



**CD4MCuN ve 1.4468 Kalite Dupleks Paslanmaz
Çeliklerin Mikroyapısal Değişimlerinin Mekanik
Özellikleri, Korozyon ve Aşınma Dayanımlarına
Etkisinin İncelenmesi**

Yüksek Lisans Tezi

Pelin SEZER

Eskişehir, 2024

**CD4MCUN VE 1.4468 KALİTE DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN
MİKROYAPISAL DEĞİŞİMLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ,
KOROZYON VE AŞINMA DAYANIMLARINA ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

Pelin SEZER

Yüksek Lisans Tezi

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği ABD Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Semra KURAMA

Eskişehir

Eskişehir Teknik Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Kasım 2024

JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI

Pelin SEZER'in CD4MCUN VE 1.4468 KALİTE DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN MİKROYAPISAL DEĞİŞİMLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ, KOROZYON VE AŞINMA DAYANIMLARINA ETKİSİNİN İNCELENMESİ başlıklı çalışması 21/11/2024 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından değerlendirilerek "Eskişehir Teknik Üniversitesi Lisansüstü Eğitim-Öğretim ve Sınav Yönetmeliği"nin ilgili maddeleri uyarınca, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği ABD Anabilim dalında Yüksek Lisans Tezi olarak kabul edilmiştir.

Jüri Üyeleri

Unvan Adı Soyadı

İmza

Üye

: Prof. Dr. Semra KURAMA

Üye

: Prof. Dr. Hakan GAŞAN

Üye

: Doç. Dr. Erhan AYAS

Prof. Dr. Semra KURAMA

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

21/11/2024

DANIşMAN ONAYI

Danişmanlığını yürüttüğüm Yüksek Lisans ęrencisi Pelin SEZER, CD4MCUN VE 1.4468 KALİTE DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN MİKROYAPISAL DEğİşİMLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ, KOROZYON VE AřINMA DAYANIMLARINA ETKİSİNİN İNCELENMESİ başlıklı tez çalışmasını tamamlamıştır. Hazırlamış olduğu tez tarafımca incelenmiş ve öğrencinin tez savunma sınavına alınması bilimsel ve etik ačıdan uygun görülmüştür.

Tez Danişmanı

Prof. Dr. Semra KURAMA

ÖZET

CD4MCUN VE 1.4468 KALİTE DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN MİKROYAPISAL DEĞİŞİMLERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ, KOROZYON VE AŞINMA DAYANIMLARINA ETKİSİNİN İNCELENMESİ

Pelin SEZER

Malzeme Bilimi ve Mühendisliği ABD Anabilim Dalı
Eskişehir Teknik Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Kasım 2024

Danışman: Prof. Dr. Semra KURAMA

Dubleks paslanmaz çelikler, içeriğinde östenit ve ferrit fazını aynı anda bulundurduğu için yüksek mekanik ve korozyon dayanımı gibi özellikleri sağlamaktadır. Bu özelliği sayesinde denizcilik, maden endüstrisi ve petrol gibi alanlarda tercih edilmektedir. Östenit ve ferrit fazının neredeyse birbirine yakın olması optimum özellikler için tercih edilirken, temel fazlarının yanında beliren sigma (σ), chi (χ), Cr_2N ve CrN gibi çökelen ikincil fazlar mekanik özellikleri genellikle düşürdüğü için dubleks paslanmaz çeliklerin üretimindeki en büyük problem olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu çalışma, CD4MCuN ve 1.4468 kalite dubleks paslanmaz çeliklerin döküm yöntemiyle üretilmesini ve bu süreçte meydana gelen mikro yapısal değişimlerin mekanik özellikler, korozyon direnci ve aşınma dayanımı üzerindeki etkileri incelenmiştir. Dökülen parçalara 1050-1150°C'de çözeltiye alma ısısal işlemi uygulandıktan sonra mikro yapısal analizleri optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve XRD kullanılarak yapılmış olup, faz oranları ve ikincil fazların belirlenmesi bu sayede gerçekleştirilmiştir. Sertlik, çekme dayanımı, çentik darbe ve aşınma direnci test edilerek değişen ısısal işlem sıcaklığının mikroyapı ve dolayısıyla mekanik özellikleri üzerindeki etkisi incelenmiştir. Ayrıca, klorlu ortamdaki (%3,5 NaCl) potansiyodinamik testleri ile dubleks paslanmaz çeliklerin korozyon dirençlerinde faz oranlarının etkisi değerlendirilmiştir. Sonuç olarak, mikroyapı ile mekanik özelliklerin doğrudan ilişkili olduğu, özellikle ferrit östenit oranı neredeyse 1:1 olan numunelerde çoğunlukla optimum değerler elde edilirken, ikincil fazların varlığı nedeniyle korozyon gibi özelliklerde düşüş gözlemlenmiştir.

Anahtar Sözcükler: Dubleks paslanmaz çelik, İkincil faz, Isıl işlem, Aşınma direnci, Korozyon direnci.

ABSTRACT

INVESTIGATION OF THE EFFECTS OF MICROSTRUCTURAL CHANGES ON THE MECHANICAL PROPERTIES, CORROSION, AND WEAR RESISTANCE OF CD4MCUN AND 1.4468 GRADE DUPLEX STAINLESS STEELS

Pelin SEZER

Department of Materials Science and Engineering

Eskişehir Technical University, Institute of Graduate Programs, November 2024

Supervisor: Prof. Dr. Semra KURAMA

Duplex stainless steels offer high mechanical strength and corrosion resistance due to the simultaneous presence of austenite and ferrite phases. Thanks to these characteristics, they are preferred in industries such as marine, mining, and petroleum. For optimal properties, it is desirable to maintain a balanced ratio between the austenite and ferrite phases. However, secondary phases like sigma (σ), chi (χ), Cr₂N, and CrN, which form alongside the primary phases, generally reduce mechanical properties and represent a major challenge in the production of duplex stainless steels. This study investigates the production of CD4MCuN and 1.4468 grade duplex stainless steels via casting and examines how the microstructural changes occurring during the process impact mechanical properties, corrosion resistance, and wear resistance. After solution heat treatment of the cast parts at 1050-1150°C, microstructural analyses were performed using optical microscopy (OM), XRD and scanning electron microscopy (SEM) to determine phase ratios and the presence of secondary phases. Hardness, tensile strength, impact toughness, and wear resistance were tested, and the effect of varying heat treatment temperatures on the microstructure and corresponding mechanical properties was analyzed. Additionally, the influence of phase ratios on the corrosion resistance of duplex stainless steels was assessed through potentiodynamic tests in chlorinated environments (%3,5 NaCl). In conclusion, it has been observed that microstructure is directly related to mechanical properties, with samples having a ferrite-to-austenite ratio close to 1:1 generally achieving optimal values. However, properties such as corrosion resistance have shown a decline due to the presence of secondary phases.

Keywords: Duplex stainless steel, Secondary phase, Heat treatment, Wear resistance, Corrosion resistance

TEŞEKKÜR

Lisans ve yüksek lisans eğitimim boyunca büyük bir şevk ile çalıştığım, akademik alanda gelişmem için beni teşvik eden, emeklerini esirgemeyen, destek ve rehberlik sağlayan tez danışmanım Prof. Dr. Semra Kurama'ya sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Deneysel çalışmalarında bana ön ayak olan, çalışmamda bana yol gösteren ve bilgileriyle beni yalnız bırakmayan Prof. Dr. Hakan Gaşan ve ekibine, Dr. Öğr. Üyesi Reşat Can Özden'e ve Araş. Gör. Meltem Çayırılı Can'a sonsuz saygılarımı ve teşekkürlerimi sunarım.

2023 yılında Ar-Ge Mühendisi pozisyonunda bünyesinde yer aldığım, AKDAŞ Döküm A.Ş. firmasından böyle bir çalışmayı gerçekleştirmemde ön ayak oldukları için Ar-Ge Koordinatörü Sayın Ayşe Gül Mangan ve Ar-Ge Müdürü Sayın Uğur Kuruoğlu'na sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Yine Akdaş Döküm A.Ş. bünyesinde, deneysel çalışmalar boyunca her türlü yardımıyla katkıda bulunan eski ekip arkadaşım ve sevgili meslektaşım Sayın Yağmur Laleci'ye ve Zeynep Çoşkun'a teşekkür ederim.

Bu süreç boyunca beni yalnız bırakmayan ve manevi desteklerini esirgemeyen sevgili aileme, sevgili eşim ve meslektaşım Cemal Can Erdoğan'a teşekkürü borç bilirim

Pelin SEZER

ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ

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

Pelin SEZER

İÇİNDEKİLER

Sayfa

BAŞLIK SAYFASI	I
JÜRİ VE ENSTİTÜ ONAYI.....	II
DANIŞMAN ONAYI	III
ÖZET	IV
ABSTRACT.....	V
TEŞEKKÜR	VI
ETİK İLKE VE KURALLARA UYGUNLUK BEYANNAMESİ.....	VII
İÇİNDEKİLER.....	VIII
TABLolar DİZİNİ.....	XI
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	XII
GÖRSELLER DİZİNİ	XIII
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ.....	XV
1. GİRİŞ.....	1
2. PASLANMAZ ÇELİKLER.....	3
2.1. Martenzitik Paslanmaz Çelikler	4
2.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler	5
2.3. Östenitik Paslanmaz Çelikler.....	6
2.4. Çökelti Sertleştirilebilir Paslanmaz Çelikler	7
2.5. Dupleks Paslanmaz Çelikler.....	8
2.5.1. Yalın dupleks paslanmaz çelikler	9
2.5.2. Standart dupleks paslanmaz çelikler.....	10
2.5.3. Süper dupleks paslanmaz çelikler.....	10
2.5.4. Hiper dupleks paslanmaz çelikler.....	11
2.6. Alaşım Elementlerinin Paslanmaz Çeliklere Etkileri	11
2.6.1. Cr elementinin etkisi	11
2.6.2. Mo elementinin etkisi	12
2.6.3. Ni elementinin etkisi.....	12

2.6.4. Mn elementinin etkisi.....	13
2.6.5. N elementinin etkisi.....	13
2.6.6. Cu elementinin etkisi.....	13
2.7. Paslanmaz Çeliklerde Faz Oluşumları.....	14
2.7.1. İntermetalik fazların çökmesi	15
2.7.1.1. Sigma (σ) fazı.....	16
2.7.1.2. Chi (χ) fazı.....	17
2.7.1.3. R fazı (laveler).....	18
2.7.1.4. Pi (π) fazı.....	19
2.7.1.5. İkincil östenitler.....	19
2.7.1.6. Alfa primer (α -prime) fazı	20
2.8. Paslanmaz Çeliklerin Korozyon Dayanımı.....	20
2.9. Paslanmaz Çeliklerin Aşınma Dayanımı	23
2.10. Paslanmaz Çeliklerin Döküm Yöntemiyle Üretilmesi	25
3. DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİ	28
3.1. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri.....	28
3.2. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Aşınma Dayanımları	29
3.3. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Korozyon Dayanımı.....	30
3.4. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kullanım Alanları.....	31
3.4.1. Deniz ve deniz aşırı.....	31
3.4.2. Petrol ve rafineri.....	31
3.4.3. Baca gazı kükürt giderme sistemleri	32
3.4.4. Tuzdan arındırma tesisleri	32
3.4.5. İnşaat ve mimari.....	32
3.4.6. Biyoyakıtlar.....	32
4. LİTERATÜR TARAMASI.....	33
5. DENEYSEL AŞAMALAR.....	37
5.1. Döküm Simülasyonu/Tasarım	38
5.2. Döküm	39
5.2.1. Kimyasal kompozisyon karakterizasyonu	41
5.3. Isıl İşlem	41
5.4. Mekanik Testler	42

5.5. Aşınma Testleri	42
5.6. Korozyon Testleri.....	42
5.7. Mikroyapısal İncelemeler	43
5.7.1. SEM ve XRD analizleri.....	44
6. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	45
6.1. Mikroyapı ve Faz Analizleri.....	47
6.2. Mekanik Testler	58
6.2.1. Sertlik testleri.....	58
6.2.2. Çekme testleri	59
6.2.3. Çentik darbe testleri.....	61
6.3. Aşınma Testleri	61
6.4. Korozyon Testleri.....	66
7. SONUÇLAR	68
KAYNAKÇA.....	70
ÖZGEÇMİŞ	

TABLÖLAR DİZİNİ

Sayfa

Tablo 1.1. Dupleks paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması ve yüzdece ağırlık değerleri [1].....	1
Tablo 2.1. Paslanmaz çeliklerde çökelebilecek olası fazlar ve çökelme sıcaklıkları [22].....	15
Tablo 2.2. Alaşım elementleri ve oyuklanma korozyonuna olan etkileri [11].....	22
Tablo 2.3. İkincil metalurji prosesleri ve gerçekleştirilen işlemlerle etkisi [29].	26
Tablo 3.1. ASTM 890A [32] ve BS EN 10283-2019 [33] standartlarına göre alaşım isimleri ve minimum mekanik özellikleri.....	28
Tablo 5.1. ASTM A890 CD4MCuN ve BS EN 1.4468 kimyasal kompozisyonu [32,33].....	39
Tablo 5.2. Dökümde kullanılan malzemeler ve tonajları.....	41
Tablo 5.3. CD4MCuN ve 1.4468 numuneleri için uygulanan ısıtıl işlemler koşulları [32,33].....	42
Tablo 6.1. CD4MCuN ve 1.4468 parçalarına ait kimyasal kompozisyon bilgileri.....	45
Tablo 6.2. CD4MCuN numunesine ait EDX analiz sonuçları (ağırlıkça %).	53
Tablo 6.3. 1.4468 AC numunesine ait EDX analiz sonuçları (ağırlıkça %).	54
Tablo 6.4. 1.4468 HT-I numunesine ait EDX analiz sonuçları (ağırlıkça %).	56
Tablo 6.5. 1.4468 HT-II numunesine ait EDX analiz sonuçları (ağırlıkça %).	57
Tablo 6.6. Numunelere ait gerilme-gerinim eğrilerinden hesaplanan akma, çekme dayanımları ve % uzama değerleri.....	59
Tablo 6.7. Numunelere ait aşınma deney sonuçları.	63
Tablo 6.8. Aşınma yüzeylerinde mevcut bölgelerden alınan EDX analizleri.....	66

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Schaeffler's diyagramı [12].	4
Şekil 2.2. Paslanmaz çeliklerin içeriğine eklenen alaşım elementlerinin faz oluşumuna etkileri.	16
Şekil 2.3. Vakum Oksijen Degassing şematik gösterimi [30].	27
Şekil 5.1. Çalışmalara ait deneysel aşamaların proses akış şeması.	37
Şekil 5.2. Gerçekleştirilen elektrokimyasal deneylere ait hücre şeması.	43
Şekil 6.1. JMatPro ile alınan katılaşma eğrisi ve faz analizi a) 1.4468 ve b)CD4MCuN.	46
Şekil 6.2. a) CD4MCuN (1050°C 30dk çözeltiye alma) ve 1.4468 AC (ısıtılma işlemi), b) 1.4468 HT-I (1050°C 1,5 saat çözeltiye alma) ve 1.4468 HT-II (1150°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunelerine ait XRD grafikleri.	47
Şekil 6.3. Clemex arayüzü ile 1.4468 HT-II numunesine ait kantitatif faz oranı hesaplaması.	50
Şekil 6.4. CD4MCuN, 1.4468 AC, 1.4468 HT-I ve 1.4468 HT-II numunelerine ait sertlik (HV) değerleri.	58
Şekil 6.5. CD4MCuN, 1.4468 HT-I ve 1.4468 HT II numunelerine ait çekme eğrileri.	59
Şekil 6.6. CD4MCuN, 1.4468 HT-I, 1.4468 HT-II numunelerine ait kırılma tokluğu değerleri.	61
Şekil 6.7. Numunelere ait sürtünme katsayısı ve mesafe eğrisi.	62
Şekil 6.8. Numunelerde gerçekleştirilen yüzey profilometresi ölçümü ve aşınma alanı hesabı.	62
Şekil 6.9. Numunelerin pH=7'de klorlu ortamda potansiyodinamik eğrileri.	66

GÖRSELLER DİZİNİ

Sayfa

Görsel 2.1. Paslanmaz çeliklerin kullanım alanlarına göre dağılımı grafiği [10,11].	3
Görsel 2.2. Martenzitik paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [10].	5
Görsel 2.3. Ferritik paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [15].	5
Görsel 2.4. Östenitik paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [12].	6
Görsel 2.5. Çökelti sertleştirilmiş paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [12].	8
Görsel 2.6. Dupleks paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [16].	9
Görsel 2.7. Nikel eklemesinin yapıyı HMK'den YMK yapması [2].	12
Görsel 2.8. Üçlü Fe–Cr–Ni faz diyagramı [21].	15
Görsel 2.9. a) 1000°C 10 dk ısıtım işlem sonrası super dupleks çelikteki kaba sigma çökeltileri [5], b) 750°C 1050 dakika yaşlandırma ve su verme sonrası super dupleks çelik SEM görüntüsü [23], c) Östenitik paslanmaz çelikte mevcut sigma (σ) ve ferrit fazlarının mikroyapısal görseli [22].	17
Görsel 2.10. Döküm dupleks çelikte chi fazının ve sigma fazının çökmesi ve ilerlemesi [21].	18
Görsel 2.11. Yapıda oluşan ikincil östenit fazı görseli [5].	20
Görsel 2.12. Malzemelerde meydana gelen 4 temel aşınma mekanizmasının temsili görseli [27].	24
Görsel 2.13. Döküm üretiminde kullanılan sekonder metalurji dahil proses adımları [30].	26
Görsel 5.1. JMatPro ile alınan katılaşma eğrisi ve faz analizi a) 1.4468 ve b) CD4MCuN.	38
Görsel 5.2. Test bloğu için hazırlanan kalıp.	39
Görsel 5.3. Dökümde kullanılan ark ocağı ve dupleks kütük görselleri.	40

Görsel 6.1. a) CD4MCuN 1050°C 30 dk, 1.4468 b) ısıt işlemsiz, c) 1050°C 1,5 saat ve d) 1150°C 1,5 saat ısıt işleme maruz kalan numunelere ait mikroyapı görselleri (koyu bölgeler ferrit, açık bölgeler östenittir).	49
Görsel 6.2. a) CD4MCuN 1050°C 30dk ve 1.4468 b) döküm halinde c) 1050°C 1,5 saat, d) 1150°C 1,5 saat çözeltiye alma ısıt işlemi uygulanmış numunelere ait 500X büyütme OM görüntüleri.....	51
Görsel 6.3. CD4MCuN (1050°C 30dk çözeltiye alma) numunesine ait a) 1200x ve b) 1500x büyütmede SEM görüntüleri.	52
Görsel 6.4. CD4MCuN (1050°C 30 dk çözeltiye alma) numunesine ait a) 2500x ve b) 3200x büyütmede EDX analiz bölgeleri.....	52
Görsel 6.5. 1.4468 AC (Isıl işlemsiz) numunesine ait a) 1800x ve b) 945x büyütmede SEM görüntüleri.....	53
Görsel 6.6. 1.4468 AC (Isıl işlemsiz) numunesine ait a) 1150x ve b) 11,14Kx büyütmede EDX analiz bölgeleri.	54
Görsel 6.7. 1.4468 HT-I (1050°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunesine ait a) 850x ve b) 1650x büyütmede SEM görüntüleri.....	55
Görsel 6.8. 1.4468 HT-I (1050°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunesine ait a) 3600x ve b) 1090x büyütmede EDX analiz bölgeleri.....	55
Görsel 6.9. 1.4468 HT-II (1150°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunesine ait a) 320x ve b) 500x büyütmede SEM görüntüleri.....	56
Görsel 6.10. 1.4468 HT-II (1150°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunesine ait a) 1060x ve b) 1400x büyütmede EDX analiz bölgeleri.....	57
Görsel 6.11. a) CD4MCuN, b) 1.4468 AC, c) 1.4468 HT-I ve d) 1.4468 HT-II numunelerine ait aşınma izleri SEM görüntüleri.	64
Görsel 6.12. a) CD4MCuN, b) 1.4468 AC, c) 1.4468 HT-I ve d) 1.4468 HT-II numunelerine ait yüksek büyütmelerde (630-1050X) aşınma izleri SEM görüntüleri.....	65
Görsel 6.13. 1.4468 HT-II numunesine ait aşınma yüzeyinin detaylı analizi ve temsili EDX analiz bölgesi.	65

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

α	: Ferrit
γ	: Östenit
γ^2	: İkincil östenit
δ -ferrit	: Delta ferrit
π	: Pi fazı
σ	: Sigma fazı
χ	: Chi fazı
Fe	: Demir
C	: Karbon
Cr	: Krom
Cu	: Bakır
Mo	: Molibden
Mn	: Mangan
N	: Azot
Ni	: Nikel
P	: Fosfor
S	: Kükürt
Si	: Silisyum
O	: Oksijen
H	: Hidrojen
W	: Volfram (Tungsten)
WC	: Tungsten karbür
μ A	: Mikro amper
MPa	: Mega Pascal
Pd	: Potansiyodinamik
E	: Potansiyel
i	: Akım yoğunluğu
V	: Volt
mm	: Milimetre
HV	: Vickers Sertliği

NaCl	: Sodyum klorür
HCl	: Hidroklorik asit
H ₂ SO ₄	: Sülfürik asit
HNO ₃	: Nitrik asit
FeO	: Demir-oksit
Cr ₂ O ₃	: Krom-oksit
PREN	: Oyuklanma Korozyon Dayanımı
SAF	: Steel of Austenitic and Ferritic (Östenitik ve Ferritik Çelik)
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
AISI	: Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
ASTM	: Amerikan Malzeme Test Birliği
UNS	: Birleştirilmiş Numaralandırma Sistemi
EN	: Europe Normen
BS	: İngiliz Standartları Enstitüsü
OM	: Optik Mikroskop
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
VD/VOD	: Vakum Gaz Giderme/Vakum Oksijen Gaz Giderme
ÇE	: Çalışma Elektrodu
REF	: Doygun Kalomel Referans Elektrot
SCE	: Doygun Kalomel Elektrot
KE	: Karşıt Elektrot

1. GİRİŞ

Neredeyse eşit oranda östenit ve ferrit faz oranına sahip bir mikroyapısı bulunan paslanmaz çelikler, 1930'lardan bu yana “Dubleks Paslanmaz Çelikler” olarak bilinmektedir. Bu alaşımlar kimyasal bileşimlerinde yüksek oranda krom, nikel ve molibden alaşım elementine sahiptir [1]. Dubleks paslanmaz çelikler yüksek korozyon direnci, yüksek mukavemet ve uygulama kolaylığı sunmaktadır. Ferritik paslanmaz çelikler ve östenitik paslanmaz çelikler ile karşılaştırıldığında fiziksel özellikleri benzerlik göstermekte veya değişmektedir [2]. Östenit ve ferrit fazından oluşan dubleks paslanmaz çelikler, korozyon direnci ve yüksek mekanik özellikleri nedeniyle denizcilik, petrol ve petrokimya sektörleri de dahil olmak üzere çok çeşitli uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Üstelik üstün mekanik özellikleri ve stres-korozyon çatlamasına karşı yüksek direnciyle dubleks paslanmaz çelikler, endüstriyel ortamlarda sıklıkla bilinen östenitik paslanmaz çeliklerin yerine de kullanıldığı belirtilmektedir [3].

Dubleks paslanmaz çelikler sırasıyla Tablo 1.1’de görülebileceği üzere, Standart (22Cr), Yalın, Süper, Yüksek Alaşımlı (%25Cr) ve Hiper olarak farklı değerlerde kimyasal kompozisyonlarda kategorize edilebilirler [4].

Tablo 1.1. *Dubleks paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması ve yüzdece ağırlık değerleri [1].*

Dubleks Paslanmaz Çelikler	Kimyasal Kompozisyonları (%)			
	Cr	Ni	Mo	N ₂
Standart (22Cr)	21-23	4,5-6	2,5-3,5	0,1-0,22
Yalın	20-24	1-5	0,1-0,3	0,1-0,22
Süper	24-29	4,5-8	2,7-4,5	0,1-0,35
Yüksek Alaşımlı	27	6,5	5	0,4

Hem krom (Cr) hem de molibden (Mo)' nun bulunması dubleks paslanmaz çelikte farklı intermetalik fazların çökelme olasılığını artırır. Temel alaşım elementleri arasındaki etkileşimler, özellikle krom, molibden, azot ve nikel içermeleri nedeniyle son derece karmaşıktır. İmalat ve işlemeye iyi yanıt veren stabil bir dubleks yapı üretmek için bu bileşenlerin her birinden uygun miktarda elde edilmesine dikkat edilmesi gerektiği literatürde belirtilmektedir. Örneğin nikel, östenit fazının artmasına neden olurken; krom, ferrit fazı oluşumunu destekleyerek yapıda artışına neden olur ve her ikisinin de malzemede artması farklı etkilere neden olduğu bilinmektedir [2]. Katılaşma süreci, östenit oluşturunca bakırın varlığından önemli ölçüde etkilenmektedir. Bakır elementi

sünekliği azaltır ve katılaşmanın sıcaklık aralığını artırır, bu da sıcak çatlama eğilimini etkiler. Teorik olarak, dubleks dökme çelikte C, Ni, Mn, Cu ve N elementlerinin varlığı, kimyasal bileşim olarak ferritik-östenitik çeliklerin dezavantajı olmaktadır çünkü bunlar, katılaşma sırasında güçlü mikro segregasyon nedeniyle meydana gelmesi muhtemel olan ikincil faz çökmesine neden olurlar [6]. Ayrıca bakırın, östenitik paslanmaz çeliklerde oksitleyici olmayan ortamlarda korozyon direncini azalttığı bilinmektedir. Bakırın çözünürlüğünün östenitte nispeten yüksek (%4), ferritte ise düşük (%0,2) olduğu söylenmektedir. Cu, östenit oluşumuna katkıda bulunur ve ferrit miktarını önemli ölçüde azaltır [4].

Paslanmaz çelikler, $\%Cr + \%3,3Mo + \%16N$ ile sağlanan PREN adı verilen bir formülle kategorize edilebilirler. Bu formül, klorür içeren ortamlarda Cr, Mo ve N'nin eşzamanlı eklenmesinin, paslanmaz çeliğin oyuklanma ve çatlak korozyonuna karşı direnci üzerinde gözle görülür olumlu etkilere sahip olduğu anlamına gelmektedir [7]. Dubleks paslanmaz çelikler, yüksek mukavemet ve dayanıklı yapıları sayesinde aşınma direnci açısından da avantajlıdır. Çift fazlı mikroyapıları, özellikle mekanik aşınmaya karşı direnç sağlar ve bu çelikler, yük altındaki deformasyonlara karşı daha dirençli hale gelir ve bu özellikleri sayesinde madencilik sektöründe oldukça tercih edilmektedirler. Aşınma esnasında yüzeyde oluşan krom oksit ve demir oksit gibi tribo-oksit tabakaları, yüzeyi koruyarak sürtünme katsayısını düşürür ve aşınma hızını yavaşlatır [8].

Literatürde bu paslanmaz çeliklerin tüm avantajlarının yanı sıra diğer metal ve çelik döküm tekniklerine göre ikincil fazlar nedeniyle döküm işleminin zorluğu da yer almaktadır. Özellikle sigma fazının, chi fazının, G fazının, R fazının ve karbürlerin oluşumu sıcaklığa bağlıdır. Ancak doğru ısıtma işlem sıcaklıkları ve soğutma süreleri ile paslanmaz çelikler bu zararlı fazlardan korunabilir [9].

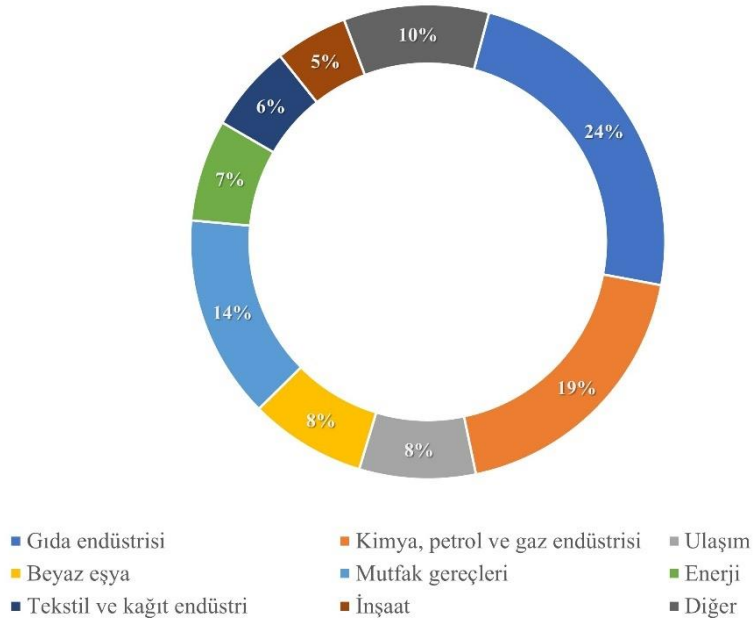
Bu çalışmada döküm yöntemiyle üretilen CD4MCuN ve 1.4468 kalite dubleks paslanmaz çeliklerde üretim esnasında ve ısıtma işlem sonrası meydana gelen yapıdaki fazlar incelenerek, mikroyapısal değişimin mekanik özellikleri, korozyon direnci ve aşınma direnci üzerindeki etkileri tartışılmıştır.

2. PASLANMAZ ÇELİKLER

Bilinen çelik içeriğindeki demir ve karbona ek olarak, yüksek oranda krom elementinin kimyasal kompozisyonunda bulunduğu çelikler paslanmaz çelik olarak adlandırılmaktadır. Paslanmaz çelikler, diğer çeliklere nazaran düşük karbon ve yüksek krom içeriği sayesinde yüzeyinde oluşturduğu koruyucu tabaka ile paslanmaya karşı dirençli bir malzeme haline gelmiştir [10,11].

