

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DÖKÜM PASLANMAZ ÇELİKLERİN KOROZYON
VE KIRILMA ÖZELLİKLERİNİN ISIL İŞLEMLERLE
DEĞİŞİMİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mithat Zaim KERİMAK

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ**
Tez Danışmanı : Prof. Dr. Sakin ZEYTİN

Aralık 2021

**T.C.
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DÖKÜM PASLANMAZ ÇELİKLERİN KOROZYON
VE KIRILMA ÖZELLİKLERİNİN ISIL İŞLEMLERLE
DEĞİŞİMİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mithat Zaim KERİMAK

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME
MÜHENDİSLİĞİ**

**Bu tez .../.../2021 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği / oyçokluğu ile
kabul edilmiştir.**

Jüri Başkanı

Üye

Üye

BEYAN

Tez içindeki tüm verilerin akademik kurallar çerçevesinde tarafımdan elde edildiğini, görsel ve yazılı tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uygun şekilde sunulduğunu, kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapılmadığını, başkalarının eserlerinden yararlanılması durumunda bilimsel normlara uygun olarak atıfta bulunulduğunu, tezde yer alan verilerin bu üniversite veya başka bir üniversitede herhangi bir tez çalışmasında kullanılmadığını beyan ederim.

Mithat Zaim KERİMAK

15.12.2021

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim boyunca değerli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, aynı titizlikte beni yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. Sakin ZEYTİN ve tez sürecime destek olan Doç. Dr. Mediha İPEK'e teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam için gereken malzeme ve laboratuvar olanakları konusunda destek ve yardımları için Anadolu Döküm San. A.Ş.'ye, iş yoğunluğum arasında eğitimimin tamamlanması için her türlü desteği veren değerli yöneticim Metehan BOYDAK'a teşekkürlerimi sunarım.

Bu günlere ulaşmamda maddi ve manevi desteğini esirgemeyen canım Annem ve Babam'a, tez sürecimde bana fazlasıyla sabır gösteren sevgili Eşime teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	i
İÇİNDEKİLER	ii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLER LİSTESİ	vii
TABLolar LİSTESİ	xiii
ÖZET.....	xiv
SUMMARY	xv
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2.	
PASLANMAZ ÇELİKLER	2
2.1. Paslanmaz Çeliklerin Tarihçesi	2
2.2. Paslanmaz Çeliklerin Üstün Özellikleri.....	3
2.2.1. Üretim yöntemlerinin üstünlükleri.....	3
2.2.2. Mekanik özellikleri	3
2.2.3. Yüksek ve düşük sıcaklık özellikleri	3
2.2.4. Korozyon direnci	3
2.2.5. Paslanmaz çeliklerin yüzey kalitesi	4
2.2.6. Hijyen performanları.....	4
2.2.7. Servis şartlarında kullanım ömürleri.....	4
2.3. Paslanmaz Döküm Çeliklerin Yaygın Kullanım Alanları	4
2.4. Paslanmaz Çeliklerin Başlıca Üretim Yöntemleri	6
2.4.1. Döküm yöntemi ile üretimi	7
2.4.1.1. Paslanmaz çeliklerin döküm ve katılaşması	7

2.4.1.2. Kum kalıba döküm yöntemi	11
2.4.1.3. Santrifüj (savurma) döküm yöntemi	11
2.4.1.4. Santrifüj dökümde katılaşma ve beslemenin temel prensipleri	15
2.4.1.5. Gerçek savurma döküm	16
2.4.1.6. Yarı savurma döküm ve savurmalı (centrifuging) döküm yöntemi	17
2.4.1.7. Santrifüj dökümün kalitesini etkileyen faktörler	18
2.5. Paslanmaz Çeliklerde Fiziksel Özellikleri	19
2.6. Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri	19
2.7. Paslanmaz Çeliklerin Pasifleşme İşlemi	20
2.8. Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyeti	21
2.8.1. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirlik kabiliyeti...	21
2.8.2. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirlik kabiliyeti....	26
2.8.3. Çökelme sertleşebilen paslanmaz çeliğin kaynak edilebilirlik kabiliyeti	27
2.8.4. Ferritik paslanmaz çeliğin kaynak edilebilirlik kabiliyeti	28
2.8.5. Martenzitik paslanmaz çeliğin kaynak edilebilirlik kabiliyeti...	31
2.9. Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Metalurjisi	31
2.9.1. Paslanmaz çeliklerin faz diyagramları	31
2.9.1.1. Fe-Cr sistemi.....	32
2.9.1.2. Fe-Cr-C sistemi.....	33
2.9.1.3. Fe-Cr-Ni sistemi	34
2.9.2. Paslanmaz çeliklere alaşım elementlerinin etkisi	35
2.9.2.1. Cr-krom elementinin etkisi	36
2.9.2.2. Ni - nikel elementinin etkisi	38
2.9.2.3. Mo – molibden elementinin etkisi	40
2.9.2.4. Mn – mangan elementinin etkisi.....	40
2.9.2.5. N – azot elementinin etkisi	42
2.9.2.6. Si – silisyum elementinin etkisi	43
2.9.2.7. C – karbon elementinin etkisi	43
2.9.2.8. Cu – bakır elementinin etkisi	43

2.9.3. Dupleks paslanmaz çeliklerde mikro yapısal faz dönüşümleri ve ikincil fazlar	44
2.9.3.1. Sigma fazı	47
2.9.3.2. Chi fazı.....	51
2.9.3.3. R, π ve τ fazları	54
2.9.3.4. Carbür fazı, $M_{23}C_6$ ve M_7C_3	54
2.9.3.5. γ östenit fazı	55
2.9.3.6. İkincil γ östenit fazı	55
2.9.3.7. Alfa primer α -prime fazı	57
2.9.3.8. Cu'ca zengin fazlar	57
2.9.3.9. Nitrürler, Cr_2N ve CrN fazları	57
2.9.4. Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması	58
2.9.4.1. Östenitik paslanmaz çelikler	59
2.9.4.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler	62
2.9.4.3. Dupleks Paslanmaz Çelikler	65
2.9.4.4. Martenzitik Paslanmaz Çelikler.....	67
2.9.4.5. Çökelme Sertleşmesi uygulanabilen Çelikler	69
2.10. Korozyonun Tanımı	70
2.10.1. Ülke ekonomisi için önemi	72
2.10.2. Korozyonun elektrokimyası	73
2.10.3. Pasiflik kavramı	77
2.10.4. Korozyonun önlenmesi	79
2.10.5. Korozyonun hızının belirlenmesi.....	79
2.10.6. Paslanmaz çeliklerde meydana gelen korozyon türleri.....	81
2.10.6.1. Genel tipte korozyon.....	82
2.10.6.2. Taneler arası korozyon	84
2.10.6.3. Galvanik korozyon.....	87
2.10.6.4. Oyuklaşma (pitting) korozyon	88
2.10.6.5. Aralık (crevice) korozyonu	91
2.10.6.6. Gerilmeli korozyon çatlaması (SCC).....	93
2.10.6.7. Eroziv korozyon	95
2.10.7. Paslanmaz çelik türlerinin korozyon direnci.....	96

2.10.7.1. Ferritik paslanmaz çeliklerin korozyon özellikleri	96
2.10.7.2. Östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon özellikleri ..	96
2.10.7.3. Martenzit paslanmaz çeliklerin korozyon özellikleri..	97
2.10.7.4. Dupleks paslanmaz çeliklerin korozyon özellikleri....	98

BÖLÜM 3.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR	100
3.1. Giriş.....	100
3.1.1. Deney malzemelerinin özellikleri	101
3.1.2. Kimyasal analiz testi	102
3.1.3. Çentik darbe testi	103
3.1.4. Sertlik testi	105
3.1.5. Metalografik numune hazırlama	107
3.1.6. Mikro test	108
3.1.7. Ferrite ölçümü	109
3.1.8. SEM analizleri	110
3.1.9. Isıl işlem.....	110
3.1.10. ASTM A923-03 method a korozyon testi	111

BÖLÜM 4.

SONUÇLAR VE TARTIŞMA	113
KAYNAKLAR.....	138
ÖZGEÇMİŞ	144

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

AISI	: Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
ASTM	: Amerikan Malzeme Test Birliği
Creş	: Krom Eşdeğeri
FN	: Ferrit Numarası
FO	: Ferrit-Ostenit
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
HV10	: Vickers Sertliği 10 kgf/mm ²
NaOH	: Sodyum hidroksit
Nieş	: Nikel Eşdeğeri
O	: Östenit
OF	: Östenit-Ferrit
Rm	: Çekme dayanımı
Rp	: Akma dayanımı
UNS	: Birleştirilmiş Numaralandırma Sistemi
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
α	: Ferrit
γ	: Östenit
γ_2	: İkincil östenit
δ -ferrit	: Delta ferrit
μ	: Laves fazı
σ	: Sigma fazı
χ	: Chi fazı
OM	: Optik mikroskop
SEM	: Elektron mikroskobu

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Paslanmaz çelik döküm örnekler	5
Şekil 2.2. (a) Kargo bölümü 2205 dubleks paslanmaz çelik kullanılarak imal edilmiş bir kimyasal tankerin kargo bölümü. (b) Dubleks paslanmaz çelik kullanılarak imal edilmiş bir kimyasal tankerin kargo bölümü ...	5
Şekil 2.3. (a,b,cd,e) Dikey santrifüj döküm ile üretilen dekantör parçaları, (c,f)'de pompa, hidrolik akümülatörler parçaları görülmektedir.....	6
Şekil 2.4. Herhangi bir ara kimyasal bileşik içermeyen üçlü denge diyagramı kesiti.	7
Şekil 2.5. Katı çözelti içeren üçlü sistemler diyagramı.....	8
Şekil 2.6. Cr-Fe-Ni denge diyagramı(likidüs gösterimi)	9
Şekil 2.7. Cr-Fe ikili denge diyagramı	9
Şekil 2.8. Cr-Ni ikili denge diyagramı	10
Şekil 2.9. Fe-Ni ikili denge diyagramı	10
Şekil 2.10. Örnek bir kum kalıbın şematik görseli verilmiştir.....	11
Şekil 2.11. Yatay savurma döküm görselleri verilmiştir.....	12
Şekil 2.12. Santrifüj dökümde yönlenmiş tane yapısı.....	13
Şekil 2.13. Dikey savurma döküm görselleri verilmiştir	13
Şekil 2.14. (a)Schaeffler diyagram.....	23
Şekil 2.15. (b) Schaeffler diyagramı	23
Şekil 2.16. Delong diyagramı.....	25
Şekil 2.17. WRC-1992 diyagramı	26
Şekil 2.18. Fe-Cr ikili denge diyagramı	33
Şekil 2.19. Fe-Cr denge diyagramında gama halkasının genişlemesinde karbonun etkisi	34
Şekil 2.20. Cr ve Ni miktarına göre Fe-Cr-Ni denge diyagramları.....	35

Şekil 2.21. Alaşım elementlerinin ferrit ve ostenit yapısına etkileri a) ferrit oluşturucular, b) ostenit oluşturucular	36
Şekil 2.22. Anodik polarizasyon eğrisinde alaşım elementlerinin etkisinin şematik gösterimi.....	37
Şekil 2.23. Ni miktarına bağlı olarak kafes ve mikro yapısal dönüşüm	39
Şekil 2.24. Çeşitli çökeltilerin oluşmasında, alaşım elementlerinin etkilerinin şematik özeti	41
Şekil 2.25. Fe-Cr-Ni faz faz diyagramı	44
Şekil 2.26. %70 Fe içeren dupleks paslanmaz çelik faz diyagramı	45
Şekil 2.27. EN 1.4462 alaşımının TTT diyagramı	46
Şekil 2.28. Ferrite α (aşık kahve alanlar), Östenit γ (beyaz alanlar), Sigma σ (koyu kahve alanlar), fazlarının mikro yapısal görseli	48
Şekil 2.29. Sigma fazının oluşum mekanizması	50
Şekil 2.30. Çeşitli büyütmelelerde χ ve σ fazlarının mikroskop görüntüleri	52
Şekil 2.31. Çeşitli büyütmelelerde χ ve σ fazlarının mikroskop görüntüleri	52
Şekil 2.32. Çeşitli büyütmelelerde χ ve σ fazlarının mikroskop görüntüleri	53
Şekil 2.33. Sigma (σ) ve chi (χ) fazlarının gelişimi	53
Şekil 2.34. Ferrit-östenit arayüzeyinde Cr derişimi	55
Şekil 2.35. İkincil östenit için örnek mikro yapılar.....	56
Şekil 2.36. Paslanmaz çelik türlerinin iç yapıları.....	59
Şekil 2.37. Paslanmaz çelik türlerinin arasında kimyasal ilişki	60
Şekil 2.38. Östenitik paslanmaz çelik mikro yapısı	62
Şekil 2.39. Ferritik paslanmaz çelik mikro yapısı.....	64
Şekil 2.40. Dupleks paslanmaz çeliklerde ki kimyasal farklar ve malzeme kaliteleri	66
Şekil 2.41. Dupleks paslanmaz çelikmikro yapısı	67
Şekil 2.42. Martenzitik paslanmaz çelikmikro yapısı	69
Şekil 2.43. Metalik korozyonun sematik gösterimi	77
Şekil 2.44. Pasifleşmeyen bir metalde korozyon hızının çözeltinin elektrot potansiyeline bağlı olarak yarı logaritmik değişimi	78
Şekil 2.45. Pasifleşebilen bir metalde korozyon hızının çözeltinin elektrot potansiyeline bağlı olarak yarı logaritmik değişimi.	79

Şekil 2.46. Korozyon hız formülasyonu	80
Şekil 2.47. Potansiyel-Akım yoğunluğu değişimi	81
Şekil 2.48. Östenitik krom - nikelli paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında kromkarbür çökmesine bağlı olarak krom azalması.....	85
Şekil 3.1. Deneysel çalışma için üretilen 1.4410 ve 1.4462 kalite test blokları.....	100
Şekil 3.2. Test bloklarından kesilen deney grupları test parçaları	101
Şekil 3.3. Isıl işlem uygulanacak test parçaları.....	101
Şekil 3.4. 1.4462 ve 1.4410 mazlemelerin EN 10088-4 e göre istenen mekanik değerleri.	102
Şekil 3.5. a- 1.4462 , b-1.4410 malzmenin kimyasal test uygulanmış görselleri...	103
Şekil 3.6. Optik emisyon spektrometresi – Kimyasal analiz test cihazı.	103
Şekil 3.7. ISO 148-1 standartına göre test numunesi ölçüleri.....	104
Şekil 3.8. ISO 148-1 standartına göre testin şematik gösterimi.....	104
Şekil 3.9. 300 joule Losenhauswerk marka test cihazı.	104
Şekil 3.10. Çentik darbe test numuneleri ve v notch izi açma makinası.....	105
Şekil 3.11. Emco Duravision 250 sertlik test cihazı.....	106
Şekil 3.12. Vickers sertlik testi ölçüm prensibi.	106
Şekil 3.13. HV10 Vickers sertlik ölçümü.	107
Şekil 3.14. Struers Tegamin 30 metalografik numune hazırlama cihazı.	108
Şekil 3.15. Zeiss Axio Scope A1 optik ışık mikroskobu.	109
Şekil 3.16. Fischeher Ferritescope MN30 test cihazı.....	109
Şekil 3.17. JEOL JSM-6060LV marka Tarama Elektron Mikroskobu (SEM).....	110
Şekil 3.18. MSE Furnace MS-1100 marka ısıl işlem fırını.....	111
Şekil 3.19. Isıl işlem aşamaları yağda ve havada soğuma şartları.	111
Şekil 3.20. ASTM A923-03 Method A korozyon testi görselleri.....	112
Şekil 4.1. a)1.4462 döküm hali, b)1.4410 döküm hali SEM görüntüsü.....	115
Şekil 4.2. 1.4462 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD1) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD6) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM)	115

