2205 Martenzitik Paslanmaz Çelik Kaynaklı Numunenin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Ağırlık Artışı İle Tespiti Sonuçlarının İrdelenmesi**

Tüm kaynak parametreleri için artan vücut sıvısı içerisinde bekletme süresine göre AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmesinin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanının arttığı tespit edilmiştir (Şekil 4.75). AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzemenin yüzeyinde biriken apatit katmanı kaynaklı numunelerden daha yüksek bulunmuştur. Lazer kaynaklı dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin ağırlık artışı sonuçlarında belirgin ağırlık artışı diziliminin gerçekleşmediği gözlenmiştir. Ağırlık artışındaki dizilime ısı girdisinin yanında, dubleks malzeme yüzey morfolojisinin ve SBF içerisinde küçük pH değişimlerinin neden olduğu düşünülmüştür. Ağırlık artışı sonuçlarından elde edilen verilerden, SBF içerisinde bekletilen ana malzemelerin kaynaklı numunelerin ağırlıklarından daha fazla bulunması; lazer kaynaklı deney numune yüzeylerine göre ana malzeme yüzeyinde daha fazla apatit artışı yaşanması ana malzeme yüzeyinin daha iyi biyoaktivite özelliğine sahip olduğu şeklinde açıklanabilir.

#### **5.4.1.4. SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Ağırlık Artışı Sonuçlarının Karşılaştırılmalı Olarak İrdelenmesi**

AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin yüzeylerinde apatit birikimine bağlı olarak ağırlık artışı değişimleri genel olarak karşılaştırılarak değerlendirilmiştir. Farklı lazer kaynak parametreleriyle birleştirilen yada başka bir ifadeyle farklı ısı girdisiyle birleştirilmiş deney numunelerinin yüzeylerinde hidroksiapatit miktarının değişimine paslanmaz çelik türünün yanısıra, kaynak termal çevriminin de etkisi olduğu tespit edilmiştir. SBF içerisinde 28 gün bekletilen kaynaklı deney numunelerinin ağırlık artışı sonuçlarından, AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin ağırlık artış miktarlarının AISI 316L östenitik paslanmaza yakın fakat AISI 420 martenzitik

paslanmaz çelik deney numunelerinden daha fazla olduğu belirlenmiştir. Bu sonuçlardan, lazer kaynaklı ve kaynaklı AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin yüzeyinde apatit oluşturabilme ya da diğer bir ifadeyle biyoaktivite özellikleri diğer martenzitik paslanmaz çeliğe göre daha iyi olduğunu işaret etmektedir.

Lazer kaynaklı paslanmaz çelik deney numunelerinin yüzeyinde hidroksiapatit katmanı oluşumu üzerinde kaynak parametrelerinden kaynak ilerleme hızı diğer bir ifadeyle ısı girdisinin etkisi çok belirgin olmasa da genel eğilim ısı girdisi azaldıkça bekleme süresine bağlı olarak yüzeylerde apatit birikiminin arttığı düşünülmektedir. Lazer kaynaklı AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine uygulanan kaynak öncesi ve kaynak sonrası ısıl işlem prosedürünün numune yüzeylerinde ve özellikle kaynak dikişi üzerinde apatit gelişimini etkilemesinin yanısıra, ağırlık artışı değişimine korozyon oluşumunda etkisinin olabileceği düşünülmektedir. Lazer kaynaklı AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliklerin ağırlık artışı değişimlerine ise ısı girdisinin yanında malzeme mikroyapı ve morfolojisinin etki ettiği düşünülmektedir.

#### **5.4.2. SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının İrdelenmesi**

SBF içerisinde 1, 3, 7, 14, 21 ve 28 gün bekletme sürecinin ve lazer kaynak parametrelerinin paslanmaz çelik deney numuneleri yüzeylerinde biriken hidroksiapatit morfolojisine etkisini belirleyebilmek için ana malzeme ve özellikle kaynaklı numunelerin kaynak bölgeleri yüzeyleri SEM vasıtasıyla incelenmiş ve numunelerin hidroksiapatit katmanı üzerinden noktasal EDS analizi gerçekleştirilmiştir. Lazer kaynaklı ve kaynaklı deney numunelerinin yüzeylerinde biriken apatit morfolojisinin karakterizasyon değerlendirmeleri sırasıyla alt bölümde detaylı bir şekilde tartışılarak açıklanmıştır.

#### **5.4.2.1. SBF İçerisinde Bekletilen Kaynaklı AISI 316L stenitik Paslanmaz elik Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının İrdelenmesi**

Yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen deney numunelerinin kaynak metali merkez olacak şekilde alınan SEM görüntüleri irdelendiğinde birinci günden itibaren bütün deney numuneleri yüzeylerinde hidroksiapatit oluşumunun gerçekleştiği tespit edilmiştir (Şekil 4.80). SBF içerisinde bekletme süresinin artışına bağlı olarak hidroksiapatit oluşumunun arttığı SEM görüntülerinden anlaşılmıştır. AISI 316L stenitik paslanmaz çeliğin farklı kaynak parametreleriyle birleştirilmesine bağlı olarak oluşan kaynak metali ve ITAB genişliğinin değişiklik göstermesi, hidroksiapatit katmanı oluşumunun yüzeylerde homojen dağılım göstermemesine neden olmuştur. Paslanmaz elik yüzeylerinde ve lazer kaynaklı deney numunelerinin kaynak dikiş yüzeylerinde oluşan hidroksiapatitin nano-gözenekli yapıda gerçekleştiği görüntülerden anlaşılmaktadır. Deney numunelerinin yüzeylerinin biyoaktivite özelliklerini arttırıcı herhangi bir işlem yapılmamasına rağmen yalnızca SBF içerisinde bekletilmelerine bağlı olarak yüzeylerinde hidroksiapatit gelişimi ve oluşumu sağlanmışır. Bu sonuçlar, implant malzemesi olarak kullanılan ana malzemenin yanısıra lazer kaynaklı AISI 316L stenitik paslanmaz çeliklerin vücut içerisinde implant olarak kullanılması durumunda kaynak dikiş yüzeylerinde hidroksiapatit çekirdeklenmesini ve gelişimini teşvik edecek yeterli biyoaktivite özellikleri taşıdığına işaret etmektedir.

AISI 316L deney numunelerinin ana malzeme ve kaynak dikiş yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanından alınan EDS analizi sonuçları incelendiğinde ilk günden itibaren ana malzeme ve kaynaklı numune yüzeylerinde kemik dokusuna benzer bir yapı olan hidroksiapatitin ana bileşenleri olan Ca, P, O ve Na elementlerinin varlığı tespit edilmiştir (Şekil 4.82). Ancak, SBF içerisinde 28 gün bekletme süreci sonunda dahi deney numunelerinin EDS analizleri sonucunda kemiğin ve dişin ana inorganik yapısı olan hidroksiapatit yapısının stokiyometrik Ca/P: 1,67 oranının altında Ca/P oranları tespit edilmiştir. Deney numunelerinin yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanının Ca/P oranlarının 1,67 oranının altında olması düşük kristalliğe sahip kalsiyum eksikli karbonat hidroksiapatit yapısı olarak adlandırılmaktadır. Deney

numunelerinin yüzeylerinden ölçülen Ca/P oranının 1,67'nin altında olması, SBF içerisinde kısa sayılabilecek bekletme süresiyle ilişkili olduğu düşünülmektedir. Vücut sıvısı içerisinde daha uzun bekletme sürelerinde, Ca ve P iyonlarının daha fazla çözünerek Ca/P oranının 1,67 değerine yaklaşacağı öngörülmektedir.

#### **5.4.2.2. SBF İçerisinde Bekletilen Kaynaklı AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının İrdelenmesi**

Yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen deney numuneleri yüzeylerinde ilk günden itibaren hidroksiapatit oluşumunun gerçekleştiği ve bekletme süresinin uzamasına bağlı olarak artış göstererek geliştiği tespit edilmiştir (Şekil 4.85). Bu durum aynı zamanda hidroksiapatit tabakasının kalınlık artışının bir göstergesi olarak söylenebilir. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin farklı kaynak parametreleriyle birleştirilmesine bağlı olarak kaynak metali ve ITAB genişliği kaynak termal çevriminden farklı derecelerde etkilendiği için hidroksiapatit oluşumunun homojen bir dağılım göstermediği tespit edilmiştir. Martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine ait hidroksiapatit morfolojisi incelendiğinde ise nano-gözenekli hidroksiapatit yumru yapısının yanısıra üzüm salkımına benzer öbeklerinin oluştuğu gözlenmiştir. Bu üzüm salkımına benzer hidroksiapatit yapıları hidroksiapatit astar katmanının kısmen hızlı bir çekirdeklenme göstermesinden ileri gelmektedir.

AISI 420 paslanmaz deney numunelerinin ana malzeme ve kaynak dikişi yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanından alınan EDS analizleri sonuçları incelendiğinde ilk günden itibaren ana malzeme ve kaynaklı numune yüzeylerinde kemik dokusuna benzer bir yapı olan hidroksiapatit yapısının ana bileşenleri olan Ca, P, O ve Na elementlerinin varlığı tespit edilmiştir (Şekil 4.82). Yapay vücut sıvısı içerisinde 7 gün ve 28 gün bekletilen numunelerin kaynak dikişi yüzeylerinde oluşan hidroksiapatit katmanı üzerinden alınan EDS analizi sonucu artan bekletme periyoduna bağlı olarak Ca/P oranının da değişim göstererek artış yönünde eğilim gösterdiği belirlenmiştir. Bu sonuç, bekleme süresi uzadıkça hidroksiapatitin artış gösterdiği şeklinde düşünülebileceği gibi, artan bekletme periyoduna bağlı olarak

yüzeylerde apatit gelişiminde hızlandığına işaret etmektedir. Ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelerin yüzeylerinde oluşan hidroksiapatit katmanından alınan EDS analizi sonuçları incelendiğinde deney numunelerinin birçoğunun Ca/P oranının hidroksiapatitin stokiyometrik yapısı olan Ca/P: 1,67 oranının altında olduğu belirlenmiştir. Ölçülen Ca/P oranının 1,67'nin altında olması SBF içerisinde kısa sayılabilecek bekleme süresiyle ilişkili olduğu düşünülmektedir.

#### **5.4.2.3. SBF İçerisinde Bekletilen Kaynaklı AISI 2205 Dupleks Paslanmaz Çelik Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının İrdelenmesi**

Deney numuneleri yüzeylerinde ilk günden itibaren hidroksiapatit oluşumunun artış göstererek geliştiği tespit edilmiştir (Şekil 4.86). AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik deney numunelerinin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanının kaynak termal çevriminden etkilenmesi sebebiyle homojen bir dağılım sergilemediği SEM görüntülerinden anlaşılmıştır. Dupleks paslanmaz çelik deney numunelerine ait hidroksiapatit morfolojisinin östenitik paslanmaz çelik numuneleriyle benzerlik gösterdiği belirlenmiştir. Hidroksiapatit oluşumunun nano-gözenekli yapıda gerçekleşirken, yalnız C6 (4000W/270cm/dk) numaralı numune yüzeyinde nano-gözenekli hidroksiapatit morfolojisi üzerinde yaprak (petal) şekline benzer ikinci bir oluşumun meydana geldiği tespit edilmiştir. Bu yapı hidroksiapatitin gelişim evrelerinde oluşan hidroksiapatit morfolojisi olarak tanımlanabilir.

SBF içerisinde bekletilen AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynak dikişi yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanı EDS ile analiz edilerek karakterize edilmiştir. EDS analizi sonuçları incelendiğinde, ilk günden itibaren ana malzeme ve kaynaklı numunelerin dikiş yüzeylerinde hidroksiapatit yapısının ana bileşenleri olan Ca, P, O ve Na elementlerinin oluştuğu tespit edilmiştir (Şekil 4.92). Yapay vücut sıvısı içerisinde 7 gün ve 28 gün bekletilen numunelerin kaynak dikişi yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanı üzerinden alınan EDS analizi sonucu artan bekleme süresine bağlı olarak Ca/P oranının artış eğiliminde olduğu belirlenmiştir. İlave olarak deney numuneleri yüzeylerinde hidroksiapatit tabakası içerisindeki biyoaktif Ca ve P birikiminin artış gösterdiği de tespit edilmiştir. Ana

malzeme yüzeylerinde ve lazer kaynaklı numunelerin kaynak dikişi yüzeylerinde oluşan apatit katmanından alınan EDS analizleri deney numunelerinin Ca/P oranlarının bekleme süresinin kısalığı sebebiyle stokiyometrik yapısı olan Ca/P: 1,67 oranının altında olduğu belirlenmiştir. Bu yapı daha önce ifade edildiği gibi düşük kristalliğe sahip kalsiyum eksikli karbonat hidroksiapatit yapısı olarak adlandırılmaktadır.

#### **5.4.2.4. SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerinin Yüzeylerinde Hidroksiapatit Oluşumunun Metalografik İnceleme Sonuçlarının Karşılaştırmalı Olarak İrdelenmesi**

SBF içerisinde bekletilmeleri sonucunda yüzeyleri hidroksiapatit kaplanmış deney numunelerinin kaynak dikişi üzerinden gerçekleştirilen SEM analizi sonuçları irdelendiğinde, özellikle 1. günden itibaren hidroksiapatit oluşumunun gerçekleştiği ve oluşumun günden güne yoğunluğu artarak yüzeyleri kapladığı belirlenmiştir (Şekil 4.80, Şekil 4.85 ve Şekil 4.90). AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin farklı ısı girdileriyle birleştirilmelerinin etkisiyle yüzeylerde oluşan hidroksiapatitin homojen bir dağılım göstermediği belirlenmiştir. AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerine ait A grubu ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerine ait C grubunun kaynak dikişi yüzeyinde hidroksiapatit morfolojisinin daha çok benzerlik gösterdiği ve hidroksiapatit oluşumunun nano-gözenekli yapıda gerçekleştiği anlaşılmaktadır. Bunun yanı sıra sadece C6 (4000W/270cm/dk.) numaralı numune yüzeyinde nano-gözenekli hidroksiapatit morfolojisi üzerinde yaprak (petal) şekline benzer hidroksiapatitin oluştuğu belirlenmiştir (Şekil 4.91). AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin hidroksiapatit morfolojisi incelendiğinde ise nano-gözenekli yumru yapısının yanı sıra hızlı çekirdeklenmeye bağlı olarak üzüm salkımına benzer hidroksiapatit öbeklerinin oluştuğu saptanmıştır. Deney numunelerinin kaynak dikişi yüzeylerinde hidroksiapatit morfolojisi üzerine kaynak parametrelerinin belirgin bir etkisinin olduğu söylenmekle birlikte malzeme türünün etkisinin olduğu da SEM incelemeleri sonucunda açık bir şekilde anlaşılmaktadır.

Özellikle kaynaklı numunelerin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonucunda kaynak yüzeyinde oluşan apatit katmanının Ca ve P miktarları tespit edilmiş ve Ca/P oranları tespit edilmiştir (Şekil 4.82-Şekil 4.94). SBF içerisinde 7 gün bekletilen AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz çelik deney numunelerinin kaynak dikişi üzerinde oluşan hidroksiapatit tabakasından alınan EDS analizi sonucuna göre hidroksiapatit yapısının ana elementleri olan Ca, P, O ve Na elementlerinin oluştuğu tespit edilmiştir. Ayrıca, deney numunelerinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonucunda özellikle kaynak yüzeyinde gelişen hidroksiapatit EDS ile karakterize edilmiştir. Kaynak dikişi yüzeylerinde oluşan hidroksiapatitin içeriğinde bulunan biyoaktif Ca ve P iyon oranlarının (Ca/P) hidroksiapatit yapısının stokiyometrik Ca/P değeri olan 1,67 oranının altında oluştuğu belirlenmiştir. Genelde deney numunelerinin Ca/P oranlarının birbirine yakın olduğu tespit edilmiştir. Ancak, 28 gün SBF içerisinde bekletilen B4 (Ca/P; 1,94) ve 7 gün SBF içerisinde bekletilen C1 (Ca/P; 1,65) numaralı deney numunelerinin kaynak dikişi yüzeylerinde, kemik yapısının ve kemiğe benzer hidroksiapatit (HA) mineralinin stokiyometrik oranı olan Ca/P: 1,67 oranına yakın olduğu saptanmıştır.