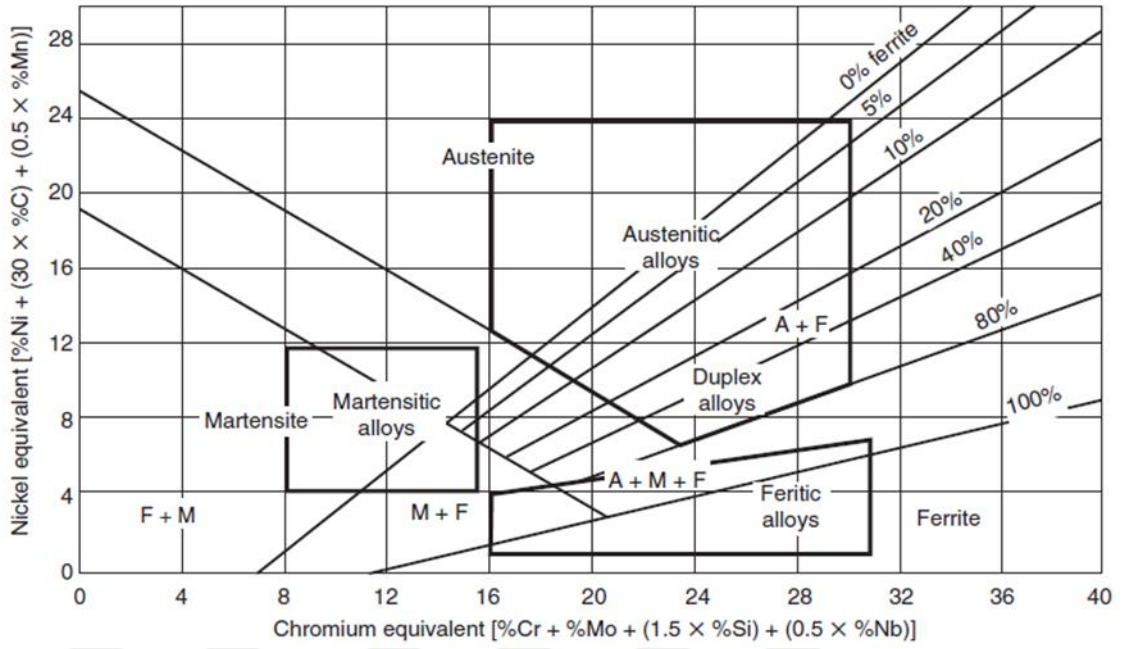
1900'lü yılların başında üretilmeye başlanan paslanmaz çelikler, çeşitli aşamalardan geçerek günümüzde çok çeşitli uygulamalarda kullanılmakta, endüstriye, günlük hayata büyük kolaylık, ekonomik katkı sağlamaktadır ve modern yaşamın önemli bir parçası haline gelmiştir [11]. Kullanım alanları Görsel 2.1'de mevcut grafikteki gibidir.

Paslanmaz Çeliklerin Kullanım Alanlarına Göre Dağılımı



Görsel 2.1. Paslanmaz çeliklerin kullanım alanlarına göre dağılımı grafiği [10,11].

Paslanmaz çelikler içeriğindeki krom ve nikel eşleniği formülleri ile Görsel 2.2'de görülebileceği üzere Schaeffler diyagramı ile sınıflandırılmıştır. Bu diyagramda, sınıflandırma için her grubun elementlerinin krom eşdeğeri ve nikel eşdeğeri olarak ifade edilebileceği bir formül geliştirilmiştir. Paslanmaz çelikleri martenzitik, ferritik, östenitik, dubleks ve çökelti sertleştirilebilir paslanmaz çelikler olarak ayırmak mümkündür. Schaeffler diyagramı paslanmaz çeliklerin döküm yöntemiyle üretiminde ve kaynak prosesinde oldukça önem arz etmektedir [12].



Şekil 2.1. Schaeffler's diyagramı [12].

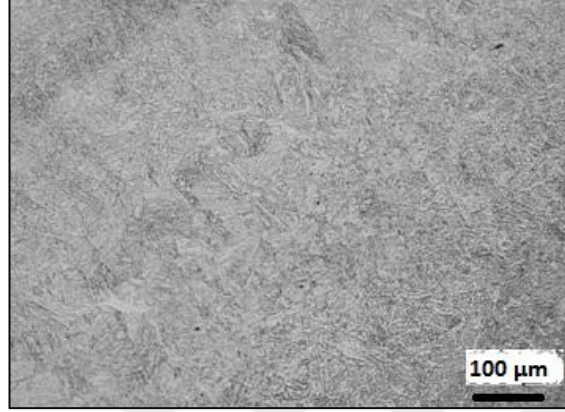
2.1. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler temelde Fe-Cr-C alaşımlarıdır ve ağırlıkça %11,5-18 krom alaşım elementi ve ağırlıkça %0,1-1,2 karbon elementi içermektedir. İçeriğindeki krom alaşım elementi arttıkça östeniti stabilize etmek için karbon seviyesinin de artması gerektiği belirtilmektedir. Martenzitik paslanmaz çelikler, yüksek bir kırılma tokluğu direncine sahiptir ve korozyona dayanıklı malzemelerdir. Bu alaşım grubunun mikroyapısı tamamen martenzitik değildir. Martenzit fazı, ferrit ve östenit ile belirli mikroyapı oranlarına sahip olan güçlendirici etkiye sahip bir faz bileşenidir. Martenzitik paslanmaz çeliklere örnek olarak, AISI 403, 404 ve 416 çelikleri verilebilir [12, 13].

Genel özellikleri aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- ★ Kimyasal kompozisyonunda mevcut krom korozyon direncini artırmaktadır.
- ★ Martenzit yapının sert olması kırılma direnci düşük olduğundan kaynaklanabilirlikleri düşüktür.
- ★ Manyetik özellik göstermektedirler.
- ★ Isıl işlem için uygun malzemelerdir ve mekanik özellikleri bu sayede geliştirilebilir.

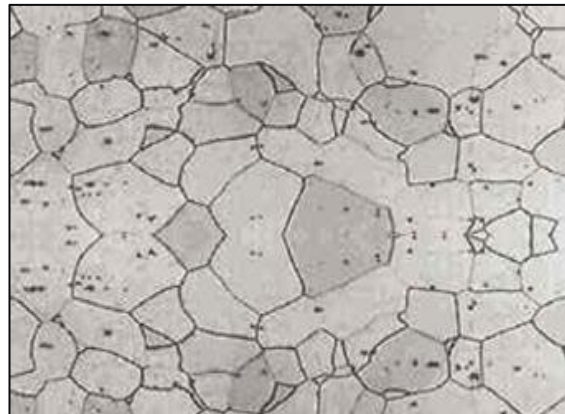
Başlıca kullanım alanları ise mutfak araç gereçleri, ameliyathanelerde kullanılan ekipmanlar, miller ve pimler olarak söylenebilir [10]. Görsel 2.2’de martenzitik paslanmaz çeliğin mikroyapı örneği verilmiştir.



Görsel 2.2. Martenzitik paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [10].

2.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler

Ferritik paslanmaz çelikler, içeriğinde %13-17 civarında Cr elementi bulundurur ve Görsel 2.3’ten de görülebileceği üzere tamamen ferritik bir mikroyapıya sahiptir. Ferrit taneleri genel olarak farklı boyutlarda ve düzensiz yapılar olabileceği gibi dışbükey veya içbükey formlara sahip dalgalı tane sınır yapılarında gözlemlenmektedir. Diğer paslanmaz çelik türlerine kıyasla düşük tokluk ve şekillendirilebilirlikleri, gevrekleşmeye karşı hassasiyetleri ve zayıf kaynaklanabilirliğe sahiptirler. Hacim merkezli kübik (HMK) kafes yapısına sahip ferritik paslanmaz çeliklerde ara yer atomlarının kolay yer değiştirmesi ve düşük çözünebilirliği, reaktif hidrojen atomlarının dislokasyon geçişinin neden olduğu gerilimli korozyon çatlamasına karşı hassas bir hale geldiği belirtilmektedir [13]. Aynı zamanda HMK yapı sayesinde manyetik özellik sağlamaktadırlar [15].



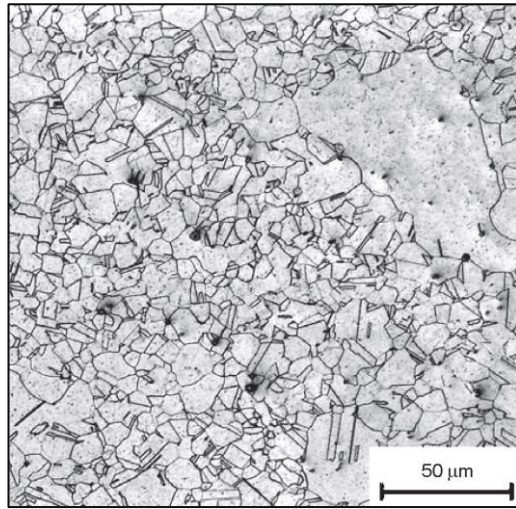
Görsel 2.3. Ferritik paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [15].

Literatürde bilinen ilk ferritik paslanmaz çelikler, dekarbürizasyon (daha düşük karbon) ve nispeten daha yüksek krom ile geliştirilmiştir. Ardından çalışması süren diğer ferritik çeliklere eklenen karbon ve azot tutucu niyobyum ve titanyum gibi elementler sayesinde daha düşük karbon ve azot kimyasal kompozisyonu elde edilmiştir ve bu sayede tamamen ferritik bir mikroyapıya ulaşılmıştır [12]. Genellikle uygulamalarda karşımıza çıkan ferritik paslanmaz çeliklere AISI 430, 446, 409 ve 444 çeliklerini örnek vermek mümkündür. Bu çeliklerin genel özellikleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

- ★ Östenitik çeliklere kıyasla dayanıklılıkları ve tokluk değerleri düşüktür,
- ★ Martenzit ile kuvvetlendirilmiş olanlar yüksek sıcaklığa karşı dayanım göstermesi gereken parçalarda tercih edilirler ve korozyona karşı dayanımları iyidir,
- ★ Isıl işlemle kuvvetlendirme ve sertleştirme için uygun malzeme değildirler,
- ★ Çoğunlukla boru ve levha tipi üretimi mevcuttur, tane büyümesi nedeniyle kaynak esnasında dolgu metali kullanımı olarak tercih edilmezler [14].
- ★ Düşük krom ve nikel içeriği sayesinde daha düşük maliyet uygulaması sağlarlar [15].

2.3. Östenitik Paslanmaz Çelikler

Östenitik paslanmaz çelikler Ni ve Mn gibi alaşım elementleri eklenerek geliştirilen paslanmaz çeliklerdir. Bu paslanmaz çeliklerin isminden de anlaşılacağı üzere birincil fazı, ana alaşım elementleri olan Cr, Ni, Mn ve N içeren östenit fazıdır. Görsel 2.4'te östenitik paslanmaz çeliğe ait mikroyapı görseli verilmiştir.



Görsel 2.4. Östenitik paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [12].

Kütlece %16-26 Cr ve yine kütlece %8-30 Ni oranı ile diğer alaşım elementlerinin birleşimi şu anda literatürde bulunan ve endüstride yaygın olarak kullanılan östenitik paslanmaz çeliklerin birçok çeşidini oluşturmaktadır. Mikroyapısında mevcut tanelerin sınırları düzgündür ve ferrit tanelerine göre fark edilebilmesi daha kolaydır. Yüzey Merkezli Kübik (YMK) kafes yapısına sahiptirler ve bu yapıyı oda sıcaklığından yüksek sıcaklıklara kadar bozulmadan koruyabilmektedirler. Bu durum östenitik paslanmaz çelikleri yüksek sıcaklık uygulamaları için kaçınılmaz kılmaktadır. Kimyasal kompozisyonunda mevcut yüksek Cr ve Ni içerikleri, östenit fazını koruyan nikel ve dönüşüm kinetiğini yavaşlatan krom sayesinde soğutma sırasında östenitten ferrite dönüşümü engeller ve yapıyı neredeyse tamamen östenitik olacak şekilde korur. Ayrıca östenit yapıcı elementlerden olan N ve Mn, östenitin faz dengesine Ni elementinden daha fazla katkıda bulunduğu belirtilmektedir [13]. En yaygın kullanılan türlerine 300 serisi (316L, 304, 321 vb.) örnek olarak verilebilir. Başlıca özelliklerini aşağıdaki şekilde sıralayabiliriz:

- ★ Şekillendirebilirlikleri diğer paslanmaz çeliklere göre daha kolaydır,
- ★ Korozyon direnci yüksektir,
- ★ Manyetik değildir,
- ★ Isıl işlemle sertleştirilerek kuvvetlendirilemezler,
- ★ Süneklik-tokluk gibi mekanik özelliklerini, düşük veya yüksek sıcaklıklarda bile koruyabilmektedirler,
- ★ Hijyeniktirler ve bakımları kolaydır.

Östenitik paslanmaz çelikleri endüstriyel uygulamaların birçok alanında görmek mümkünken, havacılık, otomotiv, nükleer sanayi ve petrol gibi spesifik uygulama alanları da mevcuttur [15].

2.4. Çökelti Sertleştirilebilir Paslanmaz Çelikler

Çökelme yoluyla sertleşebilen paslanmaz çeliklerin çalışmaları 1940 yıllarından itibaren başlamış olduğu literatürde belirtilmektedir [15]. Düşük C içeriği sayesinde, martenzitik faza sahip olan türleri de dahil olmak üzere, temel sertleşme çökelmeye bağlıdır. Çökelti sertleştirilmesi çözeltiye alma ve yaşlandırmadan oluşan iki basamaklı ısıtma işlemi dayanmaktadır. Bu sayede yapıda oluşan çökelti sayesinde mukavemet değeri 1700 MPa kadar çıkarılabildiği çalışmalar mevcuttur. Görsel 2.6'da çökelme yoluyla sertleşebilen paslanmaz çeliğe ait optik mikroyapı görüntüsü verilmiştir.



Görsel 2.5. Çökelti sertleştirilmiş paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [12].

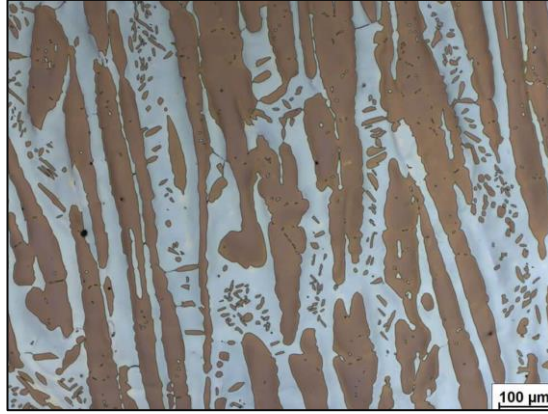
Mikroyapıları östenit, yarı östenitik veya martenzitik olarak elde edilebilmektedir. Paslanmaz çelik kategorisi içerisinde yaygın olarak kullanılan östenitik paslanmaz çelikler, çökelti sertleştirilebilir çelikler ile kıyaslandığında mekanik özelliklerinin daha iyi olduğu belirtilmiştir. Ayrıca, mukavemet, süneklik ve korozyon direnci özellikleri kıyaslandığında martenzitik paslanmaz çeliklerden daha iyi performans göstermektedir. Alaşım elementlerinden alüminyum, titanyum, molibden ve bakırın etkileşimi çökeltme mekanizması üzerinde etkilidir. Başlıca özellikleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

- ★ Korozyon direnci yüksektir,
- ★ Mekanik dayanımları yüksektir,
- ★ Manyetik özellik gösterirler.

Özellikle havacılık ve otomotiv sektörlerinde tercih edilen paslanmaz çelikler, uçakların dış yüzeylerinde, füze gövdelerinde, yakıt tanklarında kullanılabildiği gibi uçak iniş takımlarında da uygulamalarını görmek mümkündür. Günümüzde kullanılan 630 grubu, 17-4 PH ve 13-8 Mo kalite paslanmaz çelikleri bu gruba örnek olarak verilebilir [10, 12, 15].

2.5. Dupleks Paslanmaz Çelikler

Dupleks paslanmaz çelikler, neredeyse %50 östenit ve %50 ferrit fazından oluşan yani her iki fazda benzer oranlar elde edilen paslanmaz çelik grubudur [15]. Yapısında bulundurduğu çift faz sayesinde hem östenitik paslanmaz çeliklerin hem de ferritik paslanmaz çeliklerin özelliklerinin çoğunu birleştirdiği söylenmektedir [1-3, 10, 12-13, 16]. Görsel 2.6'da dupleks paslanmaz çeliğe ait mikroyapı görseli verilmiştir.



Görsel 2.6. *Dubleks paslanmaz çeliğe ait optik mikroskop mikroyapı görüntüsü [16].*

Kimyasal kompozisyonları açısından genellenecek olursa, iyi korozyon direnci ve mekanik dayanım sağlamak amacıyla, krom, nikel, molibden ve azot gibi elementleri yüksek düzeyde (%22-25 Cr, %5-7 Ni ve %4 oranlarında Mo, Cu ve N) içerebilirler [16]. Özellikle ferritik ve östenitik paslanmaz çelikler gibi tek fazlı paslanmaz çeliklerin akma mukavemetlerinden iki katından fazla mukavemete sahip olduğu belirtilmektedir. Ferritik ve martenzitik tiplerle karşılaştırıldığında daha iyi tokluk ve sünekliğe, ayrıca östenitik türe kıyasla yüksek oranda taneler arası ve stres korozyon direncine sahiptirler [12]. Temel özellikleri aşağıdaki şekilde sıralanabilir:

- ★ Yüksek korozyon dayanımına sahiptirler,
- ★ Mekanik özellikleri diğer paslanmaz çeliklerle kıyasla daha iyidir,
- ★ Malzeme toklukları ferritik çeliklerinkinden daha yüksektir.

Uygulama alanlarına örnek verilecek olursa maden sektöründe kullanılan makinalar, deniz suyu, tuzlu su ortamları, ısı eşanjörleri, basınçlı kalıplar, kimya ve petrokimya olarak sıralanabilir [10].

2.5.1. Yalın dubleks paslanmaz çelikler

Kimyasal kompozisyonunda alaşım elementi olarak Mo ilavesi içermeyen dubleks paslanmaz çelikler, yalın dubleks paslanmaz çelik olarak literatürde bilinmektedir. Örnek verilecek olursa 2304 kalite yalın dubleks, başlarda östenitik AISI 316 kalite paslanmaz çelik ile rekabet edecek şekilde geliştirilmiş ve neredeyse iki kat daha fazla akma mukavemeti ve gerilme korozyon çatlağına karşı daha iyi direnç gösterdiği gözlemlenmiştir [1,17].

Sürekli olarak iniş çıkış yaşayan endüstriyel metal pazarı karşısında, 304L ve 316L gibi oldukça yaygın olan üretim alanlarını hedeflemek ve bunları yalın dubleks

paslanmazlar ile deşiştirmek için daha düşük maliyetle daha iyi özellikler elde edilebilmesi sayesinde yalın dubleksleri cazip kılmıştır. Yalın dubleks paslanmaz çeliklerin ürün yelpazesinin geniş olmasına karşılık, retilabilirliğinin pazarda mevcut nikel fiyatlarına bağlı olduğuna değinilmiştir. Dubleks paslanmaz çeliklerin diğer kaliteleri olan normal, süper ve hiper paslanmazlara göre içeriğinde sigma fazı oluşumu olasılığının daha düşük olmasına rağmen, üretim, şekillendirilmesinin ve imal edilmesinin daha zor olduğu belirtilmiştir. Aynı zamanda sınırlı ürün formu kullanılabilirliğiyle sonuçlanmış ve bu sınıfların beklenenden daha düşük bir şekilde kullanılmasına neden olduğu söylenmektedir [17].

2.5.2. Standart dubleks paslanmaz elikler

Standart kalite dubleks paslanmaz çelikler, kaynaklanabilirlik özelliğini geliştirmek için kimyasal kompozisyonu yüksek azot seviyeleriyle optimize edilen, kullanımı yaygın ticari dubleks paslanmaz çeliklerdir [1]. Genellikle PRE numaraları 30 ila 36 arasında değişmektedir. Standart dubleks kalitesinin örneklerinden olan 2205'in PRE numarası yaklaşık 33-35 arasında olup, östenitik paslanmaz çeliklerden AISI 317 ile %5-6 Mo süper östenitik alaşımlar arasında bir lokal korozyon direncine sahip olduğu belirtilmektedir [1].

UNS S32205 kalite paslanmaz elik, temel alaşım elementlerinden krom, molibden ve azot için minimum içerikle daha yüksek ve kararlı korozyon direncini sağlamak için üretilmiştir. Özellikle 300 serisi östenitik paslanmazların gerilim korozyon atlamaşı direnci yetersiz olduğu için bu alaşımlar, endüstride birçok alaşım yerine yaygın olarak kullanılmaktadır. Çeşitli koroziif ortamlarda benzer korozyon direncine sahip olan östenitik alaşım 904L'ye göre daha yüksek mukavemet ve daha düşük maliyet sunduğu için petrol endüstrisinin temel üretim malzemelerinden sayıldığı belirtilmektedir [18].

2.5.3. Süper dubleks paslanmaz elikler

Süper dubleks paslanmaz çelikler, süper östenitik ve nikel bazlı alaşımlar yerine kullanılabilirlik üzere yüksek koroziif ortamlara dayanacak şekilde geliştirilmiştir. Bu kalite grubuna ait örneklerden olan 2507, yüksek molibden ve azot içeriği nedeniyle 42-43'lk bir PREN'e sahiptir ve klorür içeren asitler gibi son derece agresif ortamlarda yüksek mekanik mukavemet ve korozyon direnci sunmaktadır [2]. Yapısındaki Cr, Mo, N oranı fazla olduğundan mukavemeti ve korozyon direnci 2101, 2205 ve diğer dubleks

paslanma çeliklerden daha iyidir ancak bu elementlerin oranının fazla olması ikincil fazların da oluşmasına neden olmaktadır. Zararlı faz çökmesinin sıkı kontrolü ve uygun ferrit-östenit oranı, süper dubleks çeliklerde yüksek performans için gerekli olduğuna değinilmiştir [19].

2.5.4. Hiper dubleks paslanmaz çelikler

Literatürde bu tür paslanmaz çeliklerin; sıcak deniz suyu, asidik klorür çözeltileri ve organik asitler gibi daha agresif koşullarda kullanım için artırılmış mukavemetle süper dublekslerin tamamlayıcısı olarak geliştirildiğine değinilmiştir. Yüksek alaşım içeriği nedeniyle hiper dubleks paslanmaz çelikler, ikincil faz çökmesine süper dubleks alaşımlara göre daha duyarlıdır [1]. Hiper dubleks alaşımlar kolaylıkla intermetalik fazlar oluşturur ve bu nedenle üretimi zordur. Süper dubleks kaliteler gibi, bunlar da deniz altında, petrol ve gaz endüstrisi tarafından göbek hatları için ve agresif sıvıları işleyen ısı eşanjörü boruları için kullanılmaktadır [10].

2.6. Alaşım Elementlerinin Paslanmaz Çeliklere Etkileri

Dubleks paslanmaz çeliklerin mikroyapısında ferrit ve östenit fazının neredeyse eşit oranlarda var oluşu, kaynaklı yapılar da dahil olmak üzere mevcut endüstriyel uygulamalarında iyi tokluk ve korozyon direnci gibi özellikleri için uygun olduğuna değinilmektedir. Başlıca alaşım elementlerinin, özellikle krom, molibden, azot ve nikelin etkileşimleri oldukça karmaşıktır. İşleme ve fabrikasyona iyi yanıt veren kararlı bir dubleks yapı elde etmek için, bu öğelerin her birinin doğru seviyesini elde etmeye özen gösterilmelidir. Faz dengesinin yanı sıra dubleks paslanmaz çelikler ve bunların kimyasal bileşimi ile ilgili diğer dikkat edilmesi gereken durum da istenmeyen intermetalik fazların oluşumudur. Sigma ve chi fazları, yüksek kromlu, yüksek molibdenli paslanmaz çeliklerde oluşur ve genellikle ferrit fazında çöker. Azot ilavesi, fazların oluşumunu geciktirmektedir. Bu nedenle katı çözeltilerde yeterli miktarda azot bulunması önemlidir. [2, 5, 10,16,20].

2.6.1. Cr elementinin etkisi

Krom elementi paslanmaz yapıcıdır ve paslanmaz çeliklerin en temel alaşım elementidir [17]. Korozyon direncini sağlayan yüzeyde pasif film oluşumu için önemli bir unsurdur [20]. %22 ve üzeri Cr miktarı oyuklanma ve aralık korozyonu direncini artırmaktadır. Ayrıca kuvvetli bir sigma fazı ve ferrit yapıcıdır. Ancak süneklik, tokluk

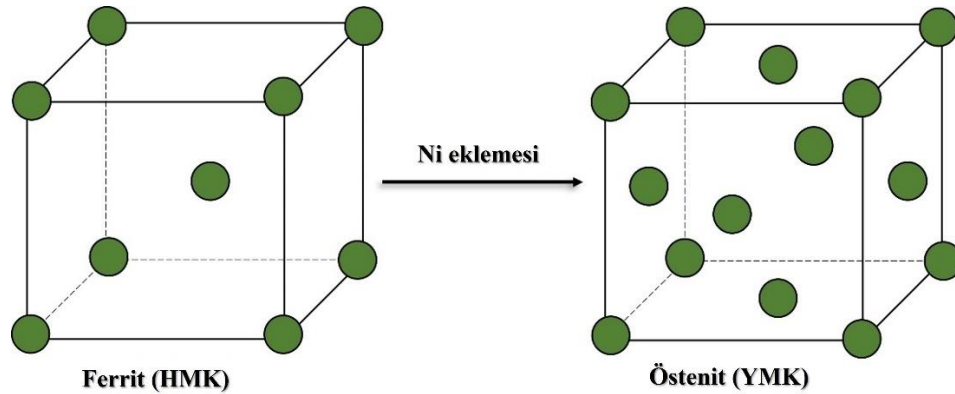
ve korozyon direncinin stabil olması için %27' nin altında tutulması gerekir. Ayrıca ağır tonajlı dökümlerde çatlama durumunun olmaması için Cr miktarı minimum değere yakın tutulmalıdır [17]. Paslanmaz çeliği atmosferik korozyondan koruyan pasif film oluşturabilmek için minimum %10,5 oranında Cr eklenmesi zorunludur. Krom içeriği arttıkça çeliğin korozyon direnci artmaktadır. Kromun ferrit yapıcı olması demek, paslanmaz yapısındaki HMK yapıyı desteklemesi demektir. [2].

2.6.2. Mo elementinin etkisi

Molibden elementi krom gibi ferrit yapıcıdır. Kromun oluşturduğu pasif filmi ve pasif potansiyel aralığı genişletir ve korozyon akımı yoğunluğunu azaltarak klorlu ortamlarda çukur ve çatlak korozyon direncinde dikkate değer bir artış sağlar. Ağırlıkça %4'ün üzerinde bulunan molibden 1000°C ve üzerindeki sıcaklıklarda ikincil faz oluşumunu tetiklemektedir. Ağır dökümlerde Mo değeri minimum değere yakın olacak şekilde tutulmalıdır. Gerilme korozyonu çatlama problemi oluşabilecek klorlu ortamlarda kullanılacaksa ağırlıkça %3,5 olarak eklenmelidir [2,5].

2.6.3. Ni elementinin etkisi

Östenit oluşturu elementlerin başında gelen nikel, dubleks paslanmaz çeliklerde ferrit oranını %40 ile %60 arasında tutmak için oranı Cr içeriğine bağlı olarak alaşıma dahil edilir. Östenitik yapının dubleks malzemeye kazandırdığı tokluk ve özellikle düşük sıcaklıklardaki süneklik nikel elementinin eklenmesinden kaynaklıdır. Alaşımda Ni oranının çok yüksek olması yapıdaki östenit oranını %50'nin kabul edilebilir toleranslarının da üzerine çıkaracak, bu da kalan az oranda ferritin Cr ve Mo açısından zenginleşmesine sebep olacaktır. Ayrıca yüksek Ni bulunması, yine kırılgan bir intermetalik faz olan birincil alfa fazı ve sigma fazı oluşumuna sebep olur [2,5,17].



Görsel 2.7. Nikel eklemesinin yapıyı HMK'den YMK yapması [2].

2.6.4. Mn elementinin etkisi

Mangan elementi paslanmaz çeliklerde östenit dengesini korumak için kullanılmaktadır. Ayrıca mangan aşınma dayanımı ve süneklik kaybı olmadan çekme dayanımını artırmaktadır. Azotun katı çözünürlüğünü de artırmakta ve böylece gaz çıkışı riski olmadan yüksek azot içeriği elde edilmektedir. Maksimum %0,1 Mn içeren çelikler iyi korozyon direncine sahip olmasına rağmen, Mn'nin kükürt ile birleşerek pasif filmi zayıflatan kalıntılar oluşturma eğiliminde olduğu da belirtilmektedir. Ancak son yıllarda %12'ye kadar Mn ilavesi içeren dubleks paslanmaz çelikler geliştirilmiştir. Araştırmalar, yaklaşık %0,2 N ve Mn içeren dubleks paslanmaz çeliğin, geleneksel paslanmaz çeliklerle rekabet edebilecek ekonomik bir kalite sağladığını göstermiştir. Modern paslanmaz çeliklerde Mn ve N'un birleştirilmiş olarak eklenmesi, oyuklanma korozyonu dayanımını artırmakta ve Mn'dan kaynaklanan problemleri yok etmektedir [5,16].

2.6.5. N elementinin etkisi

Azot içeren dubleks paslanmaz çeliklerin yüksek tokluğu, bu paslanmaz çeliklerin daha yüksek östenit içeriği ve azaltılmış intermetalik içeriğinden kaynaklanmaktadır. Azot, paslanmaz çelikte oyuklanma korozyonu dayanımını, östenit içeriğini ve mukavemetini artırmak gibi birçok etkiye sahiptir. Dubleks paslanmaz çeliklerin oyuklanma ve çatlak korozyon direncini artırır. Aynı zamanda mukavemetlerini de önemli ölçüde artırır ve aslında en etkili katı çözelti güçlendirme elemanıdır. Düşük maliyetli bir alaşım elementi ve güçlü bir östenit oluşturunucudur ve östenit stabilizasyonu için nikel içeriğinin bir kısmının yerini alabilir. Azot intermetalik fazların çökmesini engellemez ancak intermetaliklerin oluşumunu dubleks kalitelerin işlenmesine ve imalatına izin verecek kadar geciktirir. Yüksek krom ve molibden içeriğine sahip, korozyona karşı yüksek dirençli östenitik ve dubleks paslanmaz çeliklere, sigma fazı oluşturma eğilimlerini dengelemek için N eklenir. Ayrıca azotun oyuklanma korozyonu dayanımını artırdığı da gözlenmiştir. Azotun diğer önemli özelliği de daha önce bahsedildiği gibi, sigma (σ) ve chi (χ) gibi intermetalik fazların çökmesine karşı dubleks alaşımları stabilize eder [2,16].

2.6.6. Cu elementinin etkisi

Yüksek alaşımlı paslanmaz çeliklerde bakır ilavesi, sülfürik asit gibi oksitlenme olmayan ortamlarda korozyon oranını azaltmaktadır. %25 oranında Cr içeren dubleks alaşımların bir kısmında, %1,5 bakır ilavesi, 60°C sıcaklıkta %70'lik H₂SO₄ çözeltisinde

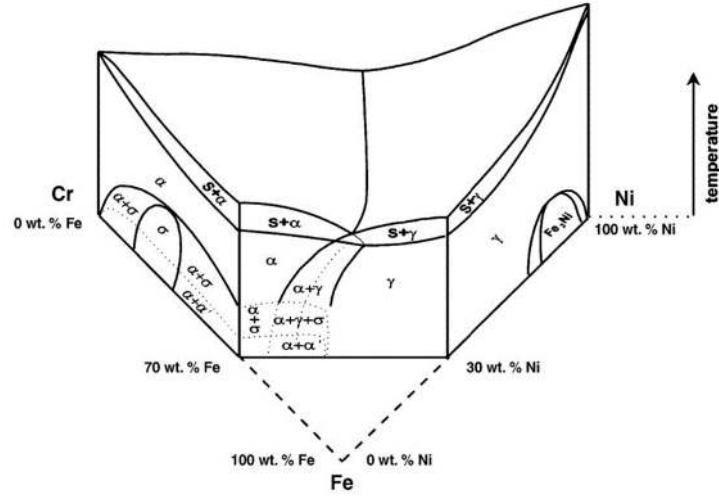
optimum korozyon dayanımını verir. Kaynayan HCl çözeltisinde %0,5 bakır ilavesi aktif çözünmeyi ve oyuklanma korozyonu oranını azaltmaktadır. Yüksek oranda eklenmesi, sünekliliği azaltması ve sertleşmeye olumsuz etkisinden dolayı genel olarak dubleks paslanmaz çeliklerde bakır ilavesi yaklaşık %2 ile sınırlandırılmıştır [16].