Şekil 4.3. 1.4462 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD2) ile elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD7) ile elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).	115
Şekil 4.4. 1.4462 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD3) ile elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD8) ile elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).	116
Şekil 4.5. 1.4462 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD4) ile elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD9) ile elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).	116
Şekil 4.6. 1.4462 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD5) ile elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD10) ile elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).	117
Şekil 4.7. 1.4462 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD1) koşullarında ve b) yağda soğutma (LD6) koşullarında elde edilen SEM-EDS elementel haritalar.	117
Şekil 4.8. 1.4410 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD1) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD6) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).....	119
Şekil 4.9. 1.4410 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD2) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD7) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).....	119
Şekil 4.10. 1.4410 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD3) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD8) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).....	120

Şekil 4.11. 1.4410 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD4) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD9) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve.....	120
Şekil 4.12. 1.4410 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD5) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD10) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM)....	121
Şekil 4.13. 1.4410 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD1) koşullarında ve b) yağda soğutma (SD6) koşullarında elde edilen SEM-EDS elementel haritalar.	121
Şekil 4.14. Deney koşullarına bağlı olarak elde edilen ortalama çentik darbe enerjileri.....	122
Şekil 4.15. 1.4462 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak uygulanan çentik darbe deneyi sonrası LD1,2,3,4 numunelerinde elde edilen kırılma yüzeyleri.....	123
Şekil 4.16. 1.4462 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak uygulanan çentik darbe deneyi sonrası LD5,6,7,8 numunelerinin elde edilen kırılma yüzeyleri.....	124
Şekil 4.17. 1.4462 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak uygulanan çentik darbe deneyi sonrası LD9 ve 10 numunelerinden elde edilen kırılma yüzeyleri.....	125
Şekil 4.18. 1.4410 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak çentik darbe deneyi sonrası elde edilen SD1,2,3,4 numunelerinin kırılma yüzeyleri.	126
Şekil 4.19. 1.4410 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak çentik darbe deneyi sonrası elde edilen SD5,6,7,8,4 numunelerinin kırılma yüzeyleri.	127
Şekil 4.20. 1.4410 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak çentik darbe deneyi sonrası elde edilen SD9,10, numunelerinin kırılma yüzeyleri...	128
Şekil 4.21. LD1 (ab) ve LD6 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	130

Şekil 4.22. LD2 (ab) ve LD7 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon	
deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	130
Şekil 4.23. LD3 (ab) ve LD8 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon	
deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	131
Şekil 4.24. LD4 (ab) ve LD9 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon	
deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	131
Şekil 4.25. LD5 (ab) ve LD10 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon	
deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	132
Şekil 4.26. SD1 (ab) ve SD6 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon	
deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	132
Şekil 4.27. SD2 (ab) ve SD7 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon	
deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	133
Şekil 4.28. SD3 (ab) ve SD7 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon	
deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	133
Şekil 4.29. SD4 (ab) ve SD8 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon	
deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	134
Şekil 4.30. SD5 (ab) ve SD10 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon	
deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.....	134
Şekil 4.31. Deney koşullarına bağlı olarak numunelerden elde edilen	
ortalama % ferrit oranları.	135
Şekil 4.32. Deney koşullarına bağlı olarak numunelerden elde edilen	
ortalama sertlik değerleri.	136

TABLolar LİSTESİ

Tablo 2.1. Paslanmaz çeliklerin fiziksel özelliklerinin normal çeliklerin karşılaştırılması	19
Tablo 2.2. Paslanmaz çeliklere alaşım elementlerinin etkisi	36
Tablo 2.3. İkincil fazların türleri ve oluşum sıcaklık aralıkları	51
Tablo 2.4. Dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan fazların özellikleri.....	58
Tablo 2.5. Östenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri.....	61
Tablo 2.6. Östenitik paslanmaz çeliklerin tipik uygulama alanları.....	62
Tablo 2.7. Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri	63
Tablo 2.8. Ferritik paslanmaz çeliklerin tipik uygulama alanları	64
Tablo 2.9. En yaygın kullanılan dubleks çeliklerin kimyasal detayları	65
Tablo 2.10. En yaygın kullanılan dubleks çeliklerin mekanik özellikleri	66
Tablo 2.11. Martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri.....	68
Tablo 2.12. Martenzitik paslanmaz çeliklerin uygulama alanları verilmiştir.	68
Tablo 2.13. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri.....	70
Tablo 2.14. Değişen karbon içeriğine bağlı olarak kuluçka süreleri ve kritik sıcaklık değerleri	86
Tablo 2.15. Sık rastlanan galvanik çiftler ve bu çiftlerdeki korozyona uğrayan metaller.....	88
Tablo 2.16. Paslanmaz çeliğe katılan alaşım elementlerinin oyuklaşma korozyonuna direnç üzerine etkileri.....	90
Tablo 3.1. 1.4462 VE 1.4410 mazlemelerin EN 10088-4 e göre istenen kimyasal element değerleri.....	102
Tablo 4.1. 1.44.62 ve 1.4410 test plakalarının kimyasal analizleri.....	113
Tablo 4.2. Deney Numunelerinin kodları ve ısıt işlemleri tanımlaması.....	114

ÖZET

Anahtar kelimeler: Dupleks/Süper-Dupleks Paslanmaz Çelik, Isıl İşlem, Sigma Fazı, Mikroyapı, Tokluk

Bu çalışmada döküm yöntemi ile üretilen dupleks ve süper dupleks paslanmaz çeliklerin 1025°C’de uygulanan ostenitleme ısıl işlemi sonrasında, 400°C, 500°C, 600°C ve 700°C’de yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış, soğutma işlemi hava ve yağda gerçekleştirilmiştir. Elde edilen numunelerin mikroyapı, tokluk ve sertlik özellikleri detaylı olarak incelenmiştir. Mikroyapı incelemelerinde optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Ayrıca Feritscope ile numunelerin ferrit % ferrit-ostenit faz dengesi belirlenmiştir. Bunun yanısıra numunelere ASTM A923-03 Method A’ya göre korozyon testi uygulanmıştır. Uygulanan ısıl işlemler neticesinde 1.4462 malzemede ferrit içerisinde yoğun sigma fazı oluşumu tespit edilmiş böylece tokluk değerleri düşmüştür. 1.4410 malzemede ise ferrit ostenit arayüzeyinde krom nitrit (Cr_2N) oluşumu meydana gelmiştir. Korozyon deneylerinde 1.4410 malzemede herhangi bir korozyon oluşumu mikroyapısal olarak gözlenmemiştir. Fakat 1.4462 malzemenin ferrit alanlarında yoğun korozyon oluşumları mikroyapısal olarak gösterilmiştir.

CHANGES IN CORROSION AND FRACTURE PROPERTIES OF CAST STAINLESS STEELS THROUGH HEAT TREATMENTS

SUMMARY

Keywords: Duplex/Super-Duplex Stainless Steel, Heat Treatment, Sigma Phase, Microstructure, Toughness

In this study, after austenitization heat treatment was applied at 1025°C of duplex and super duplex stainless steels produced by casting method, tempering heat treatment was applied at 400°C, 500°C, 600°C and 700°C, and cooling process was carried out in air and oil. The microstructure, toughness and hardness properties of the obtained samples were examined in detail. Light optical microscope and scanning electron microscope (SEM) was used for microstructure investigations. The ferrite-austenite phase balance of the samples was determined with the Feritscope. In addition, the corrosion test was applied to the samples according to ASTM A923-03 Method A. As a result of the applied heat treatments, intense sigma phase formation was detected in ferrite areas of 1.4462 duplex stainless steel and thus the toughness values decreased. In 1.4410 material, chromium nitride (Cr_2N) formation occurred at the ferrite austenite interface. In the corrosion experiments, no microstructural corrosion formation was observed in 1.4410 material. However, intense corrosion formations of the 1.4462 material were identified microstructurally in the ferrite areas because of taking place sigma phases.

BÖLÜM 1. GİRİŞ

Teknolojinin gelişmesi beraberinde endüstriyel ürün çeşidi artmış, buna paralel olarak imalat yöntemleri ve servis şartlarının gelişen ve zorlaşan isterlerine göre pek çok alanda olduğu gibi paslanmaz çeliklerde de farklı malzemeler geliştirilmiştir. Bunların eö öne çıkanlarından dubleks ve süper dubleks paslanmaz çeliklerdir. Birinci nesil dubleks paslanmaz çelikler, örneğin CD4MCu elli yıldan fazla süredir kullanılmaktadır. Mikro yapıları genellikle %40 ila %50 oranında ferrit fazı ihtiva etmektedir. Sonra ki dönemde ise ikinci nesil dubleks paslanmaz çelikler CD3MN, CD3MWCuN, CD4MCuN, CD6MN geliştirilmiştir. Bunlardan CE3MN ve CE8MN gelişimi ile kaynak edilebilme ve kaynak sonrası servis şartlarında korozyon direnci daha yüksek malzemeler olarak yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır. Bu tezde CD3MN dubleks ve CE3MN süper dubleks paslanmaz döküm çeliğin korozyon ve kırılma özelliklerinin ısıt işlemler ile değişimini içeren bir çalışma yapılmış, elde edilen veriler paylaşılmıştır.

EN 10088-4'e göre X2CrNiMoN22-5-3 ve malzeme numarası 1.4462 olan, ASTM A 890'a göre UNS J92205, ACI CD3MN olarak tanımlanan dubleks paslanmaz çelik mükemmel klorür stresine sahiptir korozyona bağlı çatlama (SCC) direnci yüksektir.

EN 10088-4'e göre X2CrNiMoN25-7-4 ve malzeme numarası 1.4410 olan, ASTM A 890'a göre UNS J93404, ACI CE3MN, olarak tanımlanan süper dubleks paslanmaz çelik için daha yüksek krom, molibden ve azot etkisi ile klor içeren ortamlarda daha yüksek korozyon direnci elde edilebilmektedir. Bu özellikleri sebebiyle kağıt endüstrisi, separatör ve dekantör uygulamalarında, açık deniz ortamında deniz araçları, petrol gaz platformlarında kullanımı öne çıkmaktadır.

BÖLÜM 2. PASLANMAZ ÇELİKLER

2.1. Paslanmaz Çeliklerin Tarihçesi

Dubleks paslanmaz çelikler 1930 yılında üretilmeye başlanmış ve ilk üretilen dubleks paslanma çelikler sülfid kâğıdı üretimi endüstrisinde kullanılmıştır. Bu çelikler, taneler arası korozyon sorunu yaşanan yüksek C'li östenitik paslanmaz çeliklerin, korozyon problemini ortadan kaldırmak amacıyla geliştirilmiştir. İlk ürünler Finlandiya'da üretilmiş, 1936 yılında ise Fransa'da patentlenmiştir. Östenitik paslanmaz çeliklere göre klorürlü ortamlarda yüksek gerilmeli korozyon çatlağı elde edilmektedir. Klorürlü ortamlardaki korozyon direncini arttırmak amacıyla geliştirilen ilk dubleks paslanmaz çelik 3RE60 alaşımıdır. Daha sonra AISI 329 geliştirilmiş ve nitrik asit kullanılan ortamlarda ısı değiştirici tüpü olarak kullanılmıştır. Sağladığı üstün korozyon özelliklerine rağmen, kaynak edilmeleri sırasında ITAB'da oluşan yüksek miktardaki ferrit, malzemenin korozyon direncini ve tokluğunu düşürmektedir. 1960'ların sonunda ve 1970'lerin başında dubleks paslanmaz çeliklerin kullanılmasına ve gelişimine yol açan iki etmen ortaya çıkmıştır. Birincisi; bu tarihlerde ortaya çıkan Ni kıtlığının östenitik paslanmaz çeliklerin fiyatını artırması ve denizcilik ile yağ endüstrilerindeki gelişmelerden dolayı, bu sektörlerde saldırgan ortamlara dayanıklı malzemeye ihtiyaç duyulmasıdır. İkincisi ise çelik üretiminde ortaya çıkan gelişmeler sayesinde (vakum ve argon ortamında dekarburizasyon) düşük C oranlarına sahip temiz çelik üretilmesi ve malzemedeki N oranının kontrol edilebilmesidir. Ayrıca 1970'lerde ortaya çıkan sürekli döküm teknolojisi çelik üretim maliyetlerini düşürmüştür. 1980'lere gelindiğinde, çelik bileşimindeki N oranı kontrol edilebilir olduğu için N içerikli dubleks paslanmaz çelikler geliştirilmiş ve SAF2205 (EN 1.4462) dubleks paslanmaz çelik türü ortaya çıkmıştır. Azot ilavesi ile malzemenin korozyon direnci ve sünekliği artmıştır [1].

2.2. Paslanmaz Çeliklerin Üstün Özellikleri

Korozyon dayanımı, yüksek ve düşük sıcaklıklara dayanım, üretimde kolaylığı, mekanik dayanım, görünüm, hijyenik özellikler ve uzun ömürlü olmalarından dolayı paslanmaz çelikler çokça tercih edilirler [2].

2.2.1. Üretim yöntemlerinin üstünlükleri

İmalat aşamalarından olan kesme, kaynak, sıcak ve soğuk şekillendirme ve talaşlı imalat işlemleri ile paslanmaz çelikler kolaylıkla biçimlendirilebilirler [2].

2.2.2. Mekanik özellikleri

Paslanmaz çeliklerin büyük çoğunluğu soğuk şekillendirme sırasında pekleşebilmektedir, böylece dayanımı artmakta bu yönüyle tasarım için kullanılacak malzemenin kalınlığı azaltılabilmekte parça ağırlığı azaltılabilmektedir. Paslanmaz çeliklerin bazı türlerinde ise ısıtılma işlemi ile malzemenin yüksek mukavemet kazanması sağlanabilmektedir [2].

2.2.3. Yüksek ve düşük sıcaklık özellikleri

Paslanmaz çeliklerin bazı türlerinde, yüksek sıcaklıklarda tufalleşme ve mekanik özelliklerde düşüş görülmemektedir. Aynı zamanda bazı paslanmaz çelik türleri çok düşük sıcaklıklarda bile gevrek davranış göstermemekte ve tokluk değerleri düşme göstermemektedir [2].

2.2.4. Korozyon direnci

Korozyon dayanımı tüm paslanmaz çeliklerde yüksektir. İçlerinden düşük alaşımlı olan paslanmaz çelikler durağan şartlarda ki atmosferik korozyona dayanabilirken, yüksek alaşımlı olan paslanmaz çelikler ise alkali, asit çözeltilerine hatta klor içeren

ortamlarda bile korozyon dayanımı göstermektedirler. Bu tür paslanmaz çelikler ilave olarak yüksek sıcaklık ve basınç şartlarında da kullanılabilirler [2].

2.2.5. Paslanmaz çeliklerin yüzey kalitesi

Paslanmaz çelikler farklı, farklı yüzey kalitelerinde üretilebilmektedirler. Paslanmaz çeliklerin yüzeylerinin görünümü, kalitesi ve bakımı kolay olduğundan servis koşullarında uzun süreler korunabilir [2].

2.2.6. Hijyen performanları

Paslanmaz çeliklerin kolay temizlenebilirler bu yönleriyle yüzeylerinde kirlilik, bakteri vb. tutunabilmesi zor olduğundan, bu özellikleriyle hastane, mutfak, gıda ve ilaç sanayinde çok yaygın olarak kullanılmaktadırlar [2].