Hidroksiapatitin stokiyometrik Ca/P oranı 1,67 dir. Ancak, SBF içerisinde bekletilen AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz çelik lazer kaynaklı ve paslanmaz çelik ana malzeme yüzeylerinde biriken hidroksiapatit ( $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_2$ ) katmanının Ca/P oranlarının 1,67 oranının altında olması düşük kristalliğe sahip kalsiyum eksikli karbonat hidroksiapatit (HA) yapısı olarak adlandırılmaktadır [152-155]. Hidroksiapatitin pek çok çeşidi bulunmakla birlikte Ca/P oranına göre sınıflandırılmaktadırlar [152]. Kalsiyum eksikli hidroksiapatitin birkaç kimyasal formülü bulunmakla birlikte şu genel formül verilebilir;  $\text{Ca}_{10-x}(\text{PO}_4)_{6-2x}(\text{HPO}_4)_{2x}(\text{OH})_2$ ,  $0 < x < 2$  [152,156]. Vücut sıvıları yüksek karbonat iyonları içermesi nedeniyle biyoaktif malzeme yüzeylerinde hidroksiapatit gelişimi düşük kristalliğe sahip karbonat hidroksiapatit şeklinde meydana gelir [152]. Karbonat içerikli hidroksiapatitlerde fosfat grupları yerine esas olarak karbonat grupları yer alır. Karbonat içerikli hidroksiapatit kemik iliği kök hücrelerinin osteoblast hücre şekline farklılaşmasını ve proliferasyonunu teşvik ederek, kemik hücrelerinin oluşumu gerçekleşir [152,157]. Biyoaktif malzemenin yüzeyinde osteoblast şeklinde kemik dokusu oluşumu sayesinde de implant malzeme kemiğe bağlanabilir [152].

Temel olarak, implant malzemelerin ya da biyomalzemelerin yüzeylerinin in vitro koşullarda hidroksiapatit oluşturma yetenekleri SBF içerisine daldırılarak ölçümü gerçekleştirilmektedir [158,159]. Vücut içerisine yerleştirilecek olan biyomalzemenin yüzeyinde hidroksiapatit çekirdeklenmesi ve gelişimi biyomalzemenin vücut içerisindeki performansının hatta kullanım ömrünün belirlenmesi açısından önemlidir [152]. Yapay vücut sıvısı fizyolojik çözeltisinin pH değeri 7,4'ün üzerine çıktığı anda kalsiyum fosfat (CaP) bileşikleri kendiliğinden çökelir. Son aşamaya doğru, Ca ve P iyonları bol miktarda hidroksiapatit oluşumunun gerçekleşmesi için tükenirken eşzamanlı olarak OH<sup>-</sup> da tükenir. Yüzeyde OH<sup>-</sup> birikmesi yüzeyde hidroksiapatit çekirdeklenmesi için gereklidir, çözünme ve birikme döngüsü gerçekleştikten sonra da pH değeri sabit hale gelir [155]. Aslında, fizyolojik koşullarda, zamanla bütün kalsiyum fosfat türleri kendiliğinden hidroksiapatite dönüşür [160]. Sulu çözeltilerde kalsiyum fosfat fazları esas olarak dikalsiyum fosfat, oktakalsiyum fosfat ve hidroksiapatit olarak çökelir [161]. Ancak fizyolojik ortamda hidroksiapatit termodinamik olarak en kararlı faz olarak kabul edilir [160,161]. Kinetik olarak faydalı olan dikalsiyum fosfat ve oktakalsiyum fosfat öncül hidroksiapatit ya da yararlı kalsiyum fosfat olarak kabul edilirler [160].

Hidroksiapatit oluşumu ilk zamanlarda daha çok, düşük kristalli ve kalsiyum eksikli apatit olarak gelişir. Daha sonra maturasyon (olgunlaşma) geçirerek daha yüksek stokiyometrik kompozisyon ile birlikte daha yüksek kristalli hidroksiapatit yapısı şeklini alır [160]. Olgunlaşma ve/veya transfeksiyon sürecinde, sırasıyla homojen çekirdeklenme, büyüme, faz dönüşümü ve maturasyon süresince kalsiyum fosfat çökeltilerinin boyutu artış gösterir. Bununla birlikte farklı kalsiyum fosfat fazları çözünebilirlik ve kafes yapıları gibi farklı fizikokimyasal özelliklere sahip olur [160]. İmplant malzemelerin yüzeylerinde hidroksiapatit oluşturabilmesi ve geliştirebilmesi o malzemenin yüzeyinin biyoaktif özellik gösterebilme yeteneği ile ilgilidir. Yüzeylerinde hidroksiapatit oluşumu gösteren malzemeler aynı zamanda canlı kemik dokusu üzerinde apatit oluşturabilir ve hidroksiapatit tabakası üzerine kemik bağlanması ve kemik büyümesi gelişebilir [160]. Diğer bir deyişle, implant malzeme yüzeylerinin SBF içerisinde hidroksiapatit oluşturma yeteneği in vivo biyoaktivite ölçüsüdür [162-164,178]. Biyoaktivite ya da biyoaktivite implant malzemesinin kemik dokusuyla doğrudan, yapışkan ve güçlü bağlar geliştirebilme yeteneği olarak



da tanımlanmaktadır [155,160,165]. Biyomalzemelerin biyoaktivitelerini belirleyen esas faktör ise hidroksiapatit ya da Ca/P tabakası oluşumudur [155]. Hidroksiapatit (HA) kemik ve dişin ana inorganik bileşeni bir kalsiyum fosfat (CaP) formudur [160,166,167]. Hidroksiapatit (HA,  $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$ ) biyoaktivite, biyouyumluluk ve kemik dokusu gelişimini sağlayabilme gibi mükemmel özelliklere sahip bir yapıdır [155,168].

Hidroksiapatit insan vücuduna implantasyonundan sonra canlı kemik dokusunun kristalografik yapısı, kimyasal ve mineralojik benzerliği nedeniyle doğal kemik ile güçlü kimyasal bağlar oluşturarak üzerinde yeni kemik dokusu oluşmasını geliştirir [155,165]. Hidroksiapatit oluşumu sıcaklık, pH derecesine ve aynı zamanda Ca/P oranına, apatite yönelik süpersatürasyona ulaşmasına, detaylı deney prosedürünün hazırlığına ve deney ortamının sürekliliğinin sağlanmasına bağlıdır [158,159]. Hidroksiapatit kaplı implantlar özellikle dental ve ortopedi alanlarında biyouyumlulukları nedeniyle kullanılmaktadır [160,168]. Hidroksiapatit aynı zamanda kemik doku gelişimi osteojenez (osteogenesis) ve osseointegrasyonu (canlı kemik dokusu ile yükleme altındaki implant yüzeyi arasında fibröz doku olmaksızın direkt yapısal ve işlevsel bağlantı, implant yüzeyinde kemik büyümesi) arttıran etkili biyoaktif malzemelerdendir [160]. Ancak, kalsiyum fosfat yapıları düşük kırılma toklukları ve yüksek Young's modülüne sahip olmaları gibi dezavantajları olmasına rağmen ince film tabakası şeklinde malzeme yüzeylerine kaplanarak bu dezavantajını telafi eder [155,160].

Hidroksiapatit ya da kalsiyum fosfat (CaP) malzeme yüzeyine çeşitli yöntemler kullanılarak kaplanabilir [165,168]. Metalik implantların yüzeylerine hidroksiapatit daldırarak kaplama, elektroforetik biriktirme, termal spre, RF magnetron sıçratma, darbeli lazer ablasyon, düşük voltaj biriktirme gibi yöntemler kullanılarak yüzeyler kaplanabilir [153,165,168]. İmplant yüzeylerinde hidroksiapatit (HA) oluşumuyla birlikte apatit yapısında kalsiyum ve fosfat birikiminin gerçekleşmesi biyouyumluluk özelliklerini arttırmakta ve kristalize apatit şeklindeki kalsiyum fosfat kemik rijitliğini sağlamaktadır [160,169]. Çünkü metalik implantlar biyoinert davranış sergiledikleri için yada istenilen biyoaktif özellikleri sergilemedikleri için vücutta implant olarak kullanıldıklarında buldukları ortamda kemik dokusu ile olumlu

veya olumsuz herhangi bir etkileşime geçmezler ve bağ kuramazlar [155,170,171]. İmplant yüzeyinin hidroksiapatit ile kaplı olması durumunda metalik implantın osseointegrasyonunu arttırmasıyla birlikte canlı kemik dokusuyla kimyasal bağlar kurarak iyileşme süresini hızlandırır [168,171,172,175,176]. Hidroksiapatit ile kaplanmış olan implantlar doğrudan kimyasal yolla kemiğin mineralize olmuş matriksine yapışarak tutunur [177].

Vücut içinde kullanılacak implant malzemeleri, vücudun doğal bir elemanın yerini alacağı için biyolojik olarak vücutla uyumlu (biyouyumlu) olmalıdır [178]. Biyomedikal uygulamalarda en önemli konu implantların biyouyumluluklarının yüksek olması, vücut içerisinde (in vivo) mükemmel bir korozyon direncine sahip olması ve kemikle hızlı bir şekilde bütünleşerek (osseointegrasyon) herhangi bir katkı maddesi kullanmaksızın (kalsiyum fosfat kristalleri, hücreler, proteinler ve kollajen gibi kemik bileşenlerinin oksite bağlanması sayesinde) kalıcı bir bağlanma sağlanabilmesidir [178]. Biyolojik ortamlarda kullanılan malzemelerin başarısı büyük oranda yüzey özelliklerine bağlıdır. Vücuda yerleştirilen bir malzeme, vücut sıvıları ve diğer organlar ile çeşitli etkileşimlere maruz kalmaktadır. Vücuda yerleştirilen implant sonrasında hem implant hem de vücut etkileşmektedir. Biyomalzemelerin vücut içerisinde kullanımı için birçok faktörü bir arada bulundurması gerekmektedir [178]. Bu bakımdan, SBF içerisine daldırılan malzemenin yüzeyinde hidroksiapatit oluşumu sırasıyla kendiliğinden gerçekleşen kimyasal reaksiyonlar olan çökelme, çekirdeklenme ve kalsiyum fosfatın gelişimi süresince malzeme yüzeyinin kimyası çok önemlidir ve hidroksiapatit oluşma sürecince önemli rol oynar [179].

İmplant yüzeylerinin yeterince Ca ve P birikimi göstermesi, implant yüzeyi ile canlı kemik dokusu arasındaki etkileşimin olumlu yönde gelişimi ve implant yüzeyine kemik dokusunun tutunabilmesi açısından oldukça önemlidir. Ayrıca, hidroksiapatit tabakası metalik implantın yüzeyinden iyon salınımını engelleyerek korozyon oluşumuna engel olmakta ve metalik implantın uzun süre kullanımını sağlamaktadır [180-182]. Özellikle, paslanmaz çeliklerin implant olarak kullanılmalrı durumunda insan vücudunda vücut sıvıları ile reaksiyona girmeleri nedeniyle uzun süreli kullanımlarda çok küçük boyutlarda bile olsa Fe, Cr ve özellikle Ni gibi iyonların

metalik implant yüzeyinden salınım gösterebilmeleri nikel yada metal iyonlarına alerjisi olan insanlarda sorunlara neden olabilmektedir [153,171,183]. İmplantların hidroksiapatit kaplı olması metale karşı hassasiyet gösteren insanların bu tür kliniksel problemler yaşamasını minimize etmesi bakımından oldukça önemlidir.

## **5.5. DENEY NUMUNELERİNİN BİYOKOROZYONU**

Aynı zamanda SBF içerisinde bekletilen paslanmaz ve lazer kaynaklı deney numunelerinin in vitro koşullarda korozyon davranışları araştırılmış ve ağırlık kaybı yöntemiyle belirlenerek değerlendirilmiştir (Şekil 4.95-Şekil 4.102). Deney numunelerinin biyo korozyon davranışları sonuçları sırasıyla alt bölümde tartışılacaktır.

### **5.5.1. Ağırlık Kaybı Sonuçlarının İrdelenmesi**

Lazer kaynaklı ve AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin SBF içerisinde oluşabilecek biyokorozyon ağırlık kaybı ile tespit edilmiştir. Numunelerin ağırlık kaybı değerlendirmeleri sırasıyla alt bölümde kapsamlı bir şekilde tartışılmış ve açıklanmıştır.

#### **5.5.1.1. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Numunelerin Ağırlık Kaybı Sonuçlarının İrdelenmesi**

SBF içerisinde 28 gün bekletilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerinin ağırlık kaybı sonuçları incelendiğinde; vücut sıvısı içerisinde artan bekletme süresine bağlı olarak ağırlık kaybının artış gösterdiği belirlenmiştir (Şekil 4.96). Sonuçlardan, AISI 316L lazer kaynaklı deney numunelerindeki ağırlık kaybı ana malzemeye oranla belirgin bir şekilde daha fazla gerçekleştiği tespit edilmiştir. Kaynak termal çevriminin diğer bir ifadeyle kaynak ısı girdisinin ağırlık kaybı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasa da yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak ağırlık kaybı daha fazla olduğu belirlenmiştir. AISI 316L paslanmaz çeliğe ait lazer kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekletme sürecinde en fazla ağırlık kaybına uğrayan numune en yüksek ısı girdisiyle

birleştirilmiş A1 (3500W/90cm/dk) numaralı numune, en az ağırlık kaybına uğrayan ise en düşük ısı girdisiyle birleştirilen A3 (3500W/270cm/dk.) numaralı numune olarak belirlenmiştir. Ancak, yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen lazer kaynaklı ve paslanmaz çelik deney numunelerinde oluşan ağırlık kayıpları çok düşük miktarlarda olduğu belirlenmiştir. SBF içerisinde 28 gün bekletilen ana malzemede oluşan ağırlık kaybı 0,0005 g., tespit edilirken en az ağırlık kaybına uğrayan lazer kaynaklı A3 numaralı numunenin ağırlık kaybı 0,0007 g., ve en fazla ağırlık kaybına uğrayan lazer kaynaklı A1 numaralı numunede ise 0,0009 g. ağırlık kaybı meydana gelmiştir. Ana malzemeyle mukayese edildiğinde kaynaklı deney numunelerinde daha fazla meydana gelen ağırlık kaybı kaynak termal çevriminden etkilenen AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin vücut sıvısı gibi korozif bir ortamda bekletildiğinde daha fazla etkileneceğine işaret etmektedir.

#### **5.5.1.2. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Numunelerin Ağırlık Kaybı Sonuçlarının İrdelenmesi**

SBF içerisinde 28 gün bekletilen AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin ağırlık kaybı sonuçları incelendiğinde; kaynaklı deney numunelerindeki ağırlık kaybı ana malzemeye oranla belirgin bir şekilde daha fazla gerçekleştiği belirlenmiştir (Şekil 4.97). Kaynak ısı girdisinin ağırlık kaybı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasa da yüksek ısı girdisiyle birleştirilen kaynaklı numunelerde genel eğilim olarak ağırlık kaybı daha fazla olduğu düşünülmektedir. Kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekletilmeleri sürecinde en fazla ağırlık kaybı B4 (4000W/90cm/dk.) numaralı numunede ve en az ağırlık kaybı ise B3 (3500W/90cm/dk.) numaralı numunede tespit edilmiştir. SBF içerisinde 28 gün bekletilen ana malzeme ve lazer kaynaklı deney numunelerinin ağırlık kaybı miktarları incelendiğinde; ana malzemede 0,0024 g. ağırlık kaybı, en az ağırlık kaybına uğrayan B3 numaralı numunede ise 0,0029 g. en fazla ağırlık kaybı ise B4 numaralı numunede 0,0046 g. olarak tespit edilmiştir. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinde meydana gelen ağırlık kayıpları diğer paslanmaz çelik gruplarıyla mukayese edildiğinde kimyasal bileşimleriyle ilişkili olarak korozif bir ortama karşı daha az dirençli olduğuna işaret etmektedir.