2.7. Paslanmaz Çeliklerde Faz Oluşumları

Paslanmaz çeliklerde katılaşma esnasında oluşan fazlar ve sıcaklıkları Görsel 2.8’de mevcut üçlü Fe-Cr-Ni faz diyagramından görmek mümkündür. Paslanmaz çelikler, ferritik olarak katılaşır ve katılaşmanın sonraki aşamalarında ferrit ile birlikte östenit çekirdeklenir. Malzeme yapısında oluşan östenit miktarını yüksek sıcaklıklarda bekleme süresi ve soğuma hızı belirler. Özellikle, istenen östenit miktarının oluşumu için göreceli olarak düşük soğuma hızları istenmektedir [16].

N ve Ni gibi östenit oluşturuç elementlerinin miktarının artmasıyla birlikte ferrit-östenit dönüşümü de daha yüksek sıcaklıklara ötelenmektedir. Dubleks paslanmaz çeliklerde 1000°C’nin üzerindeki sıcaklıklarda östenit, ferrite dönüşür. Özellikle, 1050°C-1300°C arasında yapı tamamen ferritik olur ve ferrit, C ile N gibi yer alan alaşım elementleri bakımından zenginleşir [16].

600°C-1000°C sıcaklık aralığı ise ikincil faz oluşumu nedeniyle oldukça tehlikelidir; bu sıcaklık aralığında malzemenin mekanik özelliklerini ve korozyon dayanımını olumsuz etkileyen ikincil fazlar oluşur. Çeliğin içerdiği Cr, Mo ve W miktarı arttıkça ikincil fazların oluşum kinetiği de artış gösterir. Bu nedenle, dubleks paslanmaz çeliklerin mikroyapısındaki ikincil fazları gidermek amacıyla 1050°C ve üzerinde ısıtma işlemi uygulanmalı ve malzemenin hızlı (su verme) soğutulması gerektiği belirtilmektedir. 300°C-600°C aralığı ise özellikle, Cr’nin ferrit içerisinde belirli bölgelerde ayrışma eğilimi göstermesi nedeniyle önemlidir. Bu sıcaklık aralığında dengeli soğuyan dubleks paslanmaz çeliklerde, Cr içeriği farklı olan ferrit fazları ortaya çıkar ve bu fazlar, malzemenin mekanik özellikleri ile korozyon dayanımını olumsuz etkiler [16].



Görsel 2.8. Üçlü Fe–Cr–Ni faz diyagramı [21].

Dubleks paslanmaz çeliğin yapısında, malzemenin maruz kaldığı sıcaklık değerine bağlı olarak çeşitli faz dönüşümleri ve çökelti oluşumları görülür. 375°C-400°C sıcaklık aralığından başlayarak, 1150°C-1200°C sıcaklık aralığına kadar dubleks paslanmaz çeliklerde mikroyapı değişimleri görülmektedir [16].

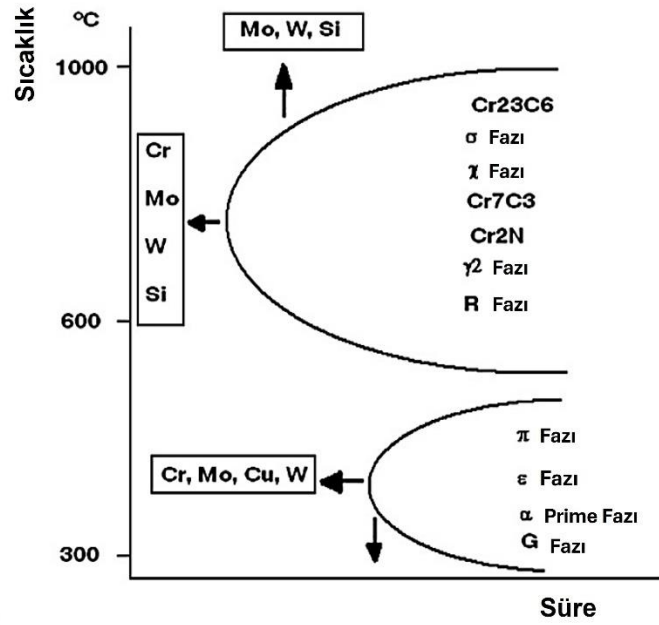
2.7.1. İntermetalik fazların çökmesi

İntermetalik fazlar dubleks paslanmaz çeliklerin üretiminde ciddi bir dezavantajdır. Özellikle belirli sıcaklık aralıklarında karşımıza çıkabilecek bu intermetalik fazlar ve oluşma sıcaklıkları özet olarak Tablo 2.1.'de verilmiştir.

Tablo 2.1. Paslanmaz çeliklerde çökelebilecek olası fazlar ve çökme sıcaklıkları [22].

İntermetalik Faz	Çökme Sıcaklığı	İntermetalik Faz	Çökme Sıcaklığı
α' (alfa prime)	300-525°C	G (G-faz)	300-400°C
γ_2 (Gama)	650-900°C	σ (Sigma)	600-1000°C
X (Chi)	700-900°C	R (Laves)	550-650°C
Cr_2N , CrN	700-950°C	M7C3, M23C6	650-950°C

İkincil fazların oluşumunda temel etkenler daha önce de bahsedildiği üzere eklenen alaşım elementleridir. Alaşım elementleri malzemenin temel mikroyapısını etkilerken aynı zamanda ikincil fazların oluşumunu tetikleyen ya da engelleyen elementler de Şekil 2.2'de verilmiştir.



Şekil 2.2. Paslanmaz çeliklerin içeriğine eklenen alaşım elementlerinin faz oluşumuna etkileri.

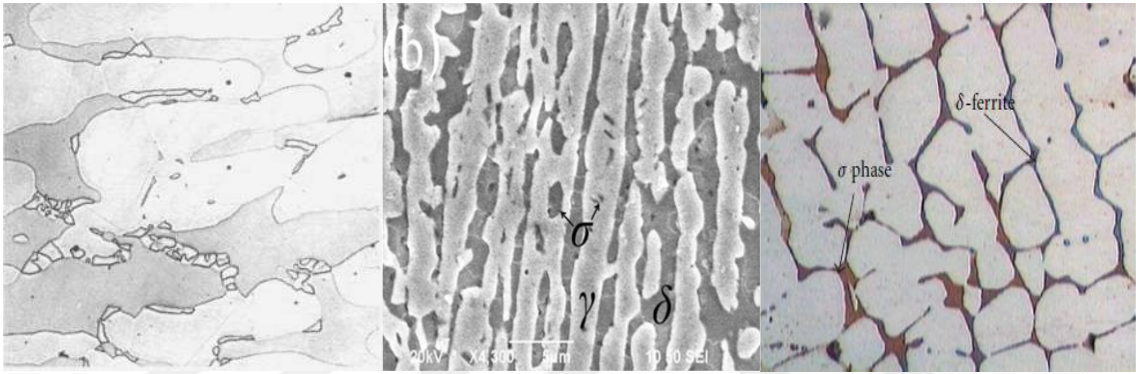
2.7.1.1. Sigma (σ) fazı

Dubleks paslanmaz çeliklerde en sık oluşan ve gözlenen zararlı faz sigma (σ) fazıdır [10]. Sigma (σ) fazı kökeni Fe ve Cr bileşimi olan ve manyetik özellik göstermeyen bir yapıdadır. Üçlü demir krom nikel sistemi ile ilgili olarak, sigma fazı, Fe-Cr-Ni'nin krom bakımından zengin bölgesinde kendisini oluşturan termodinamik olarak kararlı bir fazdır. Sigma, dubleks paslanmaz çeliklerde daha geniş bir sıcaklık aralığında ve daha kısa bir sürede meydana gelebilir, genellikle yapıda 600-1000°C arasında çökelediği gözlemlenmiştir [10, 21]. Sigma fazının yapısal özelliklere olumsuz etkileri vardır. Mekanik özellikleri, sünekliği, tokluğu ve korozyon direncini olumsuz yönde etkilemektedir ancak sert bir faz olduğu için malzemenin sertliğinde artışa neden olmaktadır. Sigma (σ) fazının kimyasal bileşimi ile paslanmaz çeliklerin korozyon direncinin arasında güçlü bir ilişki vardır. Sigma fazı çevresinde Cr ve Mo konsantrasyonunda düşüş görülmektedir. Bu da paslanmaz çeliğin korozyon dayanımını düşürmekte, malzemeyi korozyona karşı açık hale getirmektedir [10].

Ferrit fazı termodinamik olarak yarı kararlı olduğu için, mikroyapısında ferrit fazının oluşu, sigma fazının çökme olasılığını artırmaktadır. Ferrit ve östenit tane sınırları, ferrit-ferrit-östenit üçlü bölgelerinde veya ferrit-ferrit tane sınırları sigma fazı çekirdeklenmesi için uygun yerlerdir ve bu nedenle sigma fazı bu bölgelerde çekirdeklenmeyi tercih etmektedir. Çeşitli ısı işlemleri (çözelti tavlama, yaşılandırma

vb.) ve ardından hızlı soğutma işlemi sigma fazını ortadan kaldırabilir. Paslanmaz çeliklerin ikincil fazlarıyla ilgili bütün çalışmalarda, σ fazının oluşum mekanizmasının hala tam olarak açıklanabilmiş olmadığına değinilmektedir [10].

Düşük sıcaklıklarda daha kısa difüzyon mesafelerine bağlı olarak, çökelmenin başlangıcındaki sigma çekirdeği miktarı oldukça fazladır. Bu nedenle, daha düşük difüzyon hızı, daha yüksek doygunluğa neden olur ve yüksek bir çökelme yoğunluğuna yol açar. 950°C gibi nispeten yüksek sıcaklıklarda farklı bir çökelme davranışı gözlenebilir [21, 22]. Sigma fazının dubleks paslanmaz çeliklerin mikroyapısındaki örnek optik mikroskop görüntüleri Görsel 2.9'da görülebilmektedir.



Görsel 2.9. a) 1000°C 10 dk ısıtma işlemi sonrası super dubleks çelikteki kaba sigma çökeltileri [5], b) 750°C 1050 dakika yaşlandırma ve su verme sonrası super dubleks çelik SEM görüntüsü [23], c) Östenitik paslanmaz çelikte mevcut sigma (σ) ve ferrit fazlarının mikroyapısal görseli [22].

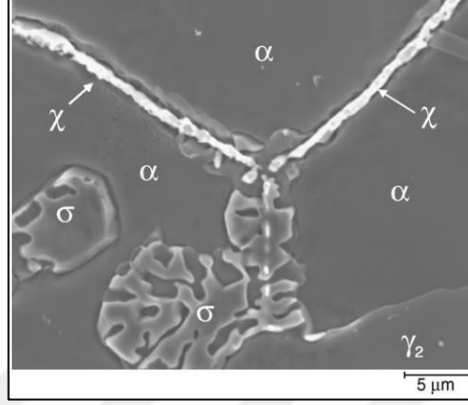
2.7.1.2. Chi (χ) fazı

Dubleks paslanmaz çeliklerde oluşan en önemli intermetalik fazlardan biri de σ fazı ile birlikte görülen chi (χ) fazıdır. σ fazı Fe-Cr ikili sisteminde oluşurken, χ fazı Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Ni-Mo ve Fe-Cr-Ni-Ti sistemlerinde oluşabilmektedir. χ fazı, σ fazı ile aynı yapıdır, fakat bileşimsel farklılıklara sahiptirler [10].

Sigma fazının aksine, dubleks paslanmaz çeliklerde Chi (χ) fazının çökmesi termodinamik olarak kararlı olmadığı belirtilmektedir. Çalışmalarda, 750 ve 850°C'de χ fazının çökmesinin her zaman sigma fazından önce olduğu gözlemlenmiştir. Sigma çökmesinin başlamasıyla birlikte, χ fazı sigma fazının lehine olacak şekilde yapıda kaybolur. χ fazı kalıntılarının, tane sınırlarında bulunan sigma fazında kısmen çözünmüş olarak bulunduğu belirtilmiştir [21].

Literatür çalışmalarında, χ fazı (Görsel 2.10), ilk olarak Cr-Ni-Mo içeren çeliklerde tanımlanmıştır. χ fazı, σ fazına benzer olarak 700°C-900°C sıcaklık aralığında oluşur. Fakat χ fazının oluşum miktarı σ fazına göre oldukça düşüktür. 700°C civarındaki

düşük sıcaklıklarda ve düşük ısıtım sürelerinde χ fazı oluşmaktadır. χ fazının oluşumundaki yapıya dağılma hızı düşüktür. σ fazına benzer olarak, χ fazı da ferrit ve östenit tane sınırlarında oluşmaktadır. σ fazından farklı olarak hem ferrit fazının hem de χ fazının kübik yapıya sahip olması nedeniyle χ fazı tane sınırında ağ yapısındadır ve süreklidir (Görsel 2.10) [10, 21].



Görsel 2.10. Döküm dubleks çelikte chi fazının ve sigma fazının çökmesi ve ilerlemesi [21].

χ fazı, malzemenin tokluk gibi mekanik özellikleri ile korozyon dayanımını olumsuz etkilemektedir. χ fazı, σ fazına göre daha yüksek oranlarda Mo içermektedir. Ayrıca, χ fazı atom numarası daha büyük olan elementler içermektedir ve bu nedenle χ ve σ fazları elektron mikroskopunda kolayca ayırt edilebilmekte olduğu belirtilmektedir [10].

2.7.1.3. R fazı (laveler)

R fazı, oyuklanma korozyon direnci açısından son derece zararlıdır ve diğer metaller arası çökeltiler gibi, malzemenin tokluk direncini düşürmektedir. 30Fe-25Cr-35Mo-6Ni-4Si bileşimi ile hem taneler sınırlarında hem de tane içinde 550-800°C arası sıcaklıklarda çökelmektedir. En hızlı oluşum sıcaklık aralığı 550-650°C olarak belirtilmektedir. 800°C'den yüksek sıcaklıklarda, R fazı oluşumu nadirdir ve yaşlandırma ısıtım işleminin süresinin kısalığından kaynaklı sigma fazına dönüşebildiği belirtilmektedir. Laveler ya da R fazı (Fe_2Mo), 550°C-650°C aralığında çok uzun ısıtım süreleri sonucunda oluşur. Tane sınırlarında ve tane içinde oluşan R fazı, oluşum bölgesine bakılmaksızın korozyon özelliklerini olumsuz etkilediği bilinmektedir. Ancak tane sınırlarında oluşan ve bu nedenle daha yüksek oranda Mo içeren R fazı, korozyon özellikleri bakımından taneler içerisinde oluşana kıyasla daha yüksek oranda olumsuz etkiye sahiptir [10, 17].

2.7.1.4. π fazı

π (π) fazı literatürde çoğunlukla nitrat olarak fark edilmektedir ancak $\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$ formülüne sahip bir çökelti olup nitratlardan daha farklı bir kimyasal kompozisyona sahiptir. π fazının kimyasal kompozisyonu genellikle ağırlıkça %35 Cr, %34 Mo, %28 Fe ve %3 Ni içermektedir. Oluşum sıcaklıkları ortalama 600°C civarı olarak belirtilmektedir. Tıpkı yapıda oluşum gösteren diğer ikincil fazlarda olduğu gibi π fazı da malzemede tokluk ve oyuk korozyon direnci bakımından olumsuz etkiye neden olur. Kaynaklı konstrüksiyonlarda π fazı genellikle uzun süre maruz kalınan ısı nedeniyle kaynak işlemi sonrasında oluşur. Kimyasal kompozisyonunda Cr ve Mo oranı fazlalığı nedeniyle nispeten σ fazına benzemektedir. R ve π fazlarının oluştuğu sıcaklık aralığında (Tablo 2.1) [11, 15].

2.7.1.5. İkincil östenitler

Özellikle dubleks paslanmaz çeliklerin yüksek sıcaklıklardan soğuması sırasında, ana östenit yapısından daha farklı bir östenit fazı oluşumu görülür ve bu faz ikincil östenit olarak adlandırılır [16]. İkincil östenit fazları, birincil östenitlerden oluşan, ferrit fazının YMK kristal yapısının dönüşümü olarak bilinmektedir. Genellikle östenit ve ferrit fazının sınırlarında ya da ferrit fazının ortasındaki bölgelerde gözlemlenir. İkincil östenitler ile birincil östenitler arasındaki temel fark iki farklı kimyasal kompozisyona sahip olmalarıdır, ikincil östenitin sahip olduğu Cr ve N miktarı, birincil östenitten düşüktür [16,17]. Genellikle ikincil östenit çökeltileri delta ferritin 700 ila 900°C sıcaklıklarda gerçekleşen ötektoid reaksiyonundan, Widmannstätten çökeltileri ise 650°C sıcaklıktaki martenzitik dönüşümünden kaynaklanmaktadır [17].

İkincil östenit fazı ile sigma fazı oluşma riski de oldukça fazladır. Dönüşüm mekanizmasına göre nikel bakımından zengin olan ikincil östenit, krom ve molibden gibi ferrit fazında kararlı olan atomları çözemeyerek dönüşüm esnasında açığa çıkar. Bu açığa çıkan atomlar sigma fazı oluşumuna neden olmaktadır. Gerçekleşen dönüşüm ile malzeme yapısında krom atomları bakımından seyrek bölgeler oluşur ve malzemenin oyuklanma korozyon direncinde düşüşe neden olacağı belirtilmiştir [16]. Görsel 2.11'de yapıda oluşan ikincil östenit fazı mikroyapı görüntüsü mevcuttur.



Görsel 2.11. *Yapıda oluşan ikincil östenit fazı görseli [5].*

2.7.1.6. Alfa primer (α -prime) fazı

Alfa prime paslanmaz çeliklerde gözlemlenen ilk faz olarak isimlendirilebilir. Bu fazın oluşum sıcaklığı 300-350°C sıcaklık aralığında başlar ve 500–550°C aralığında sona erer. Yaşlandırma ısı işlemi esnasında 475°C de yaklaşık 10 saat içerisinde oluşabilen α' yapının 298°C de 25 yıl gibi bir süre içinde malzemedeki tokluk özelliğini oldukça düşürdüğüne literatürde değinilmektedir. Genellikle paslanmaz çeliklerde 475°C kırılganlığı olarak adlandırılır. Bu faz ile birlikte Cr_2N fazı oluşumu da görüldüğü belirtilmektedir. Bu ikincil faz, ferrit fazında oluşmaktadır. İlk başlarda sertlikte artışa neden olduğu için fark edilmesi zor olsa da toklukta azalma olarak gözlemlenir. Diğer fazlara göre oluşumu daha uzun sürmektedir. Ferritik paslanmaz çeliklerde alfa prime fazı 475°C civarında miktarca artarak, yüksek sıcaklık tokluk değerinde düşüşe neden olmaktadır. Tablo 2.1’de paslanmaz çeliklerde çökelen ikincil fazlar arasında verilen G fazı ise ferrit ve alfa prime fazlarının sınırlarında ve 300-400°C sıcaklıklarda birkaç saatlik bekleme sürelerinde gözlemlenmektedir. Bu durumun artan Nikel ve Silisyum atomlarının konumlarından kaynaklı olduğu söylenmektedir [2,5,16].

2.8. Paslanmaz Çeliklerin Korozyon Dayanımı

Korozyon, metallerin çevresiyle etkileşime girerek kimyasal ve elektrokimyasal değişime uğramasıdır ve bu durum metalin mekanik direncini kaybetmesine neden olur, dolayısıyla büyük ekonomik kayıplara yol açar. Korozyon ayrıca çevre kirliliği ve iş güvenliği risklerini artırır [16]. Korozyon direncinin ekonomik, güvenlik ve koruma olmak üzere üç farklı önemi vardır. Korozyon, basınçlı kaplar, kazanlar, zehirli kimyasallar için metal kaplar, türbin kanatları, köprüler, uçak bileşenleri ve otomotiv direksiyon mekanizmalarının arızalanmasına neden olarak güvenliği tehlikeye atabilir.

Özellikle nükleer santrallerin tasarımı ve nükleer atıkların bertarafında güvenlik kritik bir öneme sahiptir. Ayrıca, korozyona uğramış ekipmanların yeniden inşası, bu kaynaklara yeniden yatırım yapmayı gerektirir [24].

Paslanmaz çelikler, sulu çözeltiye maruz bırakıldıklarında korozyona karşı direnç sağlayabilmek için yüzeylerinde ince bir pasif film tabakası oluşturur. Bu filmin bozulması, çukur ve yarık bulunan bölgelerde yerel korozyona yol açabilir. Ayrıca, gerilme-korozyon çatlaması da meydana gelebilir. Farklı ortamlarda kullanılmak üzere geniş bir yelpazede paslanmaz çelik türleri geliştirilmiştir [24].

Paslanmaz çeliklerde meydana gelen korozyon çeşitleri aşağıdaki gibidir:

- ★ Genel korozyon
- ★ Tanelerarası korozyon
- ★ Galvanik korozyon
- ★ Oyuklanma (pitting) korozyonu
- ★ Aralık korozyonu (crevice)
- ★ Gerilmeli korozyon çatlaması (SCC)
- ★ Eroziv korozyon [11,16, 24]

Paslanmaz çeliklerin, pasif koruyucu filmlerinin bozulduğu ortamlarda maruz kaldığı genel korozyon, korozyonun en yaygın türüdür. Bu durumda, metal yüzeyi boyunca eşit hızda kimyasal veya elektrokimyasal reaksiyonlar gerçekleşir ve metalin zamanla incelmesine, dolayısıyla kullanılamaz hale gelmesine neden olur. Özellikle düşük krom içeren ferritik paslanmaz çelikler, seyreltik sülfürik asit gibi ortamlarda bu tür korozyona maruz kalır. Bu tür korozyonu önlemek için boyama, inhibitör kullanımı ve katodik koruma gibi yöntemler uygulanabilir [11, 14, 16].

Tanelerarası korozyon, paslanmaz çeliğin tane sınırlarına yakın bölgelerde kromun krom karbürler oluşturarak azalmasıyla ortaya çıkar. Tane sınırlarında yoğunlaşan bu korozyon, yüzeyde belirgin bir değişiklik olmamasına rağmen malzemenin mekanik dayanımında ciddi bir azalmaya yol açar. Örneğin, tanelerarası korozyon geçirmiş bir östenitik paslanmaz çelik, parmakla bile kolayca ezilebilir. Yanlış ısıtım işlemleri, bu korozyon türünün riskini artırarak, tanelerin ayrıldığı bölgeleri daha hassas hale getirebilir [11, 16, 24].

Farklı potansiyeldeki iki metalin temas etmesiyle oluşan galvanik korozyon, aktif metalin anot, soy metalin ise katot olarak davranması sonucu aktif metalde korozyona yol açar. Örneğin, bakır ile çeliğin temasında, çelik bakırdan dolayı korozyona uğrar. Bu tür korozyon, genellikle farklı potansiyel farkına sahip malzemelerin bir arada kullanımı veya zemin farklılıklarından kaynaklanır ve durgun ortamlarda etkisi az olsa da hareketli ortamlarda ciddi şekilde artabilir. Galvanik korozyonu azaltmak için, minimum potansiyel farkına sahip malzeme çiftleri seçilmeli, örneğin çelik-bakır çiftinde çelik korozyona uğrarken, çelik-alüminyum çiftinde alüminyum korozyona uğrar [11, 16].

Oyuklanma (pitting) korozyonu ise paslanmaz çeliklerin yüzeyindeki pasif filmin hasar görmesi sonucu oluşur. Pasif tabakadaki bozulma, yüzeyde delikçik ve çukurların meydana gelmesine neden olur. Bu süreç, pasif oksit tabakasının belirli bir bölgede kırılmasıyla başlar, ardından oyuk içine oksijen sızar, anot ve katot ayrışması gerçekleşir ve klor iyonlarının etkisiyle hızlanır. Oluşan çukurlar genellikle birbirinden bağımsızdır ve tespit edilmesi zordur. Oyuklanma korozyonuna karşı direnç gösteren paslanmaz çeliklerde nikel (Ni), krom (Cr), molibden (Mo) ve azot (N) gibi elementler bulunur (Tablo 2.2). Özellikle dubleks paslanmaz çelikler, yüksek krom ve nikel oranları ile azot içeriği sayesinde oyuklanma korozyonuna karşı yüksek direnç gösterir. Bu nedenle, bu çelikler, oyuklanma korozyon direnci gerektiren uygulamalarda tercih edilmektedir [11, 24].

Tablo 2.2. Alaşım elementleri ve oyuklanma korozyonuna olan etkileri [11].

Elementler	Oyuklanma Korozyonu Direncine Etkisi
Krom	Artırır ↑
Nikel	Artırır ↑
Molibden	Artırır ↑
Silisyum	Azaltır ↓ ama Mo ile artırma ↑ etkisi var
Titanyum, Niyobyum	FeCl ₃ ortamında azaltır ↓, diğerleri nötr
Kükürt, Selenyum	Azaltır ↓
Karbon	510-800°C’de azaltır ↓
Azot	Artırır ↑

Aralık korozyonu, metal yüzeyleri üzerindeki dar aralıklar veya kapalı boşluklarda meydana gelen yerel bir korozyon türüdür. Genellikle conta yüzeyleri, cıvata başları, perçin aralıkları veya birikintilerin altındaki boşluklar gibi iki yüzeyin birbirine çok yakın olduğu ancak tamamen temas etmediği bölgelerde görülür. Bu korozyon türü, çatlak

içindeki oksijen veya metal iyonu konsantrasyonunun çevredeki serbest yüzeylere göre daha düşük olmasından kaynaklanır. Dar aralıktaki oksijen miktarının azalması, konsantrasyon farkı nedeniyle bir elektrokimyasal hücre (derişim hücresi) oluşmasına yol açar. Bu durum, pasif filmin zayıflamasına ve korozyonun ilerlemesine neden olur. Bu nedenle, bu tür korozyona "aralık korozyonu," "çatlak korozyonu" veya "conta korozyonu" da denir [11, 16].

Gerilmeli korozyon çatlaması (GKÇ), bir malzemenin hem çekme gerilmesine maruz kalması hem de gerilmeli korozyona neden olan bir ortamla temas etmesi sonucunda oluşur. Bu çatlama türü, sünek bir metalin gevrek bir davranış sergileyerek hasara uğramasına neden olur. Makroskobik düzeyde, GKÇ hasarları kırılğan bir karakter sergiler ve malzemenin sünekliği önemli ölçüde azalır. Paslanmaz çeliklerde bu çatlamanın oluşması için üç şartın bir arada bulunması gerekir: (1) kalıntı gerilme veya gerilme yoğunluğunun kritik bir değerin üzerinde olması, (2) gerilmeli korozyon çatlağını kolaylaştıran bir korozif ortam ve (3) hassas bir mikroyapı yüzeyinde çatlak başlangıcı oluşması. Bu faktörlerin bir araya gelmesiyle, malzemenin tanelerarası ya da tane içi bölgelerinde gerilmeli korozyon çatlakları gelişebilir [11, 16, 24].

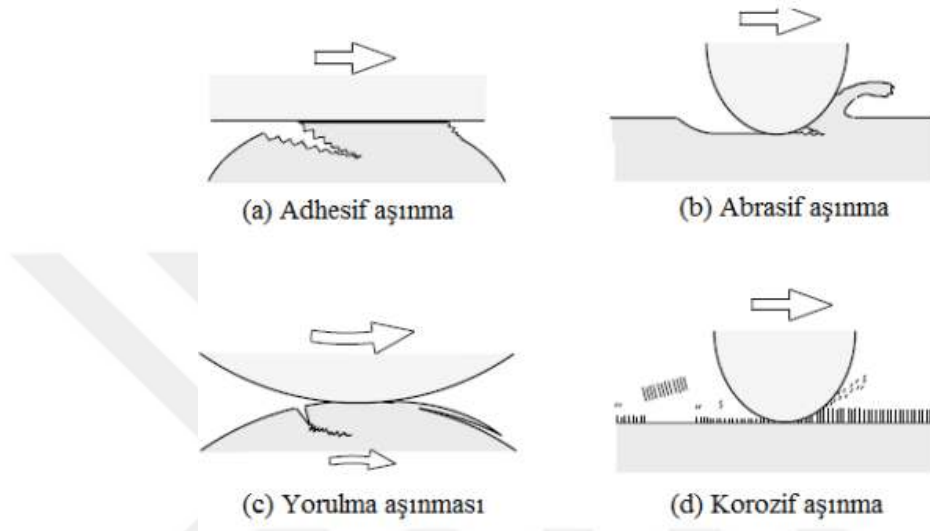
Metal ile korozif ortam arasındaki göreceli hareketin etkisiyle, metalin aşınma veya parçalanma hızının artmasına erozif korozyon denir. Bu durumda, metal ve ortam arasındaki hareket genellikle oldukça hızlıdır ve metal üzerinde mekanik yıpranma veya aşınma etkisi oluşturur. Bu korozyon türünde, metal yüzeyinden çözünen metal iyonları yüzeyden uzaklaşır. Erozif korozyonun yol açtığı hasarı azaltmak veya önlemek amacıyla malzeme seçimi ve tasarıma özen gösterilmelidir. Ayrıca, kaplama veya katodik koruma gibi önlemler de alınabilir [14, 32] .

2.9. Paslanmaz Çeliklerin Aşınma Dayanımı

Aşınma, parçaya temas eden katı, sıvı veya gazın etkisiyle kademeli olarak parça üzerinden malzeme kaybı olarak tanımlanmaktadır. Çoğu mühendislik uygulamalarındaki problemler aşınma nedeniyle kaynaklanan hatalardan olduğu literatürde belirtilmektedir, özellikle kayma aşınması, yüzey üzerinde oluşturduğu kayma kuvvetleriyle parçaya zarar veren en kritik aşınma tipidir. Aşınma, birçok endüstride gerçek, pratik bir sorundur. Bu nedenle, çoğu çalışma, endüstrilerin bakım maliyetlerini en aza indirmelerine yardımcı olmak için bu durumu analiz etmeyi amaçlamaktadır [25, 26].

Literatürde 4 temel aşınma mekanizmasından bahsetmek mümkündür:

1. Adhesif Aşınma
2. Abrasif Aşınma
3. Yorulma Aşınması
4. Korozi Aşınma



Görsel 2.12. Malzemelerde meydana gelen 4 temel aşınma mekanizmasının temsili görseli [27].