2.2.7. Servis şartlarında kullanım ömürleri

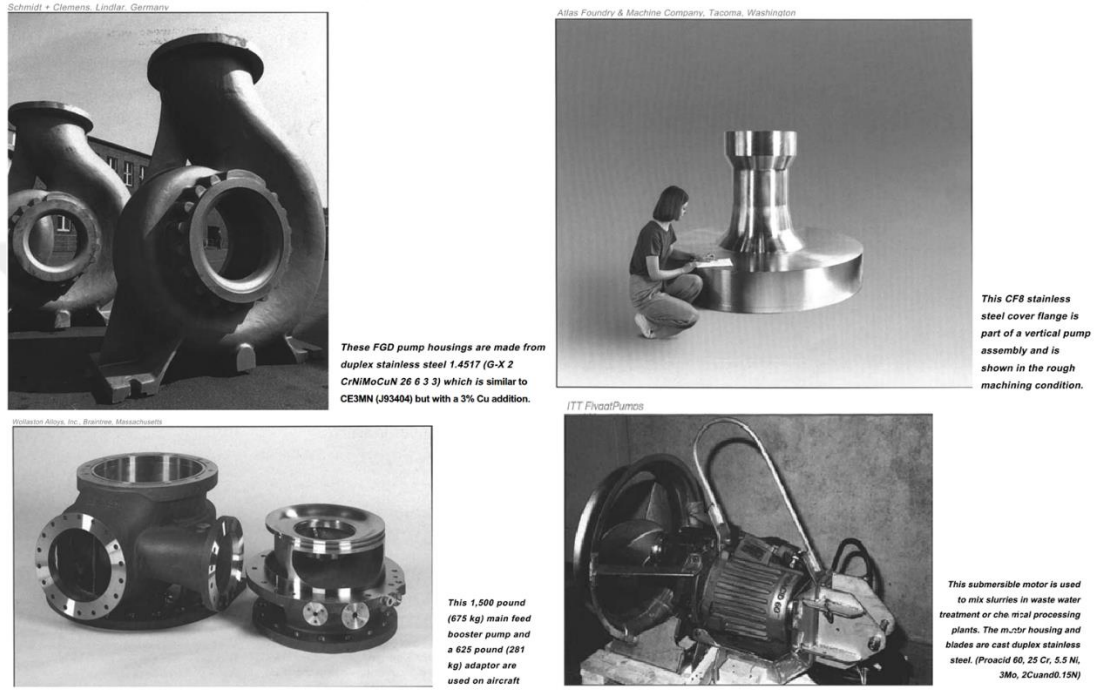
Paslanmaz çelikler dayanıklı ve bakımı kolay malzemeler olduklarından, üretilen arçanın tüm kullanım ömrü dikkate alındığında ekonomik malzemelerdir [2].

2.3. Paslanmaz Döküm Çeliklerin Yaygın Kullanım Alanları

Günümüzde paslanmaz çelikler atmosferik şartlarda, deniz suyu ve kimyasal ortamlarda, radyasyonun yoğun olduğu ortamlar ve yüksek sıcaklık şartlarında oluşabilecek mekanik ve koroziyon sorunlarına karşı avantajları sebebiyle yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Özellikle son yıllarda dubleks, süper dubleks paslanmaz çelikler bu alanlarda daha öne çıkmış malzemelerdir. Çoğunlukla statik döküm yada savurma (Santrifüj) döküm yöntemleri ile üretilen makine ve donanım parçaları yaygınlık göstermektedir.

Statik döküm yöntemi ile yaygın olarak kum kalıba döküm yoluyla üretilen ürünler gıda sektöründe makine bileşenleri, kimyasal üretimlerdeki vana ve bağlantı

elemanları, ilaç, petro kimya endüstrisinde, atom reaktörlerinde, enerji sektöründe, cam sektöründe, denizcilik sektöründe özellikle kimyasal tanker yapımında, makine ve donanım parçaları olarak yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil 2.1.'de bazı paslanmaz çelik döküm örnekler parçalar, Şekil 2.2.'de ise denizcilik sektöründeki uygulamalar örnek olarak verilmiştir.



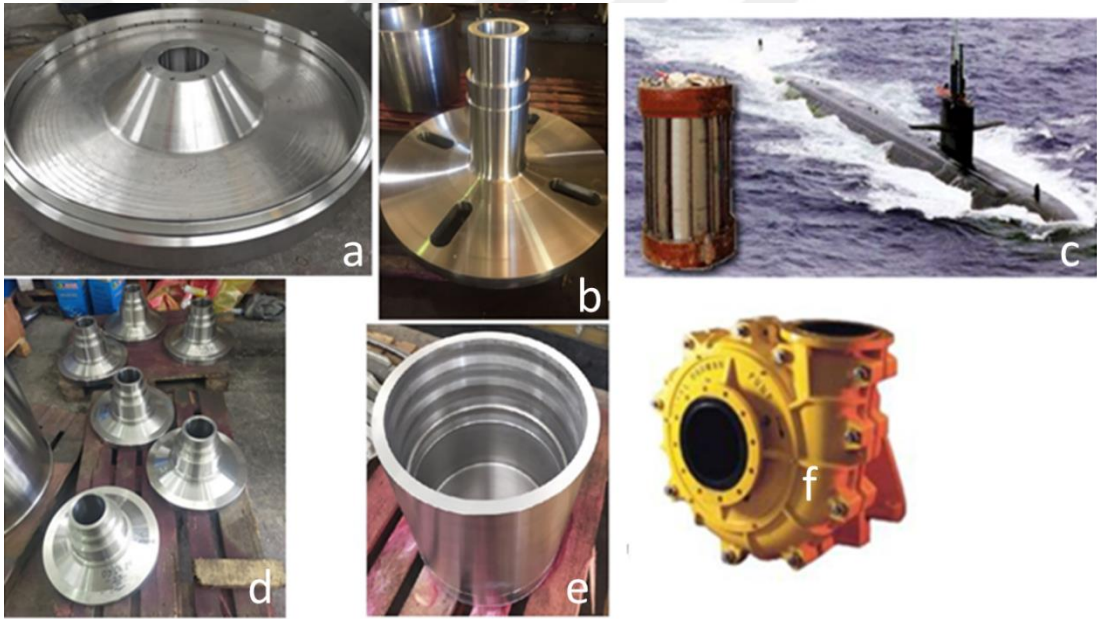
Şekil 2.1. Paslanmaz çelik döküm örnekler [3].



Şekil 2.2. (a) Kargo bölümü 2205 dubleks paslanmaz çelik kullanılarak imal edilmiş bir kimyasal tankerin kargo bölümü. (b) Dubleks paslanmaz çelik kullanılarak imal edilmiş bir kimyasal tankerin kargo bölümü [4].

Paslanmaz çeliklerin döküm üretiminde yaygın bir diğer yöntem de santrifüj (savurma) döküm yöntemidir. Bu üretim şekilde dikey ve yatay olmak üzere iki türde uygulama mümkündür. Yatay santrifüj döküm yöntemi ile boru, tüp, burç, silindirik manşon gibi içi boş parçaların üretimi yapılabilmektedir. Ayrıca bimetal borular veya nikel bazlı alaşımlarında bu yöntem ile üretimi yapılmaktadır.

Diğer bir santrifüj döküm yöntemi olan dikey santrifüj döküm yöntemi ile, silindirik, silindirik olmayan veya asimetrik şekiller içi dolu parçalar üretilebilmektedir. Santrifüj döküm yönteminde yüksek kuvvet seviye ve yönlü katılaşma sayesinde daha yoğun iç yapıda üretim yapmak mümkündür. Şekil 2.3.(a,b,c,d,e,f)'de dikey santrifüj döküm yöntemi ile üretilmiş örnek parçalar görülmektedir.



Şekil 2.3. (a,b,c,d,e) Dikey santrifüj döküm ile üretilen dekantör parçaları , (c,f)'de pompa, hidrolik akümülatörler parçaları görülmektedir [4].

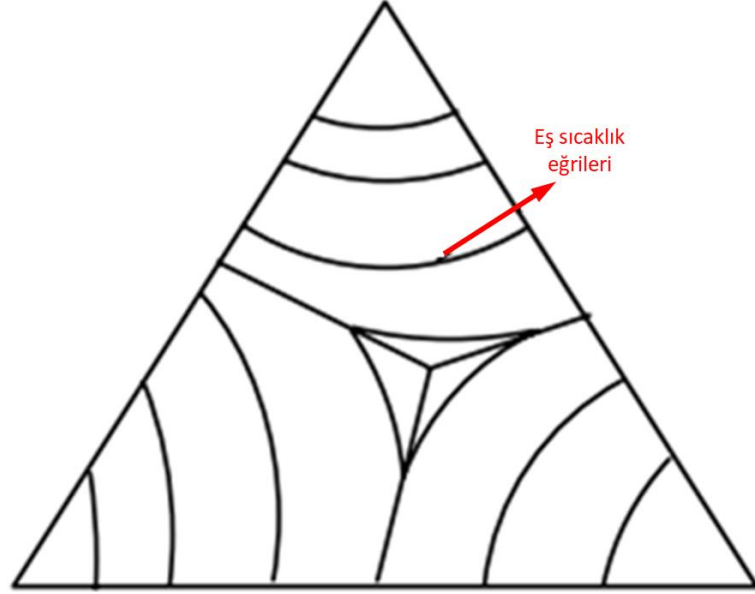
2.4. Paslanmaz Çeliklerin Başlıca Üretim Yöntemleri

Paslanmaz çelikler, hadde, dövme, statik döküm ve santrifüj döküm yöntemleri ile şekillendirilmektedir. Döküm türleri, katılaşma karakteristiği ve üretim yöntemlerinin avantaj ve dezavantajlarına alt başlıklarda değinilmiştir.

2.4.1. Döküm yöntemi ile üretimi

2.4.1.1. Paslanmaz çeliklerin döküm ve katılaşması

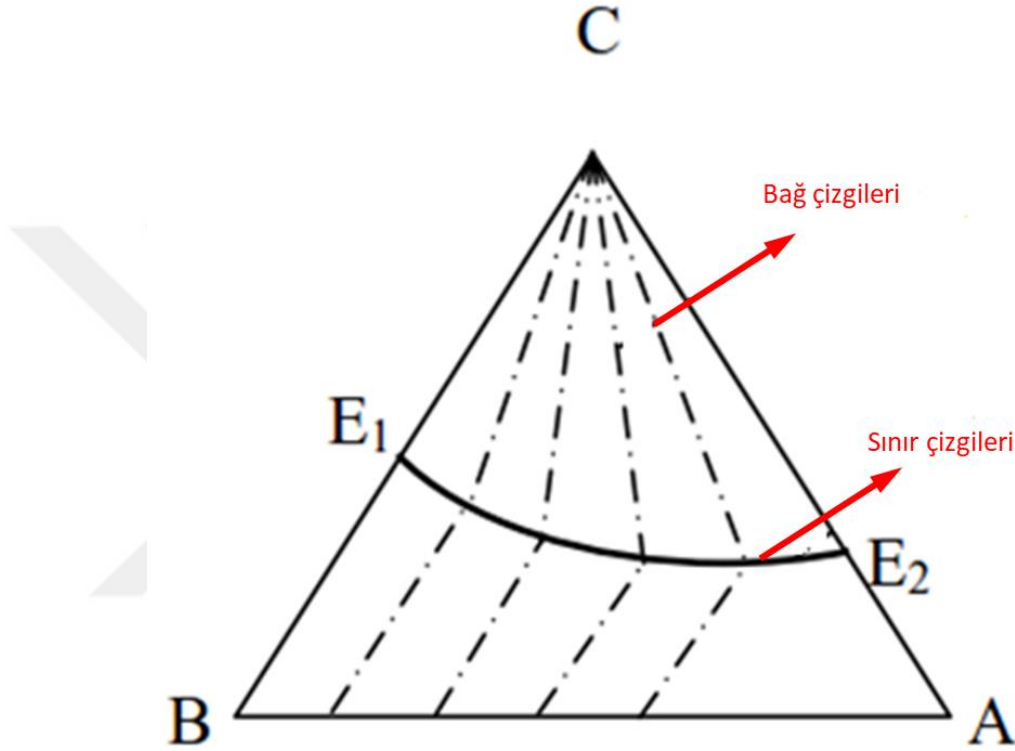
Üçlü denge diyagramlarında kristalleşmenin izlediği yolu saptayabilmek için sınır çizgilerini, eşdeğer sıcaklık eğrilerini ve kristalleşen fazların bileşimlerini bilmek gerekir. Fazların bileşim bakımından değişken olmadığı ve katı çözelti içermeyen sistemlerde, bir bileşiğin ilk kristalleşme bölgesindeki bir karışımın kristalleşme eğrisi sınır çizgisine kadar uzanan düz bir doğrudan ibarettir. Bu düz doğru ilk kristalleşme bölgesini temsil eden kimyasal bileşik ile söz konusu karışımın uzantısından oluşur [5] [6]. Şekil 2.4.'de bir üçlü denge diyagramı üzerinde eş sıcaklık eğrileri gösterilmektedir. Üçlü denge diyagramlarında esas olarak likidüs yüzeyinin eş sıcaklık eğrilerini gösterilirler ve dolu çizgiler olarak belirtilirler. Kesikli çizgiler ise eş sıcaklık solidüs eğrilerini belirtmektedir.



Şekil 2.4. Herhangi bir ara kimyasal bileşik içermeyen üçlü denge diyagramı kesiti [6].

Şekil 2.5.'de gösterildiği gibi katı çözelti içeren üçlü sistemlerde, katı çözeltinin ilk kristalleşme bölgesi içinde bulunan kristalleşme eğrisi düz bir doğru değildir; çünkü kristalleşme ilerledikçe, ilk fazın bileşimi Fe-Cr-Ni sisteminde olduğu gibi devamlı bir şekilde değişmektedir [5][6].

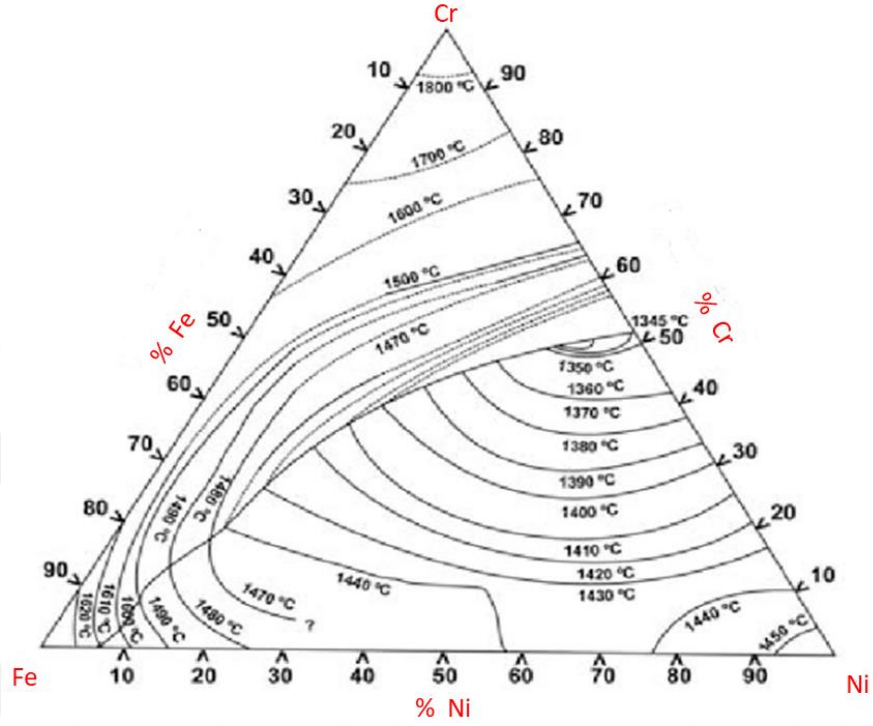
Katı çözelti içeren üçlü denge diyagramlarında kristalleşme eğrisinin durumunu aptayabilmek için, eşdeğer sıcaklık eğrileri üzerindeki birçok nokta için sınır izgilerinin, eşdeğer sıcaklık eğrilerinin ve bağ çizgilerinin durumunu bilmek gerekir. (Bağ çizgilerinin deneysel olarak belirlenmesi gerekir çünkü bunlar, kuramsal olarak belirlenemezler).