### **5.5.1.3. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 2205 Dupleks Paslanmaz elik Numunelerin Ağırlık Kaybı Sonuçlarının İrdelenmesi**

SBF içerisinde 28 gün tutulan AISI 2205 dupleks paslanmaz elik deney numunelerinin ağırlık kaybı sonuçları incelendiğinde; ağırlık kaybı vücut sıvısı içerisinde bekletme süresine bağlı olarak artarken, dupleks paslanmaz lazer kaynaklı deney numunelerindeki ağırlık kaybının ana malzemeye oranla daha fazla gerçekleştiği tespit edilmiştir (şekil 4.98). Kaynak ısı girdisinin ağırlık kaybı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasa da yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak ağırlık kaybı daha fazla olduğu düşünülmektedir. AISI 2205 dupleks paslanmaz çeliğe ait lazer kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekletilmeleri sürecinde en fazla ağırlık kaybı C1 (3500W/90cm/dk.) numaralı numunede ve en az ağırlık kaybı ise C6 (4000W/270cm/dk.) numaralı numunede tespit edilmiştir. SBF içerisinde 28 gün bekletilen ana malzeme ve kaynaklı deney numunelerinin ağırlık kayıpları incelendiğinde; ana malzemede 0,0003 g. ağırlık kaybı, en az C6 numaralı numunede 0,0006 g., en fazla C1 numaralı numunede 0,0009 g. olarak tespit edilmiştir. Deney numunelerinde oluşan ağırlık kayıpları AISI 316L stenitik paslanmaz ile birbirine yakın ve çok düşük miktarda oluştuğu belirlenmiştir. Kaynak termal çevriminin etkisi ana malzemeye göre kaynaklı numunelerin vücut sıvısı içerisinde biyokorozyona karşı daha hassas olacağına işaret etmektedir.

### **5.5.1.4. SBF İçerisinde Bekletilen Paslanmaz elik Deney Numunelerinin Ağırlık Kaybı Sonuçlarının Karşılaştırmalı Olarak İrdelenmesi**

Ağırlık kaybı sonuçları genel olarak değerlendirildiğinde, ana malzeme ve kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde tutulma süresinin artmasıyla birlikte ağırlık kaybının da arttığı tespit edilmiştir. Deney numunelerinin düşük ısı girdili lazer kaynak yöntemiyle birleştirilmesine rağmen, kaynak termal çevriminden etkilenerek ana malzemeyle karşılaştırıldığında bir hassasiyet oluşturarak kaynaklı bağlantılarda daha fazla ağırlık kaybına neden olduğu belirlenmiştir. Östenitik ve dupleks paslanmaz elik deney numunelerindeki ağırlık kayıplarının çok az miktarda gerçekleştiği ayrıca vurgulanmalıdır. AISI 316L stenitik ve AISI 2205 dupleks

paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde bekletilmeleri süresince biyokorozyona yeterli direnci gösterdikleri anlaşılmıştır. Ancak, AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin SBF içerisindeki klor ortamında tutulduklarında biyokorozyona direnç gösteremediği anlaşılmıştır.

### **5.5.2. Korozyon Hızı Sonuçlarının İrdelenmesi**

Lazer kaynaklı ve kaynaklı AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin SBF içerisinde bekletilmelerine bağlı olarak oluşan ağırlık kaybı miktarlarından yararlanılarak biyokorozyon hızları ve biyokorozyon davranışları tespit edilmiştir. Numunelerin korozyon hızı değerlendirmeleri sırasıyla alt bölümde kapsamlı bir şekilde tartışılmış ve açıklanmıştır.

#### **5.5.2.1. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 316L Östenitik Paslanmaz Çelik Deney Numunelerinin Korozyon Hızı Sonuçlarının İrdelenmesi**

Yapay vücut sıvısı içerisinde bekletilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerinin korozyon hızları irdelendiğinde; kaynaklı deney numunelerindeki korozyon hızının ana malzemeye oranla belirgin bir şekilde daha fazla gerçekleştiği tespit edilmiştir (Şekil 4.100). Kaynak termal çevriminin korozyon hızı üzerindeki etkisi yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak daha hızlı olduğu düşünülmektedir. AISI 316L paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisindeki korozyon hızları birbirleri ile karşılaştırıldığında, 28. günün sonunda en yüksek korozyon hızına en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen A4 (4000W/90cm/dk) numaralı numune ve en düşük korozyon hızına ise, en düşük ısı girdisiyle birleştirilen A3 (3500W/270cm/dk) numaralı numunenin sahip olduğu tespit edilmiştir. Yapay vücut sıvısı içerisinde deney numunelerinin oldukça iyi direnç göstermeleri AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin düşük miktarda karbon, yüksek miktarda krom, nikel ve molibden elementi içermesi ve yüzeylerinde oluşan pasif koruyucu oksit film tabakasının klor ortamından fazla etkilenmemeleri ile ilgilidir. SBF içerisinde aktive olan ince koruyucu pasif oksit tabakası deney süresi boyunca deney numunelerini korozyona karşı korumuştur. Lazer kaynaklı

numunelerin ITAB ve kaynak metali bölgelerinde krom karbür gibi ikincil fazların oluşmamış olması korozyon direncini arttıran nedenlerden bir diğeri olarak düşünülmüştür.

#### **5.5.2.2. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 420 Martenzitik Paslanmaz Çelik Deney Numunelerin Korozyon Hızı Sonuçlarının İrdelenmesi**

Yapay vücut sıvısı içerisinde tutulan AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin korozyon hızları sonuçları irdelendiğinde; AISI 420 lazer kaynaklı deney numunelerindeki korozyon hızı ana malzemeye yakın bulunmuştur (Şekil 4.101). Kaynak termal çevriminin etkisi sebebiyle yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak korozyon hızının daha hızlı olduğu düşünülmektedir. AISI 420 paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisindeki korozyon hızları birbirleri ile mukayese edilmiştir. 28. günün sonunda en yüksek korozyon hızı B4 (4000W/90cm/dk.) numaralı en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunede elde edilmiştir. En düşük korozyon hızına ise B3 (3500W/270cm/dk.) numaralı en düşük ısı girdisiyle birleştirilen numunenin sahip olduğu tespit edilmiştir.

AISI 420 paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızları incelendiğinde, farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen deney numunelerinin farklı korozyon hızlarının elde edilmesine neden olduğu anlaşılmaktadır. Deney numunelerinin farklı korozyon hızlarının oluşmasına farklı ısı girdisinin yanısıra özellikle ITAB'da oluşan karbür çökeltilerinin korozyon hızlarını etkilediği düşünülmektedir. Ayrıca, martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerine kaynak öncesi ve kaynak sonrası uygulanan ısıl işlemler neticesinde ana malzeme ve kaynaklı deney numunesinin korozyon hızlarının birbirine yakın bulunmasının ana sebebi olarak düşünülmektedir. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin sahip olduğu % 0,035 karbon oranı içeriği, diğer paslanmaz çelik türlerine göre düşük sayılabilecek krom içeriği, nikel, molibden gibi korozyon dayanımını arttırıcı elementlerin kimyasal kompozisyonlarında yeterince bulunmaması deney numunelerinin biyokorozyona direnç göstermemelerine neden olduğu öngörülmüştür.

### **5.5.2.3. SBF İçerisinde Bekletilen AISI 2205 Dupleks Paslanmaz elik Deney Numunelerin Korozyon Hızı Sonuçlarının İrdelenmesi**

Yapay vücud sıvısı içerisinde bekletilen AISI 2205 dupleks paslanmaz elik deney numunelerinin korozyon hızları sonuçları irdelendiğinde; kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızı ana malzemeye oranla daha yüksek tespit edilmiştir (şekil 4.102). Kaynak termal çevriminin etkisiyle korozyon hızının, yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde, daha hızlı olduğu düşünülmektedir. Kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızları birbirleri ile karşılaştırıldığında; 28. günün sonunda en yüksek korozyon hızı en yüksek ısı girdisiyle birleştirilen C1 ve C4 (4000W/90cm/dk.) numaralı numunelerde tespit edilirken, en düşük korozyon hızı ise C6 (4000W/270cm/dk.) numaralı numunede tespit edilmiştir. Deney numunelerinin ısı girdilerinin birbirinden farklılık göstermesi özellikle dupleks paslanmaz elik ferrit-östenit faz dengesinin değişmesine neden olarak SBF içerisindeki korozyon davranışlarını etkilediği düşünülmektedir. Aynı zamanda ITAB'da oluşan kromnitrür oluşumlarının korozyon hızı üzerinde etki ettiği düşünülmektedir.

Sonuçlardan, yapay vücud sıvısı içerisinde bekletilen dupleks paslanmaz elik deney numunelerinin biyokorozyon dirençlerinin iyi olduğu söylenebilir. AISI 2205 dupleks paslanmaz çeliğin kimyasal bileşiminde yüksek miktarda krom, nikel ve molibden içermesi nedeniyle yüzeylerinde oluşan pasif krom oksit tabakasının yapay vücud sıvısının klor ortamından çok fazla etkilenmeyerek biyokorozyona karşı yüksek direnç gösterdiği düşünülmektedir.

### **5.5.2.4. SBF İçerisinde Bekletilen Deney Numunelerin Korozyon Hızı Sonuçlarının ve Metalografi İncelemelerinin Karřılařtırılmalđ Olarak İrdelenmesi**

Yapay vücud sıvısı (SBF) içerisinde bekleme süresine bağlı olarak oluşan ağırlık kaybı değerlerinden yararlanılarak AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz elik deney numunelerinin biyokorozyon dirençleri tespit edilmiştir (şekil 4.99-4.102). İnsan vücudu sıvıları tuz içermesi (ve bazen de protein içermeleri) nedeniyle



implant malzemeler üzerinde korozyona yol açmakta ve metalik malzemelerde ağırlık kayıplarına neden olmaktadır [184].

İmplant olarak kullanılacak metalik malzemeler, insan vücudunda kan, vücut sıvısı bileşenleri olan su, sodyum, klor, protein, plazma, tükürük ile birlikte amino asitler ve münin bileşenleri ile aşırı korozyon ortamında yüz yüze kalmaktadır [185]. İnsan vücudunda sulu ortam klor, fosfat ve bikarbonat iyonları gibi çeşitli anyonlar,  $\text{Na}^+$ ,  $\text{K}^+$ ,  $\text{Ca}^+$ ,  $\text{Mg}^+$  gibi katyonlar, düşük moleküler ağırlıklı organik maddelerin yanı sıra nispeten yüksek moleküler ağırlıklı polimerik bileşenler ve çözünmüş oksijen gibi bileşenlerden oluşmaktadır [185]. Biyolojik moleküller implantların korozyon reaksiyon dengelerini bozmaktadırlar [185]. Proteinlerde implant yüzeyinden metalik iyonların uzaklaşmasına neden olarak yüzeyin korozyon reaksiyonlarının bozulmasına neden olmaktadır [185]. Yüzeyde absorbe olan proteinler belirli bölgelerde oksijenin difüzyonunu azaltır ve bu bölgelerde tercihli korozyon oluşumuna neden olur [185]. Ayrıca, pH değerindeki değişimlerde korozyon oluşumunu etkilemektedir [185].

SBF içerisinde bekletilen ana malzemeler ve lazer kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızları sonuçları irdelendiğinde, vücut sıvısı içeriğinde bulunan saldırgan ortamdaki klor iyonları karşısında özellikle AISI 316L ve AISI 2205 paslanmaz çelik deney numunelerinin daha dirençli olduğu belirlenmiştir. Ancak AISI 420 martenzitik paslanmaz deney numunelerinin östenitik ve dubleks paslanmazlara kıyasla daha az korozyon direnci gösterdiği tespit edilmiştir (Şekil 4.99 - 4.102).

Yapay vücut sıvısı içerisinde AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğe oranla azda olsa daha düşük korozyon hızı gösterdiği tespit edilmiştir (Şekil 4.100 ve Şekil 4.103). Bu sonuç dubleks paslanmaz çeliğin, östenitik paslanmaz çelik implantlara biyokorozyon özellikleri bakımından iyi bir alternatif olabileceğini düşündürmektedir. AISI 316L östenitik paslanmaz çelikler, yüksek mekanik ve korozyon dayanımı özellikleriyle ortopedi ve ortodontik implant uygulamalarında kullanılmasına karşın insan vücudu gibi klor içeren saldırgan ortamlarda korozyon dayanımının zayıflayarak, özellikle lokal korozyon hassasiyeti gösterdiği araştırmacılar tarafından ifade edilmektedir [186,187]. Bu yüzden,

östenitik paslanmaz çeliklerin yerini dubleks paslanmaz çelikler almaktadır [186]. Dubleks paslanmaz çeliklerin yapılarında bulunan ferrit ve östenit fazları yüksek mekanik dayanım göstermelerine neden olmasının yanında kimyasal kompozisyonlarında bulunan yüksek oranda krom, nikel ve molibden içeriği sayesinde klor zengini ortamda yüksek korozyon direnci sağlamaktadır [186]. Paslanmaz çelikler krom içeriği sayesinde pasivasyon süreciyle yüzeylerinde bir pasif film tabakası oluşturur  $(Fe,Ni)O(Fe,Cr)_2O_3$ . Molibden içeriğinde pasif film tabakasının kararlılığını arttırarak klor iyonlarını içeren ortamlarda lokal korozyon, çukurcuk korozyon ve gerilmeli korozyona karşı direnci arttırmakta, klor içerikli ortamlarda özellikle anodik çözünme hızını azaltmaktadır [186-188]. Ayrıca paslanmaz çeliklerin azot içermesi durumunda pasiflik özelliklerini olumlu yönde etkileyerek pasif film tabakasının kararlılığını desteklemektedir [189]. Dubleks paslanmaz çeliklerin kimyasal bileşiminde östenit yapıcı element olarak azot bulunması çukurcuk korozyonuna karşı direnci arttırmaktadır [190,192]. Paslanmaz çeliklerin yüzeyinde oluşan krom oksit tabakası fizyolojik ortamda metalik iyonların ve elektronların taşınmasını engelleyerek korozyon hızının düşmesini sağlar ve implantın biyouyumluluğunu destekler [134, 192 - 194].

AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin SBF içerisinde farklı korozyon direnci göstermelerinin sebebi yüzeylerinde oluşan krom oksit tabakasının içeriğinde bulunan krom, nikel ve molibden oranı farklılıklarından ve repasivasyon oluşma süreleri farklılığından ileri geldiği düşünülmektedir.

Daha önce değinildiği gibi dubleks paslanmaz çeliğin sahip olduğu yüksek krom ve molibden içeriği sayesinde yüzeylerinde oluşan krom oksit tabakası östenitik ve martenzitik paslanmaz çeliğin yüzeyinde oluşan krom oksit tabakasına göre daha kararlı bir karakteristik gösterdiği için dubleks paslanmaz çelik SBF içerisinde daha yüksek korozyon direnci göstermiştir. Ancak, lazer kaynaklı AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik numunelerinin SBF içerisinde korozyon hızları, kaynaklı AISI 316L östenitik paslanmaz çelik numunelerine göre daha yüksek bulunmuştur. Bunun ana nedenlerinden biri; AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliğin kaynak işlemi öncesi dengeli olan 50/50 ferrit-östenit faz oranının lazer kaynak işlemiyle birlikte ferrit

lehine bozulması neden olarak gösterilebilir. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde, özellikle kaynak bölgesinde 50/50 ferrit-östenit faz dengesi oranı yakalanmak istenilmektedir. En iyi mekanik ve korozyon özellikleri yapıda denge halinde faz oranı elde edildiğinde sergilenir [127-129]. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında özellikle düşük ısı girdisine bağlı olarak hızlı soğuma neticesinde delta ferrit miktarı artmaktadır. Delta ferrit fazı paslanmaz çelik implantlarda östenit matrikse göre daha az korozyon direncine sahip bir fazdır [195]. Ayrıca, delta ferrit fazı ferromanyetik ve implant malzeme ile manyetik alanlar arasında olumsuz etkileşimlerin oluşmasına neden olabilir [195-197]. Eğer bir hastaya manyetik rezonans görüntüleme (MRI) testi uygulanacaksa bu manyetik etkileşimler sorun teşkil edebilir [196]. Lazer kaynaklı AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerinin korozyon hızının lazer kaynaklı AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik deney numunelerinin korozyon hızından düşük değerlerde olması delta ferrit fazı veya yapıda oluşan krom nitrür ile ilişkili olabilir.