Aşınma, malzeme yüzeyleri arasındaki etkileşimle meydana gelen bir süreç olup adhesif, abrasif, yorulma ve korozi aşınma gibi farklı türlerle ortaya çıkar. Adhesif aşınma, malzeme taşınımıyla çukur ve kavitelerin oluştuğu, plastik deformasyonla atomik bağların kurulduğu bir süreçtir. Abrasif aşınmada, sert yüzeyin yumuşak yüzey üzerinde kayması sonucu malzeme kaybı ve oyuklar oluşur. Yorulma aşınması, tekrarlayan yüzey etkileşimleriyle aşınma parçacıklarının oluşmasını ifade ederken, korozi aşınma, kimyasal ve elektrokimyasal reaksiyonlarla yüzeyde malzeme kaybına yol açar. Paslanmaz çelikler, özellikle yüzeylerinde bulunan pasif oksit tabakası sayesinde bu aşınma türlerine karşı direnç göstermeye çalışır. Ancak, yüksek mekanik yükler, yüzeydeki pasif tabakanın bozulması veya sert partiküllerle teması durumunda, paslanmaz çeliklerde de bu aşınma türleri görülebilir ve yüzey performansını olumsuz etkileyebilir [25, 26, 27].

2.10. Paslanmaz Çeliklerin Döküm Yöntemiyle Üretilmesi

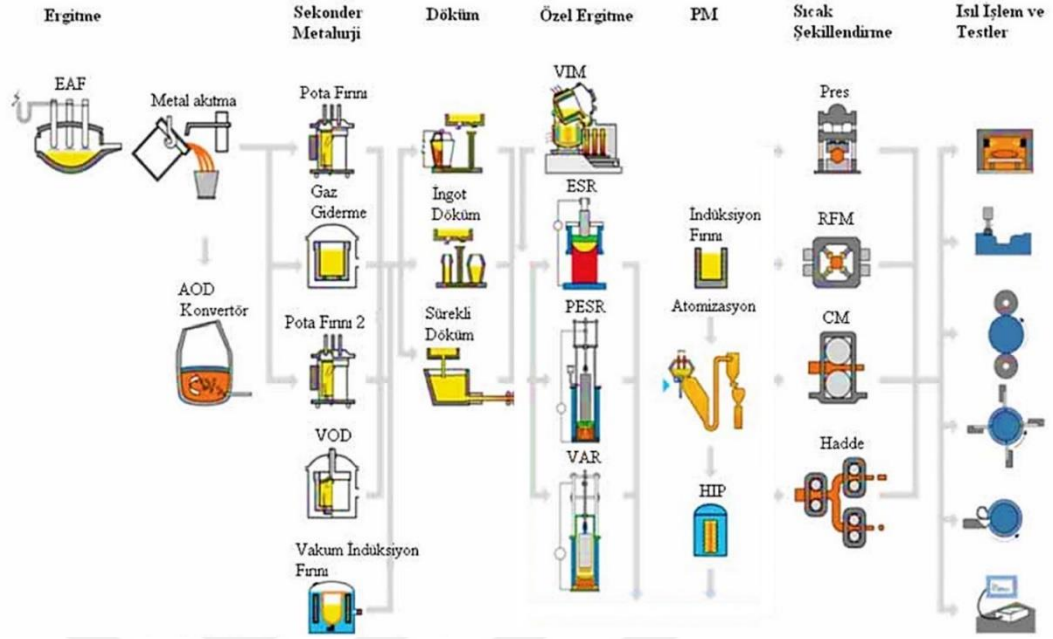
Metal malzemelerin döküm yöntemiyle üretimi genel hatlarıyla açıklanacak olursa; ilgili metalin dökümü için gerekli malzemelerin ergitilip sıvı hale getirilerek bir kalıba dökülmesi ve ardından katılaşarak istenilen şekli alması olarak söylenebilir. Bir dökümhanedeki döküm proseslerinin ilk adımında dökümü gerçekleştirilecek metal için alaşım tasarımı yapılır. Bu adımın yanında gerekli kalıp tasarımı yapılarak parçanın dökümü için uygun kalıplama adımları izlenir (örneğin kum kalıba döküm).

Kum kalıba döküm yöntemi, büyük ve ağır parçalar için uygun ve düşük maliyetli bir yöntemdir. Hassas döküm yöntemi ise ince detaylara sahip, karmaşık şekilli parçalar için tercih edilen bir döküm yöntemidir.

Döküm prosesinde; döküm sıcaklığı, döküm süresi, kalıp bozma sıcaklığı ve süresi gibi parametreler belirlenerek olası döküm hatalarının önüne geçmek adına dökümün simülasyonunun gerçekleştirilebilmesi için geliştirilen çeşitli programlar kullanılmaktadır. Katılaşma sonrasında kalıp bozma işlemi gerçekleştirilir. Ardından soğuma sırasında parça içerisinde meydana gelen iç gerilmeleri azaltmak, sertliği artırmak ve mikroyapıyı stabilize etmek gibi amaçlarla ısıtma işlemi prosesi gerçekleştirilir.

Dökümden sonra parçaların yüzeyi temizlenir ve kalıntılar (kum, seramik, vb.) uzaklaştırılır. Yüzeyin temizlenmesi ve kalıntıların giderilmesi işlemleri; yüzey işleme, taşlama, kumlama veya kimyasal temizleme gibi yöntemlerle gerçekleştirilmektedir. Parçaların son şeklini alabilmesi için gerekli talaşlı imalat işlemleri de bu aşamada yapılmaktadır.

Geleneksel olarak ark ocaklarında gerçekleştirilen ergitme proseslerinde homojenleştirme, deoksidasyon, desülfürizasyon ve ısıtma gibi işlemlerin gerçekleştirilmesi elektrikli ark ocaklarının sadece ergitme ve defosforizasyon işlemleri için kullanılır. Ocaktan alınan eriyiğin potada işleme tabi tutulması içinse söz konusu olan ikincil ergitme yöntemleri kullanılmaya başlanmıştır. Bu uygulama “Pota Metalurjisi” veya “İkincil (Sekonder) Metalurji” olarak isimlendirilmiştir [29]. Görsel 2.15’te döküm yöntemlerinde kullanılan ikincil metalurji basamakları verilmiştir.



Görsel 2.13. Döküm üretiminde kullanılan sekonder metalurji dahil proses adımları [30].

Elektrikli ark ocağı ile pota ocağının kullanımı devirme sıcaklığında düşüş, üretim hızı ve diğer metalurjik işlemlerin hızında artış, daha düşük kükürt seviyesinin elde edilebilmesi, pota altından üflenlen argon gazı sayesinde hem yeterli sıcaklığın hem de malzeme homojenizasyonunun sağlanması, kısıtlı kimyasal kompozisyonun elde edilebilmesi ve elektrikli ark ocağı ile koordineli bir şekilde sürekli döküm sağlanabilmesi gibi avantajlar sağlamaktadır [30].

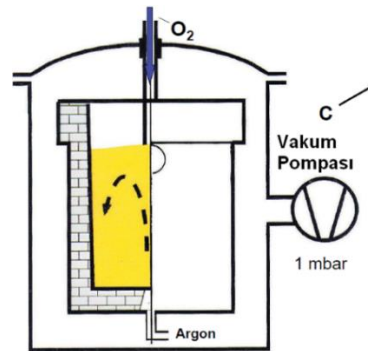
Tablo 2.3. İkincil metalurji prosesleri ve gerçekleştirilen işlemlerle etkisi [29].

Yapılan İşlem	İkincil Metalurji Prosesleri					
	VD	VOD	IGP	IM	VAD	LF
Desülfürizasyon	±	±	±	√	√	√
Deoksidasyon	√	√	√	√	√	√
Dekarburizasyon	±	√	-	-	-	-
Isıtma	√/-	√	-	-	√	√
Alaşımlandırma	±	√	±	±	√	√
Gaz Giderme	√	√	-	-	√	-
Homojenizasyon	√	√	√	√	√	√
İnklüzyon Azaltma	√	√	√	√	√	√
İnklüzyon Modifikasyonu	-	-	±	√	√	√
√: Etkisi var, ±: Etkisi az, -: Etkisi yok						

Tablo 2.3'te ikincil metalurji prosesleri ve bu prosesler sayesinde gerçekleştirilebilen işlemler yer almaktadır. Paslanmaz çeliklerde rafinasyon, içinde bulunan hidrojen (H), azot (N), oksijen (O) gibi gazlar ile kükürt (S), arsenik (As) ve diğer ametalik inklüzyonların kalitesi ve miktarının, sıcak işlenmesi veya kullanım alanlarında sorun oluşturmayacak seviyelerde olması anlamına gelir [20, 31]. Daha temiz ve düşük C içeriğine sahip paslanmaz çelik sınıfları için Vakum İndüksiyon Ergitme (VIM) ve/veya Vakum Oksijen Dekarburizasyon (VOD) kullanılmalıdır [20]. VOD yönteminde ark ocağından ferro alaşımları eklenmiş şekilde alınan sıvı çelik, alttan argon üfleme sistemine sahip bir potaya yerleştirilerek vakum haznesine getirilir ve üst kısımdan oksijen üfleme gerçekleştirilir. Basınç ne kadar düşük olursa, gerekli sıcaklık ve karbon içeriği de o kadar düşük olur. VOD rafinasyonunda diğer metal elementlerin oksidasyonunu önlemek için, VOD ocağına girmeden önce karbon (C) içeriği %0.3 ile %0.5 arasında, silisyum (Si) içeriği %0.35 ile %0.45 arasında, mangan (Mn) içeriği ise %0.30'dan az veya ona eşit olacak şekilde kontrol edilir ve VOD işlemi için sıcaklık 1580°C'den büyük veya ona eşit olacak şekilde ayarlanır [31].

Vakum altında metal banyosuna O₂ üflenmesi hızlı bir dekarburizasyon sürecine yol açar. Bu işlem sırasında sıcaklık, son alaşım ayarlamalarını yapmak için yeterli seviyeye ulaşır. VOD sisteminde vakum sürekli olarak devam eder. Redüksiyon işlemi tamamlandığında numune alınır, gerekirse ilaveler yapılır ve uygunluğuna karar verilince döküm işlemi gerçekleştirilir [30]. Şekil 2.3'te VOD sisteminin şematik gösterimi mevcuttur.

Bunlara ek olarak, paslanmaz çelikte temiz ve kaliteli bir eriyik elde etmek için eritme sırasında ve mümkünse döküm sırasında Argon koruması kullanılması tavsiye edilir. Besleme ve akış sistemleri, dökümlerde çekme hatalarını önlemek için tasarlanmalı ve kalıp boşluklarının doldurulması sırasında türbülansı en aza indirmelidir [20].



Şekil 2.3. Vakum Oksijen Degassing şematik gösterimi [30].

3. DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN ÖZELLİKLERİ

3.1. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Dupleks paslanmaz çelikler ferritik paslanmaz çeliklerle kıyaslandığında daha yüksek dayanımın yanında yüksek süneklik ve tokluk değerlerine sahiptirler. Optimum mikroyapıları nedeniyle dupleks paslanmaz çelikler aynı zamanda yüksek darbe dayanımı sunar. Daha önceki bölümlerde de bahsedildiği üzere mikroyapıyla mekanik özellikleri doğrudan ilişkilidir. Dupleks paslanmaz çelikler, yüksek dayanım mukavemetleri nedeniyle iyi oranlarda yorulma davranışı sergilerler [1]. Dupleks paslanmaz çelikler, 40°C gibi ortam sıcaklıklarında bile yüksek tokluk değerini korur ancak yine de sünekliği ve tokluğu genellikle östenitik paslanmaz çeliklerinkinden daha düşüktür [2,10].

Tablo 3.1’de döküm dupleks paslanmaz çelikler ile sahip olacakları minimum ve maksimum mekanik özellikleri verilmiştir.

Tablo 3.1. ASTM 890A [32] ve BS EN 10283-2019 [33] standartlarına göre alaşım isimleri ve minimum mekanik özellikleri.

Dupleks Paslanmaz Çelikler	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	%Uzama	Sertlik	Tokluk (J)
1.4474	420	600			30
1.4374	420	590			30
1.4468	480	650	16	230	50
1.4469	480	650	18	250	50
CD4MCu	485	690	16		
CD4MCuN	485	690	16	250	
CD3MCuN	450	690	25		
CD3MWCuN	450	690	25		

Dupleks paslanmaz çeliklerin mikroyapıları ve mekanik özellikleri, kimyasal bileşimlerinin yanı sıra çözeltiye alma ısı işlemi ile de yakından ilişkilidir. Çözeltiye alma ısı işlem sıcaklığı değiştirildiğinde, yalnızca fazların morfolojisi ve boyutu değil, aynı zamanda iki fazın oranı ve alaşım elementlerinin fazlar arasındaki dağılımı da değiştiği için, bu durum malzemenin mekanik özellikleri üzerinde etkili olur [34].

3.2. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Aşınma Dayanımları

Aşınma, parçaya temas eden katı, sıvı veya gazın etkisiyle kademeli olarak parça üzerinden malzeme kaybı olarak tanımlanmaktadır. Literatürde, çoğu mühendislik uygulamalarındaki problemlerin aşınmadan kaynaklandığı belirtilmektedir. Özellikle kayma aşınması, yüzey üzerinde oluşturduğu kayma kuvvetleriyle parçaya zarar veren en kritik aşınma tipidir. Aşınma, birçok endüstride gerçek, pratik bir sorundur. Bu nedenle, çoğu çalışma, endüstrilerin bakım maliyetlerini en aza indirmelerine yardımcı olmak için bu durumu analiz etmeyi amaçlamaktadır [35, 36].

Paslanmaz çelik malzemelerin aşınma testinde, aşınmış yüzeylerde görülen tribo-oksitler oldukça önemlidir. Oksidatif aşınma, çeliklerin oksidasyona karşı direnciyle yakından ilgilidir. Oksidatif aşınma çalışmalarında karbon çelikleri, takım çelikleri, rulman çelikleri vb. gibi birçok çelik seçilmiştir [37]. Yapılan literatür araştırmaları, yüksek krom içeriğinin oksidasyon ve aşınma direncini arttırdığı göstermiştir ve bu durum şiddetli erozyon ve aşınma direnci gereken uygulamalarda dupleks paslanmaz çeliklerin kullanımını cazip kılmaktadır [38].

Örnek verilecek olursa madencilik sektöründeki koşullar, bu ortama maruz kalan herhangi bir metal bileşenin çoğunlukla aşınma ve/veya korozyon hasarına uğrayacağı şekildedir. Madencilik ekipmanlarına verilen bu hasar ile birlikte oluşacak arıza süresi ve temin edilmesi gereken yedek parça maliyeti nedeniyle hasar, arıza süresi ve yedek parça maliyeti nedeniyle verimliliğin azalmasına ve gelir kaybına yol açacağı belirtilmektedir. Özellikle darbe aşınma direncinin yüksek olmasının beklendiği kırıcılar, bunkerler gibi cevher taşıma makinelerinde dupleks paslanmaz çeliklerin önemli bir rol oynayabileceği düşünülmektedir [39].

Dupleks paslanmaz çelikler, özellikle klorür korozyonuna karşı aşınma ve korozyona karşı yüksek direnci ile karakterizedir ve bu nedenle deniz suyu tuzdan arındırma tesislerinde kullanılan yüksek basınçlı pompalar için üretim malzemesi olarak kullanılmaktadır. Ayrıca kullanılan pompanın kararlı çalışması için pompayı oluşturan halka, manşon gibi dönen bileşenlerin en aza indirilmesi gerekmektedir. Çünkü bu bileşenlerin varlığı sürtünmeyi ve korozyonu artırır. Bu yüzden pompanın ömrü, sürtünme koşullarına ve bu bileşenlerin korozyonuna da bağlıdır [40].

3.3. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Korozyon Dayanımı

Paslanmaz çelikler, yüzeylerinde oluşturabildikleri koruyucu tabaka sayesinde korozyon direnci oldukça yüksek malzemelerdir. Özellikle dupleks paslanmaz çeliklerin endüstride diğer paslanmaz çeliklere göre daha avantajlı sayılarak tercih edilmesinin sebepleri yüksek korozyon direncine ve agresif ortamlarda uzun servis ömrüne sahip olmasıdır. Bilinen östenitik çeliklere (304L ve 316L gibi) alternatif olarak kullanılabilirken, bazı uygulamalarda pahalı sayılabilecek Ni bazlı alaşımlar için de alternatif olarak kullanılabilmektedirler [1].

Krom, molibden ve azot elementleri paslanmaz çeliklerin klorürlü/klorlu ortam koşullarında oyuklanma ve çatlak korozyon direncini etkileyen alaşım bileşenleridir ve kimyasal kompozisyondaki miktarları ile oyuklanma korozyonu eğilimi arasındaki bağlantıyı açıklayan bir matematiksel formül geliştirilmiştir. Bu formül “Pitting Resistance Equivalent Number (PREN)” yani oyuklanma direnci eşdeğer sayısı olarak adlandırılmaktadır. Formül 3.1 en çok kullanılan PREN formülüdür [1,20,41,42]:

$$PREN = \%Cr + \%3,3Mo + \%16N \quad (3.1)$$

Bu formüle göre, oyuklanma korozyonu üzerinde etkili olan Ni, Cu ve Mn gibi alaşım elementlerinin yer almadığı görülmektedir. Özellikle “Kritik Oyuklanma Sıcaklığı” ve dupleks paslanmaz çeliklerin oyuklanma direncini gözlemlemek için çeşitli korozyon testleri uygulanmaktadır. Aynı zamanda dupleks paslanmaz çelikler mikroyapısında bulunan karışık ferrit ve östenit fazları sebebiyle iyi bir gerilimli korozyon çatlaması direncine sahiptir [17].

Dupleks paslanmaz çeliklerde oyuklanma direncini artırmak için en önemli faktörler, mikroyapısal optimizasyon, doğru kimyasal kompozisyon ve temiz bir malzeme içeriği elde etmektir. Ferrit ve östenit oranlarının dengesi, Cr2N veya diğer metaller arası fazların gelişmesine neden olan ferrit fazlalığı ile segregasyona neden olan östenit fazlalığı yapıyı zayıf hale getirdiği için önem arz etmektedir [17].

Kimyasal proses endüstrilerinde gerilim korozyon çatlaması riski barındıran uygulamalarda östenitik paslanmaz çeliklerin yerine dupleks paslanmaz çelikler tercih edilmektedir. Ancak birçok alaşımda olduğu gibi dupleks paslanmaz çelikler de belirli koşullar altında gerilim korozyon çatlamasına duyarlıdır. Bu, yüksek sıcaklıkta, klorür içeren ortamlarda veya koşulların hidrojen kaynaklı çatlamayı desteklediği durumlarda

meydana gelebilir. Ancak dubleks paslanmaz çelikler sahip olduğu bütün bu özellikler sayesinde nükleer endüstri gibi hem korozyon hem de mekanik özelliklerin oldukça önemli olduğu alanlar için yeterli dayanıma sahiptir [2,5,13,41,42].

3.4. Dubleks Paslanmaz Çeliklerin Kullanım Alanları

Dubleks paslanmaz çelikler üstün mekanik özellikleri ve temelde yatan yüksek korozyon direnci sayesinde, asidik ortamlarda, agresif çözelti ortamlarında ve basınca karşı dayanım gerektiren uygulamalarda sıklıkla kullanılmaktadır. Bu kullanım alanları; denizcilik, petrol ve rafineri, baca gazı kükürt giderme sistemleri, tuzdan arındırma sistemleri, inşaat ve mimari, biyoyakıtlar olarak sıralanabilir.

3.4.1. Deniz ve deniz aşırı

Denizcilik uygulamalarında genellikle bakır alaşımları tercih edilirken yüksek dayanımı, elastisite modülü ve yüksek korozyon direnci sayesinde paslanmaz çelikler de kullanılabilir. Evaporatör duvarları, boru levhaları ve boru destek plakaları gibi uygulamalarda geleneksel olarak 316 L östenitik paslanmaz çelikler kullanılmaktadır. Fakat, özellikle yalın dubleks paslanmaz çeliklerin daha yüksek mukavemeti ve daha düşük maliyetli olması sebebiyle bu uygulamalar için daha uygun bir seçim olduğu belirtilmektedir [18].

3.4.2. Petrol ve rafineri

Dubleks paslanmaz çelikler zorlu koşullara dayanım özellikleri sayesinde petrol sektöründe önemli bir role sahiptir. PREN değerleri genellikle 40'ın üzerinde olduğu için genel korozyon dayanımı ve mekanik özelliklerine ek olarak çukurçuk ve oyuklanma korozyonu dayanımıyla da östenitik paslanmaz çeliklerden daha üstün olduğu bilinmektedir Akış hattı, proses borulama sistem ve ekipmanları dubleks paslanmaz çeliklerin petrol sektöründe temel kullanım alanlarıdır. Süper dubleks olarak tanımlanan türleri de tasarım gerilmesi sayesinde çubuk, dövme, döküm, sac, levha, tüp ve bağlantı elemanları gibi alanlarda kullanılmaktadır [2,10].

Dubleks paslanmaz çelikler klorür içeren proses akışları, soğutma suları veya hammadde damıtmasından kaynaklı birikintilerinin bir sonucu olarak gerilimli korozyon çatlaması ve lokal korozyon riskinin bulunduğu petrol rafinerisi ısı eşanjörlerinde de sıklıkla kullanılmaktadır [18].

3.4.3. Baca gazı kükürt giderme sistemleri

Özellikle SAF 2205 dubleks paslanmaz çelikler sahip olduğu düşük maliyet ve yüksek korozyon dayanımı ile Asya, Güney Amerika ve Avrupa’da FGD sistemlerinde tercih edilen malzeme türü olmuştur [43].

3.4.4. Tuzdan arındırma tesisleri

Tuzdan arındırma sistemlerinde yüksek klorit oranı ve yüksek sıcaklığın bir arada bulunduğu koroziv bir ortam mevcuttur. Bu nedenle, tuzdan arındırma sistemlerinde kullanılacak malzemelerde aranılan en temel özellik korozyon dayanımıdır. Özellikle SAF 2205 kalite dubleks paslanmaz çelikler yüksek dayanımın yanında sahip olduğu yüksek korozyon dayanımı ile bu sistemlerde sıklıkla kullanılan bir malzeme haline gelmiştir [43].

3.4.5. İnşaat ve mimari

Dubleks paslanmaz çelikler koroziv olan tuzlu ortam koşullarında yüksek yük taşıma kabiliyetinden dolayı köprü yapımında tercih edilen bir malzemedir. 2000 Ton SAF 2205 dubleks paslanmaz çelik malzeme kullanılarak yapılan Stonecutters köprüsü örnek olarak verilebilir [2]. Başka bir örnek ise Katar’daki New Doha Uluslararası Havaalanı çatısıdır. Yaklaşık 195,000 metre uzunluğu ile dünyanın en uzun çatısı olma özelliğine sahiptir. Burada kullanılmasının en önemli nedeni havaalanının denize çok yakın olmasından dolayı koroziv etkenlere açık olmasıdır. Ayrıca Orta Doğu’da bulunmasından dolayı yoğun sıcaklık ve nem ortamındadır. Daha önce bahsedildiği üzere yüksek dayanım/ağırlık oranı da kullanımı için olanak sağlamıştır [10].

3.4.6. Biyoyakıtlar

Karada kullanılan biyoyakıtlar, özellikle etanol, dubleks sınıflarının kullanımını artıran sektörlerden biridir. Bu biyokütleler, SAF 2205 dubleks paslanmaz çelik tanklarda sıvı halde muhafaza edilmektedir [10].

4. LİTERATÜR TARAMASI

Dubleks paslanmaz çeliklerde yapılan çalışmalar incelendiğinde; ısıtıl işlem uygulanmamış S32205 çeliğinde ortalama %54,08 δ -ferrit ve %45,92 östenit fazları tespit edildiği, ancak sigma fazı bulunmadığı belirtilmiştir. Ancak, 800°C’de yapılan 5,5 ve 16 saatlik ısıtıl işlemler sonucunda sigma fazı sırasıyla %32,59 ve %36,48 oranında oluşmuş olduğu belirtilmiştir. Sigma fazının malzemenin korozyon direncini düşürmekte olduğu ve özellikle 800-850°C aralığında hızla oluştuğuna değinilmiştir. Sigma fazı ve diğer zararlı bileşiklerin giderilmesi için çözeltiye alma ve su ile soğutma işlemleri önerilmiştir. Örneğin, 2205 dubleks paslanmaz çeliklerinde 1120-1150°C’de yapılan ısıtıl işlemin sigma fazını tamamen ortadan kaldırdığını belirtilmiştir [44].

Xiang, H. L. ve arkadaşlarının SAF2507 kalite döküm dubleks paslanmaz çelikler üzerinde yaptığı çalışmada, çözeltiye alma sıcaklığı arttıkça östenit miktarının azaldığı ve 1100-1250°C aralığında bu iki değişken arasında lineer bir ilişki olduğunu gözlemlenmişlerdir. Çözeltiye alma sıcaklığındaki değişimlerin çekme özelliklerini etkilediği, özellikle östenit tane boyutunun ve morfolojisinin çekme mukavemetine önemli bir etkisi olduğu belirtilmiştir. En yüksek çekme mukavemeti, östenit tanelerinin en ince olduğu 1150°C’de elde edilmiştir. 1100°C’de malzeme sünek bir kırılma göstermiş olduğunu ve uzama oranı en yüksek seviyeye ulaşmış olduğu belirtilmiştir [34].

Dubleks 1.4462 ve Süper Dubleks 1.4410 paslanmaz çeliklerin döküm yöntemiyle üretiminde 1025°C’de 1 saat 10 dakika boyunca östenitleme ısıtıl işleminin uygulanmış olduğu ve sonrasında hava ve yağ ortamında soğutulduğu belirtilmiştir. Ardından 400°C, 500°C, 600°C ve 700°C sıcaklıklarda yaşlandırma ısıtıl işlemine tabi tutulan numuneler hava ortamında soğutma işlemi gerçekleştirmişlerdir. Yaşlandırma sonrası ferrit (α) ve östenit (γ) dengesinde soğutma yöntemlerinin mikroyapısal farklılık oluşturmadığını gözlemlenmişlerdir. Ancak, ferritin 1000°C altındaki sıcaklıklarda yarı kararlı bir faz olarak sigma (σ) fazı oluşturduğu ve bu oluşumun tutma süresine bağlı olduğu belirtilmiştir. 1.4462 dubleks paslanmaz çelikte sigma fazı oluşurken, 1.4410 süper dubleks paslanmaz çelikte sigma fazının oluşmadığını gözlemlenmişlerdir. Ayrıca, 1.4462 çelikteki sigma fazı, malzemenin tokluk değerlerini de düşürmüş olduğu belirtilmiştir [16].

de Farias Azevedo, C. R. ve arkadaşlarının gerçekleştirdiği bir çalışmada dubleks paslanmaz çeliklerin, metalurjik yapısı östenitik ve ferritik çeliklere göre daha karmaşık

olduğu ve üretiminin, işlenmesinin, ısıtma işlemlerinin ve kaynaklanmasının zorlaştığı belirtilmiştir. Dupleks paslanmaz çelik parçaların kullanımı sırasında karşılaşılan hataların çoğunun faz dönüşümleri, faz kararlılığı ve mikroyapısal özelliklerle ilişkili olduğuna değinilmektedir. Ayrıca, dupleks paslanmaz çeliklerin hidrojen kırılabilirliği (HE) ve gerilim-korozyon çatlamasına (SCC) karşı hassas olduğu da belirtilmektedir. Hataların yaklaşık %50'sinin sigma fazı gibi zararlı fazların çökmesinden kaynaklandığı belirtilmektedir [45].

Döküm yöntemiyle üretilen süper dupleks paslanmaz çeliklerin incelendiği bir çalışmada, sigma fazının dökülen malzemenin mikroyapısında her zaman mevcut olduğu belirtilmiştir. Sigma fazının miktarı, kimyasal bileşim ve soğutma süreci kontrol edilerek en aza indirilebilmekte olduğuna değinilmiştir. Çözelti tavlama ısıtma işlemi ve ardından su verme, katılaşma sırasında meydana gelen sigma fazını çözerek mikroyapıda sadece ferrit ve östenitin kalmasına sebep olduğunu gözlemlemişlerdir. Ayrıca, 520°C'de 2 saat gerilim gidermede herhangi bir intermetalik fazın çökmemiş olduğu belirtilmiştir [41].

Liao, L., ve Chumbley, S.'in gerçekleştirdiği bir çalışmada CD3MCuN dupleks çelik dökümü yapılarak, soğuma hızının ferrit ve östenit oranlarına etkisi incelenmiştir. 1150°C'de homojenizasyon ısıtma işleminde sıcaklık arttıkça ferrit içeriği de artmakta olduğu, soğutma hızı, denge ferrit oranının belirlenmesinde kimyasal bileşimden daha az etkili olsa da ince ve kalın kesitli dökümlerde bu konu önem arz edebildiği belirtilmektedir. Homojenizasyon sıcaklığından 500°C/saat'lik soğuma hızıyla bir düşüş gerçekleştiğinde parçanın ince kesitinde görülen mikroyapının kalın kesitinde görülen mikroyapıdan büyük ölçüde farklı olduğu ve bu durumda önemli miktarlarda intermetalik fazlar meydana gelebildiği belirtilmiştir [3].

Laboratuvar ortamında indüksiyon fırınında dökümü gerçekleştirilen dupleks paslanmaz çelik numunelerin incelendiği bir çalışmada, ikincil fazlardan arındırılmış ferritik-östenitik yapı elde etmek amacıyla 1080°C sıcaklıkta çözelti tavlama ısıtma işlemi uygulanmış olduğu belirtilmiştir. Ardından numunelerin, kırılabilir fazların oluşma sıcaklık aralığı olan 600°C-900°C sıcaklıkları arasında yer alan 750°C ve 900°C'de 1 ve 3 saat tutma süresi ile ısıtma işlemi uygulandığı belirtilmiştir. 750°C'de yapılan ısıtma işlemi, 900°C'ye kıyasla daha yüksek çekme mukavemeti sağlamışken, 900°C'de çekme mukavemetinin düşmüş olduğunu ve uzama %35-37'ye yükselmiş olduğunu

gözlemlemiştir. İncelenen tüm numunelerde ikincil östenit ve krom nitrür çökeltileri oluşmuş, bu da malzemenin sertliğini artırmış olduğu belirtilmiştir [46].

2205 ve 2507 süper dubleks paslanmaz çeliklerin dökümü gerçekleştirilerek vakum ortamında 500°C-900°C sıcaklıkları arasında 6 dakika, 1 saat ve 10 saat boyunca yaşlandırma ısı işlemine tabi tutulan ve su ortamında soğutma işlemi gerçekleştirilen çalışmada intermetalik fazların, Cr₂N ve ikincil östenit oluşumu ile yoğun sigma fazı tespit edildiği belirtilmiştir. Her iki çeliğin de 500°C'nin üzerindeki sıcaklıklara maruz kaldıklarında kırılmanlaştığı, özellikle 2507 süper dubleks çeliğin intermetalik faz çökmesine daha yatkın olduğu ve yüksek sıcaklıklarda toklukta belirgin bir düşüş gösterdiği belirtilmiştir [47].