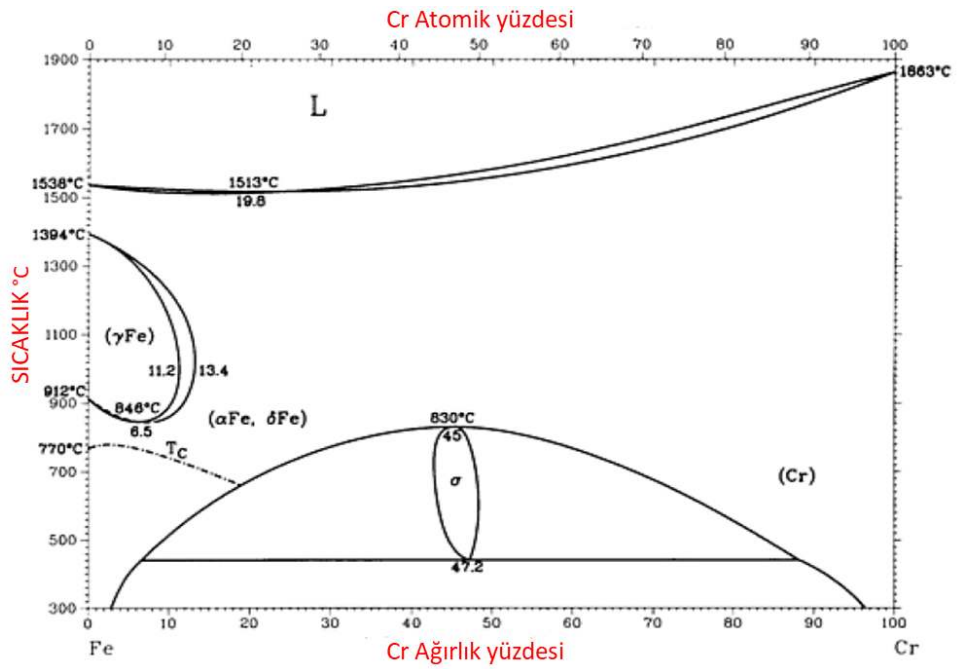
Şekil 2.5. Katı çözelti içeren üçlü sistemler diyagramı [6].

İkili veya üçlü kimyasal bileşikler içermeyen basit bir üçlü denge diyagramı yukarıda verilmiştir (Şekil 2.5.). Bu sistemde, sürekli katı çözelti oluşturan AB ikili denge diyagramı ile E1 ve E2 ötektiklerini içeren BC ve AC basit ikili denge diyagramları mevcuttur. Bu üçlü denge sisteminde, E1-E2 sınır çizgisine kadar oluşan ilk kristal bu ikili katı çözüldür. Sınır çizgisi üzerindeki herhangi nokta, T sıcaklığında (sıcaklık eş sıcaklık eğrilerinden bulunur) A katı çözeltisi (bağ çizgisinin üçgeni kestiği nokta) ve C ile denge halinde bulunan sıvının bileşimini belirtmektedir. Fe-Cr-Ni Sisteminde (Şekil 2.6.), Cr-Ni arasında (%53 Cr - %47Ni) bileşiminde ve 1345°, ikili ötektik, Fe-Ni arasında (% 96 Fe - %4Ni) bileşiminde ve 1514°, ikili peritektik, Cr-Fe arasında herhangi ikili ötektik veya peritektik bulunmamaktadır. (%8 Fe - %43Ni - %49 Cr)

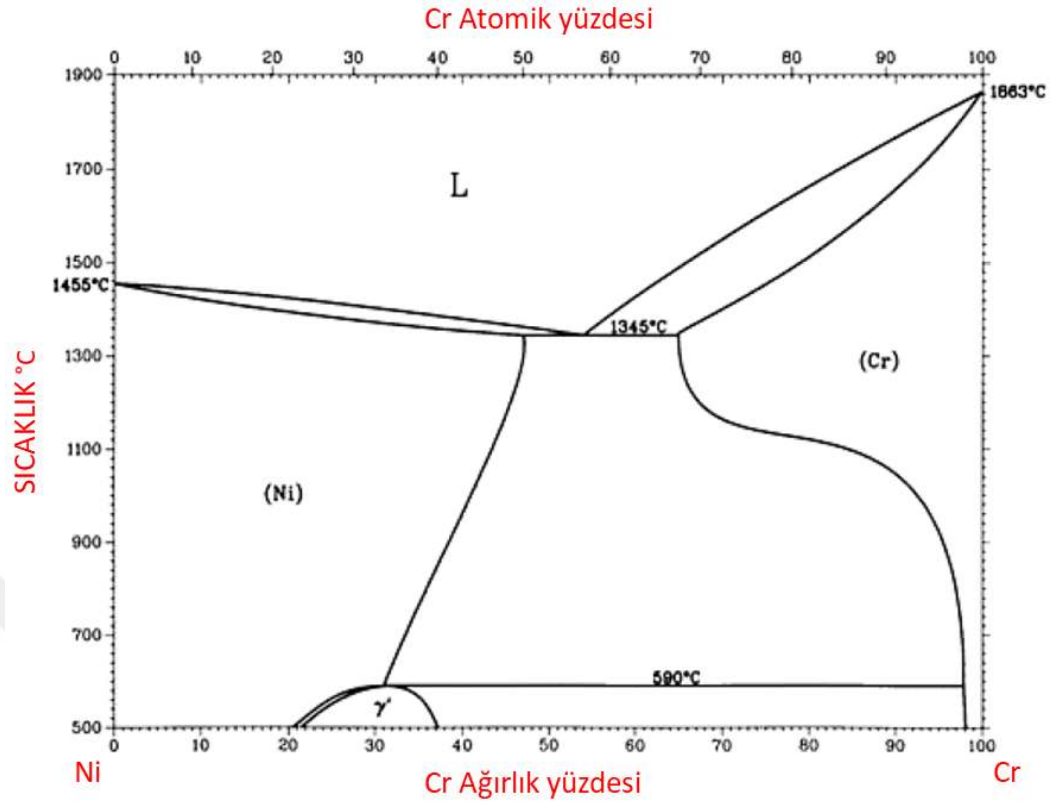
bileşiminde ve 1330° üçlü ötektik (A noktası) bulunmaktadır. Şekil 2.7., 2.8., 2.9.'daki ikili denge diyagramları elementlerin birbiriyle olan ilişkilerinin detaylandırılması açısından verilmiştir.



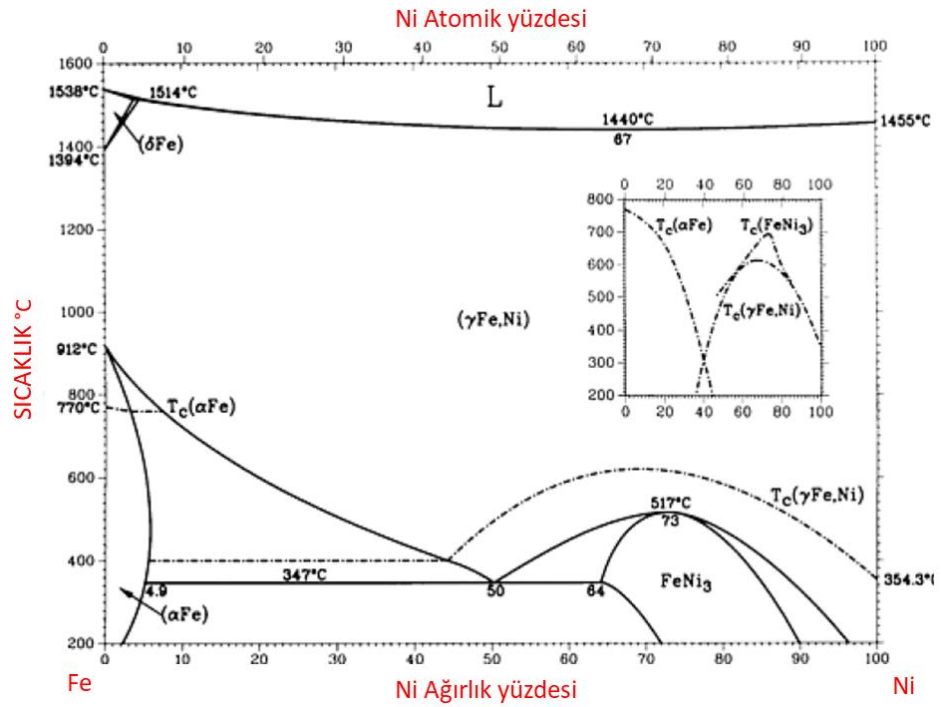
Şekil 2.6. Cr-Fe-Ni denge diyagramı(likidüs gösterimi) [7].



Şekil 2.7. Cr-Fe ikili denge diyagramı [7].



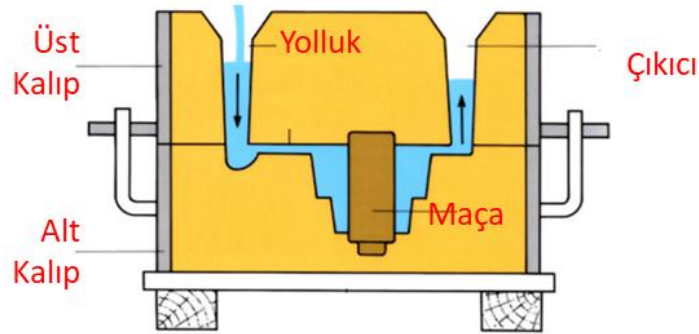
Şekil 2.8. Cr-Ni ikili denge diyagramı [7].



Şekil 2.9. Fe-Ni ikili denge diyagramı [7].

2.4.1.2. Kum kalıba döküm yöntemi

En yaygın döküm tipi kum kalıba dökümdür. Kum kalıba döküm ile farklı büyüklük, ağırlıkta, karmaşık geometrideki parçalar dahi dökülebilmektedir. Bu yöntemin maliyeti döküm tiplerinin arasında ekonomik olması yönüyle öne çıkmaktadır. Kum kalıba döküm yöntemi kullanılan kalıbın katkı maddeleri, üretim yöntemine göre gruplara ayrılmaktadır. Yaş kum kalıba döküm, kuru kum kalıba döküm, tamamen maçaların bir araya getirilmesiyle oluşturulan maça kalıba döküm, kabuk kalıba (shell mold) döküm, gaz sertleştiricili silikat yöntemi olarak bilinen CO₂ yöntemi ile hazırlanan kalıba döküm, havada sertleşen air-set kalıplara döküm en yaygın kum kalıba döküm türleridir. Şekil 2.10.'da örnek bir kum kalıbın şematik görseli verilmiştir [8].

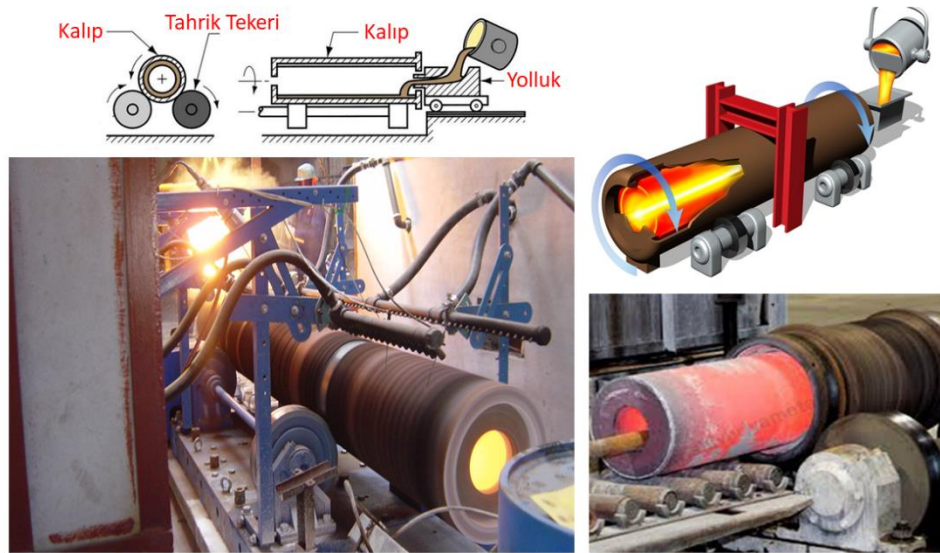


Şekil 2.10. Örnek bir kum kalıbın şematik görseli verilmiştir [9].

2.4.1.3. Santrifüj (savurma) döküm yöntemi

Döküm parçalarının üretimindeki metallerin katılaşp soğurken hacimce büzülmesiyle oluşan döküm boşlukları en önemli problemlerin başında gelmektedir. Sorunun çözümü için basınç etkisinde yararlanmak yada basınç etkisi altında döküm ve katılaşma sağlamak fikri savurma döküm yöntemine yol açmıştır. Savurma döküm, dönerek oluşan çizgisel ve açisal hızın etkisi ile sıvı metalde basınç altında katılaşma sağlanan döküm yöntemi olarak da tanımlanır. Temelde savurma döküm silindirik geometride içi boş parçaların dökümü için sıvı metalin yüksek hızlarda dönen kalıp içine dökümü esasına dayanır. Savurma dökümde kalıplama düşey yatay, eğimli eksenlerde olabilmektedir [8]. Şekil 2.11.'de yatay, Şekil 2.12.'de dikey savurma

döküm yöntemi görselleri verilmiştir. Savurma döküm yöntemi nihai ürün veya parçanın şekline en yakın en basit ve en uygun malilyetli çözümlerden biri olarak öne çıkmaktadır. Özellikle paslanmaz çelik parça üretiminde bu yönü ile santrifüj döküm öne çıkmaktadır. Santrifüj dökümde sıvı metal 700 ila 1300 rpm bir ile dönen bir kalıba dökülerek döküm yapılmaktadır. Kalıbın dönüşü ile sıvı metali kalıp duvarına doğru iten merkezkaç kuvveti oluşur. Yatay veya dikey santrifüj döküm yönteminin hangisinin üretimde kullanılacağı parça geometrisine bağlı olarak kararlaştırılmaktadır. Dökülecek parçanın boyu çapına göre daha büyük ise yani boru şeklinde bir geometriye sahip ise tercih edilecek döküm yöntemi yatay santrifüj döküm olacaktır. Şekil 2.11.'de bu yöntemin görsellerine yer verilmiştir.



Şekil 2.11. Yatay savurma döküm görselleri verilmiştir [10] [11].

Eğer ki dökülecek parçanın çapı boyuna göre daha büyük ise yani halka şeklinde bir geometriye sahip ise tercih edilecek döküm yöntemi dikey santrifüj döküm yöntemi olacaktır. Şekil 2.13.'de bu yönteme ait görseller örnek olarak verilmiştir.