Aynı zamanda, paslanmaz çeliklerin yüzeyinde oluşan film tabakası ya da metalik implantların yüzey filmi-doku etkileşimi performanslarının değerlendirilmesi ve metalik iyonlardan dokuya göç oluşma imkanı oldukça önemli olduğu araştırmacılar tarafından özellikle vurgulanmaktadır [11,198]. SBF içerisinde bekletilen deney numunelerinden özellikle AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dupleks paslanmaz çelik numunelerinin korozyon hızlarının düşük bulunmasına bir neden; numune yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanının neden olduğu düşünülmektedir. Biyouyumlu inorganik kaplamalar olan hidroksiapatit, yüzeyi kaplayarak metalik iyonların çözünmesini engelleyerek korozyon oluşumunu geciktirmekte ve korozyona daha dirençli hale getirmektedir [8,185,198].

SBF içerisinde tutma süresinin artışıyla numunelerinin yüzeyinde biriken hidroksiapatit katmanının artışına sebep olarak numunelerden kütle kayıplarını ve metalik iyonların salınımlarını engelleyerek korozyon hızını düşürdüğü tahmin edilmektedir. Ayrıca, deney numunelerinin hidroksiapatit oluşumunu gösteren SEM görüntülerinde apatit katmanının deney numunelerinin yüzeylerini özellikle ilk günlerde ve haftalarda tam anlamıyla kaplamadığı görülmüştür (Şekil 4.80, 4.85 ve 4.90). Bu durum bazı deney numunelerinin özellikle AISI 420 martenzitik paslanmaz

çelik numunelerin korozyon hızlarının değişkenlik göstermesine neden olduğu düşünölmektedir. Yüzeyi tam olarak hidroksiapatit kaplanmayan deney numunelerinin klor saldırılarına maruz kalarak hassasiyete uğramakta ve yüzeyde oluşan krom oksit tabakasının lokal olarak bozulmasına neden olarak ağırlık kayıpları yaşanmasına ve dolayısıyla korozyon hızlarında artışların meydana gelmesine sebep olmaktadır [189].

Metalik implant malzemelerin vücut içerisinde vücut sıvıları ile etkileşime geçmeleri nedeniyle yüzeyi kaplayan oksit film tabakası bozulursa, korozyonun ilerleyeceği ve metalik iyon salınımı sayesinde alerjik reaksiyonlara neden olabileceği araştırmacılar tarafından özellikle vurgulanmaktadır [8,185]. Paslanmaz çelik implant malzemesinden vücut içerisinde krom, nikel ve molibden iyonları salınımı lokal bağışıklık tepkisini ve iltihap reaksiyonlarını tetiklemektedir [185,199]. Ayrıca, korozyona uğrayan metalik implantların biyouyumluluğu ve osseointegrasyonu zayıflamakta ve implantın mekanik hasara uğramasına neden olmaktadır [185,194,200,201]. Bu sebeple biyomalzemenin biyomedikal ortamlarda düşük iyon salınım oranına sahip olması gerekmektedir [18]. SBF içerisinde 28 gün bekletilen kaynaklı deney numunelerinin EDS analiz sonuçları incelendiğinde, ana malzeme ITAB ve kaynak metali bölgelerinde yüksek oranda element kayıplarının yaşanmadığı göze çarpmaktadır. SBF içerisinde bekletilen deney numunelerinin sahip olduğu elementler saldırgan klor ortamında kararlılıklarını koruyarak numunelerin korozyon direncini arttırdıkları söylenebilir.

AISI 316L ve AISI 2205 paslanmaz çelik deney numunelerinde yapay vücut sıvısı içerisinde çok küçük miktarlarda ağırlık kaybı meydana gelmesi, EDS analizlerinde çok düşük miktarda elemental değişim göstermeleri, bu malzemelerin insan vücudunda implant olarak kullanılmaları durumunda yüksek oranda iyon salınımı göstermeyeceğine işarettir.

Bir biyomalzeme insan vücudunda bozunmadan uzun süre kalabilmeli ve kişinin ölümüne kadar başarısız sonuçlar oluşturmamalıdır [185]. Biyomalzemenin yaşlı hastalar için minimum 15-20 yıl, genç hastalar için ise 20 yıldan daha fazla hizmet süresi gerektirmektedir [185]. AISI 316L, AISI 420 ve AISI 2205 paslanmaz çelik

deney numunelerinin ana malzeme ve lazer kaynaklı numunelerinin korozyon hızları vücut içerisinde implant olarak kullanılabilmesi için gerekli olan tolere edilebilir korozyon hızları bakımından değerlendirilecek olursa; paslanmaz çelik implantlara alternatif bir metalik implant malzemesi olan titanyum ve alaşımlarının biyomalzeme olarak tasarımı ve uygulamalarında kabul edilebilir korozyon hızı (tamamen pasif koşulda) 0,02 mm/y ve maksimum 0,13 mm/y genel korozyon hızı altında olması gerektiği belirtilmektedir [202]. AISI 316L östenitik paslanmaz ana malzeme deney numunelerinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrasındaki korozyon hızı: 0,00024 mm/y'dir. AISI 420 martenzitik paslanmaz ana malzeme deney numunelerinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrasındaki korozyon hızı: 0,0017 mm/y, AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzeme deney numunelerinin ise: 0,00017 mm/y olarak hesaplanmıştır.

AISI 316L östenitik paslanmaz kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde 28 gün bekletilmeleri sonrasındaki minimum ve maksimum korozyon hızı: 0,00032 mm/y (A1 numaralı numune) ve 0,00042 mm/y (A4 numaralı numune) olduğu tespit edilmiştir. AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik kaynaklı deney numunelerinin SBF ise minimum ve maksimum korozyon hızı: 0,0018 mm/y (B3 numaralı numune) ve 0,0026 mm/y (B4 numaralı numune) olduğu belirlenmiştir. AISI 2205 dubleks paslanmaz kaynaklı deney numunelerinin minimum ve maksimum korozyon hızı: 0,00034 mm/y (C6 numaralı numune) ve 0,00051 mm/y (C1 numaralı numune) olarak belirlenmiştir.

AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzemelerinin ve farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerinin korozyon hızlarının tolere edilebilir korozyon hızının çok altında korozyon hızı değerlerine sahip oldukları sonuçlarından anlaşılmaktadır (Şekil 4.99-4.102). AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin korozyon hızları ise vücut içerisinde implant olarak kullanılabilmesi için gerekli olan korozyon hızı tolerans değerlerinin bir miktar altında olduğu tespit edilmesine karşın SBF içerisinde yüksek oranlarda kütle kayıplarının yaşandığı belirlenmiştir.

AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin yapay vücut sıvısı (SBF) içerisinde 28 gün tutulmaları sonrasında elde edilen korozyon hızı değerleri bu malzemelerin biyokorozyon dirençleri nedeniyle vücut içerisinde güvenli bir şekilde implant olarak kullanılabilmesi sonucuna işaret etmektedir. Ayrıca, AISI 316L ve AISI 2205 paslanmaz çelik deney numunelerinin SBF içerisinde bekletilmeleri sonrasında ana malzeme, ITAB ve kaynak metali bölgelerinin SEM ve EDS değerlendirmeleri ve mekanik test sonuçları bu malzemelerin implant olarak kullanılabilmesi sonucunu güçlü bir şekilde desteklemektedir.

AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik ana malzeme ve lazer kaynaklı deney numunelerine ait ağırlık kaybı oranları, korozyon hızı değerleri, biyokorozyon dirençleri bakımından vücut içerisinde implant olarak kullanılmayacakları sonucuna işaret etmiştir. Ancak, ısı işlem uygulanmış martenzitik paslanmaz çelik ana malzeme ve lazer kaynaklı birleştirmeleri cerrahi alet ve ekipmanlarının üretimi için yeterli mekanik dayanıma ve korozyon direncine sahip olduğu sonuçlardan anlaşılmaktadır.

## BÖLÜM 6

### GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, endüstride medikal alanlarda implant, protez, cerrahi alet ve ekipmanları imalatında kullanılan AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik, AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemelerin CO<sub>2</sub> lazer kaynak kabiliyeti araştırılmıştır. Bu amaçla iki farklı lazer gücüyle, üç farklı kaynak ilerleme hızıyla %50 Argon + %50 Helyum gazı korumalı ortamda, alın altına, ilave metal kullanılmadan birleştirilen paslanmaz çeliklerin AISI 420-AISI 420 birleştirmesine kaynak öncesi ve kaynak sonrası ısıl işlem uygulanmıştır. Kaynaklı birleştirmelerden elde edilen numunelerin statik ve ani kuvvet altındaki mekaniksel özellikleri belirlenmiştir. Ayrıca çalışmada kullanılan paslanmaz çeliklerin ve farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen numunelerinin mikroyapı incelemeleri ve karakterizasyonu da gerçekleştirilmiştir.

Çalışmada kullanılan paslanmaz çelik ana malzemeler ve lazer kaynaklı birleştirmelerin yüzeylerinin biyoaktivite özelliklerini belirleyebilmek için yapay vücut sıvısı (SBF) içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün süreyle bekletilmiştir. Deneysel malzemelerinin biyoaktivite özellikleri ağırlık artışı yöntemi ile belirlenmiş ve yüzeylerinde biriken hidroksiapatit katmanının karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Deneysel numunelerinin biyo-korozyon özelliklerinin belirlenebilmesi için yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün süreyle bekletilen numunelerin ağırlık kaybı miktarları belirlenmiş ve numunelerin korozyon hızları hesaplanmıştır. Ayrıca, SBF içerisinde bekletilen numunelerin yüzeyleri SEM, EDS vasıtasıyla incelenmiştir.

Sonuç olarak; AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliklerin CO<sub>2</sub> lazer kaynak yöntemiyle kaynak edilebilirliğinin yanı sıra, ana malzemelerin ve kaynaklı bağlantılarının yapay bir vücut sıvısı ortamında biyoaktivite ve biyo-korozyon özelliklerinin araştırıldığı bu çalışmanın sonucunda;

1. Radyografi test sonuçlarına göre; deney numunelerinin kaynak dikişinde koyu renkle görülen bazı süreksizliklerin oluştuğu belirlenmiştir. Ancak, bu süreksizliklerin mekanik testler sonucunda kaynaklı bağlantıların dayanımına olumsuz yönde etki edebilecek boyutta olmadıkları tespit edilmiştir.

2. Makroyapı incelemeleri sonucunda; farklı lazer kaynak parametreleriyle birleştirilen her bir numunenin kaynak dikiş biçimi lazer gücüne, kaynak ilerleme hızına, malzeme türüne ve malzeme ısı iletim katsayılarına bağlı olarak farklı boyut ve şekiller aldığı tespit edilmiştir.

- AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik birleştirmesinin kaynak dikiş şekli “V” biçiminde, AISI 420 martenzitik paslanmaz çeliğin ise “kadeh” biçiminde oluşmuştur.
- Kaynak dikiş şekli genişliğinin artan lazer gücü ve azalan kaynak ilerleme hızıyla artan ısı girdisiyle arttığı tespit edilmiştir. Diğer ergitmeli kaynak yöntemleriyle kıyaslandığında oldukça dar kaynak dikişleri elde edilmiştir.

3. Mikroyapı incelemeleri sonucuna göre,

- Lazer kaynak gücü ve kaynak ilerleme hızı gibi ısı girdisini etkileyen kaynak parametreleri soğuma rejimini dolayısıyla katılaşma sürecini etkileyerek AISI 316L kaynak metalindeki  $\delta$ -ferrit morfolojisinde karıncalanma, çatısal ve çita tipi ferrit oluşumu gibi değişiklikler oluşturmuştur.
- Lazer kaynak yönteminin yüksek yoğunluklu güç kaynağı olması ve AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin düşük ısı iletim katsayısına sahip olması sebebiyle dar bir ısı tesiri altında bölge (ITAB) oluşmuştur.
- AISI 316L deney numunelerinin ITAB ve kaynak metalinde ikincil faz oluşumları tespit edilememiştir. Kaynak bölgelerinde dengeli element dağılımının oluşması ve ikincil faz çökeltilerinin oluşmaması hızlı soğumaya



bağlı olarak elementlerin kaynak metaline difüzyon imkanı bulamaması ile ilişkilidir.

- Kaynak öncesi öntav ve kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işlemi uygulanmış AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmelerin mikroyapısı temperlenmiş martenzit ve martenzit tane sınırlarında bulunan delta ferrit fazının yanısıra kaba karbür çökeltilerinden oluşmuştur.
- Kaynak parametrelerindeki değişime bağlı ısı girdisindeki artışa ve kaynak öncesi ve sonrası uygulanan ısıl işleme bağlı olarak özellikle AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik birleştirmesinde ITAB’da tane büyümesi meydana gelmiştir.
- Birleştirmelerin ITAB ve kaynak metalinde herhangi bir çatlak ve gözenek oluşumu tespit edilememiştir.
- AISI 420 paslanmaz çelik numunelerin EDS analizleri ve elementel haritalama sonuçları ile spektral analiz sonuçlarından elde edilen Cr değerleri arasında önemli bir farklılık MC tipi karbür oluşumuna işaret etmektedir. Krom miktarlarındaki bu farklılığa diğer bir ifadeyle karbür oluşumuna kaynak işleminden ziyade kaynak sonrasında numunelerinin tabii tutulduğu gerilme giderme ısıl işleminin ve fırın içerisinde oda sıcaklığına doğru soğutma sürecinin neden olduğu düşünülmektedir.
- AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik birleştirmelerinin kaynak metali ferrit-östenit faz dengesi ferrit lehine eğilim gösterdiği bir mikroyapıya dönüşmüştür. Ferrit tane sınırlarından levhalı widmanstätten tipi ve tane içi östenit fazının kaynak metalinin yapısını dekore ettiği tespit edilmiştir.
- AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik birleştirmenin ITAB’ında tamamlanamayan ferrit-östenit dönüşümü sebebiyle ferrit tane boyutunda kabalaşma oluşturduğu belirlenmiştir.

- Spektrel analiz sonucuna göre kimyasal bileşiminde % 22,88 Cr ihtiva eden AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik çifti lazer kaynak parametrelerinden bilhassa ITAB'da belirgin şekilde etkilendiğine işaret etmektedir. Yüksek ısı girdisiyle diğer bir ifadeyle düşük kaynak ilerleme hızıyla birleştirilen numunenin kaynak metali ve ITAB krom miktarları ITAB'da daha fazla azalmaya işaret ederken yüksek ilerleme hızlarında bu azalma belirgin değildir.
- ITAB'da krom miktarındaki belirgin azalma lazer kaynak yönteminin doğası gereği hızlı soğumadan dolayı ferrit içerisindeki azot, östenit içerisine doğru yayınacak zaman bulamadığından dolayı ortamdaki bol miktarda bulunan krom ile reaksiyona girerek krom nitrit oluşturduğuna işaret etmektedir.