Raha, B, ASTM 6A kalite paslanmaz çelikler üzerinde gerçekleştirdiği bir çalışmada, yeterli sıcaklıklarda yapılan 1 dakikalık yaşlandırma işlemlerinde bile (yaklaşık 800 ve 900°C sıcaklıklarda) östenit-ferrit sınırlarında sigma fazının oluştuğunu belirtmiştir. İki sıcaklıkta da yaşlandırma süresi arttıkça sigma fazı miktarı artmış, uzama ve tokluk değerlerinin azaldığını gözlemlemiştir. Darbe testlerinde kullanılan analiz numuneleri ise gevrek bir yapı sergilemiş ve sertliğin özellikle 40 dakika yaşlandırmadan sonra artmış olduğu, ancak artan yaşlandırma süresi ile çekme dayanımı değerleri azalma eğiliminin göstermiş olduğu belirtilmiştir. 50°C'de 72 saat boyunca gerçekleştirilen oyuklanma korozyon testlerinin sonucunda ise, numunelerde belirgin bir ağırlık kaybı ve oyuklanma korozyonu oluştuğunu gözlemlemiştir [48].

15Cr-2Ni dubleks paslanmaz çeliklerinde σ fazı çökme kinetiği ve bu fazın mekanik özellikler üzerindeki sertleştirici etkisinin incelendiği bir çalışmada 750–900°C aralığında yaşlandırma sırasında yapıda σ fazının çökeldiği, süre ve sıcaklık arttıkça σ fazının tane boyutunun da arttığı belirtilmiştir. 850°C'de yaşlandırılan numunelerde, σ fazının hacmi %1,5'e ulaştığında sertleştirici etkinin zirveye çıktığı; bu oranın üzerinde, aşırı yaşlanma nedeniyle etkisinin azaldığı belirtilmiştir. Mo elementinin, σ fazının oluşum hızını ve miktarını artırarak ferrit fazında σ fazı çökmesini teşvik ettiği ve artan σ fazı içeriğinin, korozyon direncini azaltarak, yüksek mekanik mukavemet için olumsuz bir etki oluşturduğunu gözlemlemiştir [23].

AISI 2507 kalite süper dubleks paslanmaz çeliğin aşınma direnci 850°C'de ısı işlem uygulanarak ve 1050°C'de çözeltiye alma ısı işlemi uygulanarak incelendiği

Çalışmalarda çözeltiye alma ısıı işlemleri uygulanmış numunelerde aşınma direncinin, 850°C’de ısıı işlem uygulanmış numunelere göre daha az olduğunu gözlemlenmişlerdir. Malzeme, tavlama sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda bir ısıı işleme maruz kaldığında, sigma fazının ökeldiğı ve bu durumun doğrudan sıcaklık ve bekleme süresiyle ilişkili olduğuna değinilmiştir. Sigma fazı oluşumundan dolayı tokluğun da önemli ölçüde azaldığı belirtilmektedir [49, 50].

Fargas, G. ve arkadaşlarının gerçekleştirdiğı kuru ortamda kayma aşınması deneylerinde elde edilen sonuçlarda süper dubleks paslanmaz çeliğinin aşınma direncinin, östenit/ferrit matrisindeki sigma fazı hacim oranının artırılmasıyla iyileştirildiğı, sigma fazının ökilmesiyle ortaya çıkan sertliğinin, yüzey altı mikroyapısındaki plastik deformasyonu azaltarak yüzeyden malzeme kaybını azalttığı, kayma yüzeylerindeki analizi sonucunda ısıı işlemsiz ve ısıı işlem görmüş malzemeler arasında önemli bir fark olmadığı gibi benzer aşınma mekanizmalarının geliştiğinden bahsedilmiştir. Sonuçlara bakıldığında; kayma mesafesindeki artışın da aşınma direncinin azalması anlamına gelmekte olduğu belirtilmiştir [51].

2205 kalite dubleks paslanmaz çeliğinin aşınma direnci izotermal yaşlandırma sonrasında incelemişler ve σ -fazlı γ - δ matrisinin sağladığı sertlik sayesinde arttığını gözlemlenmişlerdir. Ancak, σ -fazlı parçacıkların aşındırıcı etkisi nedeniyle yüksek kayma hızlarında bu direncin azalabildiğı belirtilmiştir. Yine diğerkalite dubleks paslanmaz elik alaşımlarında yapılan araştırmalarda, σ -fazının çökelmesinin aşınma özelliklerini iyileştirdiğini göstermekte olduğu belirtilmiştir [52].

ASTM A890 5A, 6A ve 7A kalite döküm dubleks paslanmaz çeliğinin aşınma davranışı, pin-on disk testi kullanılarak incelenmiş ve ASTM 7A'nın hiper dubleksi, nadir toprak elementlerinin varlığı ve 7A'da bulunan yüksek miktarda krom ve tungsten nedeniyle, 5A ve 6A'nın süper dubleksiye kıyasla aşınma direncinde büyük bir iyileşme göstermiş olduğuna değinilmiştir. Krom ve tungsten elementlerinin malzeme yüzeyinde oluşan ve aşınma esnasında meydana gelen koruyucu oksit tabakasının yüksek aşınma hızlarında kalınlığını artırdığını gözlemlenmişler ve her üç malzemenin de malzeme kayıp oranı, test esnasında uygulanan yük arttıkça arttığı bulgularını elde etmişlerdir [35].

5. DENEYSEL AŞAMALAR

Deneyisel süreçlerde kullanılan ASTM A890 1B CD4MCuN [32] kalite ve BS EN 10283:2019 1.4468 [33] kalite dubleks paslanmaz çeliğin kum kalıba dökümü Akdaş Döküm A.Ş. firması bünyesinde gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.1’de deneyisel süreç akım şeması görülmektedir.

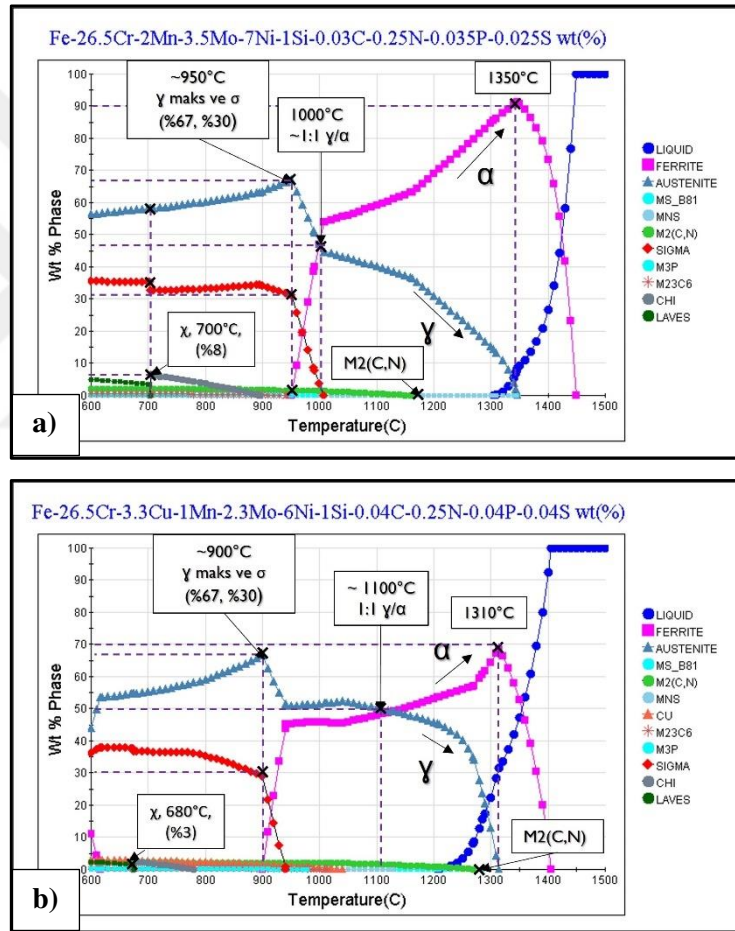


Şekil 5.1. Çalışmalara ait deneyisel aşamaların proses akış şeması.

Parçaların dökümü standartlarına uygun bir şekilde (ASTM A890/BS EN 10283:2019 [32,33]) gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem için aralıklar aynı standartlar baz alınarak 1050-1150°C olarak belirlenmiştir. Ardından mekanik testler için ASTM E8M [53]’e göre çekme testi numuneleri ve ASTM E23-23 [54] standardına göre çentik darbe numuneleri işlenerek çıkarılmıştır. Potansiyodinamik korozyon testleri ASTM G5-14(2021) [55] ve literatürdeki uygulamalar temel alınarak gerçekleştirilmiştir. Aşınma testleri ise ASTM G99 [56] standardı ve literatürde mevcut çalışmalara göre gerçekleştirilmiştir. Mekanik testler gerçekleştirildikten sonra SEM ve XRD analizleri yardımıyla mikroyapısal ve faz yorumlamaları tamamlanmıştır.

5.1. Döküm Simülasyonu/Tasarım

İki farklı alaşımın da döküm prosesinde şarj hesabı gerçekleştirilerek alaşımların standartlarında mevcut kimyasal kompozisyon aralığı için eklenecek ferro ve metalik alaşımların kilogram hesabı gerçekleştirilmiştir. Dökümü gerçekleştirilecek parçaların Magmasoft 6.0 programı kullanılarak porozite, döküm hızı, sıcak nokta analizleri gerçekleştirilerek döküm sıcaklıkları ayarlanmıştır. Dökülecek parçaların standartlarında yer alan kimyasal kompozisyonuna göre JMatPro programı kullanılarak katılaşma eğrileri elde edilerek ikincil fazların oluşma sıcaklığı ile ilgili bilgiler edinilmiştir. Elde edilen eğrilere Görsel 5.1’de yer verilmiştir.



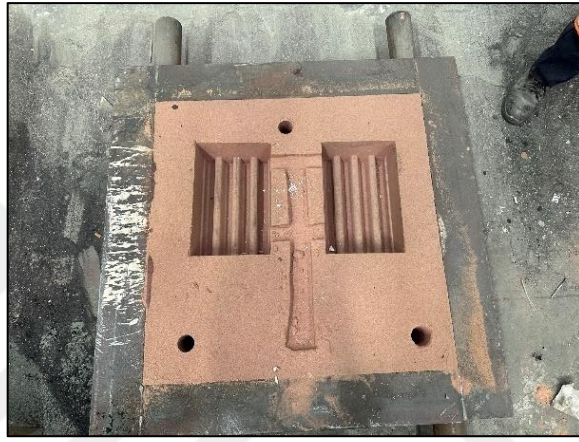
Görsel 5.1. JMatPro ile alınan katılaşma eğrisi ve faz analizi a) 1.4468 ve b) CD4MCuN.

Görsel 5.1.a’da mevcut grafiğe göre 1.4468 kimyasal kompozisyonunda karşılaşılabilecek ikincil fazlar ve sıcaklıkları olarak 1000°C altında yaklaşık ağı. %25 civarlarında sigma fazı, 600-1000°C sıcaklık aralıklarında ağı. %0-5 civarında M2(C,N) ötektik karbür ve nitrür çökeltilerinin oluşabileceği gözlemlenmiştir. Görsel 5.1.b’de mevcut grafiğe göre ise CD4MCuN kimyasal kompozisyonunda karşılaşılabilecek fazlar

olarak ise 1000°C altında ağı. %0-5 civarında Cu çökeltileri, 900°C'ye kadar ağı. %30 civarında ise sigma çökeltileri oluşabileceği gözlemlenmiştir. CD4MCuN için 1:1 ferrit ve östenit faz oranı yaklaşık 1120°C'de gözlemlenirken; 1.4468 için bu sıcaklık 1000°C olarak simüle edilmiştir.

5.2. Döküm

Dökümü gerçekleştirilecek parçalar için gerekli yolluk tasarımları yapıldıktan sonra kum kalıba döküm işlemi için kalıp hazırlama işlemleri tamamlanmıştır. Kum kalıplarda (Görsel 5.2) eski-yeni kum karışımı kullanılmıştır.



Görsel 5.2. Test bloğu için hazırlanan kalıp.

Tablo 5.1'de standart kimyasal kompozisyonu verilen CD4MCuN ve 1.4468 kalite dubleks paslanmaz çeliklerin dökümü gerçekleştirilmiştir. Bu iki malzeme arasındaki en temel farklılık CD4MCuN kimyasal kompozisyonunda mevcut Cu elementi varlığıdır.

Tablo 5.1. ASTM A890 CD4MCuN ve BS EN 1.4468 kimyasal kompozisyonu [32,33].

BS EN 10283 1.4468	Element	%Ağırlık	ASTM A 890 CD4MCuN	Element	%Ağırlık
	C	0.030 max		C	0,040
	Si	1,00		Si	1,00
	Mn	2,00		Mn	1,00
	P	0,035		P	0,040
	S	0,025		S	0,040
	Cr	24,50-26,50		Cr	24.5-26.5
	Mo	2,50-3,50		Mo	1,7-2,3
	Ni	5,50-7,00		Ni	4,7-6,0
	N	0,12-0,25		N	0,10-0,25
	Cu	-		Cu	2,7-3,3

Döküm sırasında elde edilmek istenen kimyasal kompozisyonların ağırlıkça oranları ve eklenecek madenler firma tarafından hesaplanması gerçekleştirildikten sonra ilgili döküm işlemlerine başlanmıştır. Paslanmaz çeliklerin dökümlerinde daha önce de bahsedildiği gibi VD-VOD gibi sistemler düşük karbon, kükürt ve fosfor oranı elde edilmesi bakımından oldukça önemlidir. Dökümde ilk aşama “Dubleks Kütük” adı verilen kütük dökümler VOD yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Ardından bu kütükler 300 kg kapasiteli ark ocağında (Görsel 5.3) yeniden ergitilerek ilgili kompozisyonlar için maden eklemeye devam edilmiştir. Ark ocağında argon gazı üflemesi yardımıyla karıştırma sağlanmıştır.



Görsel 5.3. Dökümde kullanılan ark ocağı ve dubleks kütük görselleri.

Ergitme işlemi Tablo 5.1’de verilen kompozisyon aralıkları elde edilmek için sürerken, eriyik metalin kalıba aktarılacağı pota eş zamanlı olarak ısıtılmıştır. Kompozisyon doğrulaması için ergitme sırasında eriyikten numuneler alınarak spektrometre yardımıyla analiz edilerek kontrol edilmiştir. Cüruf alma işlemi için perlit tozu kullanılmıştır. Döküm sıcaklıkları her iki kompozisyon için CD4MCuN 1503°C ve 1.4468 için 1587°C olacak şekilde firma bilgileri, Magmasoft 6.0 programı ve literatür yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Tablo 5.2’de CD4MCuN ve 1.4468 malzemelerinin dökümünde eriyik malzemesi olarak eklenen madenler ve toplam tonajları görülmektedir.

Tablo 5.2. Dökümde kullanılan malzemeler ve tonajları.

BS EN 10283 1.4468	Malzeme	Tonaj (kg)	ASTM A 890 CD4MCuN	Malzeme	Tonaj (kg)
	Dubleks Kütük	185		Dubleks Kütük	2601,5
	Metalik Ni	2		FeSi	10
	FeCrN	4,5		FeMn (LC)	8
	Metalik Cr	8,6		FeMo	7
	Metalik Mo	1,5		Ni	22
	FeSi	0,500		Cu	76
				Metalik Cr	82
				Metalik Mn	19,5
				Nitrojenli Cr	70

5.2.1. Kimyasal kompozisyon karakterizasyonu

Döküm esnasında kimyasal analizleri gerçekleştirmek için Akdaş Döküm A.Ş. bünyesinde bulunan OBLF GS 1000-II optik emisyon spektrometresi kullanılmıştır. Dökümden sonra doğrulama amacıyla C, S, O, N, H ve içeriğindeki eser elementleri doğrulamak amacıyla Akdaş Döküm A.Ş. Ar-Ge Laboratuvarında bulunan LECO CS744, LECO ONH836 ve Thermoscientific GD-MS cihazları kullanılmıştır.

Cihazlarda analiz edilecek numunelerin ilgili boyutlara ve yüzey özelliklerine sahip olacak şekilde hazırlanabilmesi adına taşıma işlemi Metkon Spektral PG 52 cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Kalıp bozması gerçekleştirilen parçalardan CD4MCuN direkt olarak ısıtılma işlemi alınırken, 1.4468 kalite parçada atmosfer ortamında soğuması sağlandıktan sonra ilgili test numuneleri işlenerek parçadan çıkarılmış ve ısıtılma işlemi alınmıştır.

5.3. Isıl İşlem

Kalıp bozma işlemi gerçekleştirilen parçalar atmosferik fırınlarda ASTM A 890 ve BS EN standartlarına [32,33] uygun aralıklarda belirlenen sıcaklıklarda çözeltiye alma ısıtılma işlemlerine tabi tutulmuşlardır. Isıl işlem koşulları her iki kompozisyon için Tablo 5.3'teki gibidir. CD4MCuN numuneleri 1050°C'de 30 dakika tutma süresiyle çözeltiye alma uygulanırken, 1.4468 numuneleri için literatürde yer alan bilgiler ve yine bahsi geçen standartlar [32,33] doğrultusunda 1050°C ve 1150°C sıcaklıkta 1,5 saat tutma süresi olarak belirlenmiştir. Isıtılma işlemlerinden sonra numunelere su verme yapılarak hızlı soğutulmuş ve ısıtılma işlemleri tamamlanmıştır.

Tablo 5.3. CD4MCuN ve 1.4468 numuneleri için uygulanan ısıt işlemleri koşulları [32,33].

Numuneler	Çözeltiye Alma Sıcaklığı	Tutma Süresi
CD4MCuN	1050°C	0,5 sa
1.4468 HT-I	1050°C	1,5 sa
1.4468 HT-II	1150°C	1,5 sa

5.4. Mekanik Testler

Parçaların mekanik özelliklerinin incelenmesi kapsamında çekme testi, çentik darbe testi ve sertlik testleri uygulanmıştır. Tek eksenli çekme ve çentik darbe deneyleri 21°C ortam sıcaklığında sırasıyla ASTM E8 [53] ve ASTM A370 [57] standartlarına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Çekme numuneleri M24 (5D-d0=Ø14) olarak hazırlanmış olup, çentik numunelerinin hazırlanması için ASTM E23 [54] standardı takip edilmiştir. Çekme için maksimum 200 kN kapasiteli çekme cihazı ve çentik darbe için MTS Exceed 22-452 cihazı kullanılmıştır. Sertlik ölçümleri ASTM E384 [58]'e göre HV10 Vickers Indenter kullanılarak Emcotest Duravision 30G5 cihazıyla gerçekleştirilmiştir.

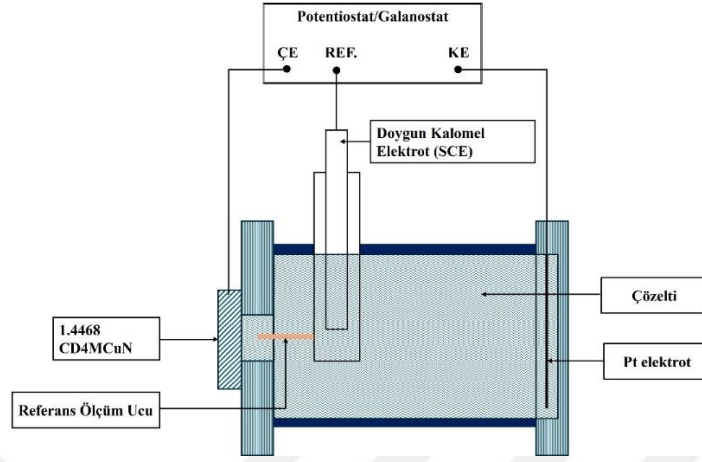
5.5. Aşınma Testleri

1.4468 ve CD4MCuN numunelerinin aşınma testlerinde CSM Instruments Tribometer cihazı kullanılmıştır. Aşınma testleri disk üzeri bilya (ball-on disk) aşınma geometrisi olarak, oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir [56]. Deneyde 3 mm çapında tungsten karbür (WC) bilya kullanılmıştır ve literatürde mevcut çalışmalar doğrultusunda 5 N yük, 100 m kayma mesafesi ve 5 cm/s çevresel hız parametreleri belirlenerek gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneyinden sonra numunelerin yüzeylerindeki hacim kaybı miktarı hesabı için Mitutoyo SJ-400 profilometre cihazıyla ölçümü gerçekleştirilmiştir.

5.6. Korozyon Testleri

CD4MCuN ve 1.4468 numunelerine ASTM G5-14 (2021) standardı [55] ve literatür takip edilerek, açık devre potansiyeli ölçülmüş ve ardından potansiyodinamik korozyon testleri Şekil 5.2'de mevcut hücre şeması kurularak uygulanmıştır. Deney esnasında kullanılan korozyon ortam oyuklanma korozyonuna en çok rastlanabilecek olan tuzlu ortam olarak seçilmiştir. Korozyon sıvısı içeriğinde 500 mL saf su, 0,1 M potasyum sülfat-K₂SO₄ (17,5 gr), 0,1 M di-potasyum hidrojen fosfat - K₂HPO₄ (17,5 gr) ve ağırlık %3,5 NaCl eklenerek bir tuzlu su çözeltisi hazırlanmıştır. Çözelti pH'ı 7 olacak şekilde

ayarlamak için pH metre yardımıyla ölçülerek kontrollü bir şekilde H_2SO_4 eklenmiştir. Çözelti hazırlanması manyetik karıştırıcı yardımıyla tamamlanmıştır.



Şekil 5.2. Gerçekleştirilen elektrokimyasal deneylere ait hücre şeması.

Çözelti deneyinden önce ve deney sırasında çözünmüş oksijenden argon gazı yardımı ile temizlenmiştir. Deneylerde çalışma elektrotu (ÇE) , doymuş kalomel referans elektrot (REF) ve platin tel örgü karşıt elektrottan (KE) oluşan standart 3 elektrot sistemi kullanılmıştır. Bütün potansiyeller Doymuş Kalomel Elektrotuna (SCE) göre verilmiştir.

Potansiyodinamik (Pd) polarizasyon deneyleri Gamry model Interface 1010 model potansiyostat/galvanostat kullanılarak -0.5 – 1 V potansiyele aralığında 1 mV/s tarama hızında gerçekleştirilmiştir. Potansiyodinamik Tafel yaklaşımları, Gamry Echem Analyst programı kullanılarak işlenmiştir.

5.7. Mikroyapısal İncelemeler

Metalurjik numune hazırlama işlemlerinde öncelikle Metkon Metacut 302 cihazı ile numuneler uygun boyutlarda kesilmiştir. Numuneler Metkon Ecopress 102 cihazında Bak-B bakalit tozu ile bakalite alındı. Ardından numuneler 180, 320, 600, 1200 zımparalar ile zımparalandıktan sonra sırasıyla 6, 3 ve 1 mikronluk çuhalar ve parlatma solüsyonları yardımıyla parlatma işlemleri Metkon Forcipol 202-Forcimat 102 ve Dosimat 102 zımpara-parlatma cihazları ile tamamlanmıştır. Mikroyapısal incelemeler için Nikon MA100 optik mikroskop kullanılmıştır. Clemex Vision Lite ara yüzü sayesinde faz oranı hesaplamaları gerçekleştirilmiştir. Numunelerin dağlanması için Kalling's No 2 (5 gr $CuCl_2$ + 100 ml HCl ve 100 ml ethanol) çözeltisi kullanılmıştır.

5.7.1. SEM ve XRD analizleri

Numunelerde ısıtıl işlem etkisiyle değişen fazları ve oluşan ikincil fazları saptayabilmek, uygulanan aşınma testi sonrasında aşınma izlerini görebilmek ve optik mikroskopta gerçekleştirilen faz analizlerini doğrulamak amacıyla SEM, EDX ve XRD analizleri sırasıyla ZEISS Gemini Supra 50VP taramalı elektron mikroskobu cihazıyla ve Rigaku MiniFlex 600 cihazıyla gerçekleştirilmiştir.



6. BULGULAR VE TARTIŞMA

Kum kalıba dökümü gerçekleştirilen ASTM A890 1B CD4MCuN kalite ve BS EN 1.4468 kalite dubleks paslanmaz çeliklerin mikroyapısal ve mekanik özellikleri incelenerek tartışılmıştır. Tablo 6.1’de CD4MCuN ve 1.4468 döküm parçalarının optik emisyon spektrometresi ile ölçümü gerçekleştirilen kimyasal kompozisyonları yer almaktadır.

Tablo 6.1. CD4MCuN ve 1.4468 parçalarına ait kimyasal kompozisyon bilgileri.

BS EN 10283 1.4468	Element	%Ağırlık	ASTM A 890 CD4MCuN	Element	%Ağırlık
	C	0,03		C	0,02
	Si	0,31		Si	10,52
	Mn	0,20		Mn	0,92
	P	0,03		P	0,02
	S	0,01		S	0,01
	Cr	24,87		Cr	25,61
	Mo	2,70		Mo	1,95
	Ni	5,63		Ni	5,27
	N	0,24		N	0,20
	Cu	0,15		Cu	2,82

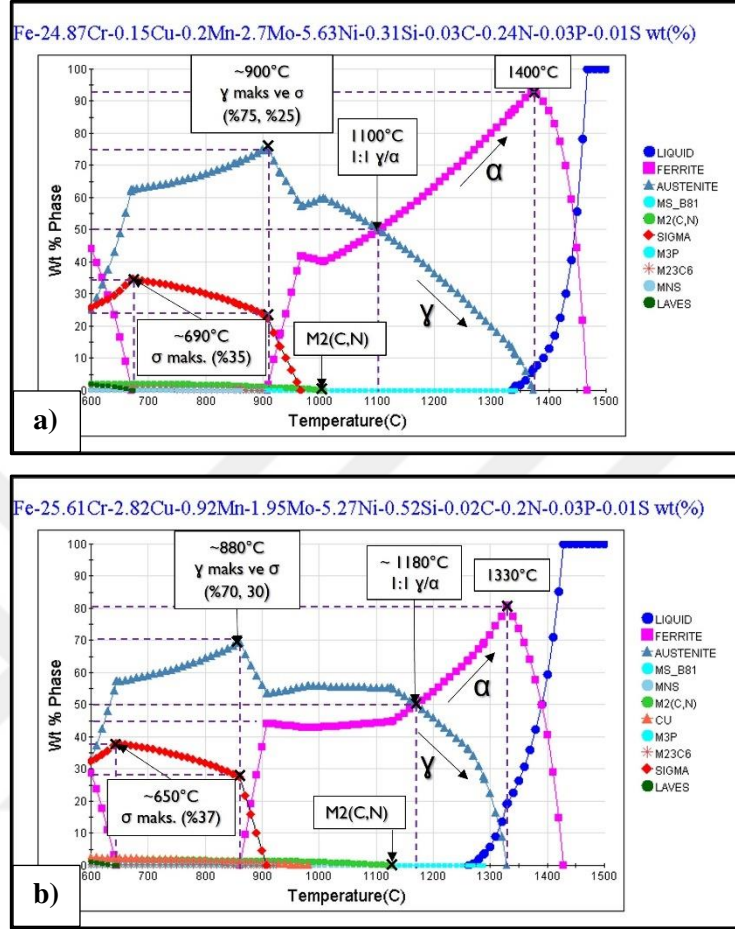
Kimyasal kompozisyonlarına göre PREN hesaplamaları (%Cr + %3,3Mo + %16N) gerçekleştirildiğinde CD4MCuN ve 1.4468 parçaları için bu değerler sırasıyla 35,24 ve 37,62 olarak bulunmuştur.

$$\text{CD4MCuN} = 24,87 + (3,3 \times 2,70) + (16 \times 0,24) = 35,24 \quad (6.1)$$

$$1.4468 = 25,61 + (3,3 \times 1,95) + (16 \times 0,20) = 37,62 \quad (6.2)$$

İlgili kimyasal kompozisyonların döküm sonrası sonuçları elde edildikten sonra JMatPro program kullanılarak yapıda oluşabilecek fazların simüle edilmesi gerçekleştirilmiştir. Sonuçlar Şekil 6.1’de mevcuttur. 1.4468 kalite paslanmaz çelik için katılaşma eğrilerine bakıldığında (Şekil 6.1.a) 1100°C’de ferrit ve östenit 1:1 faz oranına sahiptir ve bu sıcaklıklarda herhangi bir ikincil faz gözlemlenmemektedir. Sıcaklık 1100°C’den yukarılara çıktıkça ferrit fazının artışı dikkat çekicidir. Östenit fazının ise 900°C’de ferrit fazına göre daha fazla oluştuğu ve bu oranın yaklaşık %75 olduğu gözlemlenmiştir. Sigma fazı oluşumunun 600°C’den itibaren başladığı ve 680°C civarı en yüksek orana ulaştığı; yaklaşık olarak 950°C’ye kadar da yapıda varlığını azalarak

sürdüğü ve M2(C,N) fazının 1000°C'ye kadar yapıda yaklaşık olarak %0,5 oranında bulunurken, 1000°C'de yapıdan kaybolduğu görülmektedir.

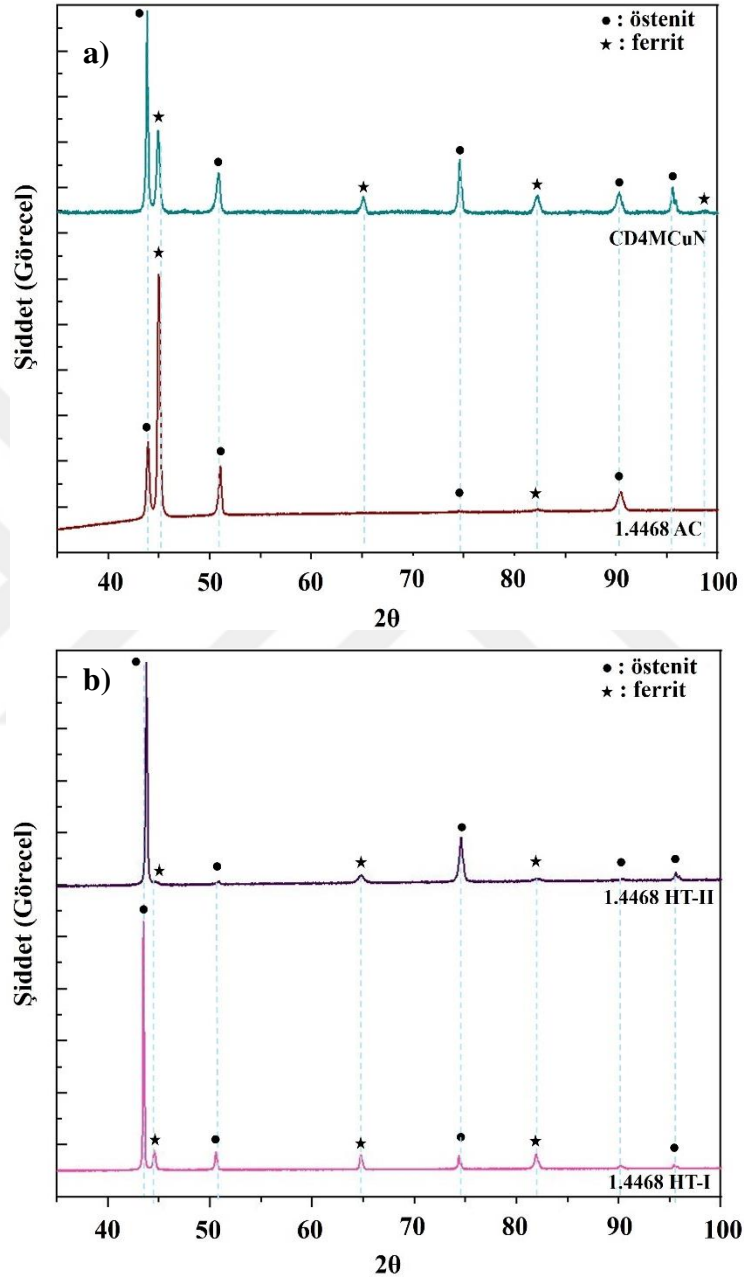


Şekil 6.1. JMatPro ile alınan katılaşma eğrisi ve faz analizi a) 1.4468 ve b) CD4MCuN.