Santrifüj döküm Şekil 2.12.'de gösterildiği gibi katılaşma sırasında yönlü bir tane büyümesini desteklemektedir.



Şekil 2.12. Santrifüj dökümde yönlenmiş tane yapısı [11].



Şekil 2.13. Dikey savurma döküm görselleri verilmiştir [11] [12] [13].

Savurma dökümde yönteminin avantajları için şunlar söylenebilir, inklizyonlar düşük yoğunlukta olduğundan döküm sırasında parçanın iç yüzeyine taşındığından katılaşma sonrasında az bir talaş kaldırma işlemi ile temiz bir döküm yüzeyi elde edilebilir. Savurma döküm yöntemi, açısal hız, çizgisel hız ve yer çekimi ivmesi kuvvetleri etkisinde bir katılaşma sağladığından, döküm parçalarında yüksek mekanik özellikler elde edilebilmektedir. Bu döküm yöntemine sıvı metalin kalıba transferi yüksek hızda yapıldığından soğumaya karşı bir tedbire gerek kalmamakta ve düşük sıcaklıkta döküm yapılabilmektedir. Döküm sıcaklığının düşük tutulabilmesi katılaşma sonrası küçük taneli bir döküm mikro yapısına imkan vermektedir. Ayrıca düşük döküm sıcaklığı sıvı metalde gaz absorpsiyonunda azaltmaktadır. Bu döküm yöntemine boru formunda parçaların üretimi diğer döküm yöntemlerinde ki maça kullanımına ihtiyaç

duymamaktadır. Gözeneksiz, emprütesiz olarak katılaşılan içyapı üretilen parçaların mekanik özelliklerinin yüksek olmasını sağlamaktadır. Ham döküm ölçüleri nihai ürünün ölçülerine yakındır, yüzey kalitesi yüksektir. Yolluk, besleyici, filtre gibi döngüsel hurda veya sarflar gerekmediğın ekonomik kayıplar çok, çok azdır. Yüksek kalıp hızları sayesinde ince ve girift kesitlerde bile tam dolu hatasız döküm mümkün olabilmektedir.

Savurma dökümünün en büyük dezavantajı dökülebilen parça boyutlarının ve şekillerinin sınırlı olmasıdır. Bu döküm yönteminde savurma döküm makinasının ilk satın alma bedeli ve döküm kalıplarının yüksek fiyatlı olmasıdır. Yoğunlukları farklı olan bileşenler içeren alaşımlarda ağırlık segregasyonu görülebilir. Genellikle belli aralıklarda az miktarda sıvı metal gerekir, bu da bekletme fırınlarını gerektirir ve ergime sıcaklıkları ve özgül ağırlıkları çok farklı metallerin alaşımları, katılaşmada tabakalı katılaşma gösterebileceğinden bu tür malzemelerin savurma döküm yöntemi ile üretilmesi zordur. Bir cismin üzerine etki eden merkezkaç kuvvet, dönme yarıçapı ve dönme hızının karesi ile orantılıdır.

$$F_c = m \cdot r \cdot \omega^2 = m \cdot v^2 / r \quad [15].$$

$$F_c = \text{Merkezkaç kuvvet (Newton)}$$

$$m = \text{Dönen cismin kütlesi (kg)}$$

$$r = \text{Dönme yarıçapı (m)} \quad \omega = \text{Açısal hız (sn}^{-1}\text{)}$$

$$V = \text{Çevresel hız (m.sn}^{-1}\text{)}$$

Aynı kütle üzerinde yerçekimi kuvveti ise;

$$F_g = m \cdot g \text{ dir.}$$

$$g = \text{yerçekimi ivmesi (m/sn}^2\text{)}$$

Dolayısıyla normal yerçekimi kuvvetinin dönme nedeniyle çarpıldığı faktör;

$$G = F_c / F_g = r \cdot \omega^2 / g \text{ olacaktır.}$$

Daha uygun bir hız birimi olan (N=devir/dakika) cinsinden ifade edildiğinde

$$G \text{ faktörü} = (r/g) (\pi/30)^2 \cdot N^2 = 0,11r \cdot N^2 / g$$

veya

$$N = (G \cdot g / 0,001 \cdot r)^{1/2} = 29,9 (G/r)^{1/2} = 42,3 (G/D)^{1/2} \text{ dir.}$$

$$D = \text{Dönme çapıdır. (m)}$$

Savurma dökümde ihtiyaç duyulan kuvvetin seçimi için standart bir kriter yoktur. Yapılan araştırmalara göre minimum sınırın 3-4.5 G mertebesinde olduğu ileri sürülmüştür. Uygulamada yöntemin bütün avantajlarından yararlanmak için çok daha yüksek kuvvetler kullanılmaktadır. Dökme demir boru dökümünden 80–160 G arasında çalışılmaktadır. 80 G den az akselerasyon sağlayan hızlarda döküm yapıldığında türbülans oluşması söz konusudur. 160 G fazla hızlarda döküm yapılması ise kalıp ömrünün azalmasına neden olmaktadır. Uygulamada, gerçek savurma döküm için 60 – 80 G, yarı savurma döküm için 15 – 30 G değer aralıkları verilebilir.

2.4.1.4. Santrifüj dökümde katılaşma ve beslemenin temel prensipleri

Sağlam bir döküm elde etmede merkezkaç kuvvetin verimi, katılaşmanın kontrol altında tutulmasına bağlıdır; bu ise kullanılan yöntem ve döküm boyutları ile doğrudan ilişkilidir. Gerek metal kalıp cidarlarından oluşan oldukça belirli sıcaklık gradyanı, gerekse basınç altındaki sıvı metalin besleyici görevi, yönlendirilmiş katılaşmayı ve sağlam dökümü sağlayan ideal şartlar görünümündedir. Savurma döküm yönteminde bir diğer önemli konu döküm uzunluğunun çapına olan oranıdır; bu oranın büyük oluşu iç boşluktan radyasyon ve konveksiyonla ısı kaybını azaltıcı etki gösterir ve % 100 döküm verimine sağlanabilir. radyal sıcaklık gradyanları dökümün kalınlığı arttıkça veya boy/çap oranı azaldıkça daha az belirgin konuma geçerler, ısı kaybı fazlalaşır, bu durum yönlendirilmiş katılaşmayı bozabilir. Sonuç olarak iç cidarlarda, iç poroziteye miktarı çok artar, bu tabakayı talaşlı işlem ile kaldırmak zaman kaybı ve artan bir mali yük getirmektedir. Boy/çap oranı 15 ve üstü değerlerde bu sorun engellenebilmektedir.

Merkezkaç kuvvetin bir diğer etkisinde, metalik olmayan enklüzyonların dönme eksenine göre birikme eğilimlerini oluşturmaktadır. Bu husus elde edilen dökümün inklüzyonsuz olmasında büyük rol oynar. Benzer şekilde, döküm içindeki basınç grandyanı nedeniyle çözülmüş gazların habbeler haline geçmesi daha çok iç cidar bölgesinde olabilmekte ve buradan gazlar kolayca döküm dışına kaçabilmektedir[8].

2.4.1.5. Gerçek savurma döküm

Bu uygulamada, metal akıtılır ve katılaşırken yatay veya düşey konumda bulunan silindirik kalıp kendi eksenini etrafında döner. Merkezkaç kuvvet döküm parçasının iç çapını oluşturacağından, maça kullanılmadan içi boş silindirik parçalar elde edilebilir, keza merkezkaç kuvvetin yarattığı basınç döküm parçasının et kalınlığının her yerde eşit olmasını sağlar. İç çap akıtılan sıvı metal hacmine bağlıdır. Gerçek savurma döküm, dönme ekseninin durumuna göre “Yatay eksenli” ve “Düşey eksenli” olmak üzere iki gruba ayrılır. Yatay eksenli gerçek savurma dökümde dış yüzey her zaman silindirik olmayabilir; dört köşeli, altı köşeli veya buna benzer diğer profillere sahip olabilir; ancak dış şekil ne olursa olsun iç boşluk bir silindirdir. Bu yöntemle, içi boş pervane şaftları, silah namluları, çeşitli tip borular dökülür. De Lavaud tipi savurma döküm makinesi yatay eksenli gerçek savurma döküm makinelerine örnektir.

Savurma döküm yönteminde döküm kalıpları, metal (dökme demir), çelik, kum, grafit veya refrakter malzemeden olabilir. Tek seferlik olan kalıplar genellikle büyük ve uzun parçalar, özel şekilli parçalar ve az sayıda üretilen döküm parçaların üretimi için kullanılır. Kalıbın çapı ve iç yüzey alanı arttıkça katılaşma öncesi kalıp iç yüzeyinin tamamıyla sıvı metalle kaplanması zorlaşır. İşte bu nedenle kum vb. kalıplar sıvı metali, metal kalıplar kadar hızlı soğutamadıklarından özellikle uzun ve büyük geometrili parçalar bu tür kalıplarda üretilirler. Tek parçadan çoklu sayıda üretimlerde 1000-10000 döküm yapabilecek çelik santrifüj döküm kalıpları kullanılmaktadır. Ayrıca hızlı soğuma ve katılaşma sağlayan çelik kalıplar, katılaşma sonrası dökümde ince taneli yapı elde edilmesini sağlamaktadır.

Düşey eksenli gerçek savurma döküm yönteminde ise sistem daha basit olup, gereken yalnız herhangi bir kalıbın bağlanabileceği uygun hızda dönebilen bir tabladır. Bu yöntem daha çok çapın uzunluktan büyük olduğu dökümlerde kullanılır. Kalıba giren metalle prensip olarak merkezkaç kuvvet ve yerçekimi beraberce etkir; bundan dolayı oluşacak iç boşluk silindir yerine daha çok paraboloiddir. Ancak yüksek döndürme hızlarında bu parabolit giderek silindir şekline yaklaşır. Düşey eksenli makineler gerek metalin kolay akıtılması gerekse dökümün kalıptan daha kolay çıkarılması nedeniyle daha kullanışlıdır. Dikey savurma döküm makinalarında tercih edilen döndürme hızları yerçekimi ivmesinin 100G katı mertebesinde bir merkezkaç kuvvet oluşturacak kadar olmalıdır; en uygun hız değeri deneyle bulunur. Kalıp içine metal akıtılırken sıvı hareketinin en az olduğu kalıp dibinin ortasına doğru yöneltilir; sıvı metal gerekli ivmeyi kazanıncaya kadar kalıbın dibinde kalır. Gerçek savurma döküm, genellikle her çeşit metal veya alaşımla yapılabilir, en çok dökme demir ve çelik boru yapımında kullanılır. Çelik boruların bu yöntemle elde edilişi diğer yöntemlere kıyasla daha ekonomik olmaktadır. Savurma döküm yöntemi ile üretilen pervane şaftları, basınç silindirleri, vb. parçalar dövme ile üretilen benzerleriyle aynı özelliklere sahip hatta bazen daha üstün olabilmektedirler. Beslemede zorluk gösteren bir çok malzeme savurma döküm yöntemiyle kolayca şekillenebilmektedir. Ancak özellikle çelik dökümünde bazı sınırlayıcı faktörler söz konusudur. Bunların başında soğutma problemi gelir; zira çelik dökümünde açığa çıkan ısı miktarı yüksektir, kalıbın aşınma süresi daha kısa olur [8].

2.4.1.6. Yarı savurma döküm ve savurmalı (centrifuging) döküm yöntemi

Bu yöntemlerin her ikisinde de, merkezkaç kuvvet daha çok katılaşma esnasında yüksek basınç üretmekle görevlidir. Bu basınç yönlenmiş katılaşmayla beraber, döküm parçasının beslenmesine yardım etmekte ve metalik olmayan enklüzyonlarla, gazların ayrılmasını hızlandırmaktadır. Yarı savurma döküm prensip olarak, iç çapı üniform olmayan veya karmaşık geometrili değişken cidar kalınlığına sahip parçaların dökümünde uygulanır. Bu tür parçalarda iç konturu oluşturmak için bir merkezi maça kullanılır, katılaşmadaki çekilmeyi karşılayacak besleyiciler vardır. Savurma döküm yöntemiyle üretilmeyecek kadar küçük veya düzensiz geometrideki dökümler

merkezi bir yolluk etrafında ağaç dalları gibi konumlandırılarak bu yöntemle dökülebilir. Burada yolluk ana döküm eksenini omurgası olarak çalışmaktadır. Hem yarı savurma, hem savurmalı dökümde kalıp dizaynı ve manüplasyonunu kolaylaştırmak için düşey eksenli makineler tercih edilir. Kalıp, ya çelik derecede dövülerek hazırlanır veya yüksek mukavemetli maçaların bir araya getirilmesiyle oluşturulur. Sıvı metal merkezdeki düşey yolluktan beslenir. Çok sayıda parça aynı anda katman, katman kalıplanarak ortak bir yolluktan beslenerek yüksek döküm verimi ve yüksek üretim hızı sağlanabilir [8].

2.4.1.7. Santrifüj dökümün kalitesini etkileyen faktörler

Santrifüj dökümün kalitesini etkileyen faktörler, döküm kalıp sıcaklığı, döküm hızı, döküm sıcaklığı ve dönme hızı olarak özetlenebilir. Bu faktörler daha çok gerçek savurma döküm üzerinden incelenmiştir. Tane boyutunu küçülmesi, mikro bileşenlerin yapıya eşit dağılması dönme hızı ile mümkün olmaktadır. Döküm sıcaklığı ise katılaşmayı etkilemektedir. Döküm sıcaklığının seçiminde, dökümden istenen yapıya göre karar verilmelidir. Örneğin düşük döküm sıcaklığı en fazla tane küçülmesi ve eşeksenli kristallerin oluşumunu sağlamaktadır. Yüksek döküm sıcaklıklarında çalışmak ise bir çok alaşım türünde katılaşma sonrası kolonsal bir mikro yapıyı teşvik etmektedir. Pratikte seçilen döküm sıcaklığı, yeterli metal akışını sağlamalı, iri tane oluşumunu ve sıcak yırtılmayı engelleyebilmelidir. Döküm sırasında kalıba sıvı metalin transferinin ön katılaşma başlamadan, sıvı metal pelteleşmeden sağlanması döküm hızı birinci derece etkilemektedir. Fakat çok yüksek döküm hızları ile çalışılması türbülansa ve sıvı metalin etrafa saçılmasına yol açabilir. Yavaş hızda dökümün, besleme verimini yükseltmek, sıcak yırtılma azaltmak ve yönlenmiş katılaşmayı teşvik etmek gibi avantajları vardır. Döküm kalıbını kum yerine metal olması çok yüksek tane küçülmesine olanak sağlar. Mikro yapı üzerinde kalıbın sıcaklığının etkisi ikinci sırada yer almaktadır. Birinci ve en önemli etki kalıbın sıcaklık etkisiyle genleşebilme kabiliyetidir; döküm kalıbının genleşebilme miktarı ne kadar çoksa, özellikle gerçek savurma dökümde, sıcak yırtılma riski o kadar az olur. Gerçek savurma döküm yöntemi boru üretiminin başta gelen üretim yöntemlerindendir. Dökülmüş hali ile kullanılan dökme demir veya çelik borular,

döküldükten sonra işlenerek kullanılan silindir laynerleri, piston ringleri bu yöntem ile üretilen parçalara en yaygın örnektir. Yarı savurma döküm için, en yaygın uygulama bakır dişliler, çelik makaralar örnek verilebilir. Savurmalı döküm içinde Co-Cr alaşımından dişçilikte kullanılan implantların üretim uygulamaya verilebilecek en iyi örnektir [8].