#### 4. Mekanik deney sonuçlarına göre;

- Çalışmada kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmeleri statik bir kuvvet etkisi altında kaldıklarında birleştirmenin dayanımı kaynak parametrelerinden çok az da olsa etkilenmiştir.
- Kaynak parametrelerinden düşük lazer gücü ve yüksek kaynak ilerleme hızının etkisiyle ısıdan etkilenen bölgenin daralması daha yüksek çekme dayanımının sorumlusudur.
- Tüm kaynak parametreleri için birleştirmelerin dayanımı ana malzemeden daha yüksek bulunması, test sonucunda ayrılmaların genelde ana malzemeden sünek bir kırılma davranışıyla meydana gelmesi birleştirmelerin kabul edilebilir bir kaynak kabiliyetine sahip olduğuna işaret etmektedir.
- Kaynak parametrelerine göre soğuma rejimine bağlı olarak kaynak metalinde delta ferrit fazının miktarının değişiminin yanısıra yavaş soğuma rejiminde oluşan karıncalanma tipi ferrit yerini hızlı soğuma rejiminde çatisal ferrit ve çita tipi ferrit morfolojisine bırakarak, AISI 316L birleştirmesinin oda sıcaklığında kaynak metalinin tokluğunu iyileştirmiştir.

- AISI 316L östenitik paslanmaz çelik deney numunelerinin üç nokta eğme deneyi sonrasında 140°'ye kadar katlanması sonucunda gözle yapılan kontrollerde kaynaklı birleştirmelerin hiçbirisinde çatlak ve kırılma oluşturmaması birleştirmelerin şekillendirme kabiliyetlerinin iyi olduğuna işaret etmektedir.
- Bu sonuçlar, AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin CO<sub>2</sub> lazer ışını kaynak yöntemiyle sorunsuz ve güvenilir bir şekilde ilave metal kullanılmadan birleştirilebileceğine işaret etmektedir.
- AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmeleri statik bir kuvvet etkisi altında davranışlarına kaynak parametrelerinin etkisi kaynak öncesi uygulanan ön tav ve kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme ısı işleminden dolayı belirgin olarak tespit edilememiştir.
- Kaynak öncesi ve sonrasında uygulanan ısı işlemler kabul edilebilir çekme dayanımının sorumlusudur. Tüm kaynak parametreleri için birleştirmelerin dayanımı ana malzeme mukavemetine yakın bulunması, kopmaların genelinin ana malzeme tarafında meydana gelmesi birleştirmelerin kabul edilebilir bir kaynak kabiliyetine sahip olduğuna işaret etmektedir.
- Kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme ısı işlemi kaynaklı birleştirmelerin büyük ölçekte martenzitik fazda oluşan yapısını temperleyerek ve kalıntı gerilmeleri minimize ederek tüm şartlar için benzer bir yapı oluşturması, birleştirmelerin dayanımının yanı sıra darbe tokluğunu arttırmıştır.
- AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik deney numunelerinin üç nokta eğme deneyi sonrasında 140°'ye kadar katlanması sonucunda birleştirmelerin hiçbirinde çatlak ve kırılma oluşturmamasında ön tav ve gerilme giderme ısı işleminin etkisi büyüktür.
- Çalışmada kullanılan AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmeleri statik bir kuvvet etkisi altında kaldıklarında birleştirmenin

dayanımı kaynak metali yapısındaki ferrit-östenit dengesinin kaynak parametrelerine bağlı birbirlerine yakın oranlarda ferrit lehine dönüşüm göstermesinden dolayı az etkilenmiştir.

- Kaynak parametrelerinden lazer gücü ve kaynak ilerleme hızının etkisiyle ısıdan etkilenen bölgenin daralması daha yüksek çekme dayanımının elde edilmesinin ana nedeni olarak değerlendirilebilir.
- Tüm kaynak parametreleri için birleştirmelerin dayanımı ana malzemeden daha yüksek bulunması, test sonucunda kopmaların genelde ana malzemeden sünek bir kırılma davranışıyla meydana gelmesi birleştirmelerin kabul edilebilir bir kaynak kabiliyetine sahip olduğuna işaret etmektedir.
- Kaynak metalinde tüm kaynak parametreleri için benzer bir ferrit-östenit dengesi oluşumunun yanısıra yapısal morfolojinin benzer oluşu çekme dayanımında belirgin bir değişiklik oluşmamasının ana gerekçesi olarak düşünülmektedir.
- Yapıdaki ferrit-östenit dengesinin ferrit fazı lehine değişim göstermesinin yanısıra kaynak soğuma hızının yüksek olduğu birleştirmelerde kaynak metali delta ferrit fazı içerisinde ve bilhassa ITAB'da kabalaşan ferrit taneleri içerisinde oluşan kromnitürler birleştirmelerin tokluğu üzerinde etkili yapısal parametrelerdir.
- AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin üç nokta eğme deneyi sonrasında 140°'ye kadar katlanması sonucunda gözle yapılan kontrollerde kaynaklı birleştirmelerin hiçbirisinde çatlak ve kırılma oluşturmaması birleştirmelerin şekillendirme kabiliyetlerinin iyi olduğuna işaret etmektedir.

##### 5. Mikrosertlik incelemeleri sonuçlarına göre,

- Çalışmada kullanılan AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğin kaynak metali sertliği en yüksek daha sonra ITAB ve en düşük sertlik ana malzemedede tespit edilmiştir. Kaynak metali sertliğinin daha yüksek bulunmasında kaynak metali morfolojisi ve hızlı katılaşmanın sonucu oluşan ince taneli bir yapının etkisi olmuştur.
- Farklı kaynak parametreleriyle birleştirilen deney numunelerinin ITAB ve kaynak metali sertliğinde belirgin bir değişim oluşmamıştır. Birleştirmelerin elde edilmesinde kullanılan ısı girdilerinin yakın oluşu, bu çeliğin ısıl işleme sertleştirilememesi lazer kaynağının doğası gereği çok dar bir ITAB oluşumu bütün bu sonuçların alınmasında etkili olmuştur.
- Çalışmada kullanılan AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik lazer kaynaklı birleştirmelerinde kaynak termal çevrimi ve birleştirilen malzemenin kimyasal bileşimine bağlı olarak en yüksek sertlik ITAB, daha sonra kaynak metali ve en düşük sertlik ise ana metalde tespit edilmiştir.
- Kaynak metalinin sertliğinin ITAB'dan daha düşük bulunmasının arkasında temperleme sürecinde martenzitin ferrite dönüşerek yumuşamasının yanısıra yapıda oluşan karbürlerin kaynak termal çevrimine ilaveten gerilme giderme ısıl işlem sürecinde ITAB'dakilerden daha fazla kabalaşması sertlik azalmasının ana nedeni olarak düşünülmektedir.
- Kaynak parametrelerinin sertlik değeri üzerinde çok belirgin bir etkisinin olmadığı belirlenmiştir. Birleştirmelerin elde edilmesinde kullanılan ısı girdilerinin yakın oluşu, bu çeliğin kaynak termal çevriminden etkilenecek sertleşmesine rağmen kaynak sonrası uygulanan gerilme giderme ısıl işlemi kaynak parametrelerinin sertlik üzerindeki etkisini ayırt edici kılmamaktadır.
- Tüm kaynak parametreleri için gerilme giderme ısıl işlemi sonucunda ITAB ve kaynak metalinde çatlak riskine neden olabilecek kritik sertlik değerinin

aşılmadığı tespit edilmiştir. Sonuç olarak, kaynak öncesi uygulanan ön tav ve kaynak sonrası gerilme giderme ısıl işlem uygulanması neticesinde numunelerin ITAB ve kaynak metallere arzu edilen sertlik değerlerine ulaşılmıştır.

- Çalışmada kullanılan AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik lazer kaynaklı kaynak termal çevrimi, birleştirilen malzemenin kimyasal bileşimine ve kaynak metali final mikroyapısına bağlı olarak en yüksek sertlik; kaynak metalinde, daha sonra ITAB'da, ve en düşük sertlik ise ana metalde tespit edilmiştir.
- Kaynak termal çevriminden etkilenen AISI 2205 ITAB ferrit-östenit dengesi, ferrit tanelerinin kabalaşarak ferrit lehine eğilim göstermesi bu bölgenin sertliğinin ana metalden fazla ancak ince taneli kaynak metalinden daha düşük bulunmasının sebebidir.
- Kaynak metalinin sertliğinin ITAB'a göre daha yüksek bulunmasında etkili olan unsurlar; kaynak metali morfolojisi, hızlı katılaşmanın sonucu ferrit matrikste bulunan östenit tanelerinin boyutunun ince görünümü ve yapıda oluşan sert kromnitritler olabilir.
- Kaynak parametrelerinin sertlik üzerinde çok belirgin bir etkisinin olmadığı belirlenmiştir. Birleştirmelerin elde edilmesinde kullanılan ısı girdilerinin yakın oluşu, bu çeliğin ısıl işlemle sertleştirilememesi, yapıda benzer ferrit-östenit oranlarında bir mikroyapı oluşumu etkilidir.

#### 6. Biyoaktivite incelemeleri sonuçlarına göre,

- AISI 316L östenitik paslanmaz ana malzeme ve lazer kaynaklı deney numunelerinin yapay vücut sıvısı içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün bekletilmeleri sürecinde kemik dokusuyla daha kısa sürede güçlü bağlar oluşturarak iyileştirmeyi hızlandıran numunelerin yüzeylerindeki hidroksiapatit miktarının zamana bağlı olarak arttığı tespit edilmiştir.

- Kaynak parametrelerine bağlı ısı girdisi artışıyla numune yüzeyindeki hidroksiapatitin arttığı tespit edilmiştir. Ancak kaynaklı deney numunelerinin hidroksiapatit miktarı ana malzemeninkinden daha düşük bulunmuştur. Bu durum ana malzeme yüzeyinin daha iyi biyouyumluluğuna işaret eder.
- SBF içerisinde bekletilen kaynaklı deney numunelerin yüzeyinde hidroksiapatit oluşumunun eşit bir dağılım göstermediği, zamana bağlı olarak hidroksiapatit katmanının gelişerek artış gösterdiği belirlenmiştir.
- SEM incelemesi ana malzeme ve kaynaklı deney numuneleri yüzeylerinde oluşan hidroksiapatitin nano-gözenekli morfolojide gerçekleştiğine işaret etmektedir.
- Deney numune yüzeylerinde kemik dokusuna benzer bir yapı olan hidroksiapatitin ana elementleri olan Ca, P, O ve Na varlığı tespit edilmiş ve hidroksiapatit içerisindeki biyoaktif Ca ve P elementlerinin SBF içerisinde bekletme süresiyle arttığı belirlenmiştir.
- SBF içerisinde 28 gün bekletilen ana malzeme ve kaynaklı deney numunelerin yüzeylerinde oluşan hidroksiapatitin Ca/P oranı 1,67 teorik oranın altında olduğu belirlenmiştir. Bu yapı düşük kristalliğe sahip kalsiyum eksikli karbonat HA yapısıdır. Daha uzun bekletme sürelerinde Ca/P: 1,67 oranına ulaşılabileceği düşünülmektedir
- AISI 420 martenzitik paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün bekletilmeleri sürecinde yüzeylerindeki hidroksiapatitin zamana bağlı olarak arttığı, ağırlıkça ve metalografik olarak tespit edilmiştir.
- Genel eğilim kaynak ısı girdisi artışına bağlı yüzeyde oluşan hidroksiapatitin kalınlığı dolayısıyla ağırlığının artışı yönündedir. Ancak kaynaklı numunelere uygulanan ön tav ve gerilme giderme ısıl işleminin yanısıra biyokorozyonun hidroksiapatit ağırlık artışında etkili olabilir.

- Martenzitik paslanmaz kaynaklı deney numunelerinin yüzeyinde biriken hidroksiapatit ana malzemeninkinden daha düşük bulunmuştur. Kaynaklı deney numunelerinin biyoaktiflik özelliği ana malzemeye göre daha düşüktür.
- Kaynak termal çevriminden etkilenen bölgenin değişmesine bağlı olarak hidroksiapatit oluşumunun yüzeylerde eşit bir dağılım göstermemesinin yanısıra, hidroksiapatitin nano-gözenekli ve üzüm salkımına benzer morfolojide oluştuğu belirlenmiştir.
- Numune yüzeylerinde hidroksiapatitin ana elementleri olan Ca, P, O ve Na varlığı tespit edilmiş ve hidroksiapatit içerisindeki biyoaktif Ca ve P elementlerinin bekletme süresiyle arttığı belirlenmiştir. Numunelerin yüzeylerindeki hidroksiapatitin Ca/P oranı 1,67 teorik oranın altındadır.
- AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik ana malzeme ve kaynaklı deney numunelerinin SBF içerisinde 1, 3, 7, 14, 21, 28 gün bekletilmeleri sürecinde hidroksiapatit miktarının zamana bağlı olarak arttığı ağırlıkça ve metalografik olarak tespit edilmiştir.
- Isı girdisi artışıyla numune yüzeyinde oluşan hidroksiapatitin arttığı tespit edilmiştir. Ancak kaynaklı numunelerin hidroksiapatit miktarı ana malzemeninkinden daha düşüktür. Bu durum ana malzeme yüzeyinin daha iyi biyoaktiflik özelliğine sahip olduğuna işaret eder.
- SBF içerisinde bekletilen kaynaklı numunelerin yüzeyinde hidroksiapatit oluşumunun eşit bir dağılım göstermediği, zamana bağlı olarak hidroksiapatit katmanının gelişerek artış göstermektedir. Hidroksiapatit nano-gözenekli morfolojide meydana gelirken bir numune üzerinde ikincil yaprak şeklinde oluşumun meydana geldiği metalografik olarak belirlenmiştir.
- Numune yüzeylerinde hidroksiapatitin ana elementleri olan Ca, P, O ve Na varlığı tespit edilmiş ve hidroksiapatit içerisindeki biyoaktif Ca ve P elementlerinin SBF içerisinde bekletme süresiyle arttığı belirlenmiştir.



Numunelerin yüzeylerinde oluşan hidroksiapatitin Ca/P oranı 1,67 teorik oranın altındadır.

- Biyoaktivite özellikleri değerlendirilen AISI 316L östenitik, AISI 420 martenzitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çeliklerin farklı oksitlenme derecelerine ve yüzey enerjilerine sahip olmaları yüzeylerinde biriken hidroksiapatit miktarlarında etkili parametreler olarak düşünülmektedir.
- Paslanmaz çelik ana malzemelerin biyoaktiflik özellikleri kaynaklı numunelere göre daha iyi bulunmuştur. AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin biyoaktivite özelliklerinin AISI 420 martenzitik paslanmaza göre daha yüksektir.

7. Biyokorozyon incelemeleri sonuçlarına göre,

- AISI 316L östenitik paslanmaz ana malzeme ve kaynaklı numunelerinin tamamında ağırlık kaybı artan SBF içerisinde bekletme süresine bağlı olarak artarken, kaynaklı deney numunelerindeki ağırlık kaybı ana malzemeye oranla belirgin bir şekilde yüksek bulunmuştur. Ancak deney numunelerinde oluşan ağırlık kayıpları çok düşük miktarlardadır.
- Kaynak termal çevriminin ağırlık kaybı ve korozyon hızı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasa da yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak ağırlık kaybı daha fazla bulunmuştur.
- Ana malzemeyle mukayese edildiğinde kaynaklı deney numunelerinde daha fazla meydana gelen ağırlık kaybı kaynak termal çevriminden etkilenen östenitik paslanmaz çeliğin vücut sıvısı gibi koroziv bir ortamda özellikle uzun süre bekletildiğinde daha fazla etkileneceğine işaret etmektedir.
- SBF içerisinde bekletilen östenitik paslanmaz kaynaklı deney numunelerinin korozyon hızı ana malzemeye oranla belirgin bir şekilde daha fazla bulunmuştur.