Şekil 6.1.b'ye bakıldığında CD4MCuN paslanmaz çeliğinde 1100-1200°C sıcaklık aralıklarında (yaklaşık 1180°C) 1:1 östenit ferrit fazı oranı elde edildiği gözlemlenmiştir. Bu oran 900°C birbirine yakın (östenit ~%52, ferrit ~%45) gözlemlenirken sigma fazının varlığı eşlik etmektedir. Ferrit oluşumunun 1180°C'den sonra artmaya devam etmesi ve 1350°C'de maksimum seviyeye ulaşması dikkat çekicidir. Östenit fazının yapıda en fazla bulunduğu sıcaklık 880°C olarak gözlemlenirken, bu değerin maksimum %70'e çıkabildiği görülmüştür. 1.4468 ile benzer şekilde M2(C,N) fazı yapıdaki varlığını yaklaşık 1120°C'lere kadar koruyabildiği ve en fazla yapıda %0-5 oran aralığında bulunabildiği görülmektedir.

6.1. Mikroyapı ve Faz Analizleri

Mikroyapı ve faz analizleri Optik Mikroskop, XRD ve SEM analizleri aracılığıyla gerçekleştirildiği deneysel aşamalar bölümünde açıklanmıştı. Şekil 6.2’de numunelere ait XRD grafikleri yer almaktadır.



Şekil 6.2. *a) CD4MCuN (1050°C 30dk çözeltiye alma) ve 1.4468 AC (ısıt işlemsiz), b) 1.4468 HT-I (1050°C 1,5 saat çözeltiye alma) ve 1.4468 HT-II (1150°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunelerine ait XRD grafikleri.*

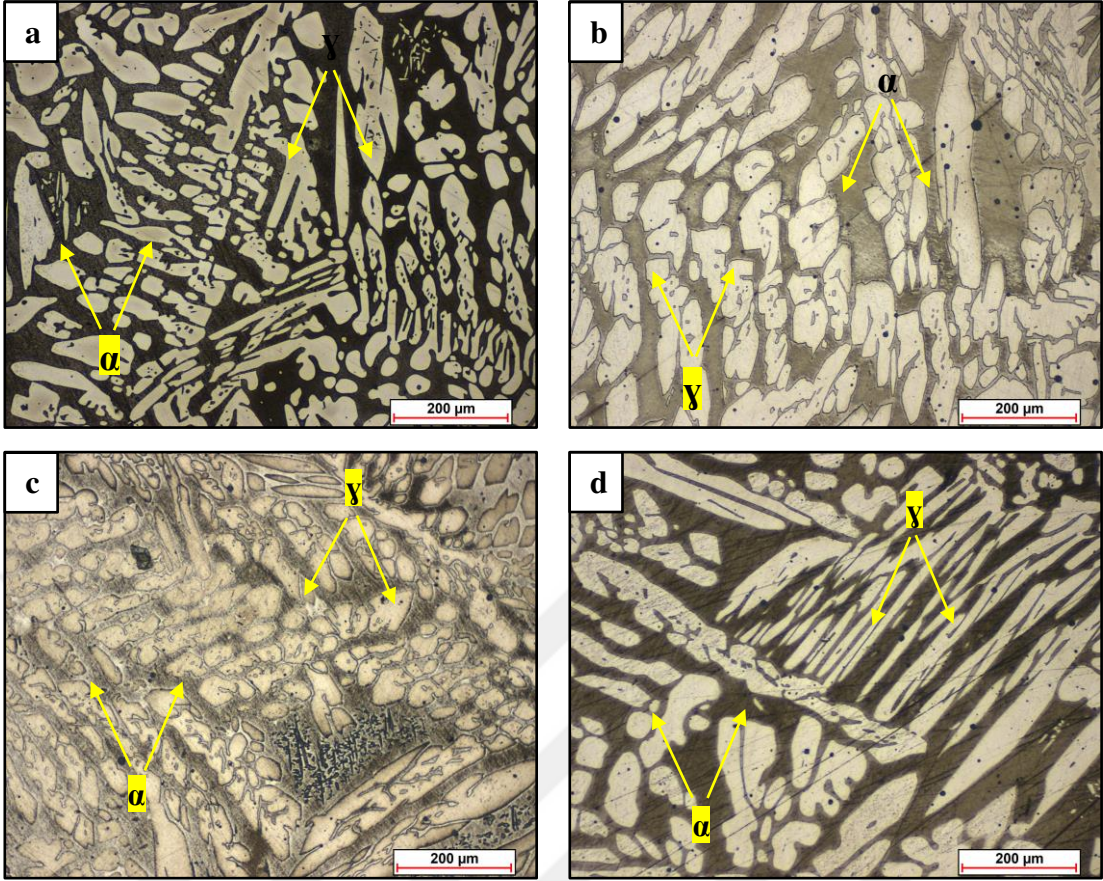
XRD analizleri sonucu elde edilen grafiklere bakıldığında 4 numune de ortak, dubleks paslanmaz çeliklerin temel fazları olan östenit ve ferrit fazlarından, ana pik

östenit (111) ve ferrit (110) piki 43° ve 44°'lerde gözlemlenirken, 51° civarında östenit (200) pikleri olarak gözlemlenmiştir.

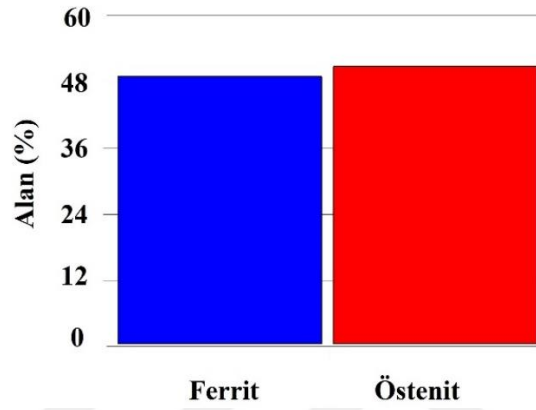
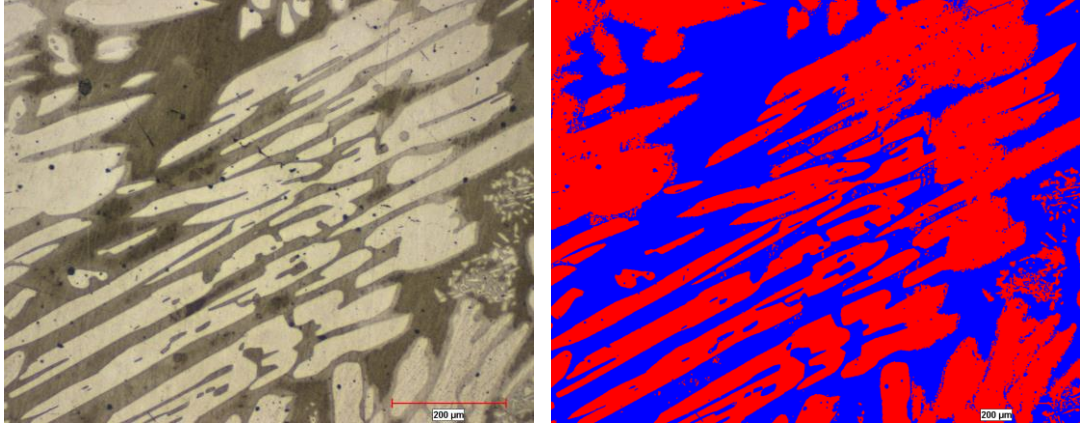
Görsel 6.1'de CD4MCuN (1050°C 30 dk), 1.4468 AC (ısıtıl işlemsiz), 1.4468 HT-I (1050°C 1,5 sa) ve 1.4468 HT-II (1150°C 1,5 sa) numunelerine ait mikroyapı görüntüleri mevcuttur. Mikroyapısal görüntülerde, östenit fazı açık bölgeler, ferrit fazı ise koyu bölgelerdir. Görsel 6.1.a ve 6.1.d'ye bakıldığında CD4MCuN ve 1.4468 HT-II numunelerinde östenit fazlarının yapılanmalarının daha homojen olduğu gözlemlenirken, b ve c'de 1.4468 AC ve 1.4468 HT-I numunelerinde nispeten daha kaba ve yoğun östenit taneleri göze çarpmaktadır.

Numunelerde ferrit ve östenit fazları Nikon MA 100 optik mikroskobun arayüz yazılımı olan Clemex programı kullanılarak kantitatif faz hesabı (Şekil 6.3) 9 optik mikroskop görüntüsünden alınan faz alanları oranlandığında CD4MCuN ve 1.4468 HT-II numunelerinde yaklaşık olarak 1:1 faz oranı elde edilmiştir. Ancak 1.4468 AC numunesinde ~%25 ferrit ve ~%75 östenit fazı bulunurken, HT-I ısıtıl işleminden sonra bu değerin ~%30 ferrit ve ~%70 östenit olduğu gözlemlenmiştir.

Yükselen ısıtıl işlem sıcaklığıyla birlikte değişen ferrit fazının daha stabilize olması ve östenit fazının ferrit fazına dönüşümü Cr elementinin ferrit destekleyici olması nedeniyle gerçekleşmektedir. Literatürde belirtildiği gibi dubleks paslanmaz çeliklerde 1000°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda östenit fazı, ferrite dönüşmektedir [16]. Görsel 6.1.c'ye bakıldığında 1.4468 HT-I numunesinin mikroyapısında ikincil östenit fazları da gözlemlenmiştir. İkincil östenit fazları, birincil östenitlerden oluşan, ferrit fazının YMK kristal yapısının dönüşümüdür ve genellikle östenit-ferrit fazının sınırlarında ya da ferrit fazının ortasındaki bölgelerde gözlemlenir [16, 17]. Görsel 6.1.c'de ikincil östenitin ferrit fazının orta bölgelerinde oluştuğu gözlemlenmiştir.



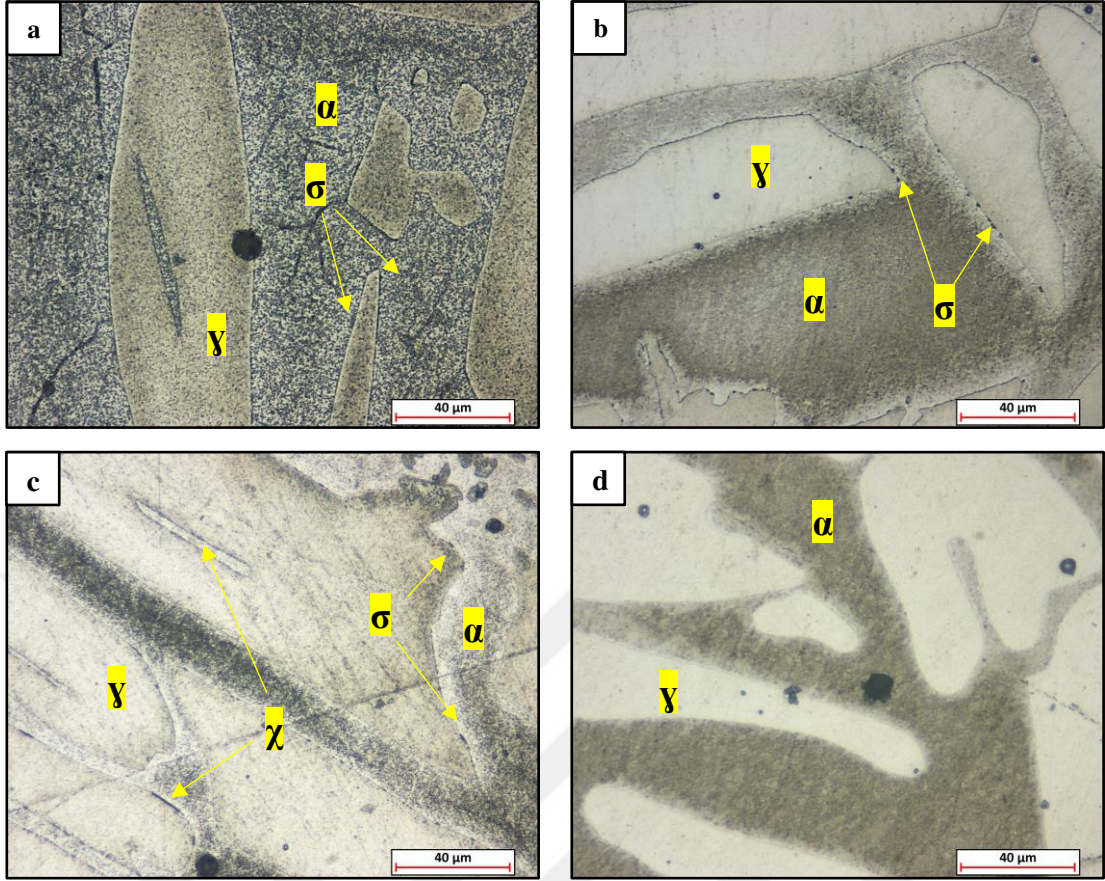
Görsel 6.1. *a) CD4MCuN 1050°C 30 dk, 1.4468 b) ısıt işlemsiz, c) 1050°C 1,5 saat ve d) 1150°C 1,5 saat ısıt işleme maruz kalan numunelere ait mikroyapı görselleri (koyu bölgeler ferrit, açık bölgeler östenittir).*



Şekil 6.3. Clemex arayüzü ile 1.4468 HT-II numunesine ait kantitatif faz oranı hesaplaması.

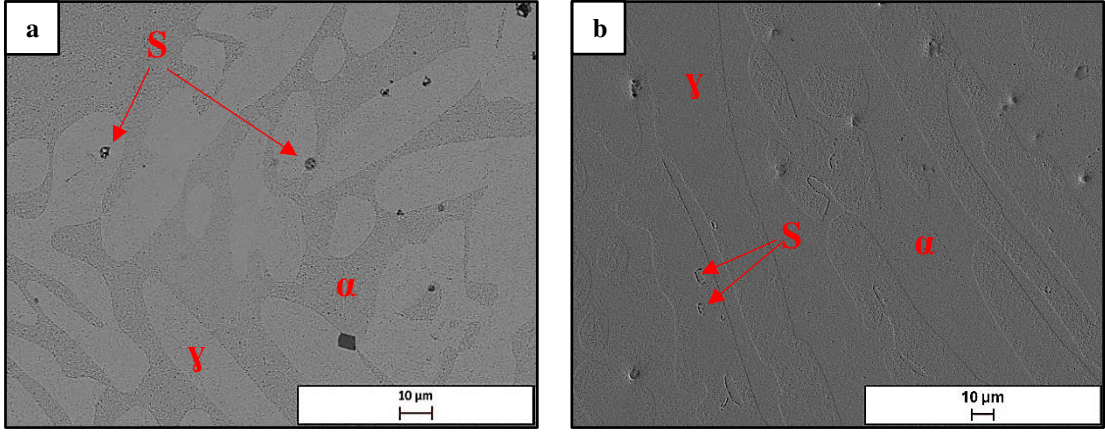
Görsel 6.2'ye bakıldığında numunelere ait 500x büyütmede mikroyapı görüntüleri mevcuttur. CD4MCuN ısıtılma işlemle intermetalik fazların kaybolması beklenirken, döküm sırasında çöken intermetaliklerin tam olarak matriste çözünmediği ve 1050°C'de 30 dakika boyunca çözeltiye alma ısıtılma işlemi uygulansa bile hala mevcut olduğu gözlemlenmiştir (Görsel 6.2.a). Görsel 6.2.b'de 1.4468 AC ısıtılma işlemsiz numunesine ait mikroyapı görüntüsü mevcuttur. Yapısında özellikle östenit-ferrit fazı sınırlarında sigma çökeltileri gözlemlenmiştir.

1.4468 HT-I koşulunda (Görsel 6.2.c) tane sınırlarında ikincil fazların varlığı dikkat çekmektedir. Bu çökeltilerin sigma ve chi fazı oluşumu olarak yorumlanmıştır. Chi fazının yapıda tane sınırlarında ağ yapısındadır ve sürekliidir [21]. 1050°C'lik ısıtılma işlem sıcaklığının 1.4468 malzemesinin yine ikincil fazları yapıdan tamamıyla götürmek için yeterli olmadığı söylenebilir. Görsel 6.2.d'de mevcut 1.4468 1150°C HT-II mikroyapı görüntülerinde herhangi bir intermetalik yapılanma gözlemlenmemiştir.



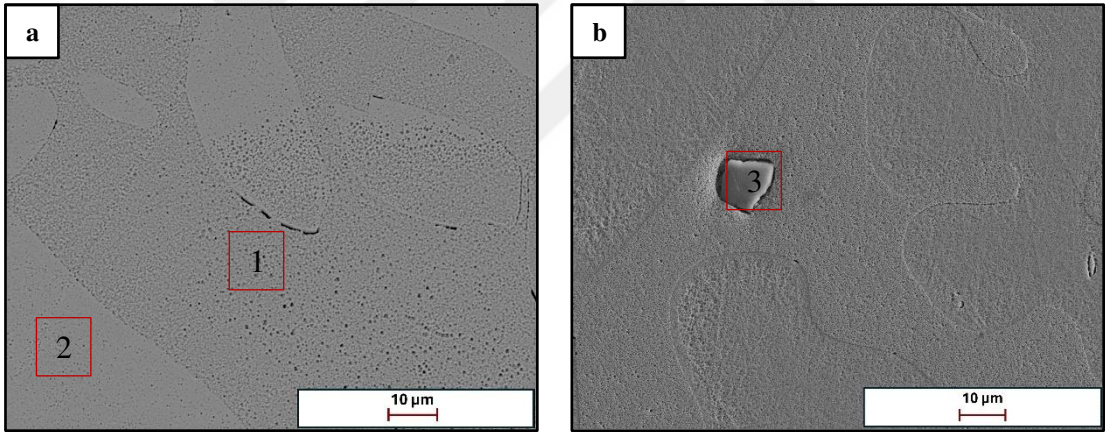
Görsel 6.2. a) CD4MCuN 1050°C 30dk ve 1.4468 b) döküm halinde c) 1050°C 1,5 saat, d) 1150°C 1,5 saat çözeltiye alma ısıtma işlemi uygulanmış numunelere ait 500X büyütme OM görüntüleri.

Görsel 6.3'te CD4MCuN numunesine ait SEM görüntüleri mevcuttur. SEM görüntülerine bakıldığında OM görüntüleriyle paralel olarak incelendiğinde açık gri bölgeler östenit fazı, koyu gri bölgeler ferrit fazı olarak yorumlanmış ve görsellerde bu bölgeler işaretlenmiştir. Mikroyapısında ikincil fazların oluşumundan şüphelenilen bölgeler "S" harfi ile işaretlenerek görsel üzerinde kırmızı okla gösterilmiştir. Özellikle Görsel 6.3 a'da östenit fazı ve ferrit fazının sınırındaki bölgeler ve Görsel 6.3 b'de östenit fazının iç kısımlarında ikincil faz çökeltileri gözlemlenmiştir.



Görsel 6.3. *CD4MCuN (1050°C 30dk çözeltiye alma) numunesine ait a) 1200x ve b) 1500x büyütmede SEM görüntüleri.*

Görsel 6.4’te SEM görüntülerinden alınan EDX analiz bölgeleri gösterilmektedir. 1 numaralı nokta koyu gri olası ferrit fazının bulunduğu yer, 2 numaralı nokta açık gri olası östenit fazının olduğu bölge ve 3 numaralı nokta ise ikincil faz olarak şüphelenen bölgeyi temsil etmektedir.



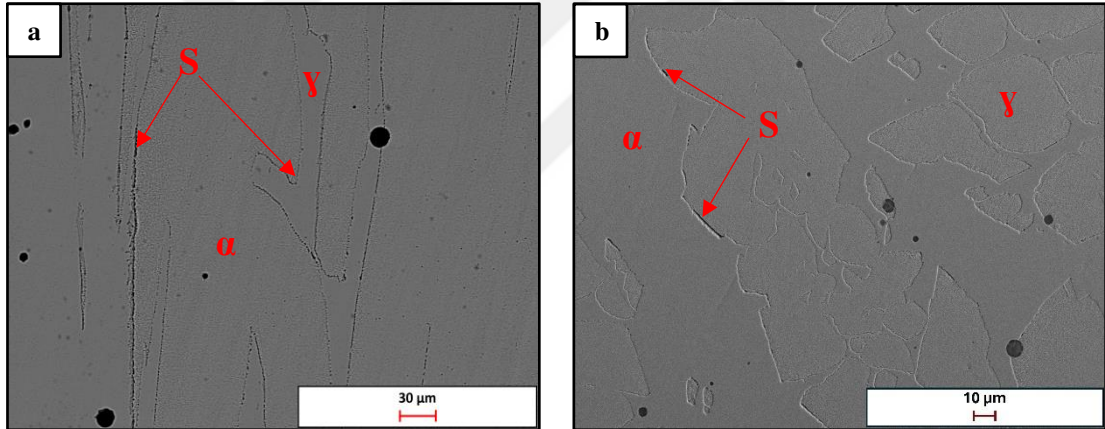
Görsel 6.4. *CD4MCuN (1050°C 30 dk çözeltiye alma) numunesine ait a) 2500x ve b) 3200x büyütmede EDX analiz bölgeleri.*

Tablo 6.2’de CD4MCuN numunesinde belirtilen bölgelerden alınan EDX analizleri sonucunda ferrit fazı ve östenit fazı doğrulanırken, ikincil fazların sigma fazı olarak belirlenmiştir. Östenit fazı ferrit fazına kıyasla daha yüksek Ni oranı içerirken, ferrit fazı kromca zengin olup, Mo oranı da yüksektir. Sigma fazında element oranları Cr, Mo ferrit fazına kıyasla fazla iken; Ni oranının östenit fazından düşük olması muhtemel sigma fazının varlığını kanıtlar nitelikte olduğu yorumlanmıştır. Bunun sebebi sigma fazının özellikle yapıda çökelirken Cr ve Mo elementlerini yapısına dahil ederken, Ni elementini yapıdan uzaklaştırmasından kaynaklanmaktadır [10].

Tablo 6.2. CD4MCuN numunesine ait EDX analiz sonuçları (ağırlıkça %).

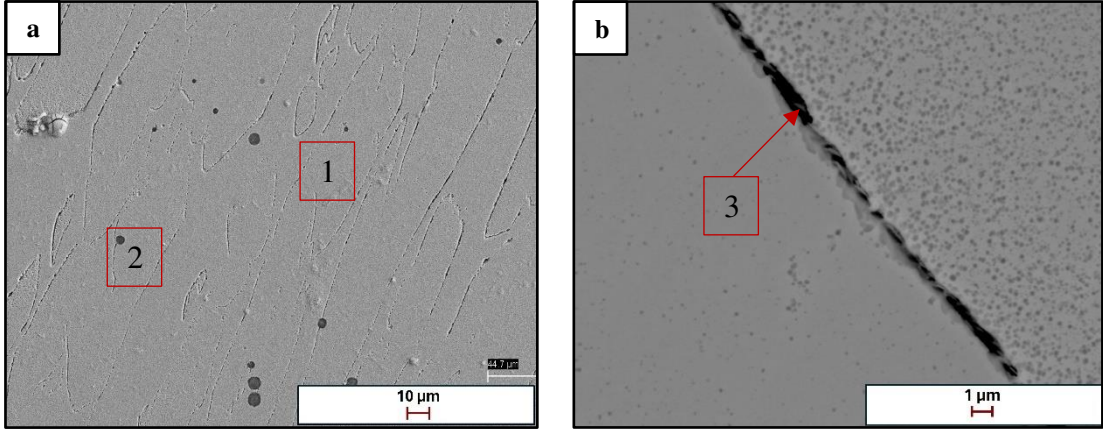
Elementler (Ağırlıkça %)	Cr	Ni	Mo	Cu	Si	Fe
CD4MCuN (α) Nokta 1	28,94	4,57	2,42	2,34	-	Denge
CD4MCuN (γ) Nokta 2	24,84	6,39	1,65	2,85	-	Denge
CD4MCuN (σ) Nokta 3	29,30	3,51	3,38	2,39	0,46	Denge

Görsel 6.5'te, 1.4468 AC numunesine ait SEM görüntüleri yer almaktadır. Bu görüntüler, OM görüntüleriyle uyumlu şekilde incelendiğinde, açık renkli alanların östenit fazını, koyu renkli alanların ise ferrit fazını temsil ettiği belirlenmiş ve görsellerde bu bölgeler işaretlenmiştir. Numune mikroyapısında özellikle tane sınırlarında çökmesi beklenen ikincil fazların oluşumu şüphesi taşıyan alanlar "S" harfiyle işaretlenerek kırmızı oklar aracılığıyla görsel üzerinde vurgulanmıştır. İkincil fazların Görsel 6.5 a ve b'de görüldüğü gibi östenit ferrit tane sınırlarında gözlemlenmiştir.



Görsel 6.5. 1.4468 AC (Isıl işlemsiz) numunesine ait a) 1800x ve b) 945x büyütmede SEM görüntüleri.

Görsel 6.6'da 1.4468 AC numunesinin SEM görüntülerinden gerçekleştirilen EDX analiz bölgeleri gösterilmektedir. 1 numaralı nokta olası ferrit fazının bulunduğu yer, 2 numaralı nokta ise olası östenit fazının olduğu bölge olarak işaretlenmiştir. İkincil faz oluşumunun gözlemlendiği tane sınırı ise 3 numaralı nokta olarak işaretlenmiştir ve EDX bölgesini temsil etmektedir.



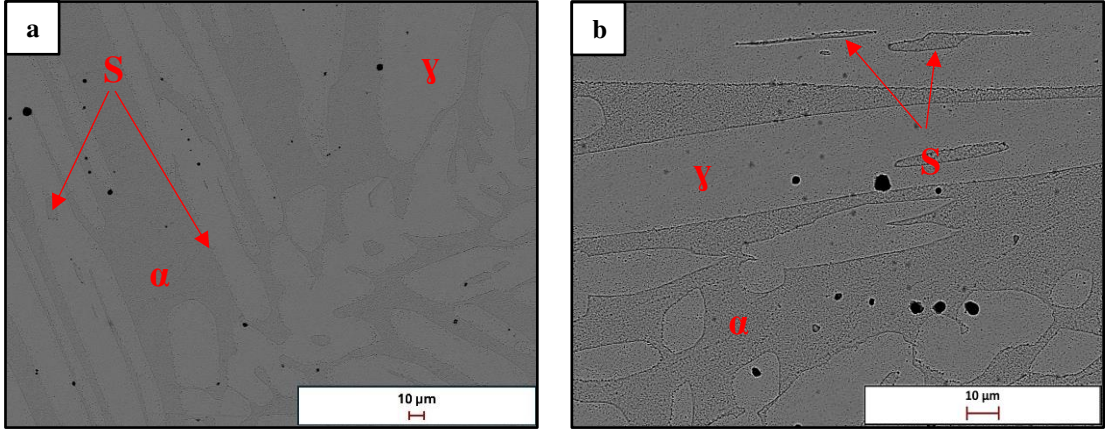
Görsel 6.6. 1.4468 AC (Isıl işlemsiz) numunesine ait a)1150x ve b)11,14Kx büyütmede EDX analiz bölgeleri.

Tablo 6.3'e bakılacak olursa, EDX analizleri sonucunda ferrit bölgeleri ve östenit bölgeleri doğrulanırken, yapıda oluşum gösteren ikincil faz sigma fazı olarak belirlenmiştir. 3 numaralı bölgedeki analiz sonuçlarında ağırlıkça element oranlarında Cr, Mo sigma fazında ferrit fazına kıyasla fazla iken; Ni oranının östenit fazından düşük olması CD4MCuN numunesindeki gibi muhtemel sigma fazının varlığını kanıtlar nitelikte olduğu yorumlanmıştır. Sigma fazının ferrit-östenit tane sınırlarında, ikincil östenit bölgelerinde ve ferrit fazı içerisinde çökelebileceği bilinmektedir [21].

Tablo 6.3. 1.4468 AC numunesine ait EDX analiz sonuçları (ağırlıkça %).

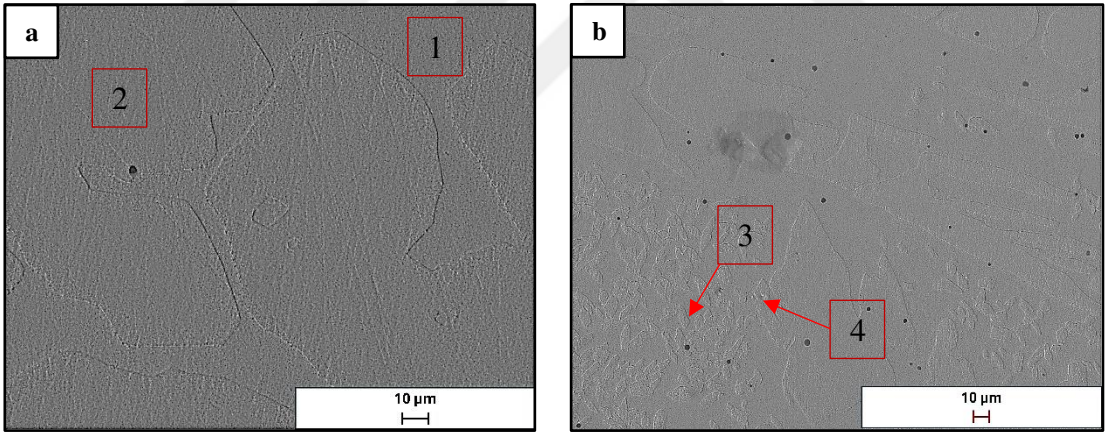
Elementler (Ağırlıkça %)	Cr	Ni	Mo	Si	Fe
1.4468 AC (α) Nokta-1	25,42	5,46	3,55	-	Denge
1.4468 AC (γ) Nokta-2	23,55	6,49	1,95	-	Denge
1.4468 AC (σ) Nokta-3	28,57	3,37	4,01	0,55	Denge

Görsel 6.7'de, 1.4468 HT-I numunesine ait SEM görüntüleri yer almaktadır. Görsellerde açık renkli alanların östenit fazını, koyu renkli alanların ise ferrit fazını temsil ettiği belirlenmiş ve bu bölgeler işaretlenmiştir. Ayrıca, numune yüzeyinde ikincil fazların oluşumu şüphesi taşıyan alanlar "S" harfiyle işaretlenerek kırmızı ok yardımıyla belirtilmiştir.



Görsel 6.7. 1.4468 HT-I (1050°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunesine ait a)850x ve b) 1650x büyütmede SEM görüntüleri.