2.5. Paslanmaz Çeliklerde Fiziksel Özellikleri

Paslanmaz çeliklere katılan alaşım elemnetleri, çeliğin kaynak kabiliyetini, korozyon direncini, işlenebilme özelliklerini geliştirmekle birlikte fiziksel özelliklerini de önemli ölçüde etkiler. Paslanmaz çeliklerin ısı ve elektrik iletkenliği karbonlu çeliklerden oldukça düşüktür Tablo 2.1. Paslanmaz çeliklerin termal iletkenliği karbonlu çeliklerin yarısından daha düşüktür. Paslanmaz çeliklerin elektrik öz direnci karbonlu çeliklerden 6 kat daha büyüktür. Östenitik paslanmaz çeliklerin termal genleşme katsayıları karbonlu çeliklerden %50 daha büyüktür. Ferritik paslanmaz çeliklerin, östenitik paslanmaz çeliklere oranla özgül ısıları da % 10, elektrik iletme dirençleri % 20 daha düşüktür. Buna ilave olarak tüm paslanmaz çeliklerin elektrik dirençleri alaşımsız çeliklerden 4-7 kat daha fazladır. Bu nedenle paslanmaz çeliklerin kaynağında elektrotlar % 25 daha az akım şiddeti ile yüklenirler [16].

Tablo 2.1. Paslanmaz çeliklerin fiziksel özelliklerinin normal çeliklerin karşılaştırılması [16].

Çelik TOrO	$\alpha \times 10^{-6}$	λ W/mC	Ω nm	E EkN/mm ²
Karbonlu çelik 1016	13	47	150	205
Fenitik-Kromlu	12.5	24	600	225
Fen itik Östenitik	13.5	20	850	205
Östenitik Cr Ni	19.5	15	700	200

α : 20-800°C'de ısı genleşme katsayısı

λ : Isıl iletkenlik (20°C)

Ω : Elektrik Direnci (20°C)

E: Elastislik modülü (20°C)

2.6. Paslanmaz Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Uygulanan gerilme altında, malzemelerin kalıcı deformasyonu, mekanik davranışları ile ilgilidir. Kalıcı deformasyonun ne zaman ve ne şekilde gerçekleşeceğini bilmek çok önemlidir. Mekanik özellikler yalnız atom türleri ve kristal yapılarına değil, büyük

oranda içyapıları ve tane büyüklüğü ile ilişkilidir. En önemli mekanik özellikler, şekil değiştirme kabiliyeti ile dayanım olup, bu özellik kırılma karakteri ile açıklanabilir. Malzemelerin mekanik davranışları, malzemenin şekline ve boyutuna bağlıdır [17]. % 18-30 kromlu çelikler tamamen ferritik olup genellikle kritik dönüşüm noktaları yoktur. Ticari tiplerdeki karbon oranının diğer kromlu çeliklerinkinden yüksek olmasına rağmen gözle görülür bir havada sertleşme meydana gelmez. Yüksek karbon oranı ferritik çeliklerde tane boylarını küçültür, gevrekliği azalttığından önemlidir. Bu durum martenzitik ve beynitik tipleri karbon % 1,10'un altında olmaya mecbur etmektedir. Bu sayede ısıdan etkilenen bölgelerde çatlak hassasiyeti düşmekte, buda düşük sertlik elde edilebilmesi sayesinde mümkün olmaktadır. Tek fazlı alaşımlar olan ferritik çelikler ısı işleme cevap vermezler. Ferritik kromlu çelikler yüksek sıcaklıklarda genellikle sünek olup 100°C'nin altında gevrek davranış gösterirler. % 3-14 kromlu çeliklerin kopma mukavemeti, akma sınırı, uzama ve sertlik gibi mekanik özellikler ancak ısı işleme değişebilirken, daha yüksek kromlu çeliklerde bu özellikler sadece sıcak ve soğuk mekanik işleme değiştirilebilmektedir. % 23- 25 kromlu çelikler 500-900°C arasında uzun süre tutulduklarında, sigma fazı oluşuma bağlı olarak gevrekleşme meydana gelmektedir. Yine 375-550°C sıcaklık aralığında arasında uzun süre kalınırsa ve bu sıcaklık aralığında yavaş soğuma da gevrekleşmeye sebep olmaktadır. Uygun tavlama yapılırsa ferritik çeliklerinde sünekliliği sağlanır [17].

2.7. Paslanmaz Çeliklerin Pasifleşme İşlemi

Pasifleşme, bir reaksiyon sonucu termodinamik olarak çözünmeye uğrayan metal veya alaşım için anodik reaksiyonun önlenmesi ve sonucunda korozyon direncinin büyük oranda artmasıdır [19]. Paslanmaz çelikler normal olarak pasiftirler, Ancak paslanmaz çeliklerin oksitleyici özelliği düşük korozif çözeltilerde, aktifleşmektedir. oksijen veren ortamların sürekliliği pasifliğin korunması için gereklidir [18]. Korozif çözelti hızının artması ile çözelti içinde çözünmüş oksijenin paslanmaz çelikte teması geçme hızını artırır. Böylece elektrokimyasal korozyon eğilimi azalacak, fakat artan hızla erozyon ve kaviteasyon gibi mekanik etkiler de artacak buda pasif film tabakasının zarar görmesine neden olacaktır. Hatta yeni bir film tabakasının oluşmasında engellenebilir. Bu nedenle malzemedeki korozyona uğrama eğilimi belirli bir noktaya kadar azalır ve

sonra tekrar artmaya başlar. Bu değer, çeliğin bileşimi, ortam sıcaklığı, çözeltilerin miktar ve bileşimi ile diğer ortam faktörlerine bağlıdır [2].

2.8. Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyeti

2.8.1. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirlik kabiliyeti

Endüstride iyi kaynaklanabilirliğinden dolayı paslanmaz çeliklerin kaynaklı üretiminde % 90'dan daha fazlasında östenitik paslanmaz çelikler kullanılır. Kaynak dikişleri ana metalle yakın kimyasal bileşim ve mekanik özelliktedirler. Hemen hemen her kaynak yöntemini östenitik paslanmaz çeliklere uygulamak mümkündür. Kaynak edilebilirlik bakımından en önemli özellikleri şunlardır [20,21].

- Oda sıcaklığında, ısı iletkenlikleri az alaşımlı ve karbonlu çeliklerin %30-35 kadardır,
- Isıl genleşme katsayıları karbonlu ve az alaşımlı çeliklerin 1,5 katıdır,
- Alaşımsız çeliklerden dört ila yedi katı elektriksel dirence sahiptirler.

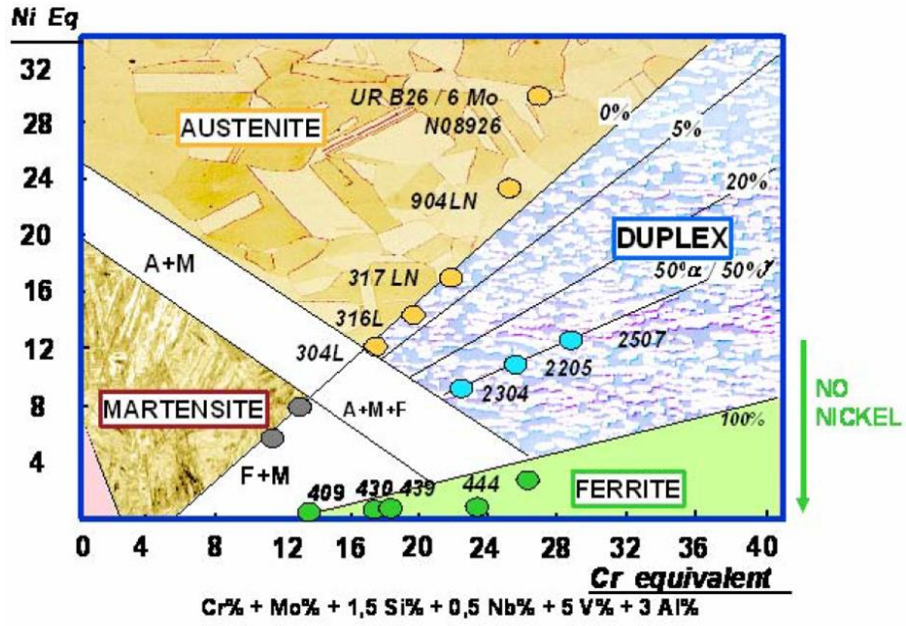
Bu nedenler östenitik paslanmaz çeliklerin kaynaklı üretiminde sade karbonlu çeliklere göre daha fazla çekme ve çarpılma oluşmaktadır. Kaynak dikişinin soğuması sırasında oluşan bu çekme ve çarpılmaya bağlı gerilmeler çatlama tehlikesine yol açar. Östenitik paslanmaz çeliklerin sahip olduğu düşük ısı ve elektrik iletkenliği kaynak açısından genellikle yararlıdır. Kaynak sırasında düşük ısı girdisi ile çalışılması önerilir. Çünkü oluşan ısı, bağlantı bölgesinden, karbon çeliklerinde olduğu kadar hızlı bir şekilde uzaklaşmaz. Malzemenin direnci yüksek olduğu için direnç kaynağında, düşük akım değerleri ile çalışılabilir [22,23].

Paslanmaz çeliklerde kaynak sonrası oluşabilecek içyapıların tespiti için 4 ayrı diyagram geliştirilmiştir. Paslanmaz çeliklerin gerek birbirleri ile gereksede farklı çeliklerle kaynaklı birleştirilmeleri sonrasında kaynak bölgesinde oluşacak mikro yapıları belirlemede Schaeffler, DeLong, Espy ve WRC diyagramları kullanılmaktadır. Bu diyagramlar krom ve nikel eşdeğerlerinin hesaplanmasındaki

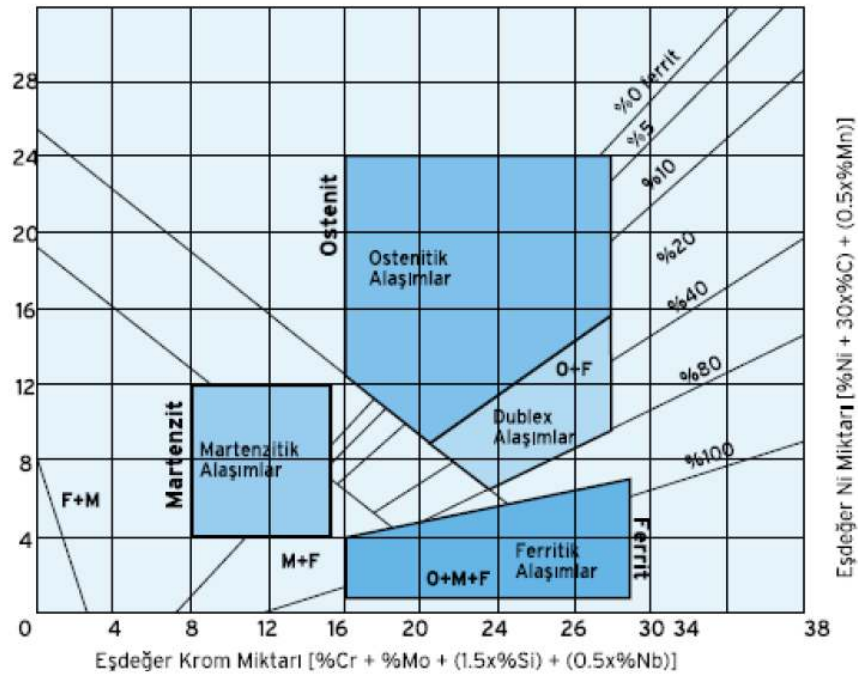
formüllerdeki farklılıklar yanında diyagramların belirledikleri alanların ve sınırlarda da farklılıklar göstermektedir. Kaynaklı imalat ile birleştirilen parçaların kimyasal element bileşimlerinin biliniyorsa, katılaşma sonrası kaynak dikişindeki ferrit oranını ya da ferrit numarasını hesaplamada bu dört diyagram kullanılmaktadır. Son 20 yıl boyunca, Schaeffler ve DeLong geniş uygulama alanı bulmuştur. Delta-ferrit oranı krom ve nikel oranları ile belirlenir. Diğer alaşım elementleri ise ilk katılaşma süreci boyunca etkindir. İşte krom ve nikel eşdeğeri tanımının kök nedeni budur. Krom ve nikel eşdeğeri malzemenin içyapısında bulunan alaşım elementlerine göre belirlenmiş formüllerdir. Bu formüllerde östenit ve ferrit yapıcı elementlerin etkinliklerine göre belirlenen katsayılarla alaşım elementlerinin kimyasal bileşimdeki oranları da yer almaktadır. Ayrıca paslanmaz çelikler içerisindeki ferrit miktarı Magne Gage, Severn Gage, Fischer Gage ve Feritscope gibi cihazlar ile de ölçülebilmektedir.

Kaynak bölgesinde σ (sigma) fazının varlığı, östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyetini olumsuz yönde etkiler ve inter metalik bu sert fazın oluşabilmesi için östenitik yapı içinde bir miktarda ferrit bulunması gerekmektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak bölgesinin mikroyapıları ana malzemeden bir miktar farklıdır. Kaynak metalinin az miktarda ferrit içerdiği görülür. Farklı kaynak dolgu malzemelerinin kullanımı kaynak yapısında değişime sebep olabilir. Bu sebeple kaynak metalinin kimyasal bileşimini belirlemek için farklı diyagramlar geliştirilmiştir. Bu diyagramlardan bir tanesi Schaeffler Diyagramıdır. Şekil 2.14.ve 15.'da görüldüğü gibi Schaeffler Diyagramında ferrit dengeleyici elementlerden Creş yatay, östeniti dengeleyen elementlerden Nieş ise düşey ekseninde yerleştirilmiştir [24].

Schaeffler diyagramında yüksek azot içerikleri dikkate alınmamıştır. Schaeffler diyagramı % 0,05–0,1 N içerikleri için uygulanabilir. Yüksek Mn içeren çeliklerde kullanılması pek uygun değildir. Schaeffler diyagramı günümüzde, hala paslanmaz çeliklerin üretiminde, kaynaklı üretiminde, kaynak sarf malzemelerin üretimi ve geliştirilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır [25]. Schaeffler diyagramının orta kısmında iyi kaynak kabiliyetine sahip % 16'dan % 24 Creş'ne, % 6'dan % 18 Nieş'e kadar uzanan üçgen biçiminde küçük östenitik ve ferritik içyapılı bir bölge vardır [26].



Şekil 2.14. (a) Schaeffler diyagramı [27].