- SBF içerisinde 28 gün bekletilen AISI 316L östenitik paslanmaz çelik ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde korozyon tespit edilmemiştir. Korozyon direncini sağlayan krom, nikel ve molibden elementi miktarlarında ana metale kıyasla, ITAB ve kaynak metalinde önemli bir değişim oluşmamıştır. Bu sebeple östenitik paslanmaz kaynaklı birleştirmeleri vücut içerisinde korozyona uğramadan kısa süreli implant veya protez olarak kullanılabilir.
- AISI 420 martenzitik paslanmaz ana malzeme ve lazer kaynaklı deney numunelerinin ağırlık kaybı artan SBF içerisinde bekletme süresine bağlı olarak artarken, kaynaklı numunelerdeki ağırlık kaybı ana malzemeye oranla daha yüksek bulunmuştur. Kaynaklı numuneler korozif bir ortamda uzun süre bekletildiklerinde daha fazla etkileneceklerine işaret etmektedir.
- Isı girdisinin ağırlık kaybı ve korozyon hızı üzerindeki etkisi belirgin olmasa da yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak ağırlık kaybı ve korozyon hızı daha fazla bulunmuştur.
- SBF içerisinde bekletilen martenzitik paslanmaz deney numunelerinin korozyon hızı ana malzemeye oranla daha yüksektir.
- SBF içerisinde bekletilen en düşük ısı girdisiyle birleştirilen kaynaklı numunelerin ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde korozyon tespit edilmemiştir. Ancak yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerin ITAB'ında korozyon oluşmuştur. Korozyon oluşumuna krom karbür yada nitrür çökelti oluşumlarının yanı sıra ısıl işlem koşullarında meydana gelen mikrosegregasyon neden olabilir.
- SBF içerisinde bekletilen düşük ısı girdisiyle birleştirilen kaynaklı numunelerinin ana metal kimyasal bileşimi ile mukayese edildiğinde ITAB ve kaynak metalinde kromun bir miktar azaldığı belirlenmesine rağmen, korozyon oluşturacak kadar etkili olmadığına işaret etmektedir.

- SBF içerisinde bekletilen martenzitik paslanmaz ana malzeme ve kaynaklı deney numuneleri ağırlık kaybı ve korozyon hızı verilerine dayanarak, bu malzemeler vücut içerisinde implant veya protez olarak kullanılamaz.
- AISI 2205 dubleks paslanmaz ana malzeme ve kaynaklı numunelerinin ağırlık kaybı artan SBF içerisinde bekletme süresine bağlı olarak artarken, kaynaklı deney numunelerindeki ağırlık kaybı ana malzemeye oranla daha fazla bulunmuştur. Ancak oluşan ağırlık kayıpları çok düşük miktarlardadır.
- Kaynak termal çevriminin ağırlık kaybı ve korozyon hızı üzerindeki etkisi çok belirgin olmasada yüksek ısı girdisiyle birleştirilen numunelerde genel eğilim olarak ağırlık kaybı ve korozyon hızı daha yüksek bulunmuştur. Korozif bir ortamda özellikle uzun süre bekletildiğinde kaynaklı numunelerin daha fazla etkileneceğine işaret etmektedir.
- SBF içerisinde bekletilen dubleks paslanmaz çelik deney numunelerinin korozyon hızı kaynak metali ferrit-östenit dengesinin ferrit lehine değişim göstermesinin yanısıra kromnitrür oluşumundan dolayı ana malzemeye oranla yüksek bulunmuştur.
- SBF içerisinde bekletilen dubleks paslanmaz deney numunelerinin ana malzeme, ITAB ve kaynak metalinde korozyon tespit edilmemiştir.
- Dubleks paslanmaz çeliklerin korozyon direncini sağlayan krom, nikel ve molibden miktarlarında ana metalle mukayese edildiğinde, ITAB ve kaynak metalinde önemli bir değişim oluşmamıştır. Bu sebeple dubleks paslanmaz lazer kaynaklı birleştirmeleri korozyona uğramadan kısa süreli implant veya protez olarak kullanılabilir.

8. Bu araştırma sonucunda mekanik, metalurjik, biyoaktiflik ve biyokorozyon özellikleri bakımından lazer kaynaklı AISI 316L östenitik ve AISI 2205 dubleks paslanmaz çelik malzemelerin vücut içerisinde kısa süreli implant olarak kullanılabilmesi için yeterli özelliklere sahip olduğu anlaşılmıştır. Ancak AISI 420

martenzitik paslanmaz kaynaklı malzemeler cerrahi alet ve ekipmanlarının imalatında kullanılabilecek mekanik özelliklere ve korozyon direncine sahiptirler.

## KAYNAKLAR

1. Gümüşderelioğlu, M., “Biyomalzemeler”, *Bilim ve Teknik Dergisi*, Temmuz Sayısı: 23 (2002).
2. Anık, S., “Kaynak Teknolojisi”, Cilt 3, *İ.T.Ü. Makine Fakültesi*, İstanbul, 27-33 (1981).
3. Anık, S., “Kaynak Tekniği El Kitabı”, *GEV Yayınları*, İstanbul, 67-72 (1991).
4. Davis, J. R., “Handbook of Materials for Medical Devices”, *ASM International*, Ohio, 2-6 (2003).
5. Pasinli, A., “Biyomedikal uygulamalarda kullanılan biyomalzemeler”, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 4: 25-34 (2004).
6. Gökçe, E. I., “Ortopedik implant ve protez tasarımı için biyomalzemelerin mekanik özelliklerinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, *Z. Karaelmas Üni. F.B.E.*, Zonguldak, 56-57 (2006).
7. Odabaş, C., “Paslanmaz Çelikler, Temel Özellikleri, Kullanım Alanları, Kaynak Yöntemleri”, *Askaynak*, İstanbul (2002).
8. Hansen, D. C., “Metal corrosion in the human body: The ultimate bio-corrosion scenario”, *The Electrochemical Society Interface*, 31-34 (2008).
9. Hryniewicz, T., Rokosz, K., and Filippo, M., “Biomaterial studies on AISI 316L stainless steel after magnetoelectropolishing”, *Materials*, 2 (1): 129-145 (2009).
10. Dadfar, M., Fathi, M. H., Karimzadeh, F., and Saatchi, A., “Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel”, *Materials Letters*, 61 (11,12): 2343-2346 (2007).
11. Lopez, D. A., Duran, A., and Cere, S. M., “Electrochemical characterization of AISI 316L stainless steel in contact with simulated body fluid under infection conditions”, *J Mater Sci: Mater Med*, 19 (5): 2137-44 (2007).
12. Terada, M., Antunes, R. A., Padilha, A. F., and Melo, H. G., “Comparison of the corrosion resistance of austenitic stainless steel for biomedical application”, *Materials Research*, 9 (3): 281-286 (2006).
13. Reclaru, L., Susz, C., and Ardelean L., “Laser beam welding”, Victor Babes University of Medicine and Pharmacy Faculty of Dental, *TMJ*, 60 (1): 86 (2010).

14. Murphey B. P., Savage, P., McHugh, P. E., and Quin, D. F., "The stress-strain behavior of coronary stent struts is size dependent", *Annals of Biomedical Engineering*, 31(6): 686–691 (2003).
15. Moravej, M. and Mantovani, D., "Biodegradable metals for cardiovascular stent application: Interests and new opportunities", *International Journal of Molecular Sciences*, 12 (7): 4250-4270, 2011.
16. Lim, I. A. L., "Biocompatibility of stent materials", *MURJ*, 11 (1): 34 (2004).
17. Lo, K. H., Shek, C. H., and Lai, J. K. L., "Recent developments in stainless steels", *Materials Science and Engineering R*, 65: 39–104 (2009).
18. Eliades, T., Pratsinis, H., Eliades, G., Kletsas, D., and Makau, M., "Characterization and cytotoxicity of ions released from stainless steel and nickel-titanium orthodontic alloy", *American Journal of Orthodontics and Dentofacial Orthopedics*, 125 (1): (2004).
19. Turk, R., Dombac, D., Brojan, M., and Fajfar, P., "Review of materials in medical applications", *Materials and Geoenvironment*, 54 (4): 471-499 (2007).
20. Internet: Alvimedica Company "Stents", <http://us.alvimedica.com/stents-for-life.htm>.
21. TST Tibbi Aletler San ve Tic., "Gergi Bandı", [http://www.tstsan.com/resimler/alt\\_kategori/b\\_Gergi\\_Band\\_1.jpg](http://www.tstsan.com/resimler/alt_kategori/b_Gergi_Band_1.jpg) (2013).
22. Hermawan, H., Ramdan, D., and Djuansjah, J. R. P., "Metals for biomedical applications", *InTech*, 411-430 (2011).
23. Mandrino, D. J. and Donik, C., "Chemical state information obtained by AES and XPS from thin oxide layers on duplex stainless steel surfaces", *Vacuum*, 86 (1): 18-22 (2011).
24. Wang, S., Ma, Q., and Li, Y., "Characterization of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR", *Materials and Design*, 32 (2): 831-837 (2011).
25. Diaz, J. J., Rodriguez, M., Nieto, G., and Fresno, D., "Comparative analysis of TIG welding distortions between austenitic and duplex stainless steel by FEM", *Applied Thermal Engineering*, 30 (16): 2448-2459 (2010).
26. Badji, R., Bouabdallah, M., and Bacroix, B., "Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds", *Materials Characterization*, 59 (4): 447-453 (2008).

27. Young, M. C., Tsay, L. W., Shin, C., and Chan, S., "The effect of short time post welded heat treatment on the fatigue crack growth of 2205 duplex stainless steel welds", *International Journal of Fatigue*, 29 (12): 2155-2162 (2007).
28. ISO, "Metallic Implants", ISO 5832-1; Implants for Surgery-Metallic Materials-Stainless Steel", *ISO*, UK (2007).
29. Kocijan, A., and Conradi, M., "The corrosion behaviour of austenitic and duplex stainless steel in artificial body fluids", *Materials and Technology*, 44 (1): 21-24 (2010).
30. Sathiyarayanan, S., Marikkannu, C., Srinivasan, B., and Muthupandi, V., "Corrosion behaviour of Ti6Al4V and duplex stainless steel in synthetic bio-fluids", *Anti-Corrosion Methods and Materials*, 49 (1): 33 – 37 (2002).
31. Platt, J. A., Guzman, A., Moore, B. K., Thornburg, D. W., and Rhodes, B. F., "Corrosion behavior of 2205 duplex stainless steel", *American Journal of Orthodontics and Dentofacial Orthopedies*, 112 (1): 69-79 (1997).
32. Sivakumar, M., Mudali, U. K., and Rajesvari, S., "Compatibility of ferritic and duplex stainless steels as implant materials: in vitro corrosion performance", *Journal of Materials Science*, 28 (22): 6081-6086 (1993).
33. Eliades, T., Athanasios, E., "In vivo aging of orthodontic alloy: Implications for corrosion potential, nickel release and biocompatibility", *Angle Orthodontic*, 72 (3): 222-37 (2002).
34. Mayo Foundation For Medical Education And Research, "Duplex Stainless Steels", Medical devices including duplex stainless steel 2205 - PCT Patent 2011/149913, *PCT Patent*, AZ (2011).
35. Okada, A., Uno, Y., McGeough, J. A., and Doi, K., "Surface finishing of stainless surgical tools by large-area electron beam irradiation", *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 57 (1): 223-226 (2008).
36. Nilsson, J. O., "The use of modern physical metallurgy in the development and characterization of special stainless steel", *Journal De Physique*, 3 (3): 67-76 (1993).
37. ISO, "SS Implants" 7153-1; Surgical instruments-Metallic Materials-Part 1-Stainless Steel, *ISO*, UK (2014).
38. Alexandru, M. G., Andrei, C., Marian, C., and Zorica, B., "Stainless steel the environment friendly choice, advances in control, chemical engineering", *Civil Engineering and Mechanical Engineering*, ISBN: 978-960-474-251-6, 159-163 (2000).
39. ASM, "Introduction to Stainless Steels", Materials Park, Ohio, *ASM Handbook*, USA, 1-5 (2000).

40. Smith, W. F., “Paslanmaz Çelikler”, “Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri”, Bölüm 5, Cilt 1., Çeviri: Erdoğan, M., *Nobel Yayınları*, Ankara, 169-214 (2000).
41. Tülbentçi, K., Kaluç, E., “Geçmişten günümüze paslanmaz çelikler”, *META*, 20: 47-52 (1992).
42. Harvey, P., “Engineering Properties of Steel”, ASM Metal Handbook, *ASM Handbook*, 70-97 (1982).
43. Davis, J. R., “Stainless Steels”, *ASM International*, OHIO, 7- 90 (1994).
44. Çimenoglu, H., Çelik, Ö., ve Kayalı, E. S., “Ortopedik uygulamalar için östenitik paslanmaz çeliklerin nitrasyonu”, *IATS’09*, Karabük, 1-3 (2009).
45. Terada, Antunes, R., Padilha, F. A., and Costa, I., “Corrosion resistance of three austenitic stainless steels for biomedical applications”, *Materials and Corrosion*, 58 (10): 762-766 (2007).
46. Fukumoto, S., Matsuo, T., Kuroda, D., and Yamamoto, A., “Weldability of nickel-free austenitic stainless steel thin sheet by small-scale resistance spot welding”, *Materials Transactions*, 49 (12): 2844-2849 (2008).
47. Ganesh, P., Gri, R., Kaul, R., and Sankar, P., “Studies on pitting corrosion and sensitization in laser rapid manufactured specimens of type 316L stainless steel”, *Materials and Design*, 39: 509–521 (2012).
48. David, S. A., Goodwin, G. M., and Braski, D. N., “Solidification behavior of austenitic stainless steel filler metals”, *Weld J*, 58: 330-336 (1982).
49. Martin, O., Tiedra, P., Garcia, C., and Martin, F., “Comparative study between large-scale and small-scale electrochemical potentiokinetic reactivation performed on AISI 316L austenitic stainless steel”, *Corrosion Science*, 54: 119-126 (2012).
50. Çelen, S., “Paslanmaz çeliklerin lazer kaynağında kaynak parametrelerinin bağlantının dayanım ve korozyon özelliklerine etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, *9 Eylül Üniversitesi F.B.E*, İzmir (2006).
51. Fukakura, J., Kashiwaya, H., Mori, T., Iwasaki, S., and Arii, M., “in weldments: Physical metallurgy and failure phenomena”, Eds. R. J. Christoffel, E. F. Nippes, and H. D. Solomon, *General Electric Co.*, Schenectady, NY, 173 (1979).
52. Tavares, S. S. M., Fruchart, D., Miraglia, S., and Laborie, D., “Magnetic properties of on AISI 420 martensitic stainless steel”, *Journal of Alloys and Compound*, 312 (1-2): 307-314 (2000).



53. Lin, Y. C. and Chen, S. C., “Effect of residual stress on thermal fatigue in type 420 martensitic stainless steel weldment”, *Journal of Materials Processing Technology*, 138 (1-3): 22-27 (2003).
54. Badheka, J. V., Agrawal, S. G., and Shroff, N., “Resistance spot welding of martensitic stainless steel Part I (SS420)”, *Journal of Mechanical and Materials Engineering (IJMME)*, 4 (3): 328-340 (2009).
55. Kaçar, R. and Baylan, O., “An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steel”, *Materials Design*, 25 (4): 317-329 (2004).
56. Berretta, J. R., Rossi, W., Neves, M., Almedia, I., and Junior, N., “Pulsed Nd:YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels”, *Optics and Lasers in Engineering*, 45 (9): 960–966 (2007).
57. Kurt, B., Orhan, N., Somunkıran, I., and Kaya, M., “The effect of austenitic interface layer on microstructure of AISI 420 martensitic stainless steel joined by keyhole PTA welding process”, *Materials and Design*, 30 (3): 661–664 (2009).
58. Sharifitabar, M. and Halvae, E., “Resistance upset butt welding of austenitic to martensitic stainless steels”, *Materials and Design*, 31 (6): 3044–3050 (2010).
59. Lippold, J. C and Varol, I.,”Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel”, *Materials Characterization*, 39 (2-5): 555-573 (1997).
60. Martin, G., Yerra, S. K., Brechet, Y., and Chehab, B., “A macro and micromechanics investigation of hot cracking in duplex steels”, *Acta Materialia*, 60 (11): 4646-4660 (2012).
61. Garcia, R. L., Portero, M. J., and Anton, J., “Corrosion behaviour of sensitized and usensitized alloy 900 (UNS 1.4462) in concentrated aqueous lithium bromide solutions and different temperatures”, *Corrosion Science*, 52: 950-959 (2010).
62. Brauser, S., Kannengiesser, T., “Hydrogen absorption of different welded duplex steels”, *International Journal of Hydrogen Energy*, 35(9): 4368-74 (2010).
63. Ibrahim, O., Ibrahim, I. S., and Khalifa, T. A. F., “Effect of aging on the toughness of austenitic and duplex stainless steel weldments”, *J.Mater. Sci.Technol.*, 26(9): 810-816 (2010).
64. Elmer, J. V., Palmer, T. A., and Specht, E. D., “In situ observations of sigma phase dissolution in 2205 duplex stainless steel using synchrotron X-Ray diffraction”, *Materials Science and Engineering A*, 459: 151-155 (2007).