Görsel 6.8’de 1.4468 HT-I numunesine ait SEM görüntülerinden EDX analiz bölgeleri gösterilmektedir. 1 numaralı nokta olası ferrit fazının bulunduğu yer, 2 numaralı nokta açık östenit fazının olduğu bölge, mikroyapı üzerindeki 3 ve 4 numaralı nokta ise ikincil faz olarak şüphelenen bölgeyi temsil etmektedir ve kırmızı ok aracılığıyla görsel üzerinde işaretlenmiştir.



Görsel 6.8. 1.4468 HT-I (1050°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunesine ait a)3600x ve b)1090x büyütmede EDX analiz bölgeleri.

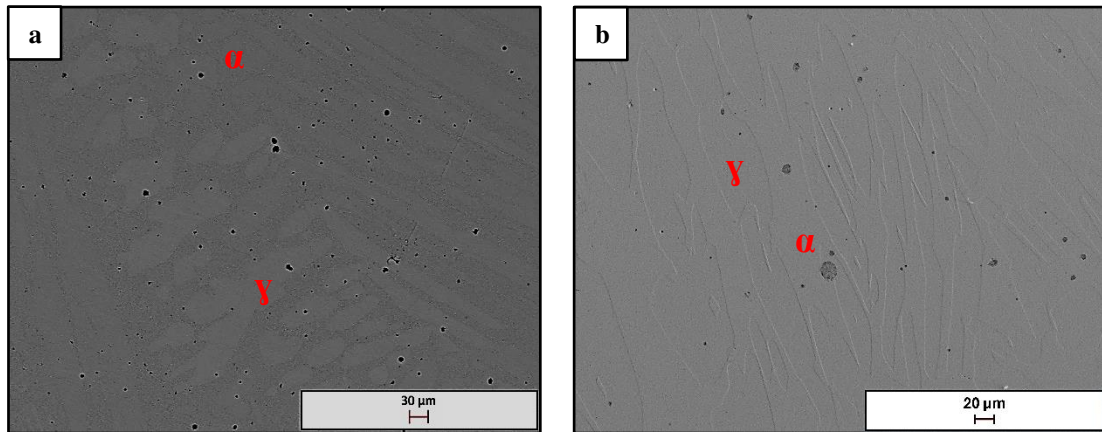
Tablo 6.4’te 1.4468 HT-I numunesine ait EDX analiz sonuçları yer almaktadır. Element oranlarına bakıldığında östenit fazı ve ferrit fazının doğrulanması krom, nikel ve molibden oranlarındaki farklılık neticesinde gerçekleştirilmiş ve 1 numaralı bölge ferrit fazı, 2 numaralı bölge ise östenit fazı olarak belirlenmiştir. Ağırlıkça element oranlarında Cr, Mo sigma fazında ferrit fazına kıyasla fazla iken; Ni oranının östenit fazından düşük olması muhtemel sigma fazının varlığını kanıtlar nitelikte olduğu yorumlanmıştır. Oluşum mekanizması doğrultusunda sigma fazı içerisinde oluşan chi fazının beraber görülmesinden kaynaklı ikincil fazların ayırt edilmesi zor olsa da EDX analizlerinde

1.4468 HT-I numunesinin yapısında sigma fazları ile birlikte chi fazı da tespit edilmiştir. Sigma fazından farklı olarak chi fazının varlığı da literatürde belirtilen σ fazının Cr bakımından zengin ve Mo açısından orta düzeyde olduğu, χ -fazı ise Mo bakımından zengin olduğu bilgileri neticesinde doğrulanmıştır ve diğer fazlara kıyasla yüksek Mo içeriğine sahip olması bu fazı sigmadan ayıran en önemli faktörlerden biridir [59]. En düşük Ni miktarı ise σ fazında gözlemlenmiştir.

Tablo 6.4. 1.4468 HT-I numunesine ait EDX analiz sonuçları (ağırlıkça %).

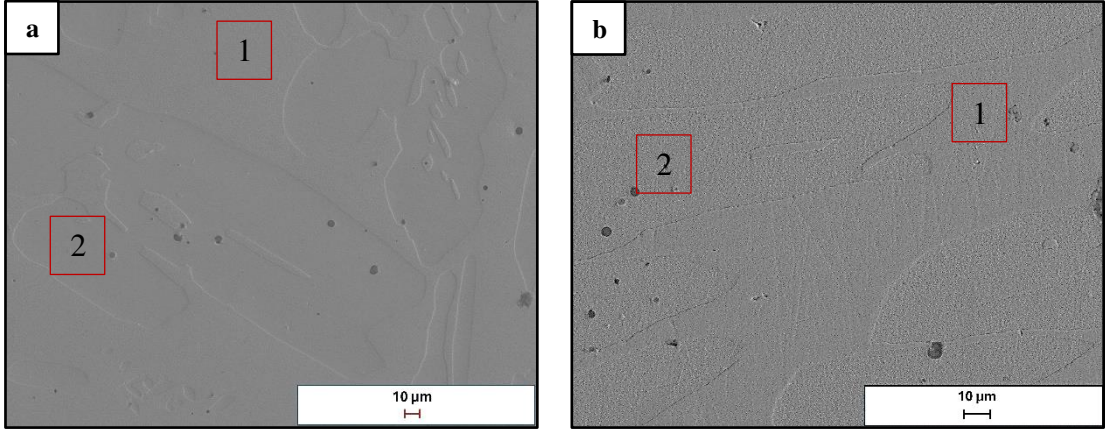
Elementler (Ağırlıkça %)	Cr	Ni	Mo	Si	Fe
1.4468 HT-I (α) Nokta-1	27,05	4,20	3,49	-	Denge
1.4468 HT-I (γ) Nokta-2	23,53	7,36	2,07	-	Denge
1.4468 HT-I (χ) Nokta-3	26,83	4,26	4,30	-	Denge
1.4468 HT-I (σ) Nokta-4	28,35	4,03	3,30	0,31	Denge

Görsel 6.9’da 1.4468 HT-II numunesine ait SEM görüntüleri yer almaktadır. Bu görüntüler, koyu gri alanlar ferrit fazları, açık gri alanlar ise östenit fazları olarak belirlenmiştir. Bunun dışında herhangi bir sigma veya chi fazı gibi ikincil faz oluşumları gözlemlenmemiştir.



Görsel 6.9. 1.4468 HT-II (1150°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunesine ait a) 320x ve b) 500x büyütmede SEM görüntüleri.

Görsel 6.10’da 1.4468 HT-II numunesine ait SEM görüntülerinden EDX analiz bölgeleri gösterilmektedir. 1 numaralı nokta olası ferrit fazının bulunduğu yer, 2 numaralı nokta olası östenit fazının olduğu bölge olarak işaretlenmiş ve yine herhangi bir ikincil faz çökeltisi gözlemlenmemiştir.



Görsel 6.10. 1.4468 HT-II (1150°C 1,5 saat çözeltiye alma) numunesine ait a)1060x ve b)1400x büyütmede EDX analiz bölgeleri.

Tablo 6.5'teki analiz sonuçlarına bakıldığında Cr, Ni ve Mo yüzdelere bakıldığında 1 numaralı bölgedeki ferrit fazları ve 2 numaralı bölgede ise östenit fazlarının bulunduğu doğrulanmıştır.

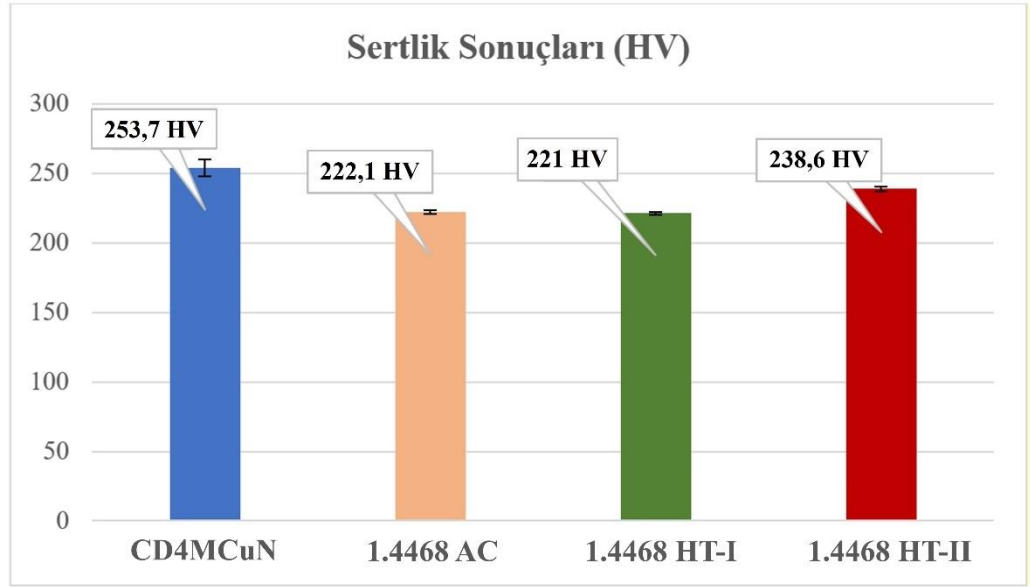
Tablo 6.5. 1.4468 HT-II numunesine ait EDX analiz sonuçları (ağırlıkça %).

Elementler (Ağırlıkça %)	Cr	Ni	Mo	Fe
1.4468 HT-II (α) Nokta-1	26,95	4,09	3,79	Denge
1.4468 HT-II (γ) Nokta-2	24,24	6,33	1,92	Denge

6.2. Mekanik Testler

6.2.1. Sertlik testleri

CD4MCuN, 1.4468 AC, 1.4468 HT-I ve HT-II numunelerine Vickers sertlik testleri 10 kgf yük ve 10 sn uygulanmıştır. Numune yüzeylerinden gerçekleştirilen 5 ölçümün ortalaması alınmıştır. Şekil 6.4'te numunelere ait sertlik değerlerine yer verilmiştir.



Şekil 6.4. CD4MCuN, 1.4468 AC, 1.4468 HT-I ve 1.4468 HT-II numunelerine ait sertlik (HV) değerleri.

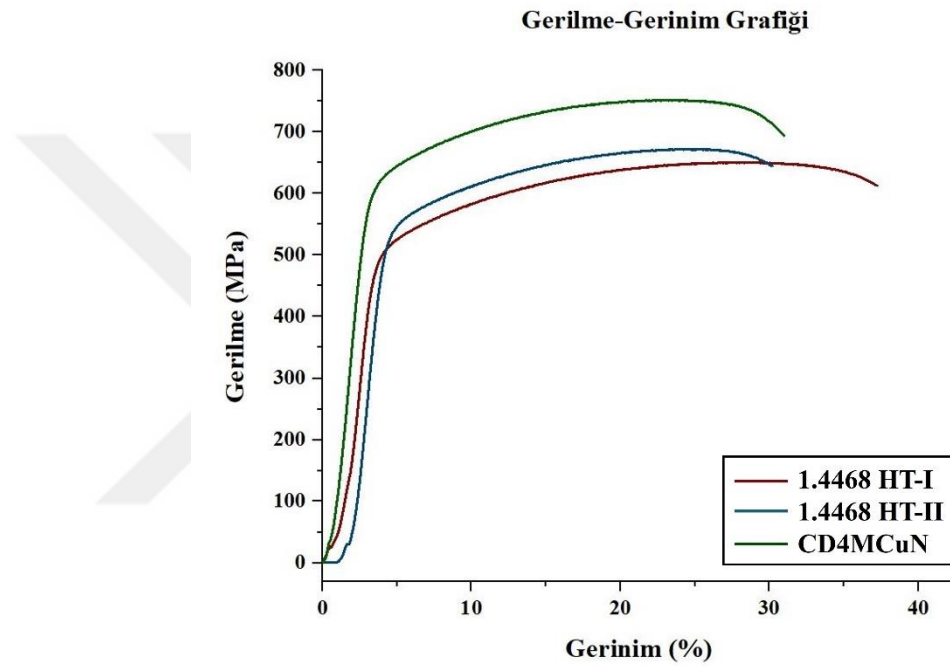
Sertlik sonuçlarına göre (Şekil 6.3), CD4MCuN numunesinde elde edilen sertlik değeri $253,7 \pm 6,3$ HV olarak ölçülmüştür. Yaklaşık olarak 1:1 östenit ferrit fazı içermektedir ve yapı içerisindeki sigma fazı doğrulanmıştır. İçeriğindeki Cu elementi varlığından kaynaklı ve sigma fazının yapıda bulunması ve sigma fazının sert bir faz olması nedeniyle en yüksek sertlik değeri bu numunede elde edilmiştir [60].

1.4468 AC numunesinin sertlik değeri $222,1 \pm 1,5$ HV ve HT-I'deki sertlik değeri $221,0 \pm 0,8$ HV olarak ölçülmüştür. Değerlerin neredeyse birbiriyle aynı olduğu belirlenmiştir. Her iki numunede de ikincil faz varlığı mevcuttur ancak östenit fazının iki numunede de %70 oranlarında bulunuyor olması sertlik ölçümlerinde düşüş olarak karşımıza çıkmıştır. Ancak 1.4468 HT-II'de sertlik değerinin $238,6 \pm 1,9$ HV'ye çıktığı gözlemlenmiştir. Bu üç numunedeki sertlik değerlerini, birbirleriyle temel farklılıkları olan östenit ve ferrit fazlarının oranıyla ilişkilendirmek mümkündür. 1.4468 HT-II'de artan ferrit oranı numunedeki sertlik değerini artırarak bu etkiyi yaratmıştır. Dubleks paslanmaz çeliklerde ferrit fazı içerdği elementlerin yoğunluğu bakımından östenit

fazına göre daha sert bir faz olduğu için HT-II'de ferrit fazında neredeyse %20'lik bir artış olmuştur ve sertlik sonuçları da bu durumu doğrular niteliktedir.

6.2.2. Çekme testleri

CD4MCuN, 1.4468 HT-I ve 1.4468 HT-II numunelerine çekme testleri uygulanmıştır. Şekil 6.5'te çekme testi sonucu elde edilen gerinim-gerilme eğrileri görülmektedir. Eğrilerden gerçekleştirilen %0,2 off-set metodu yardımıyla elde edilen akma dayanımı, çekme dayanımı ve %uzama değerlerine Tablo 6.6'da verilmiştir.



Şekil 6.5. CD4MCuN, 1.4468 HT-I ve 1.4468 HT II numunelerine ait çekme eğrileri.

Tablo 6.6. Numunelere ait gerilme-gerinim eğrilerinden hesaplanan akma, çekme dayanımları ve % uzama değerleri.

Numuneler	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
CD4MCuN	572,4	751,9	30,8
1.4468 HT-I	490,1	657,8	37,1
1.4468 HT-II	499,4	672,3	29,3

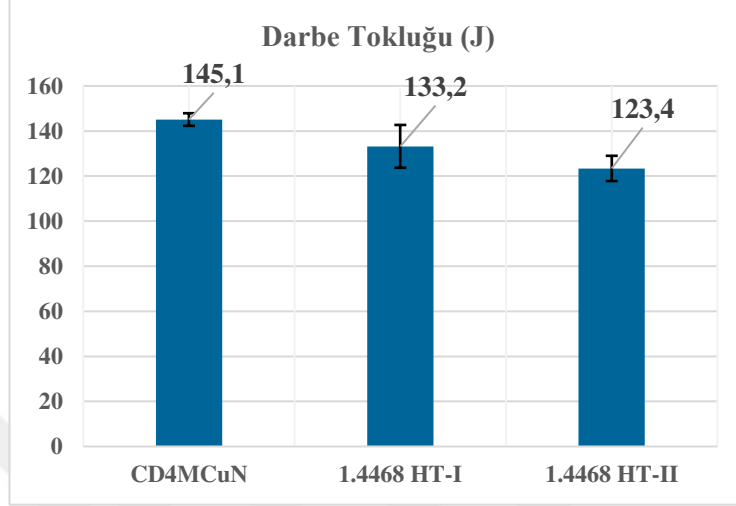
HT-I ve HT-II numunelerinin akma dayanımı sırasıyla 490,1 ve 499,4 MPa ve çekme dayanımları 657,8 ve 672,3 MPa değerindedir. Bu değerler göz önüne alındığında artan çözeltiye alma sıcaklığının çekme ve akma mukavemeti değerlerini artırdığını söylemek mümkün. Isıl işlem ile değişen faz oranları bu değer değişimine neden olabileceği ve östenit fazının yaklaşık olarak %70 oranla HT-I numunesinde olduğu ve HT-II'de yaklaşık %50'ye kadar düştüğü göz önünde bulundurulmalıdır. Bu değerler

istenen standart aralıklar içinde olmasına rağmen, CD4MCuN hala 572,4 MPa akma dayanımı ve 751,9 MPa çekme dayanımı ile daha yüksek mukavemete sahiptir. Cu elementinin yapıda bulunması nedeniyle daha yüksek akma ve çekme mukavemeti elde edilebildiği söylenebilir.

Yüzde uzama değerleri dikkate alındığında, 1050°C’de 1,5 saat ısıtma işlemi uygulanmış numunede (HT-I) %37,1 ile en yüksek uzama değeri elde edilmiştir. %70’lik östenit fazı oranıyla en yüksek yüzde uzama değeri elde edilen malzemenin sertliği düşük olmasına karşılık olarak daha sünek olduğu söylenebilir. HT-II numunesinde elde edilen %29,3’lük uzama değeri ile CD4MCuN numunesinde elde edilen %30,8’lik uzama değerinin yaklaşık olarak 1:1 faz oranına sahip olduğu için süneklik davranışlarının hemen hemen birbirine benzer olmasını sağladığı gözlemlenmiştir. 1.4468 numuneleri kendi aralarında kıyaslandığında ısıtma işlem sıcaklığının 1050°C’den 1150°C’ye artmasıyla östenit fazındaki azalma sayesinde uzama değerinde %37,1’den %29,3’e ciddi bir azalma gözlemlenmiştir. Literatürde belirtildiği gibi çekme dayanımı değerlerinde, artan ısıtma işlem sıcaklığıyla paralel artış gözlemlenmemiştir [23]. Ancak Xiang, H. L. ve arkadaşlarının gerçekleştirdiği çalışmada 1100°C’de malzemenin uzama oranı yüksekken, 1150°C’de uzama oranı düşmüş ama yüksek mukavemet elde edilmiştir [34]. Isıtma işlem sıcaklığıyla ferrit oranı artmış [3] ve artan ferrit oranının kırılma bir yapıda olması süneklik davranışının azalmasına neden olmuştur bu nedenle yüzde uzama değerinde neredeyse %8’lik bir azalma olarak elde edilmiştir.

6.2.3. Çentik darbe testleri

CD4MCuN, 1.4468 HT-I ve 1.4468 HT-II numunelerine çentik darbe testleri uygulanmıştır. Şekil 6.6’da çentik darbe testi sonuçları görülmektedir.



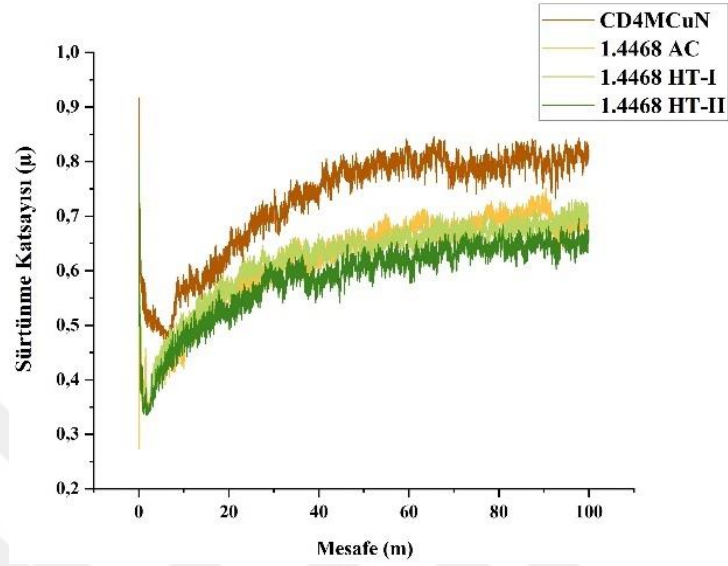
Şekil 6.6. CD4MCuN, 1.4468 HT-I, 1.4468 HT-II numunelerine ait kırılma tokluğu değerleri.

Literatürde tokluk değerlerinin östenit fazına bağlı olduğu belirtilmektedir [32]. Bu nedenle, HT-II ısıtılmasında kırılma tokluğu değeri $123,4 \pm 5,6$ J değerine östenit fazındaki azalma nedeniyle düşerken, HT-I’de $133,2 \pm 9,5$ J ile %70’lik östenit oranıyla daha yüksek bir tokluk değeri elde edilmiştir. Ancak yine de, alaşım elementlerindeki farklılıklardan dolayı, 1:1 faz oranına rağmen CD4MCuN numunesi en yüksek tokluk değerine ($145,1 \pm 2,8$ J) sahiptir. HT-I ve HT-II numuneleri kıyaslandığında çözeltiye alma ısıtılmasında artan sıcaklıkla beraber, sertliğin artması ve buna bağlı olarak tokluğun düşmesi doğrular niteliktedir [16]. CD4MCuN ve HT-I numunelerinin içeriğinde mevcut ikincil fazların mekanik özellikleri üzerinde olumsuz bir etki yaratmayacak kadar bulunduğu gözlemlenmiştir. Literatür ile paralel olarak nispeten daha düşük ısıtılma sıcaklığında numunenin daha sünek davrandığı gözlemlenmiştir [34].

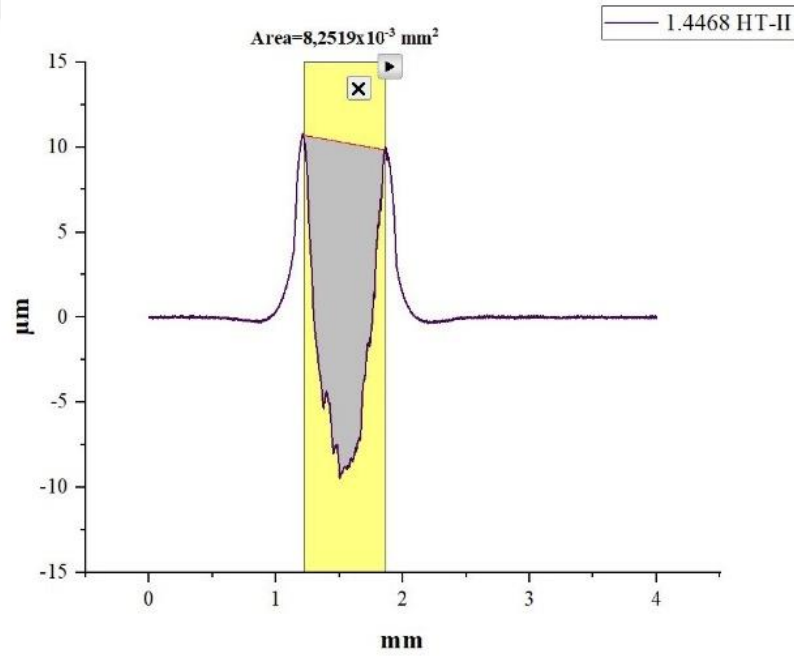
6.3. Aşınma Testleri

Dubleks paslanmaz çeliklerin özellikle maden sektöründe kullanılmasının sebebinin yüksek korozyon ve aşınma davranışları olduğundan daha önce de bahsedilmiştir. Bu bağlamda yapılan ball-on disk aşınma testleri sonucu elde edilen eğriler Şekil 6.7’de verilmiştir. Testler WC bilya ile 5N yük, 100 m kayma mesafesi ve 5 cm/s hızla gerçekleştirilmiştir. Ball-on disk aşınma testi sonrasında gerçekleştirilen profilometre ile aşınma izinden alınan 4 ölçüm sonucu numunelere ait aşınma alanları

hesaplanmıştır (Şekil 6.8). Numunelerde aşınma alanları hesaplandıktan sonra elde edilen veriler neticesinde aşınma hacmi ve aşınma oranı hesaplamaları gerçekleştirilmiştir. Deney sonuçlarından elde edilen veriler Tablo 6.7’de verilmiştir.



Şekil 6.7. Numunelere ait sürtünme katsayısı ve mesafe eğrisi.



Şekil 6.8. Numunelerde gerçekleştirilen yüzey profilometresi ölçümü ve aşınma alanı hesabı.

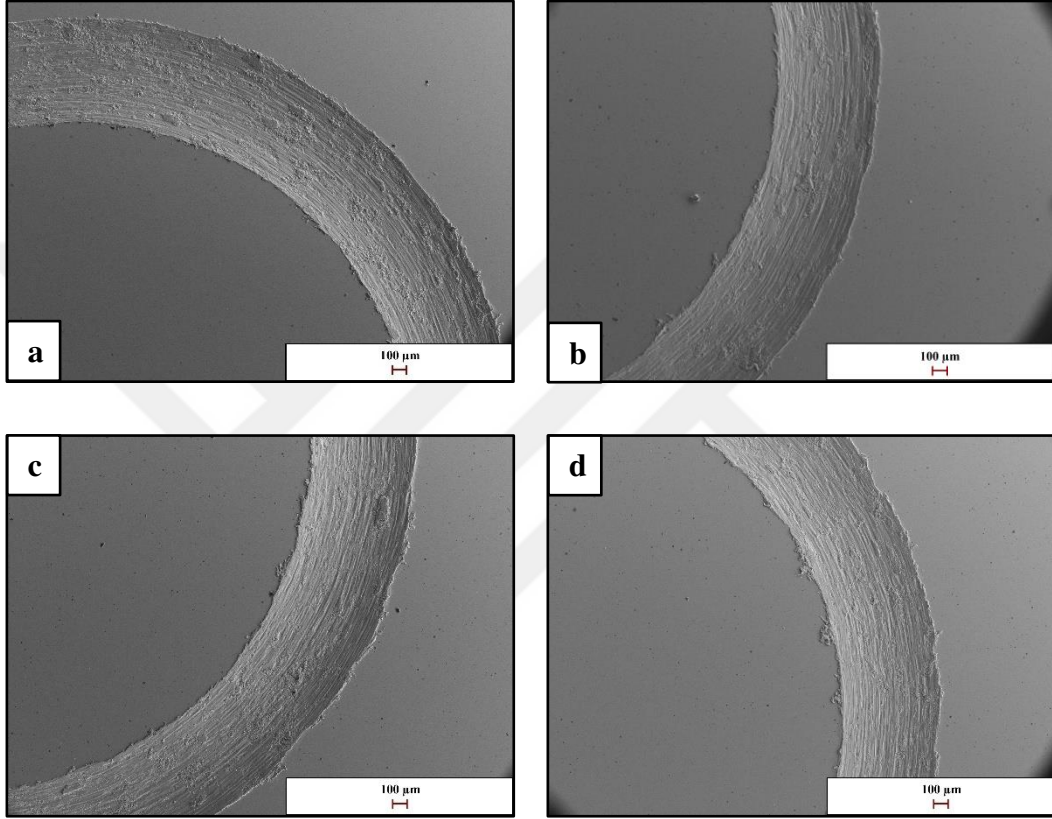
Tablo 6.7. Numunelere ait aşınma deney sonuçları.

	Ortalama Sürtünme Katsayısı (μ)	Aşınma Hacmi (mm^3)	Spesifik Aşınma Oranı* 10^{-4} ($\text{mm}^3/\text{N.m}$)
CD4MCuN	$0,729 \pm 0,233$	0,135	2,71
1.4468 AC	$0,619 \pm 0,213$	0,133	2,67
1.4468 HT-I	$0,620 \pm 0,214$	0,130	2,60
1.4468 HT-II	$0,584 \pm 0,187$	0,128	2,56

Aşınma sonuçlarına bakıldığında değerler birbirlerine hemen hemen yakın olsalar da en yüksek ortalama sürtünme katsayısına $0,729 \pm 0,233 \mu$ değeriyle CD4MCuN sahip olduğu gözlemlenmiştir. 1.4468 AC ve 1.4468 HT-I numunelerinin sürtünme katsayıları sırasıyla $0,619 \pm 0,213$ ve $0,620 \pm 0,214 \mu$ değerleriyle neredeyse birbirlerine eşittir. En düşük sürtünme katsayısı ise $0,584 \pm 0,187 \mu$ ile 1.4468 HT-II numunesi olmuştur. Ortalama sürtünme katsayılarıyla paralel olarak sırasıyla aralarında nispeten en yüksek aşınma hacmine $0,135 \text{ mm}^3$ değeriyle CD4MCuN numunesi sahiptir. 1.4468 AC numunesi ve 1.4468 HT-I numunelerinde sırasıyla $0,133 \text{ mm}^3$ ve $0,130 \text{ mm}^3$ olarak ölçülmüştür. En düşük aşınma hacmi değeri $0,128 \text{ mm}^3$ ile 1.4468 HT-II numunesi olmuştur. Ortalama sürtünme katsayılarına bakıldığında standart sapmaların yüksek olması dikkat çekicidir. Burada tek bir numunede gözlemlenen farklı aşınma mekanizmalarının sebep olduğunu söylemek mümkün. 1.4468 numunelerinde AC, HT-I ve HT-II numuneleri kıyaslandığında AC ve HT-I yapısında östenit oranının yüksek olması ve ferrit oranının düşük olması ve bu oranların birbirlerine oldukça yakın olması (~%75-%70) nedeniyle sürtünme katsayılarında da benzerlik gözlemlenmiştir. HT-II numunesine bakıldığında 1:1 olan faz oranı sayesinde sürtünme katsayısında azalma olmuştur. CD4MCuN numunesinde de elde edilen 1:1 faz oranının ortalama sürtünme katsayısını azaltması beklenmektedir. Ancak artan sürtünme katsayısı ile aşınma oranı da artmış olduğu gözlemlenmiştir. Bu etkinin CD4MCuN numunesinin içeriğindeki bakır nedeniyle olabileceğini söylemek mümkün.