Şekil 2.15. (b) Schaeffler diyagramı [2]

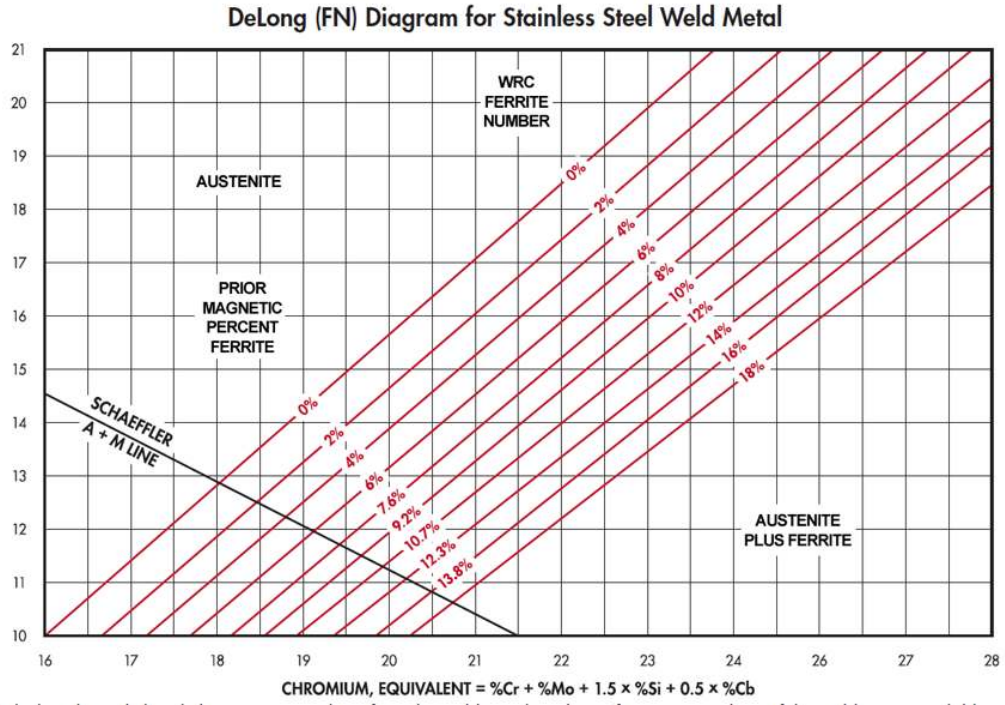
De Long Diyagramı östenitik paslanmaz çeliğin faz dengesi üzerinde azot elementinin etkisini gösterir. Kaynak metalinin yapısında bulunacak δ -ferrit (delta ferrit) miktarının saptanması amacı ile yatay ekseninde ferrit yapıcı elementler krom, molibden, silisyum ve niyobyum, krom element miktarları eşdeğeri, düşey ekseninde ise

östenit yapıcı elementler olan nikel, mangan, karbon ve azot miktarına bağlı olarak nikel eşdeğeri yerleştirilmiştir. Şekil 2.16.'da gösterilen De Long Diyagramından “ferrit sayıları” ve buna bağlı olarak δ --ferrit yüzdesi okunabilir [28,29].

DeLong diyagramında ferrit oranı yerine ferrit numarası (FN) kullanılarak, ferrit miktarının daha kolay ifade edileceği düşünülmüştür. Manyetik metot ile ferrit miktarını belirlenirken bileşiminin ferrit numarası ile tanımlanmaktadır. Kaynak bölgesinde ferrit miktarını yada belirlenen değerin zararlı yada faydalı olduğu yorumunu kesin bir doğrulukta veren bir deney yada tespit yöntemi mevcut olmamakla birlikte standartlar üzerinden belli aralıklarda ölçüm sonuçları üzerinden red yada kabul verilebilmektedir. Bu nedenle yardımcı metotlar geliştirilmiş ve kullanılmıştır. Uluslararası platformda, “Ferrit Numarası” (FN) kabul görmüştür. Kaynak metalinin ferrit içeriğinden ferrit numarası ISO 8249 ve AWS A42-74’de belirlenen prosedüre göre tanımlanmaktadır. Kaynak metalinin ferrit numarası özellikle düşük FN değerlerinde ferrit içeriği yüzdesi ile hemen hemen aynıdır.

DeLong diyagramında ferrit oranı yükseldikçe ölçülenle hesaplanan ferrit oranları arasındaki sapmalar artmaktadır. DeLong diyagramı için krom ve nikel eşdeğerleri Schaeffler diyagramına göre daha sınırlandırılmış olduğundan mikro yapı tahminlerinde De Long daha yüksek doğrulukta sonuç vermektedir. Diyagram 18 FN ‘na kadardır. Sınırlanan aralık tüm östenitik paslanmaz çelik kaynak metallerini kapsamaktadır.

40 yıldan uzun süredir, delta ferrit içeriği, ölçümü ve kontrolü ve kaynak metali çatlağı arasındaki bağ nedeniyle ilginçliğini korudu. Günümüzde Schaeffler ve De Long diyagramların yerine, WRC-92 diyagramı geçmiştir. Kimyasal bileşim ile ferrit tahmininin doğruluğunu geliştirilerek kaynak metali verisinin doğruluğu artmıştır. WRC-92 diyagramı Şekil 2.17.’de gösterilmektedir.



Şekil 2.16. DeLong diyagramı [29].

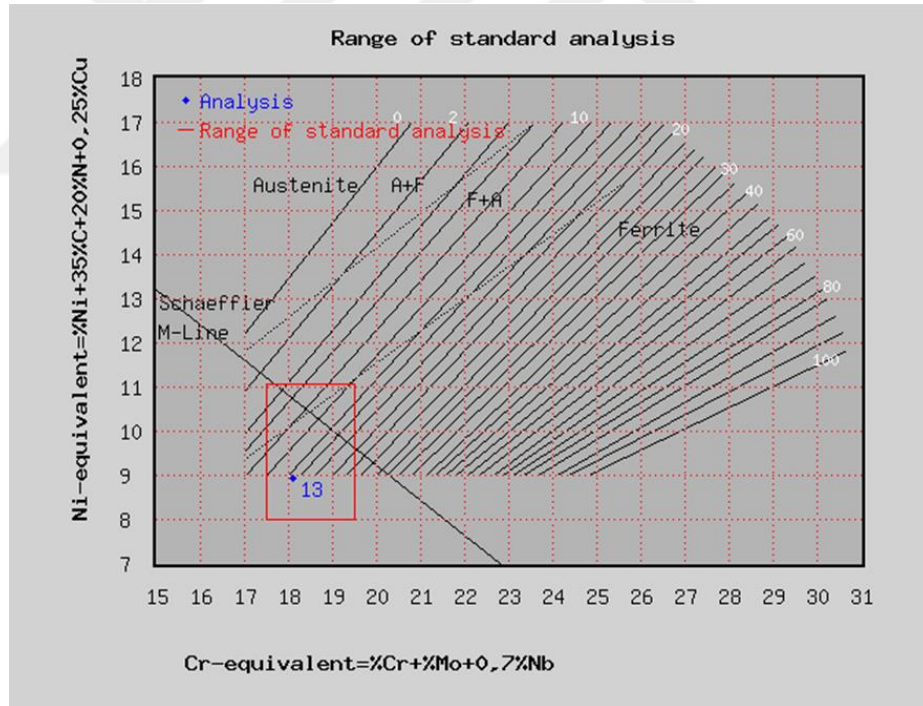
Bu diyagram ferrit içeriğini 100FN (ferrit numarası)’a kadar geniş olarak kapsamaktadır, böylelikle diyagram dubleks paslanmaz çelik kaynak metalleriniide.

Diyagram ile analiz edilen ve hesaplanan ferrit oranları birbirlerine çok yakındır. 1992 tarihli son WRC Diyagramına göre hesaplamalarda, etkilerinin önemsiz olmasından dolayı Si ve Mn oranlarını dikkate alınmazlar. Diyagramın kapsamında Amerikan çeliklerinden 300 serisi ve eşdeğeri EN 10088’deki Avrupa çelikleri ve dubleks paslanmaz çelikler yer almaktadır. Ayrıca WRC Diyagramı % 0,2 ve üzerinde azot içeren çelikler ile % 10 ve üzerinde mangan içeren çelikler için uygun değildir. Bu diyagramda östenitik (A), östenitik-ferritik (AF), ferritik-östenitik (FA) ve ferritik (F) alanları ayrılan çizgilerle gösterildiği gibi aynı zamanda katılaşma davranışının rejimlerini de göstermiştir.

Diyagram katılaşma karakterisitiği tahmini yapılabilmesine olanak sağladığından uygulamada çok büyük önem kazanmıştır. Östenit fazından katılaşan kaynak metallerinde, ferrit fazından katılaşan kaynak metallerinden daha yüksek katılaşma çatlağı ile karşılaşmaktadır [30,31].

δ -ferrit oluşumuna östenitik paslanmaz çeliklerde mani olmak için katılaşma sırasında soğumanın çok yavaş olması gerekmektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin 1150°C’de uzun bir süre tavlanması sonrasında da hızlı soğutulması da önerilir. Östenit yapıcı elementler Ni ve Mn miktarının çeliğin bileşiminde artması δ -ferrit oluşumu olasılığını azaltır [32].

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan ikinci bir sorunda; özellikle 18/8 çeliği gibi bazı paslanmaz çeliklerin 450-850°C sıcaklık aralığındaki bir sıcaklıkta uzun süre kalmaları ile krom karbür çökmesi oluşumudur. Oluşan bu krom karbürün ağırlıkça %90’ını Cr oluşturduğundan, tane sınırlarında bulunan çok az karbon miktarı bile östenit tanelerinin çevresindeki krom miktarını aşırı derecede azaltır, ve malzeme korozyon bir ortamda kaldığında, kromca zayıflamış tane sınırında korozyon oluşumu gerçekleşir..



Şekil 2.17. WRC-1992 diyagramı [33].

2.8.2. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirlik kabiliyeti

% 21-25 Cr ve % 5-7 Ni içeren çeliğin 1000-1050 °C sıcaklıkta tavlanması ve ardından hızlı bir şekilde soğutulması ile çift fazlı mikroyapı, elde edilir. Bu bileşimlere ait

kaynak metalinin genellikle ferritik yapıdadır. Çünkü sadece belirli bir miktarda östenit dönüşümü oluşacaktır dolgu metali ferrit olarak katılacaktır. Birçok kaynak dolgusuna tavlama işlemi uygulanması mümkün olmadığından, dolgu metalinin Ni oranı % 8-10'a yükseltilerek kimyasal analiz modifiye edilir ve bu sayede kaynak metalinin mikroyapısında daha fazla östenit bulundurması sağlanır [34,35].

Genelde dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağı zorluk çıkarmaz, östenitik paslanmaz çeliklere benzer kaynak karakteristiklerine sahiptir. TIG, örtülü elektrotla ark kaynağı, plazma ark kaynak yöntemi bu çeliklerin birleştirilmesinde kullanılır. Yüksek enerji yoğunluğuna sahip lazer ve elektron ışın gibi kaynak yöntemlerinin tatbiki ferrit miktarını yükselten oldukça yüksek soğuma hızları nedeniyle sınırlıdır [36,37].

Kaynak metalinde ferrit-östenit dengesinin sağlanmasının dubleks paslanmaz çeliklerin kaynağında oldukça büyük önemi vardır. Dubleks ve süper-dubleks kaynak metallerinin katılmasında başlangıçta hemen hemen ferritik yapı oluşur. İlerleyen soğuma ile ferrit tane sınırlarında östenitik fazın çekirdeklenmesi başlar. Yani östenit fazının oluşumu kaynak soğuma hızı ile sınırlanmaktadır.

Östenitin yeniden oluşmasında azot en etkin elementtir. Azotun diğer önemli bir rolü de östenit ve ferrit fazları arasındaki farklılığı azaltarak metaller arası faz oluşum tehlikesini düşürmesidir. Azot özellikle östenitik fazda korozyon direncini güçlü bir şekilde düzeltir.

2.8.3. Çökelme sertleşebilen paslanmaz çeliğin kaynak edilebilirlik kabiliyeti

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerden oluşturulacak kaynaklı bağlantılarda arzu edilen özellikleri sağlamak için, uygun üretim ve ısıl işlemler, bu tür çeliklerin kullanım yerine göre değişebilir. Çözeltiye alma ve yaşlandırma ısıl işlemleri ile kaynak sonrası maksimum mekanik özellikler ve korozyon direnci elde edilebilir. Çözeltiye alma ısıl işlemi çarpılma ve çatlama oluşturmaları nedeniyle bazı hallerde istenmeyebilir. Genelde sadece kaynak sonrası yaşlandırma işlemi istenir [35,38].

Daha önce de belirtildiği gibi, çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, martenzitik, yarı östenitik ve östenitik olmak üzere üç gruba ayrılır.

Çökelme sertleşmeli martenzitik ve yarı östenitik türdeki paslanmaz çeliklerin kaynağında yüksek dayanım şartı aranıyorsa kaynak işleminde ana malzemedekine benzer yapıda ilave metalleri kullanılmalı ve parçalara kaynaktan önce ısıtılmalı ya da çözeltiye alma ısıtılmalı işlemi uygulanmış olmalıdır. Martenzitik ve yarı östenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında 17-4 PH türü ana metallere benzer yapıdaki 630 türü ilave malzemeleri sık kullanılmaktadır. Kaynaktan sonra çözme ve yaşlandırma ısıtılmalı işlemi uygulanmalıdır. Eğer kaynaktan sonra çözme ısıtılma işleminin uygulanması pratikte bazı zorlukları beraberinde getiriyorsa, parçalara kaynaktan önce çözme tavı uygulanmalı, kaynaktan sonra ise bir yaşlandırma ısıtılmalı işlemi yapılmalıdır. Yüksek zorlamaların etkisi altında bulunan kalın parçalar, bazı durumlarda aşırı yaşlandırma sıcaklıklarında kaynak edilirler. Bu durum, yüksek dayanım elde etmek için kaynak işleminden sonra eksiksiz bir ısıtılmalı işlem uygulanmasını gerektirir.

Östenitik çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler ITAB'da çatlama nedeniyle zor kaynak edilebilirler ve bazı türleri çatlama nedeniyle kaynak edilemezler. Kaynak işlemi tercihen çözme tavı uygulanmış olan parçalar üzerinde yapılmalı ve uygulama düşük gerilmeler altında ve mümkün olan en düşük ısı girdisi sağlanacak şekilde gerçekleştirilmelidir. Bu çeliklerin kaynağında nikel esaslı NiCrFe tipindeki ya da konvansiyonel tipteki östenitik paslanmaz çelik dolgu malzemeleri sık olarak kullanılmaktadır [36,39,40].

2.8.4. Ferritik paslanmaz çeliğin kaynak edilebilirlik kabiliyeti

Bu tür paslanmaz çelikler % 16-30 Cr ve % 0,25-0,50 C içerirler. Bu tip çeliklerin en önemli özellikleri katı halde bir faz dönüşmesi oluşmadığından su verme yolu ile sertleştirilmemeleri ve yüksek sıcaklıkta korozyon ve oksidasyon dirençlerinin yüksek olmasıdır. Bu tür çeliklerin ancak soğuk şekil değiştirme ile sertleştirilmeleri olanaklıdır. Bundan ötürü az miktarda olsa soğuk şekil değiştirmenin neden olduğu sertlik, çeliğin biçimlendirilmesini zorlaştırdığından kullanma oranları azdır. Bu

Çelikler soğuk Şekil değiştirme sertleŐmesini ortadan kaldırmak için 750-800  C sıcaklıkla yumuŐatma tavına tabi tutulur. 800  C’de ısıl işlem kaynağa çentiksiz yavaş Şekil deėiŐtirmede iyi plastik özellikler verir. Kaynaklı birleştirmeler kalınlığın iki katı kalınlıkta takozlar üzerinde çatlak meydana gelmeden 180  eğilebilirler [39,41,42].