65. Kim, T. S., Jang, S., Lee, I., and Park, Y., “Effect of solution heat treatment and nitrogen in shielding gas on the resistance to pitting corrosion of hyper duplex stainless steel welds”, *Corrosion Science*, 53 (5): 1939-1947 (2011).
66. Doruk, M., "Korozyon ve Önlenmesi", *ODTÜ Yayınları*, 20-29, Ankara (1982).
67. King, F., “Corrosion resistance of austenitic and duplex stainless steels in environments related to UK geological disposal”, *QRS-1384C-R1*, 7-14 (2009).
68. Internet: Sarıtaş Çelik Sanayii ve Tic. A.Ş., “Paslanmaz Çelik”, <http://www.saritas.com.tr/ktlg/pdf/Paslanmaz%20Celik%20Saritas%2001.pdf> (2013).
69. Internet: Yıldız Teknik Üniversitesi, “Korozyon”, [www.yildiz.edu.tr/~akdogan/lessons/korozyonvekoruma/Paslanmaz\\_Celik\\_Korozyonu\\_soon.pdf](http://www.yildiz.edu.tr/~akdogan/lessons/korozyonvekoruma/Paslanmaz_Celik_Korozyonu_soon.pdf) (2013).
70. Frankel, G. S., “Pitting corrosion of metals A Review of the critical factors”, *Journal of the Electrochemical Society*, 145 (6): 2186-2198 (1998).
71. Internet: Metallurgical Expert Witness, “Korozyon”, <http://www.metallurgist.com/html/corrosion.htm> (2013).
72. Revie, R. W., “Uhlig’s Corrosion Handbook” Third Edition, Edited by *John Wiley & Sons, Inc.*, 29-45, US (2011).
73. Internet: NASA, “Corrosion Technology Laboratory”, [http://corrosion.ksc.nasa.gov/corr\\_forms.htm](http://corrosion.ksc.nasa.gov/corr_forms.htm) (2013).
74. Fini, M., Nicoli, N., Toricelli, P., and Giaveresi, G., “A new austenitic stainless steel with negligible nickel content: an in vitro and in vivo comparative investigation”, *Biomaterials* 24 (27): 4929–4939 (2003).
75. Hallab, N., Merritt, K., and Jacobs, J. J., “Metal sensitivity in patients with orthopaedic implants”, *The Journal of Bone & Joint Surgery*, 83 (3): 428-36 (2001).
76. Choubey, A., Basu, B., and Balasubramaniam, R., “Electrochemical behavior of Ti-based alloys in simulated human body fluid environment”, *Trends Biomater. Artif. Organs*, 18 (2): 64-72 (2005).
77. Karakaş, A., “Sentetik vücut sıvısında hidroksiapatit hazırlanması”, Yüksek Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi F.B.E.*, İstanbul, 120-125 (2011).
78. Teker, D., “Hidrotermal ön-işlem yapılmış titanyum yüzeyinin yapay vücut sıvısı (SBF) yardımıyla apatit mineraliyle kaplanması”, Yüksek Lisans Tezi, *Gebze Y.T.Ü. F.B.E.*, Kocaeli, 45-49 (2010).
79. T. Kokubo and H. Takadama, “How useful is SBF in predicting in vivo bone bioactivity?”, *Biomaterials*, 27 (15): 2907–2915 (2006).

80. Takadama, H., and Kokubo, T., "In Vitro Evaluation of Bone Bioactivity", *Bioceramics and Their Clinical Applications*, Woodhead Publishing in Materials, edited by Tadashi Kokubo, *Japan Medical Materials*, 1: 165 (2008).
81. Silvest, W. T., "Laser Fundamentals", Second Edition, *Cambridge University Press*, UK, 250-290 (2004).
82. Csele, M., "Fundamentals of Light Sources and Lasers", Published by *John Wiley & Sons*, US, 170-179 (2004).
83. Tokdemir, M., "Lazer kaynağıyla birleştirilmiş demir esaslı T/M malzemelerin kaynak bölgesinin mekanik özellikleri", Doktora Tezi, *Celal Bayar Üni. F.B.E.*, İzmir (2007).
84. Mcaleese, F. G., "The Laser Experimenter's Handbook", *TAB Books*, USA, 25-30 (1979).
85. Karaaslan, A., "Lazer ile Malzeme İşlemleri", Birinci Basım, *Literatür Yayınları*, İstanbul, 80-90 (2009).
86. Püskülcü, G. ve Koçlular, F., "Lazer kaynak yöntemi ve uygulamaları", *Mühendis ve Makine*, 50 (599): 1-3 (2009).
87. Singh, C. S., Zeng, H., Guo, C., and Cai, W., "Lasers: Fundamentals, Types and Operations, Nanomaterials: Processing and Characterization with Lasers", First Edition, *Wiley-VCH Verlag GmbH & Co*, 810 (2012).
88. Durmuş, H., "CO<sub>2</sub> lazer kaynağıyla birleştirilmiş Al. matriksli kompozitlerin kaynak bölgesinin mekanik özellikleri, Doktora Tezi, *Celal Bayar Üni. F.B.E.*, Manisa, 40-90 (2006).
89. Kou, S., "Welding Metallurgy", Second Edition, *A John Wiley & Sons, INC.*, Publication, 7-200, (2003).
90. Abdel-Monem El-Batahgy A, "Effect of laser welding parameters on fusion zone shape and solidification structure of austenitic stainless steels", *Materials Letters*, 32 (2-3): 155-163 (1997).
91. Weber, M. J., "Handbook of Laser", *University of California Berkeley*, CRC Press, 10-12 (2001).
92. Internet: PRCLASER "Lazer Işını", <http://www.prclaser.com/products.html> (2013).
93. Pierre-Jean Cunat, "The welding of stainless steel", *Materials and Applications Series*, 3 (2): 2 (2007).
94. Balasubramanian, K. R., Shanmugam, S., Buvanashakaran, G., and Sankaranayanasamy, K., "Numerical and experimental investigation of laser

- beam welding of AISI 304 stainless steel sheet”, *Advances and Production Engineering & Management*, 3 (2): 93-105 (2008).
95. Duley, W. W., “Laser Processing and Analysis of Materials”, *Plenum Press*, New York, 77-88 (1983).
  96. Ruggiero, A., Tricarico, L., Olabi, A. G., Benyounis, K. Y., “Weld-bead profile and costs optimisation of the CO<sub>2</sub> dissimilar laser welding process of low carbon steel and austenitic steel AISI 316”, *Optics & Laser Technology*, 43 (1): 82–90 (2011).
  97. Mahrle, A., and Schmidt, J., “The influence of fluid flow phenomena on the laser beam welding process”, *International Journal of Heat and Fluid Flow*, 23 (3): 288–297 (2002).
  98. Majumdar, D., and Manna, I., “Laser processing of materials”, *Sadhna*, 28 (3-4): (2003).
  99. Samanta, S.K., Mitra, S.K., and Pal, T.K., “Microstructure and oxidation characteristics of laser and GTAW weldments in austenitic stainless steels”, *JMEPEG*, 17 (6): 908–914 (2008).
  100. Li, X. R., Heusman, J., Kvidahl, Hoyt, P., and Zhang, Y. M., “Manual keyhole plasma arc welding with application”, *Welding Research*, 90: 258-64 (2011).
  101. Zhou, J., and Tsai, H., “Porosity formation and prevention in pulsed laser welding”, *ASME Journal of Heat Transfer*, 129 (8): 1014-24 (2007).
  102. Norris, J. T., Robino, C.V., Hirschfeld, D. A., and Perricone, M. J., “Effects of laser parameters on porosity formation: Investigating millimeter scale continuous wave Nd:YAG laser welds”, *Welding Research, Welding Journal*, 90: 198-203 (2011).
  103. Madison, J. D., and Agesen, L. K., “Quantitative characterization of porosity in laser welds of stainless steel”, *Scripta Materialia*, 67 (9): 783–786 (2012).
  104. Benyounis, K. Y., Olabi, A. G., and Hashmi, M. S. J., “Multi-response optimization of CO<sub>2</sub> laser-welding process of austenitic stainless steel”, *Optics & Laser Technology*, 40 (1): 76–87 (2008).
  105. Kuo, T., and Lin, Y., “Effects of different shielding gases and power wave forms on penetration characteristics and porosity formation in laser welding of inconel 690 alloy”, *Materials Transactions*, 48 (2): 219-226 (2007).
  106. Kwok, C. T., Fong, S. L., Cheng, F. T., and Man, H. C., “Pitting and galvanic corrosion behavior of laser-welded stainless steels”, *Journal of Materials Processing Technology*, 176 (1-3): 168–178 (2006).

107. Ventrella, V. A., Berretta, J. R., Rossi, W., “Pulsed Nd:YAG laser seam welding of AISI 316L stainless steel thin foils”, *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (14): 1838-43 (2010).
108. Missori, S., and Koerber, C., “Laser beam welding of austenitic-ferritic transition joints”, *Welding Research Supplement* (1997).
109. Venkataraman, S. and Devletian, H., “Rapid solidification of stainless steels by capacitor discharge welding”, *Supplement to The Welding Journal, AWS Welding Research* (1988).
110. Lippold, C., “Solidification behavior and cracking susceptibility of pulsed-laser welds in austenitic stainless steels”, *Welding Research* (1994).
111. Zacharia, T., David, S. A., Vitek, J. M., and Debroy, T., “Weld pool development during GTA and laser beam welding of Type 304 stainless steel, Part II-Experimental Correlation”, *Welding Research Supplement*, December 1989
112. Tseng, K. and Hsu, C., “Performance of activated TIG process in austenitic stainless steel welds”, *Journal of Materials Processing Technology*, 211 (3): 503-512 (2011).
113. ASM Handbook, “Welding, Brazing and Soldering”, 6: 1187, *ASM International*, 27-49, (1993).
114. Gill, T. P. S., Vijayalakshmi, M., Gnanamoorthy, J. B., and Padmanabhan, K. A., “Transformation of delta-ferrite during the postweld heat treatment of Type 316L stainless steel weld metal”, *Welding Research Supplement*, 510-20 (1986).
115. Inoue, H., Koseki, T., Okhita, S., and Tanaka, T., “Effect of solidification and subsequent ferrite to austenite massive transformation in an austenitic ss weld metal”, *ISIJ Int.*, 35 (10): 1248-57 (1995).
116. Sutala, N., Takalo T., and Moisiu, T., “Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds”, *Met. Trans. A*, 11 (5): 717-25 (1980).
117. Leone, G. L., and Kerr, H. W., “The ferrite to austenite transformation in stainless steels”, *Welding Research Supplement*, (1982).
118. Shankar, V., Gill, T. P. S., Mannan, S. L., and Sundaresan, S., “Solidification cracking in austenitic stainless steel welds”, *S-adhan-a*, 28 (3-4) : 359–382 (2003).
119. Olson, D. L., “Prediction of austenitic weld metal microstructure and properties”, *Welding Research Supplement*, (1985).

120. Lippold, J. C., and Kotecki, D.J., “Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels”, *John Wiley and Sons*, 63–70 (2005).
121. El-Batahgy, A., Khourshid, A., and Sharef, T., “Effect of laser beam welding parameters on microstructure and properties of duplex stainless steel”, *Materials Sciences and Applications*, 2 (10): 1443-1451 (2011).
122. Hook, D. T. and Gick, A. E. F., “Penetration welding with lasers”, *Welding Research Supplement*, 6-12, (1973).
123. Baghjari, S. H., and Mousavi Akbari, S. A. A., “Effects of pulsed Nd:YAG laser welding parameters and subsequent post-weld heat treatment on microstructure and hardness of AISI 420 stainless steel”, *Materials and Design*, 43: 1–9 (2013).
124. Vrtochova, T., Schwartz, L., Ulrich, K., and Kabrt, P., “A study of the shielding gases influence on the laser beam welding of 22Cr-5Ni-3Mo duplex stainless steel”, *Metal 2011*, , Brno, Czech Republic (2011).
125. Ogawa, T., and Koseki, T., “Effect of composition profiles on metallurgy and corrosion behavior of duplex stainless steel weld metals”, *Welding Research Supplement*, 1-9 (1989).
126. Yousefieh, M., Shamanian, M., and Saatchi, A., “Influence of heat input in pulsed current GTAW process on microstructure and corrosion resistance of duplex stainless steel welds”, *Journal of Iron and Steel Research, International*, 18 (9): 65-69, 78 (2011).
127. Mourad, H.I., Khourshid, A., and Sharef, T., “Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties”, *Materials Science and Engineering A*, 549: 105-113 (2012).
128. Omura, T., Kushida, T., and Komizo, Y., “Nitrogen distribution on rapid solidification in laser welded duplex stainless steels”, *Weld. Int.*, 14 (4): 288-294 (2000).
129. Garcia, D. M., Anton, J. G., Munoz, A., and Tamarit, E., “Effect of cavitation on the corrosion behaviour of welded and non-welded duplex stainless steel in aqueous LiBr solutions”, *Corrosion Science*, 48 (9): 2380-2405 (2006).
130. Isfahany, A. N., Saghafian, H., and Borhani, G., “The effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of AISI 420 martensitic stainless steel”, *Journal of Alloys and Compounds*, 509 (9): 3931-3936 (2011).
131. Park, J. C., Rao, V. S., and Kwon, H. S., “Effects of sigma phase on the initiation and propagation of pitting corrosion of duplex stainless steel”, *Corrosion Engineering Section, Corrosion*, 61 (1): 76-83 (2005).

132. Zhang, Z., Wang, Z., Jiang, Y., and Tan, H., “Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution and pitting corrosion behavior of UNS S31803 duplex stainless steel welds”, *Corrosion Science*, (62): 42-50 (2012).
133. Deng, Bo, Wang, Z., Jiang, Y., and Sun, T., “Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of UNS S31803 duplex stainless steel”, *Corrosion Science*, 51 (12): 2969-2975 (2009).
134. Pohl, M., Storz, O., and Glogowski, T., “Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel”, *Materials Characterization*, 58 (1): 65–71 (2007).
135. Cullity, P. D., “Elements of X-Ray diffraction”, Second ed., *Addison-Wesley Publishing Company*, İstanbul (1978).
136. Saeid, T., Abdollah-zadeh, A., Assadi, H., and Ghaini, F.M., “Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel”, *Materials Science and Engineering: A*, 496 (1-2): 262–268 (2008).
137. Kırık, İ., Özdemir, N., and Teker, T., “Weldability of martensitic stainless steel to medium carbon steel by using friction welding”, *IISS’12 Symposium*, Karabuk (2012).
138. Badheka, V. J., Agrawal, S. K., and Shroff, N., “Mode of failure of resistance spot welded martensitic stainless steel-Part-II”, *International Journal of Mechanical and Materials Engineering (IJMME)*, 5 (1): 43-52 (2010).
139. Bilmes, P., Llorente, C., and Ipina, J. P., “Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high-strength steel welds”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 9(6): 609-615 (2000).
140. Gooch, T. G., Woollin, A., and Haynes, A. G., “Welding metallurgy of low carbon 13% chromium martensitic stainless steels”, *Conference on Supermartensitic Stainless Steels*, Belgium (1999).
141. Takahashi, M., and Yasuda, H. Y., “Variant selection of martensites in steel welded joints with low transformation temperature weld metals”, *Journal of Alloys and Compounds*, 577 (1): 601-604 (2012).
142. Kuo, I. C., Chou, C. P., Tseng, C. F., and Lee, I. K., “Submerged arc stainless steel strip cladding-effect of post-weld heat treatment on thermal fatigue resistance”, *JMEPEG*, 18 (2): 154–161 (2009).
143. Liou, H., Hsieh, R., and Tsai, A., “Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels”, *Corrosion Science*, 44 (12): 2841–2856 (2002).