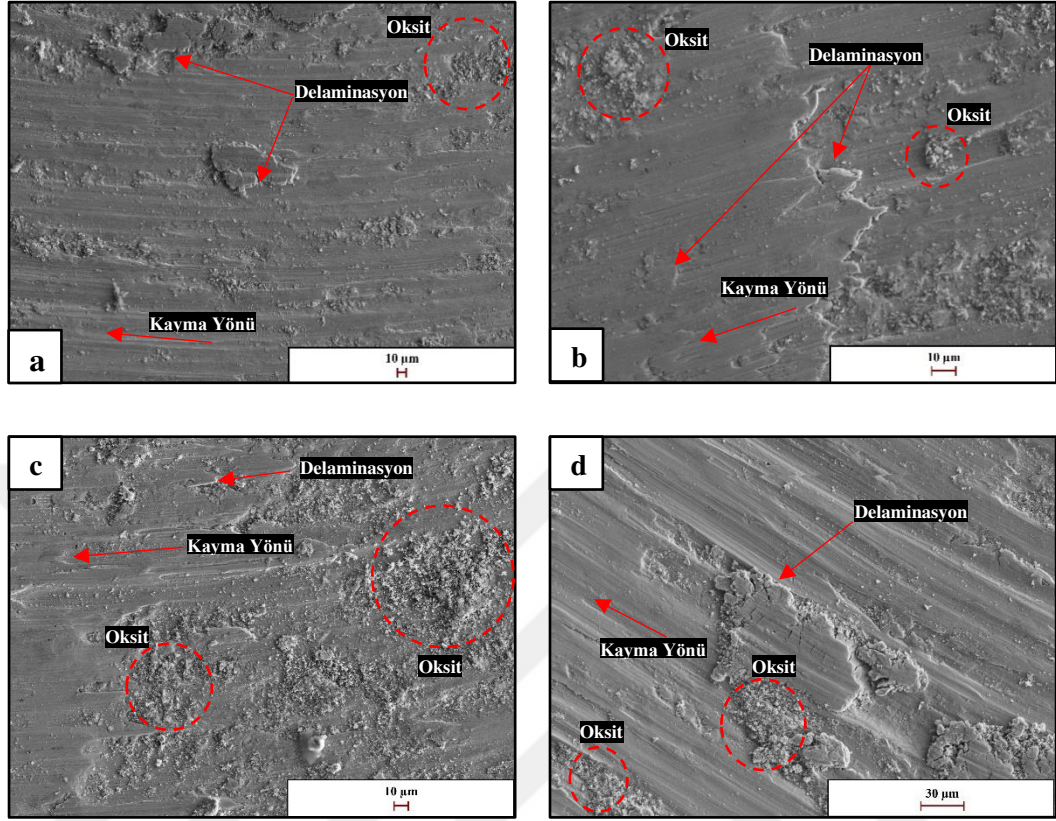
Görsel 6.11’de ball-on disk aşınma testleri sonrası numunelere ait aşınma izlerinin SEM görüntüleri mevcuttur. SEM görüntülerine göre CD4MCuN, 1.4468 AC, 1.4468 HT-I ve 1.4468 HT-II numunelerinde oluşan aşınma yüzeylerin benzer mekanizmalarda gözlemlendiği söylenebilir. Numunelerin aşınma izlerinin çevresinde kazıma görüntüleri mevcuttur.

Görsel 6.11.b'ye bakıldığında 1.4468 AC numunesinde diğer üç numuneye kıyasla (Görsel 6.11.a,c ve 11) aşınma izlerinin kenarlarında daha yoğun kazıma yüzeyine sahip olduğu gözlemlenmektedir. İz genişliklerine bakıldığında en geniş aşınma izine CD4MCuN numunesi sahiptir. En fazla aşınma oranına da CD4MCuN numunesi sahiptir ve aşınma oranı arttıkça aşınma izi genişliğinin arttığı buradan yola çıkarak söylenebilir.

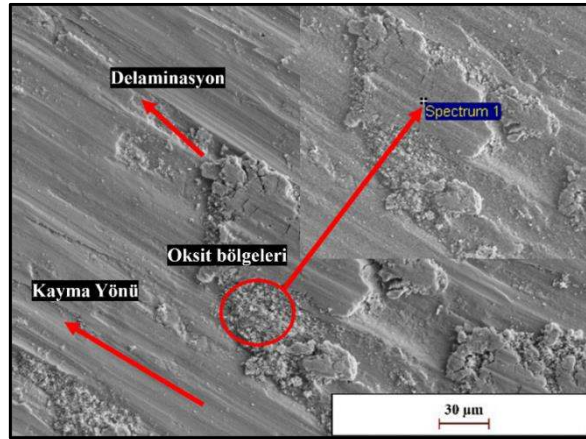


Görsel 6.11. a) CD4MCuN, b) 1.4468 AC, c) 1.4468 HT-I ve d) 1.4468 HT-II numunelerine ait aşınma izleri SEM görüntüleri.

Aşınma yüzeylerine daha yüksek büyütmelerde incelendiğinde elde edilen görüntüler Görsel 6.12'de yer almaktadır. Bu yüzey görüntülerinden de açıkça görülebilmektedir ki, bütün numuneler birbirine benzer şekilde aşınma davranışı göstermiş ve yüzeyde oluşan oksit tabakaları ve delaminasyon görüntüleri dikkat çekicidir. Dupleks paslanmaz çeliklerde farklı ısıl işlemlere maruz kalsalar bile literatürde benzer aşınma mekanizmalarına rastlandığı belirtilmiştir [51]. Burada oluşan farklı aşınma mekanizmaları, ortalama sürtünme katsayısındaki yüksek standart sapma değerini yani değişkenliği açıklar niteliktedir. Görsel 6.13'te temsili EDX analiz gerçekleştirilen bölgeler mevcuttur.



Görsel 6.12. a) CD4MCuN, b) 1.4468 AC, c) 1.4468 HT-I ve d) 1.4468 HT-II numunelerine ait yüksek büyütme (630-1050X) aşınma izleri SEM görüntüleri.



Görsel 6.13. 1.4468 HT-II numunesine ait aşınma yüzeyinin detaylı analizi ve temsili EDX analiz bölgesi.

Tablo 6.8’de numunelere ait aşınma bölgelerinden alınan EDX analiz sonuçları yer almaktadır. Analiz sonuçlarına göre bütün numunelerde oksijen varlığı gözlemlenmiştir. Oksit tabakasının oluşma nedeninin aşınma esnasında meydana gelen ısınma kaynaklı oluşan etkileşim sayesinde paslanmaz çeliklerin koruyucu film oluşturması olduğu bilinmektedir.

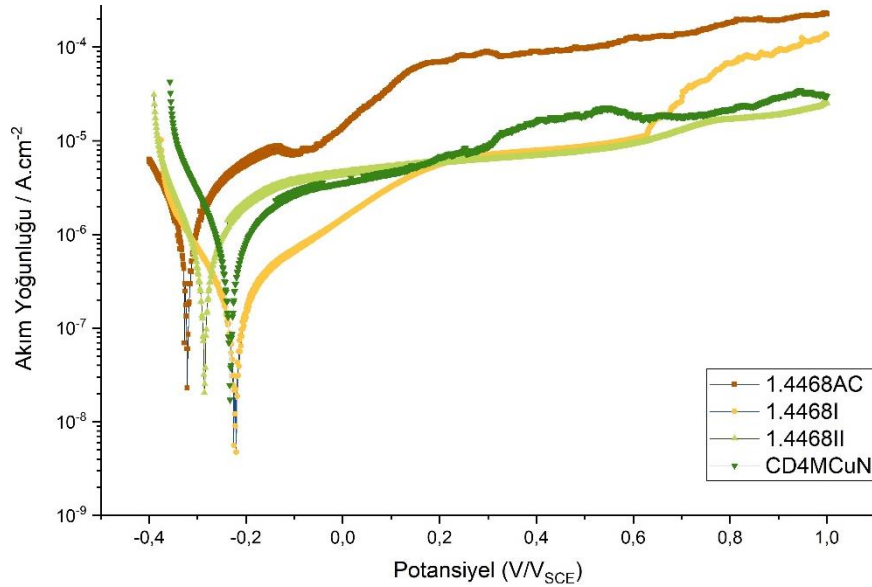
Bu oksijen varlığı aşınma testi sırasında numune yüzeyinde oluşan FeO ve Cr₂O₃ tribo-oksit film oluşumundan kaynaklı olduğu tespit edilmiştir. Bu oksitlenme etkisiyle malzemelerin ana fazında bulunan Fe ve Cr element yüzdelерinde düşüş gözlemlenmiştir. Bu oksitlerin yüzeyde yağlayıcı özellik gösterdiği ve bu sayede aşınma kat sayısını düşürerek malzemenin aşınmasını geciktirdiği bilinmektedir [61,62]

Tablo 6.8. Aşınma yüzeylerinde mevcut bölgelerden alınan EDX analizleri.

Element (%)	Cr	Ni	Mo	O	Fe	Mn	Cu
CD4MCuN	20,57	4,15	1,77	25,27	45,62	0,75	1,87
1.4468 AC	18,84	5,14	1,76	25,07	48,97	0,21	-
1.4468 HT-I	19,67	3,82	2,00	25,24	48,85	0,42	-
1.4468 HT-II	18,73	4,81	2,09	25,11	49,01	0,24	-

6.4. Korozyon Testleri

CD4MCuN ve 1.4468 AC, 1.4468 HT-I, 1.4468 HT-II numunelerine ait pH 7'deki %3,5 klorürlü ortamda potansiyodinamik polarizasyon eğrileri Şekil 6.9'daki gibidir.



Şekil 6.9. Numunelerin pH=7'de klorlu ortamda potansiyodinamik eğrileri.

Korozyon potansiyelleri sırası ile 1.4468 AC, 1.4468 HT-I, 1.4468 HT-II ve CD4MCuN için -0,320, -0,225, -0,286, -0,233 V olarak ölçülmüştür. Bu potansiyellere bağlı korozyon akım yoğunlukları ise Gamry Echem Analyst Versiyon 6.21 programı

kullanılarak yine sırasıyla $8,65 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$, $1,65 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$, $4,42 \times 10^{-6}$, $3,76 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ olarak hesaplanmıştır. Hesaplamalarda tafel yaklaşımı uygulanmıştır.

En iyi korozyon karakteristiği $1,65 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ akım yoğunluğuyla 1.4468 HT-I numunesinde gözlemlenmiştir. Hemen ardından $3,76 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ akım yoğunluğuyla CD4MCuN iyi bir korozyon karakteristiği gösterirken, sırasıyla HT-II ve aralarında yüksek akım yoğunluğuna sahip $8,65 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$ 1.4468 AC numunesi gelmektedir. 1.4468 AC numunesinde akım yoğunluğu artarken potansiyel değerinde bir düşüş elde edilmiştir [54]. Çözeltiye alma ısıtılmasının dubleks paslanmaz çeliklerde ısıtılma işlemi numuneye göre akım yoğunluğunu azalttığı bilindiği için iki numune arasındaki farklılığın bu durumdan kaynaklandığını söylemek mümkün [20].

CD4MCuN ile 1.4468 numuneleri kıyaslandığında hesaplanan PREN değerleri dikkate alındığında 1.4468 numunesinin 37,62 değeriyle korozyon dayanımının daha iyi olması ve CD4MCuN numunesinin 35,24 değeriyle aralarında daha düşük korozyon direnci olması beklenmekteydi. CD4MCuN için NaCl içeren ortamlarda bakır ilavesinin çeliğin pasif tabakasının stabilitesi üzerinde olumlu etkisi olduğu bilinmektedir [60, 64]. İki kalite arasındaki temel fark olan Cu elementinin korozyon dayanımına olumlu etkisinden kaynaklı olarak 1.4468 HT-II ve 1.4468 AC numunelerini geride bırakmış olduğu gözlemlenmiştir.

1.4468 kaliteye ait farklı ısıtılma işlemi uygulanan numuneleri kendi aralarında kıyaslandığında, 1.4468 HT-I numunesinin içeriğindeki östenit fazının 1.4468 HT-II'ye kıyasla %20 daha fazla olmasının bu farklılığı yarattığı gözlemlenmiştir. Östenit fazının ferrit fazından daha fazla Ni içerdiği için özellikle klorlu ortamlarda daha iyi performans sağladığı bilinmektedir. Öte yandan 1.4468 AC numunesinde %75'lik östenit oranına rağmen en düşük korozyon dayanıma sahip olması ikincil fazların varlığından kaynaklı korozyon dayanımında düşüş oluşturduğu gözlemlenmiştir. HT-II numunesinde ise neredeyse 1:1 faz oranı ve ikincil fazların yapıda bulunmaması daha stabil bir korozyon davranışı için ortam sağlamış olduğu gözlemlenmiştir. Kromca zengin olan sigma fazı çökeltme esnasında çökeltmenin gerçekleştiği yerlere yakın bölgelerden krom tüketerek çöker. Bu nedenle kromca az olan bölgelerde oyuklanma korozyonu oluşturma eğilimine girer ve en kolay bu bölgeler bozunuma uğramaktadır [48, 63].

7. SONUÇLAR

CD4MCuN ve 1.4468 kalite dubleks paslanmaz çeliklerin dökümü gerçekleştirilerek 1050°C'de 30 dakika, 1,5 saat ve 1150°C 1,5 saat çözeltiye alma ısıtıl işlemi uygulanmış ve mekanik testler, aşınma testleri, korozyon testleri ve mikroyapısal analizlerle aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- 1050°C'de çözeltiye alma ısıtıl işlemi uygulanmış CD4MCuN, döküm durumundaki 1.4468 ve 1.4468 1050°C ve 1,5 saat çözeltiye alma ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerin mikroyapısında ikincil intermetalik fazların bulunduğu gözlemlenmiştir. Gerçekleştirilen görsel analizler sonucunda 1050°C CD4MCuN'de yaklaşık 1:1 faz oranı elde sağlanmıştır. Ancak 1050°C 1,5 saat ısıtıl işlemin, ferrit oranını ısıtıl işlemsiz numuneye kıyasla yaklaşık %25'ten %30'a küçük bir ferrit içeriği değişikliği yaratmıştır ve 1:1 faz oranı sağlamak için yeterli olmadığı gözlemlenmiştir. 1.4468'de 1:1 oran elde etmek için 1150°C'de 1,5 saat çözeltiye alma ısıtıl işlemi yeterli olmuştur.
- XRD sonuçlarına göre ana östenit ve ferrit piklerinin oluşumları gözlemlenirken ikincil fazlara ait pikler grafiklerde gözlemlenmemiştir. Optik mikroskop ile varlığı saptanan ikincil fazlar, SEM ve EDX analizleri gerçekleştirildiğinde CD4MCuN ve ısıtıl işlemsiz 1.4468 numunelerinin mikroyapısında sigma olarak gözlemlenirken, 1.4468 1050°C ısıtıl işlem görmüş numunede hem sigma hem de chi fazları gözlemlenmiştir. 1150°C'de ısıtıl işleme tabi tutulan numunede herhangi bir ikincil faz oluşumuna rastlanmamıştır.
- Artan çözeltiye alma ısıtıl işlem sıcaklığı ile çekme ve akma dayanımları artarken, darbe dayanımı 1.4468'de azalmıştır. Ancak uzama değeri 1150°C 1,5 saat ısıtıl işlem sonrası %37,1'den %29,3'e düşmüştür. Isıtıl işlem sıcaklığının artmasıyla malzemenin sünekliği azalmıştır. Yapıdaki ferrit yükselmesinden kaynaklı olarak tokluk değerlerinde ve % uzama değerlerinde düşüş gözlemlenmiştir. Cu elementinin numunedeki mukavemeti artırmaya katkı sağladığı için en yüksek akma ve çekme dayanımları CD4MCuN numunesinde elde edilmiştir.
- 1.4468 1050°C ısıtıl işleme ait darbe tokluğu $133,2 \pm 9,5$ J, 1150°C'de ısıtıl işleme ait darbe tokluğu değeri $123,4 \pm 5,6$ J olarak gözlemlenmiştir; bu durum,

1150°C ısıtılmalı numunede 1:1 faz oranı mevcut olsa da, 1050°C'ye göre daha az östenit fazı içermesinden kaynaklanmaktadır. En yüksek darbe dayanımı CD4MCuN numunesine aittir.

- Nispeten en yüksek aşınma hacmi CD4MCuN numunesine aitken en düşük aşınma hacmine 1.4468 HT-II numunesinin sahip olduğu gözlemlenmiştir. Sürtünme katsayılarındaki farklılığın aşınma hacimlerinde de etkili olduğu gözlemlenmiştir. Buna karşılık dört numunede de benzer aşınma mekanizmaları gözlemlenirken, yüzeylerinde delaminasyon ve oksit kalıntılarına rastlanmıştır. Bütün numunelerde oksit tabakalarının oluştuğu EDX analizleri ile doğrulanmıştır.
- Korozyon deneylerinde en iyi korozyon davranışı 1.4468 1050°C'de 1,5 saat çözeltiye alma ısıtılmalı işlemi uygulanan numunede gözlemlenmiştir. Ardından CD4MCuN, 1.4468 HT-II ve son olarak 1.4468 AC gelmektedir. PREN numaraları hesabına göre 1.4468 numunelerinin CD4MCuN numunelerine kıyasla daha iyi korozyon dayanımı göstermiş olduğu 1.4468 1050°C 1,5 saat ısıtılmalı işlem görmüş numune ile kanıtlar nitelikte olmuştur. Ancak dört numune de potansiyodinamik testler esnasında klorlu ortama karşı bozunmadan dayanım göstermişlerdir.

Sonuç olarak CD4MCuN numunesi için 1050°C 30dk çözeltiye alma ısıtılmalı işlemi ve ardından su verme işlemi 1:1 faz oranı elde etme ve optimum akma ve çekme dayanımlarına ve yüksek sertliğe sahip olma konusunda fayda sağlamıştır. 1.4468 1050°C'de ısıtılmalı işlem korozyon direnci için olumlu etki gösterirken, akma ve çekme dayanımlarında düşüşe neden olmuş ve mikroyapısında 1:1 faz gözlemlenememiş; 1150°C'lik ısıtılmalı işlemde ise neredeyse 1:1 faz oranı elde edilerek mekanik dayanımları artırılmıştır.

KAYNAKÇA

- [1] Kahar, S. D. (2017). Duplex stainless steels-an overview. *International Journal of Engineering Research and Application*, 7(4 Pt 4), 27-36.
- [2] Steels, O. (2014). Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels. *Metallurgy*, 3(2).
- [3] Liao, L., & Chumbley, S. (2019). Influence of cooling rate on the ferrite prediction diagram of duplex stainless steel castings. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50, 2435-2442.
- [4] Özdemir, U. Ğ. U. R., FINDIK, T., & YILMAZ, C. (2023). Hiper Dupleks Paslanmaz Çelikler ve Kaynaklanabilirliği. *Gazi University Journal of Science Part C: Design and Technology*, 11(1), 284-299.
- [5] Gunn, R. (Ed.). (1997). Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications. Woodhead publishing.
- [6] Stradomski, Z. (2011). Ferritic-austenitic cast steel- selected problems. *Archives of Foundry Engineering*, 11(3), 47-50.
- [7] Larché, N., Dezerville, P., & Flour, D. L. (2013). Corrosion and corrosion management investigations in seawater reverse osmosis desalination plants. *Desalination and Water Treatment*, 51(7-9), 1744-1761.
- [8] Yoganandh, J., Natarajan, S., & Kumaresh Babu, S. P. (2015). Erosive wear behavior of high-alloy cast iron and duplex stainless steel under mining conditions. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24, 3588-3598.
- [9] Hwang, H., & Park, Y. (2009). Effects of heat treatment on the phase ratio and corrosion resistance of duplex stainless steel. *Materials transactions*, 50(6), 1548-1552.
- [10] Akpınar, S. (2014). Dupleks paslanmaz çelikte oluşan sigma ve chi fazlarının oluşum mekanizmalarının farklı ısıtım parametreleriyle saptanması.
- [11] Soncu, M. (2008). *GX 10 CrNiMoNb 18-10 ostenitik paslanmaz çeliğın asidik çözeiltilerdeki korozyon özelliklerinin incelenmesi* (Master's thesis, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü).
- [12] Padilha, Angelo & Lesley, Ronald & Rios, Paulo. (2007). Stainless steels heat treatment (Chapter 12). *Steel Heat Treatment Handbook*. Second Edition. 695-739.
- [13] Ornek, C. (2016). Performance characterisation of duplex stainless steel in nuclear waste storage environment (Doctoral dissertation, University of Manchester).

- [14] Çelik, E. (2006). Martenzitik paslanmaz çelik ve ferritik paslanmaz çeliğin kendileriyle ve birbirleriyle sürtünme karıştırma yöntemi ile kaynak edilebilirliğinin araştırılması/Investigation of weldability of martensitic and ferritic stainless steels with themselves and each other by friction stir welding
- [15] Uyar, M. (2019). *Borlanmış 430F ferritik paslanmaz çeliğin aşınma davranışı üzerine bir çalışma* (Master's thesis).
- [16] Kerimak, M. Z. (2021). Döküm paslanmaz çeliklerin korozyon ve kırılma özelliklerinin ısıt işlemlerle değişimi= Changes in corrosion and fracture properties of cast stainless steels through heat treatments.
- [17] Wen, S. (2001). Metallurgical evaluation of cast duplex stainless steels and their weldments.
- [18] Liu, J. M., Liu, J., Fan, G. W., Du, D. F., Li, G. P., & Chai, C. J. (2012, July). Effect of solution treatment on microstructure and properties of the SAF2507 super duplex stainless steel. In *Materials Science Forum* (Vol. 724, pp. 3-6). Trans Tech Publications Ltd.
- [19] Pearce, J. T., & Bhandhubanyong, P. (2020). Factors influencing the microstructure and corrosion resistance of austenitic and duplex stainless steel castings. *INTERNATIONAL SCIENTIFIC JOURNAL OF ENGINEERING AND TECHNOLOGY (ISJET)*, 4(2), 41-51.
- [20] Pohl, M., Storz, O., & Glogowski, T. (2007). Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. *Materials characterization*, 58(1), 65-71.
- [21] Voronenko, B. I. (1997). Austenitic-ferritic stainless steels: A state-of-the-art review. *Metal Science and Heat Treatment*, 39(10), 428-437.
- [22] Hsieh, C. C., & Wu, W. (2012). Overview of intermetallic sigma (σ) phase precipitation in stainless steels. *International Scholarly Research Notices*, 2012.
- [23] Wan, J., Ruan, H., Wang, J., & Shi, S. (2018). The Kinetic diagram of sigma phase and its precipitation hardening effect on 15Cr-2Ni duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 711, 571-578.
- [24] Revie, R. W. (2008). *Corrosion and corrosion control: an introduction to corrosion science and engineering*. John Wiley & Sons.
- [25] NithinRaj, P., Sivadas, N., Sekar, K., & Joseph, M. A. (2020). Experimental investigation on dry sliding wear resistance of recently developed hyper-duplex stainless steel. *Materials Today: Proceedings*, 22, 2172-2178.
- [26] Stradomski, G., Fik, J., Lis, Z., Rydz, D., & Szarek, A. (2024). Wear Behaviors of the Surface of Duplex Cast Steel after the Burnishing Process. *Materials*, 17(8), 1914.

- [27] Yılmaz, İ. *Bakır matrisli kompozit fren balatalarının üretim koşulları ve bileşiminin, mikroyapı ve mekanik özelliklerine olan etkisinin incelenmesi* (Master's thesis, Fen Bilimleri Enstitüsü).
- [28] Kato, K., ve Adachi, K., 2001, “Wear mechanisms”, in *Modern Tribology Handbook*, , CRC Press, Florida
- [29] Özaksoy, M. G. (2004). *İkincil çelik üretiminde kükürt giderme ve çelik kalitesi* (Doctoral dissertation, Fen Bilimleri Enstitüsü).
- [30] Aydın, M. Takım Çeliklerin Üretiminde Kullanılan Vakum Ergitme Proseslerinin Metalurjik Karakterizasyonu, TMMOB.
- [31] Jia, X., Tu, M., Yin, R., Chen, L., Zhao, W., & Guo, W. (2023). The Production Practice of Ultra-pure and Ultra-low-carbon Stainless Steel 07Cr17Ni12Mo2 by LF-VOD+ ESR Steelmaking Process. In *Journal of Physics: Conference Series* (Vol. 2437, No. 1, p. 012056). IOP Publishing.
- [32] ASTM A890/A890 M-99, Standard Specification for Castings, Iron-Chromium-Nickel-Molybdenum Corrosion- Resistant, Duplex (Austenitic/Ferritic) for General Application, 1999.
- [33] BS EN 10283:2019, BSI Standard Publications, Corrosion resistant steel castings, 2019.
- [34] Xiang, H. L., Liu, D., & He, F. S. (2011). Effects of Solution Temperature on Microstructure and Tensile Properties of Casting Duplex Stainless Steel. *Advanced Materials Research*, 146, 818-824.
- [35] NithinRaj, P., Sivadas, N., Sekar, K., & Joseph, M. A. (2020). Experimental investigation on dry sliding wear resistance of recently developed hyper-duplex stainless steel. *Materials Today: Proceedings*, 22, 2172-2178.
- [36] Stradomski, G., Fik, J., Lis, Z., Rydz, D., & Szarek, A. (2024). Wear Behaviors of the Surface of Duplex Cast Steel after the Burnishing Process. *Materials*, 17(8), 1914.
- [37] Wei, M. X., Wang, S. Q., Wang, L., & Cui, X. H. (2011). Wear and friction characteristics of a selected stainless steel. *Tribology Transactions*, 54(6), 840-848.
- [38] Yoganandh, J., Natarajan, S., & Kumaresh Babu, S. P. (2015). Erosive wear behavior of high-alloy cast iron and duplex stainless steel under mining conditions. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24, 3588-3598.
- [39] Whitefield, D. J., & Van Bennekom, A. (1996). Abrasive wear properties of experimental metastable duplex stainless steels. *Wear*, 196(1-2), 92-99.

- [40] Lim, H., Kim, P., Jeong, H., & Jeong, S. (2012). Enhancement of abrasion and corrosion resistance of duplex stainless steel by laser shock peening. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(6), 1347-1354.
- [41] Martins, M., & Casteletti, L. C. (2009). Microstructural characteristics and corrosion behavior of a super duplex stainless steel casting. *Materials Characterization*, 60(2), 150-155.
- [42] Larché, N., Dezerville, P., & Flour, D. L. (2013). Corrosion and corrosion management investigations in seawater reverse osmosis desalination plants. *Desalination and Water Treatment*, 51(7-9), 1744-1761.
- [43] Duplex Stainless steela- a Review after DSS '07 held in Grado
- [44] Başıyigit, A. B., & Adem, K. U. R. T. (2015). Dupleks paslanmaz çeliklerde sigma fazının korozyon dayanımına etkileri. *International Journal of Engineering Research and Development*, 7(4), 2-7
- [45] de Farias Azevedo, C. R., Pereira, H. B., Wolyneć, S., & Padilha, A. F. (2019). An overview of the recurrent failures of duplex stainless steels. *Engineering Failure Analysis*, 97, 161-188
- [46] Kalandyk, B. E., Zapała, R. E., & Pałka, P. (2022). Effect of Isothermal Holding at 750° C and 900° C on Microstructure and Properties of Cast Duplex Stainless Steel Containing 24% Cr-5% Ni-2.5% Mo-2.5% Cu. *Materials*, 15(23), 8569
- [47] Topolska, S., & Łabanowski, J. (2009). Effect of microstructure on impact toughness of duplex and superduplex stainless steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 36(2), 142-149
- [48] Raha, B. (2018). Study on deleterious phases precipitation on super duplex stainless steel grade 6A-ASTM A890. *Materials Today: Proceedings*, 5(2), 7836-7844.
- [49] Davanageri, M., Narendranath, S., & Kadoli, R. (2017). Influence of ageing time on hardness, microstructure and wear behaviour of AISI2507 super duplex stainless steel. *Materials Research Express*, 4(8), 086506.
- [50] Davanageri, M. B., Narendranath, S., Kadoli, R., Chen, T. H., Weng, K. L., Yang, J. R., ... & López-Luque, H. (2015). Influence of heat treatment on microstructure, hardness and wear behavior of super duplex stainless steel AISI 2507. *American Journal of Materials Science*, 5(3c), 48-52.
- [51] Fargas, G., Mestra, A., & Mateo, A. (2013). Effect of sigma phase on the wear behavior of a super duplex stainless steel. *Wear*, 303(1-2), 584-590.
- [52] del Abra-Arzola, J. L., García-Rentería, M. A., Cruz-Hernández, V. L., García-Guerra, J., Martínez-Landeros, V. H., Falcón-Franco, L. A., & Curiel-López, F.

- F. (2018). Study of the effect of sigma phase precipitation on the sliding wear and corrosion behaviour of duplex stainless steel AISI 2205. *Wear*, 400, 43-51.
- [53] ASTM E8/E8M-22, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, 2022.
- [54] ASTM E23-23, Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2023.
- [55] ASTM G5-14 (2021), Standard Reference Test Method for Making Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements, 2021.
- [56] ASTM G99-23, Standard Test Method for Wear and Friction Testing with a Pin-on-Disk or Ball-on-Disk Apparatus, 2023.
- [57] ASTM A370-23, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2023.
- [58] ASTM A384-22, Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2022.
- [59] Sousa, R. O., Lacerda, P., Ferreira, P. J., & Ribeiro, L. M. M. (2019). On the precipitation of sigma and chi phases in a cast super duplex stainless steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50, 4758-4778.
- [60] Hwangbo, D., Yoo, Y. R., Choi, S. H., Choi, S. J., & Kim, Y. S. (2022). Effect of Cu Addition on the Properties of Duplex Stainless Steels. *Corrosion Science and Technology*, 21(4), 273-281.
- [61] Davanageri, M. B., Narendranath, S., & Kadoli, R. (2017). Effect of Sigma (σ) phase on Mechanical and Dry sliding wear. *Materials Today: Proceedings*, 4(9), 10189-10196.
- [62] Ahmed, D. A., & Mulapeer, M. M. (2022). Differentiation of specific wear rates of AISI 304 austenitic and AISI 2205 duplex stainless steels at room and high temperatures. *Heliyon*, 8(11).
- [63] [Lima, H. M. L. F. D., Bastos, I. N., Araújo, W. S., & Martins, M. (2018). Heat treatment effects on ASTM A890/A 890M GR 5A super duplex stainless steel passivity. *Materials Research*, 20, 775-785.
- [64] de Lima, H. M. L. F., Tavares, S. S. M., Araújo, W. S., Rodrigues, M. S., & Martins, M. (2023). Corrosion Resistance of Cast Duplex Stainless Steels Grades ASTM A890 1B and 3A in Electrolytes Containing Chloride, Carbon Dioxide and Thiosulfate. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 32(13), 5980-5997.

ÖZGEÇMİŞ

ORCID NO: 0000-0001-8524-7253

Ad Soyad : Pelin SEZER

Yabancı Dil : İngilizce

Eğitim ve Mesleki Geçmişi:

- 2021, Eskişehir Teknik Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği (Lisans)
- 2022, Üretim Uzman Yardımcısı, Entekno Materials A.Ş., Elektroseramik Üretim Birimi
- 2023, Ar-Ge Mühendisi, AKDAŞ Döküm A.Ş., Ar-Ge Departmanı
- 2024, Araştırma Görevlisi, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Mühendislik-Mimarlık Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği

Yayınları ve/veya Bilimsel/Sanatsal Faaliyetleri:

- 2021, Çalışma Sunumu, AMC 2021 Turkey, İstanbul
- 2023, Çalışma Sunumu, 3rd INTERNATIONAL MATERIALS TECHNOLOGIES AND METALLURGY CONFERENCE, İstanbul
- Sezer, P., Kurama, S., Karagöz, T. ., & Gasan, H. (2021). An effective parameter in the deposition of 17-4PH powder with LMD technique: scanning speed. Journal of Additive Manufacturing Technologies, 1(2), 551.
- Muslim, T., Karagoz, T., Kurama, S., Sezer, P., Yazici, O. F., & Ozkok, R. (2023). Laser metal deposition of 17–4 PH stainless steel: Geometrical, microstructural, and mechanical properties investigation for structural applications. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 41, 69-79.

Mesleki Birlik/Dernek/Kuruluş Üyelikleri:

- 2024, TMMOB Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Odası, Ankara.