144. Carrouge, D., Bhadeshia, H. K. D. H., and Woollin, P., “Effect of  $\delta$ -ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 9 (5): 377-89 (2004).
145. Gooch, T. G., and Ginn, B. J., “Heat-affected zone toughness of SMA welded 12 % Cr martensitic-ferritic steels”, *Welding Research Supplement* (1990).
146. Pekkarinen, J, and Kujanpaa, V., “The effects of laser welding parameters on the microstructure of ferritic and duplex stainless steels welds”, *Physics Procedia*, 5 (A): 517–523 (2010).
147. Çam, G., Erim, S., Yeni, Ç., and Koçak, M., “Determination of mechanical and fracture properties of laser beam welded steel joints”, *Supplement to The Welding Journal* (1999).
148. Sathiya, P. and Jaleel, A., “Measurement of the bead profile and microstructural characterization of a CO<sub>2</sub> laser welded AISI 904L super austenitic stainless steel”, *Optics & Laser Technology*, 42 (6): 960–968 (2010).
149. Khan, M. M. A., Romoli, L., Fiaschi, M., Sarri, F., and Dini, G., “Experimental investigation on laser beam welding of martensitic stainless steels in a constrained overlap joint configuration”, *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (10): 1340–1353 (2010).
150. Khan, M. M. A., Romoli, L., Fiaschi, M., Sarri, F., and Dini, G., “Experimental investigation on seam geometry, microstructure evolution and microhardness profile of laser welded martensitic stainless steels”, *Optics & Laser Technology*, 44 (5): 1611–1619 (2012).
151. Gooch, T.G., “Heat treatment of welded 13 % Cr-4 % Ni martensitic stainless steels for sour service”, *Supplement to The Welding Journal AWS, WRC* (1995).
152. Byrappa, K., and Ohachi, T., “Crystal growth technology”, *William Andrew Publishing*. New York (2003).
153. Sasaki, M., Inoue, M., Katada, Y., Nishida, Y., Taniguchi, A., Hiromoto, S., and Taguchi, T., “Preparation and biological evaluation of hydroxyapatite-coated nickel-free high-nitrogen stainless steel”, *Science and Technology of Advanced Materials*, 13 (6): 8 (2012).
154. Yu, S., Hariram, K. P., Kumar, R., Cheang, P., and Aik, K. K., “In vitro apatite formation and its growth kinetics on hydroxyapatite/polyetheretherketone biocomposites”, *Biomaterials*, 26 (15): 2343-2352 (2005).
155. Fan, X., Chen, J., Zou, J. P., Wan, Q., Zhou, Z. C., and Ruan, J. M., “Bone-like apatite formation on HA/316L stainless steel composite surface in simulated



- body fluid”, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 19 (2): 347-352 (2009).
156. Tas, A. C., and Bhaduri, S. B., “Rapid coating of Ti6Al4V at room temperature with a calcium phosphate solution similar to 10× simulated body fluid”, *Journal of materials research*, 19 (09): 2742-2749 (2004).
  157. Wahl, D. A., and Czernuszka, J. T., “Collagen-hydroxyapatite composites for hard tissue repair”, *Eur Cell Mater*, 11: 43-56 (2006).
  158. Zadpoor, A. A. “Relationship between in vitro apatite-forming ability measured using simulated body fluid and in vivo bioactivity of biomaterials”, *Materials Science and Engineering: C*, 35: 134-143 (2014).
  159. Marques, M. R., Loebenberg, R., and Almukainzi, M., “Simulated biological fluids with possible application in dissolution testing”, *Dissolution Technol*, 18 (3): 15-28 (2011).
  160. Oyane, A., Wang, X., Sogo, Y., Ito, A., and Tsurushima, H., “Calcium phosphate composite layers for surface-mediated gene transfer”, *Acta Biomaterialia*, 8 (6): 2034-2046 (2012).
  161. Lu, X., and Leng, Y., “Theoretical analysis of calcium phosphate precipitation in simulated body fluid”, *Biomaterials*, 26 (10): 1097-1108 (2005).
  162. Park, J. H., Lee, D. Y., Oh, K. T., Lee, Y. K., Kim, K. M., and Kim, K. N., “Bioactivity of calcium phosphate coatings prepared by electrodeposition in a modified simulated body fluid”, *Materials Letters*, 60 (21): 2573-2577 (2006).
  163. Kokubo, T., “Surface chemistry of bioactive glass-ceramics”, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 120 (1): 138-151 (1990).
  164. Theiszova, M., Jantova, S., Dragunova, J., Grznarova, P., and Palou, M., “Comparison the cytotoxicity of hydroxiapatite measured by direct cell counting and MTT test in murine fibroblast NIH-3T3 cells”, *Biomedical Papers-Palacky University in Olomouc*, 149 (2): 393 (2005).
  165. Thanh, D. T. M., Nam, P. T., Phuong, N. T., Que, L. X., Anh, N. V., Hoang, T., and Lam, T. D., “Controlling the electrodeposition, morphology and structure of hydroxyapatite coating on 316L stainless steel”, *Materials Science and Engineering: C*, 33 (4): 2037-2045 (2013).
  166. Karakaş, A., Hazar Yoruç, A. B., Ceylan Erdoğan, D., and Doğan, M., “Effect of different calcium precursors on biomimetic hydroxyapatite powder properties”, *Acta Physica Polonica-Series A General Physics*, 121 (1): 236 (2012).
  167. Markovic, M., Fowler, B. O., and Tung, M. S., “Preparation and comprehensive characterization of a calcium hydroxyapatite reference

- material”, *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*, 109 (6): 553-568, (2004).
168. Mohseni, E., Zalnezhad, E., and Bushroa, A. R., “Comparative investigation on the adhesion of hydroxyapatite coating on Ti-6Al-4V implant: A review paper”, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, 48: 238-257 (2014).
  169. Orlovskii, V. P., Komlev, V. S., and Barinov, S. M., “Hydroxyapatite and hydroxyapatite-based ceramics”, *Inorganic Materials*, 38 (10): 973-984 (2002).
  170. Sutha, S., Kavitha, K., Karunakaran, G., and Rajendran, V., “In-vitro bioactivity, biocorrosion and antibacterial activity of silicon integrated hydroxyapatite/chitosan composite coating on 316L stainless steel implants”, *Materials Science and Engineering: C*, 33 (7): 4046-4054 (2013).
  171. Balla, V. K., Das, M., Bose, S., Ram, G. D., and Manna, I. “Laser surface modification of 316L stainless steel with bioactive hydroxyapatite”, *Materials Science and Engineering: C*, 33 (8): 4594-4598 (2013).
  172. Baino, F., and Brovarone, C. V., “Bioceramics in ophthalmology”, *Acta Biomaterialia*, 10 (8): 3372–3397 (2014).
  173. Ossa, C. P. O., Rogero, S. O., and Tschiptschin, A. P., “Cytotoxicity study of plasma-sprayed hydroxyapatite coating on high nitrogen austenitic stainless steels”, *J Mater Sci: Mater Med*, 17 (11): 1095–1100 (2006).
  174. Souto, R. M., Laz, M. M, Reis, R. L., “Degradation characteristics of hydroxyapatite coatings on orthopaedic TiAlV in simulated physiological media investigated by electrochemical impedance spectroscopy”, *Biomaterials*, 24 (23): 4213-21 (2003).
  175. Nie, F. L., Wang, S. G., Wang, Y. B., Wei, S. C., and Zheng Y. F., “Comparative study on corrosion resistance and in vitro biocompatibility of bulk nanocrystalline and microcrystalline biomedical 304 stainless steel”, *Dental Materials*, 27 (7): 677-683 (2011).
  176. Bakhsheshi-Rad, H. R., Hamzah, E., Daroonparvar, M., Kasiri-Asgarani, M., and Medraj, M., “Synthesis and biodegradation evaluation of nano-Si and nano-Si/TiO<sub>2</sub> coatings on biodegradable Mg–Ca alloy in simulated body fluid”, *Ceramics International*, 40 (9): 14009–14018 (2014).
  177. Aydın, A. T., “İmplant malzemelerine karşı oluşan biyolojik yanıt-The biological response to orthopaedic implants”, *TOTBİD Dergisi*, 10: 114-121 (2011).
  178. Havıtcıoğlu, H., “İmplant malzemelerinin yüzey özelliklerinin iyileştirilmesi-Improving the surface characteristics of the implant materials”, *TOTBİD Dergisi*, 10: 178-183 (2011).

179. Chavan, P. N., Manjushri M. B., Ravindra U. M., Megha P. M., Rajendra S. K., “Study of nanobiomaterial hydroxyapatite in simulated body fluid: Formation and growth of apatite”, *Materials Science and Engineering: B*, 168 (1-3): 224–230 (2010).
180. Kwok, C. T., Wong, P. K., Cheng, F. T., and Man, H. C. “Characterization and corrosion behavior of hydroxyapatite coatings on Ti6Al4V fabricated by electrophoretic deposition”, *Applied Surface Science*, 255 (13-14): 6736-6744 (2009).
181. Jafari, S., Taheri, M. M., and Idris, J., “Bioactive coating on stainless steel 316L through sol-gel method”, *Advanced Materials Research*, Vol. 383, pp. 3944-3948 (2012).
182. Tahmasbi Rad, A., Solati-Hashjin, M., Osman, N. A. A., and, Faghihi, S., “Improved bio-physical performance of hydroxyapatite coatings obtained by electrophoretic deposition at dynamic voltage”, *Ceramics International*, 40 (8): . 12681–12691 (2014).
183. Wan, P., Ren, Y., Zhang, B., and, Yang, K., “Effect of nitrogen on biocorrosion behavior of high nitrogen nickel-free stainless steel in different simulated body fluids”, *Materials Science and Engineering: C*, 32 (3): 510-516 (2012).
184. Rubitschek, F., Niendorf, T., Karaman, I., and, Maier, H. J., “Corrosion fatigue behavior of a biocompatible ultrafine-grained niobium alloy in simulated body fluid”, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 5 (1): 181-192 (2012).
185. Manivasagam, G., Dhinasekaran, D., and, Rajamanickam, A., “Biomedical implants: Corrosion and its prevention-a review”, *Recent Patents on Corrosion Science*, 2: 40-54 (2010).
186. Conradi, M., Schön, P.M., Kocijan, A., Jenko, M., & Vancso, G.J., “Surface analysis of localized corrosion of austenitic 316L and duplex 2205 stainless steels in simulated body solutions”, *Materials Chemistry and Physics*, 130 (1-2): 708-713 (2011).
187. Pauline, S. A., and, Rajendran, N., “Biomimetic novel nanoporous niobium oxide coating for orthopaedic applications”, *Applied Surface Science*, 290: 448- 457 (2014).
188. Pieretti, E. F., and Costa, I., “Surface characterisation of ASTM F139 stainless steel marked by laser and mechanical techniques”, *Electrochimica Acta*, 114: 838-843 (2013).

189. Antunes, R. A., and Oliveire, M. C. L., “Corrosion fatigue of biomedical metallic alloys: Mechanisms and mitigation”, *Acta Biomaterialia* 8 (3): 937–962 (2012).
190. Fourie, J. W. and, Robinson, F. P. A., “Literature review on the influence of weld-heat inputs on the mechanical and corrosion properties of duplex stainless steels”, *J. S. Afr. Inst. Min. Metal.*, 90 (3): 59-65 (1990).
191. Potgieter, J. H, Olubambi, P. A., Cornish, L., Machio, C. N., and, Sherif, S. M. “Influence of nickel additions on the corrosion behaviour of low nitrogen 22% Cr series duplex stainless steels”, *Corrosion Science*, 50 (9): 2572–2579 (2008).
192. Ballarre, J., Manjubala, I., Schreiner, W. H., Orellano, J. C., Fratzl, P., and, Ceré, S., “Improving the osteointegration and bone–implant interface by incorporation of bioactive particles in sol–gel coatings of stainless steel implants”, *Acta biomaterialia*, 6 (4): 1601-1609 (2010).
193. Gurappa, I., “Characterization of different materials for corrosion resistance under simulated body fluid conditions”, *Materials Characterization*, 49 (1): 73-79 (2002).
194. Hryniewicz, T., Rokosz, K., and, Rokicki, R., “Electrochemical and XPS studies of AISI 316L stainless steel after electropolishing in a magnetic field”, *Corrosion Science*, 50 (9): 2676-2681 (2008).
195. Disegil, J. A., and, Eschbachz, L., “Stainless steel in bone surgery”, *Injury, Int. J. Care Injured*, 31: S-D2-6 (2000).
196. Terada, M., Antunes, R. A., Padilha, A. F., Melo, H. G., and, Costa, I., “Comparison of the Corrosion Resistance of DIN W. Nr. 1.4970 (15%Cr-15%Ni-1.2%Mo-Ti) and ASTM F-138 (17%Cr-13%Ni-2.5%Mo) Austenitic Stainless Steels for Biomedical Applications” , *Materials Research*, 9 (3): 281-286 (2006).
197. Salahinejad, E., Hadianfard, M.J., Ghaffari, M., Amini, R., Mashhadi, S. B., and, Okyay, A. K., “Microstructural characterization of medical-grade stainless steel powders prepared by mechanical alloying and subsequent annealing”, *Advanced Powder Technology*, 24 (3): 605–608 (2013).
198. Chew, K. K., Zein, S. H. S., and, Ahmad, A. L., “The corrosion scenario in human body: Stainless steel 316L orthopaedic implants”, *Natural Science*, 4 (3): 184-88 (2012).
199. Cieşlik, M., Engvall, K., Pan, J., and, Kotarba, A., “Silane–parylene coating for improving corrosion resistance of stainless steel 316L implant material”, *Corrosion Science*, Vol. 53, pp. 296-301, 2011

200. Yaya, K., Khelifaoui, Y., Malki, B., and, Kerkar, M., “Numerical simulations study of the localized corrosion resistance of AISI 316L stainless steel and pure titanium in a simulated body fluid environment”, *Corrosion Science*, 53 (1): 3309-3314 (2011).
201. Wang, L., Su, J. F., and Nie, X., “Corrosion and tribological properties and impact fatigue behaviors of TiN-and DLC-coated stainless steels in a simulated body fluid environment”, *Surface and Coatings Technology*, 205 (5): 1599-1605 (2010).
202. Bhola, R., Bhola, S. M., Mishra, B., and, Olson, D. L., “Corrosion in titanium dental implants/prostheses - A Review”, *Trans Biomater. Artif. Organs*, 25 (1): 34-46 (2011).

## ÖZGEÇMİŞ

Ceyhun KÖSE 1983 yılında Çatalca, İSTANBUL’da doğdu. İlk ve orta öğrenimini Çatalca’da tamamladı. 2000 yılında Endüstri Meslek Lisesi Metal İşleri Bölümü’nü ve okulunu yüksek dereceyle bitirdi. 2001 yılında kazandığı Trakya Üniversitesi Edirne M.Y.O. Kaynak Teknolojisi Bölümü’nü 2003 yılında, 2005 yılında kazandığı Marmara Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümü’nü 2008 yılında birincilikle, 2009 yılında kazandığı Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metal Eğitimi Bölümü Yüksek Lisans Programını 2011 yılında Yüksek onur derecesiyle tamamlamıştır. 2011 yılında başlamış olduğu Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü İmalat Mühendisliği Bölümü’nde doktora eğitimine devam etmektedir.

### **ADRES BİLGİLERİ**

Adres : İzzettin Mah. / Doburca Sok. / No: 7 / Çatalca / İSTANBUL

Tel : 0542 890 55 89

E-posta : [ceyhunia@gmail.com](mailto:ceyhunia@gmail.com)