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında karşılaşılan en önemli sorun bu malzemenin 1150  C üzerindeki sıcaklıklarda tane büyümesine karşı olan aşırı eğilimidir. Kaynak sırasında ısının etkisi altında kalan bölgenin (ITAB) bir bölümü 1150  C üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısınır ve bu bölgede aşırı bir tane büyümesi oluşur. Bu malzemede katı halde östenitin ferrite dönüşmesi olayı meydana gelmediğinden bir ısıl işlem yardımı ile tanelerin küçülmesi olanağı yoktur. Normal halde ferritik paslanmaz çelikler çok ince taneli sünek bir yapıya sahiptirler. Kaba taneli bir yapı haline geçince gevrekleŐir, çentik darbe dayanımı düşer ve geçiş sıcaklığı yükselir. Tane büyümesini önlemek için bazı ferritik paslanmaz çeliklerin bileşimine azot eklenir ( rneğin; AISI normuna göre 444 çeliği 0,035 maksimum ve 446 çeliği 0,25 maksimum). Elektroda eklenen azot kaynak metalinin katılaşma sonunda ince taneli olmasına yardımcı olur. Bu tip paslanmaz çeliklerin kaynağında öyle bir kaynak yöntemi uygulanmalıdır ki ITAB 1150  C’yi aÇan sıcaklıklarda mümkün mertebe az kalmalıdır. Bu ise kaynağın çok kısa pasolarda yapılması ve hemen soğutulması ile gerçekleŐebilir.

Kromlu ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında bir başka sorunda krom ve demirin bir metaller arası fazı olan çok kırılğan ve gevrek (δ) sigma fazının oluŐmasıdır. Bu olay çeliğin uzun süre 400-550  C arasında tutulması sonucu ortaya çıkar. Bu bakımdan bu çeliklere hiçbir zaman 400  C üzerinde bir ön tavlama uygulanmamalıdır. Ancak 200  C’lik bir ön tavlama uygulanabilir. Diğer durumlarda bu çeliklerin kaynağında  n tav uygulanmaz.

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan bir tehlike de, ITAB’de taneler arası korozyona karşı aşırı hassasiyettir. Özellikle stabilize edilmemiş, yüksek krom ve karbon içeren türlerde karşılaşılan önemli bir sorundur. Bu olay, östenitik paslanmaz çeliklerde oluŐanın aksine, ferritik türlerde 900  C’nin üzerindeki sıcaklıklardan hızlı soğumada ortaya çıkmaktadır. Çünkü  stenitik bir yapıya nazaran

ferritik yapı içinde krom karbür çökmesi daha yüksek oranlardadır. Ferritik kromlu paslanmaz çelikler kaynak edildiklerinde, dikiş komşu bölgede taneler arası korozyona karşı hassastırlar. Zira krom karbürler önce çözülürler, soğuma sırasında yer alabildiğince çabuk geriye doğru giderek tane sınırlarına partiler halinde çöklerler. Stabilize edilmemiş % 17 Cr'lu çeliklerden yapılan kaynaklı bağlantılar, kaynaktan hemen sonra 750 °C'de tavlama işlemine tabi tutularak taneler arası korozyona karşı dirençli hale getirilebilirler. Eğer bu tür çelikler Ti veya Nb ile stabilize edilmiş ise kaynaklı bağlantılar taneler arası korozyona karşı ısıtma işlemiyle bile dirençli olacaktır [39].

Ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağında yapılacak bir ön tavlama, farklı metallerin etkilerine neden olabilir. Bu tür çeliklerin kaynaklı bağlantıları yavaş soğutulduğu zaman tane irileşmesi ve tokluk azalması gösterirler. Bazı ferritik paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında martenzit oluşumuna eğilimlidirler. Bu çeliklere uygulanan ön tavlama ITAB'ta çatlama tehlikesini ortadan kaldırır ve kaynaktan doğan gerilmeleri sınırlar. Ön tavlama sıcaklığı, bileşime arzu edilen mekanik özelliklere, kalınlığa ve artık gerilmelere bağlı olarak saptanır. Ön tav sıcaklığı normalde 150-250 °C arasında uygulanır ve pasolar arası sıcaklıklar ise ön tav sıcaklığının biraz üzerinde tutulabilir. Kaynaktan sonra 750-850 °C'lik bir tavlama yapıldıktan sonra hızlı bir soğutma, bu çeliklerde ITAB'nin sünekliğinin ve taneler arası korozyona direncinin artmasına yardımcı olur. Ferritik kromlu paslanmaz çeliklere kaynak sonrası mekanik karakteristiklerin ıslahı amacıyla 150-225 °C'lik bir ısıtma, gevrekliği azaltmak ve Cr karbür çökmesi sonucu oluşan kromdan yana fakirleşmeyi dengelemek üzere ise yine ikincil difüzyon tavlama olarak 775-850 °C'de bir kaynak sonrası ısıtma işlemi uygulanır.

Ferritik paslanmaz çeliklerin ergitmeli kaynağında kullanılabilecek yöntemlerin diğer paslanmaz çeliklerin hepsinden fazla kaynak yerinin atmosferle her türlü reaksiyonundan ve ergimiş metalin bulaşmalardan korunması gerekir. Bu zorunluluk ayrıca kaynağın ters tarafının bir argon akımıyla korunmasını da gerektirir ki, bu mülahazalar tamamen memnuniyet verici bir koruma sağlamayan örtülü elektrotla kaynak yöntemini arka plana itmektedir. Bu itibarla ferritik paslanmaz çeliklerin kaynağı için kullanılabilecek yöntemler daha çok bir koruyucu gaz akımını devreye

sokanlar TIG, MIG ve plazma kaynakları olacaktır. Bunlarla da daha önce belirtilmiş önlemler alınacak olup kaynak sırasında verilen enerji miktarı sınırlandırılacaktır. Bu nedenle de tozaltı kaynağından kaçınılacaktır [39,42].

2.8.5. Martenzitik paslanmaz çeliğin kaynak edilebilirlik kabiliyeti

Martenzitik paslanmaz çelikler kaynaktan önce genellikle ön tavlama tabi tutulur. Bu ön tavlama yüksek C eşdeğerli çeliklerde olduğu gibi ITAB'ta bir sertlik azalması meydana getirmez. Yalnızca oluşan ısı gerilmeler azaldığından çatlama olasılığı azalır. Bu çeliklerin ön tavlama için uygun görülen tav dereceleri 200-400 °C'dir. Kaynaktan hemen sonra çatlama olasılığını ortadan kaldırmak için parçalar, mümkün olan durumlarda kaynaktan sonra soğumadan bir gerilim giderme tavına tabi tutulmalıdır. 820-870 °C'de 4 saat süre ile tavlmalı ve fırında tercihen çok yavaş olarak 590 °C'ye düşürülmeli ve daha sonra sakin havada soğutulmalıdır.

Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynağında, kaynak dikişinin dayanımının çok önemli olmadığı, parçanın da kükürtlü ortamda bulunmadığı durumlarda östenitik kaynak teli kullanılır. Östenitik kaynak metalinin akma sınırının düşük olması kaynaktan sonra oluşan kendini çekme gerilmelerinin oluşturduğu çatlama olasılığını ortadan kaldırır. Yüksek C içeren (% 0,5-1,2) martenzit paslanmaz çelikler bütün bu önlemler yardımıyla bile sıhhatli bir şekilde kaynak edilemezler [25].

2.9. Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Metalurjisi

2.9.1. Paslanmaz çeliklerin faz diyagramları

Faz diyagramları, paslanmaz çeliklerin faz dengesi ve faz dönüşümlerinin tanımlanmasında kullanılmaktadır. Paslanmaz çeliklerin faz yapılarının tanımlanmasında Fe-Cr ikili sistemi ve Fe-Cr-C ve Fe-Cr-Ni üçlü sistemi önemli bir yer tutmaktadır. Bu diyagramlar sadece kaynak sonrası mikroyapı değişimlerini yaklaşık olarak açıklanmaktadır. Paslanmaz çelik ana malzeme ve dolgu metali içeriğinde 10'dan fazla alaşım elementi içermektedir. Standart diyagramlar bu yapıya

kolayca uyum sağlayamazlar. Faz diyagramları eşdeğer koşullar göz önünde bulundurularak değerlendirilmektedir. Buna karşın eşdeğer olmayan koşullardaki kaynak sonuçları hızlı ısıtma ve soğutma ile ilgili olmaktadır.

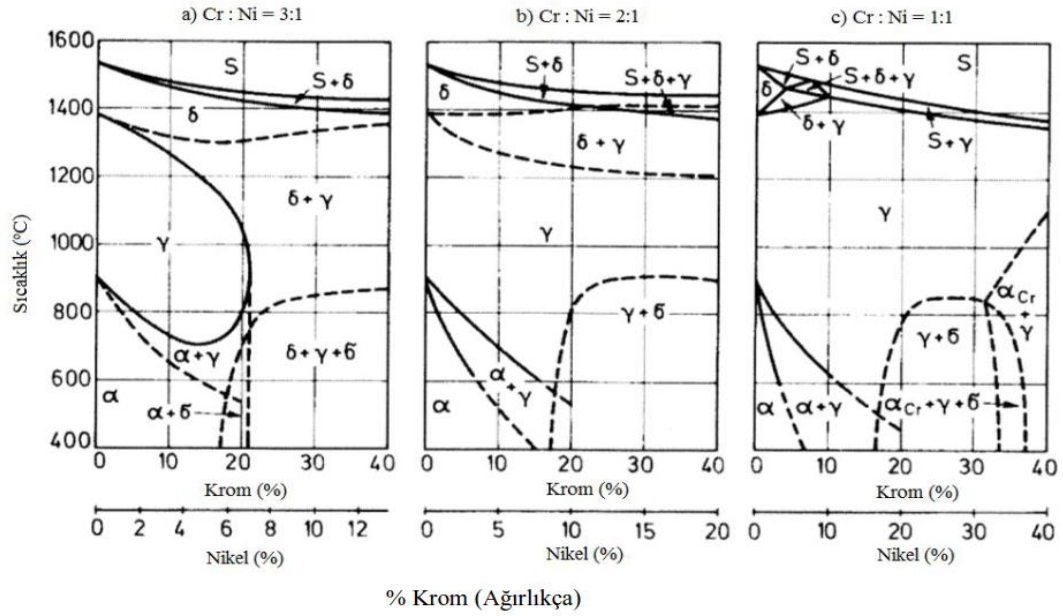
2.9.1.1. Fe-Cr sistemi

İkili demir-krom faz diyagramında %13'den fazla krom içeren bölgenin dışında ostenit alanının görülmediği ve her sıcaklık aralığında da yapının ferritik olduğu ve sadece %12-13Cr aralığında dar bir $\alpha + \gamma$ bölgesinin bulunduğu görülmektedir.

Buradaki ferrit normal olarak çeliğin sıvı halden itibaren katılaşmasında ortaya çıktığı için δ -ferrit olarak adlandırılmaktadır. Şekil 2.18. kromun başlıca alaşım elementi olduğu demir-krom denge diyagramını göstermektedir. Fe-Cr sistemi paslanmaz çelikler grubunun temelini oluşturmaktadır. Krom hacim merkezli kübik (HMK) kristal kafes yapısına sahip ferriti kararlı hale getirmektedir [43]. Yüksek sıcaklıklarda, demir içinde Cr tamamen çözünmektedir ve tüm Fe-Cr alaşımlarının katılaşması ferritik olarak görülmektedir.

Düşük Cr miktarlarında, 912-1394°C sıcaklık aralığında ostenit halkası bulunmaktadır. Ferrit alanı genişledikçe γ alanı daralmaktadır. Fe-Cr alaşımlarının katılaşma aralığı oldukça dardır. %12,7'den daha fazla Cr içeren alaşımlar yüksek sıcaklıklarda yapıları tamamen ferritik olurken bu miktardan az Cr içeren alaşımlar γ bölgesi içindeki sıcaklıklarda bir miktar ostenit içermektedirler. %12'den az Cr içeren alaşımlar ise γ alanı içindeki sıcaklıklarda tamamen ostenitiktirler. Hızlı soğumaya bağlı olarak bu ostenit fazı martenzite dönüşebilir.

Düşük sıcaklık eşdeğer fazı Fe-Cr sisteminde sigma fazı olarak adlandırılmaktadır. Bu faz tetragonal kristal kafes yapısına sahiptir. Sigma fazı Cr miktarı 20% (Ağırlık) geçtiğinde çok kolay ortaya çıkar. Çünkü sigma (σ) formları düşük sıcaklıklarda hareketlenme oluşumları oldukça zayıf ve 600 °C sıcaklık aralığında uzun zaman aralıklarında çökmektedir. Sigma fazı sert ve kırılgan bir fazdır ve paslanmaz çelikler içerisinde istenmeyen bir yapıdır [44,45,46,47,48,49]

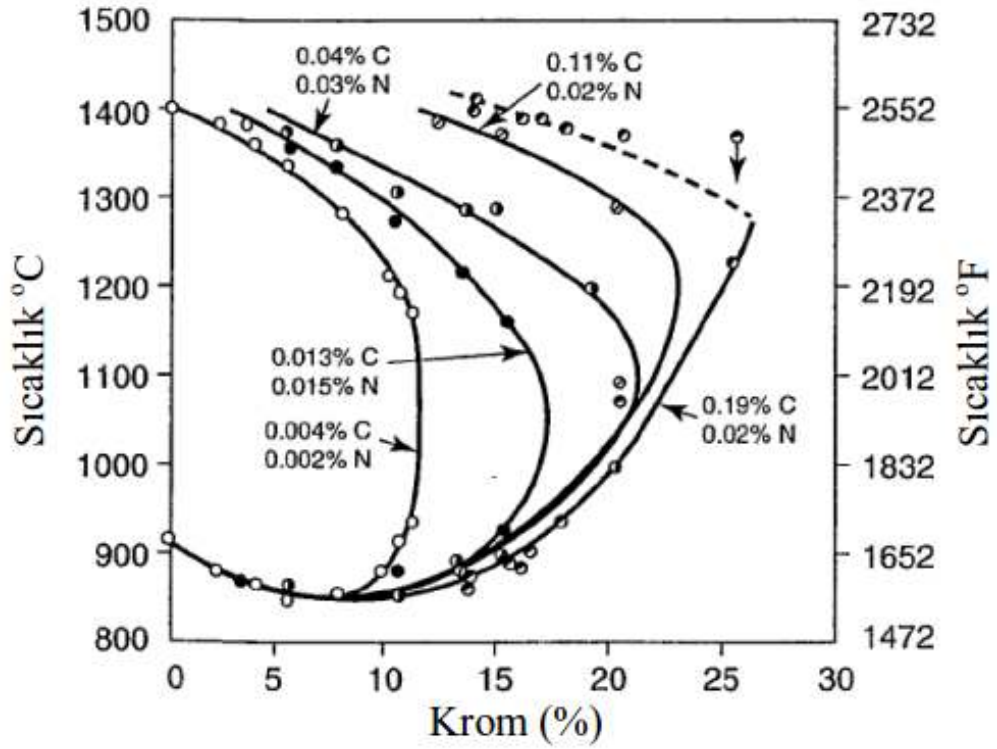


Şekil 2.18. Fe-Cr ikili denge diyagramı [44].

2.9.1.2. Fe-Cr-C sistemi

Fe-Cr alaşımlarına C eklenmesi, ostenitin oluştuğu yüksek sıcaklıklarda, Cr miktarı aralığını artırmaktadır. Bu da faz diyagramlarını değiştirmekte ve karmaşık duruma getirmektedir. C, ostenit yapıcı bir elementtir ve yüksek sıcaklıklarda ve çok daha yüksek Cr miktarlarında osteniti kararlı duruma getirerek γ alanını genişletir (Şekil 2.19.). Diğer elementlerin varlığı faz diyagramlarının şeklini değiştirmektedir. C ve Mn gibi bazı elementler osteniti dengelemeye eğilimlidir [44,45].

Ostenitik faz sınırı %0,6 C'la maksimum %18 Cr'a yükselmektedir. Karbon miktarındaki %0,6 'nın üzerindeki bir yükselme serbest karbürlerin oluşumuna neden olabilmektedir [50, 49].

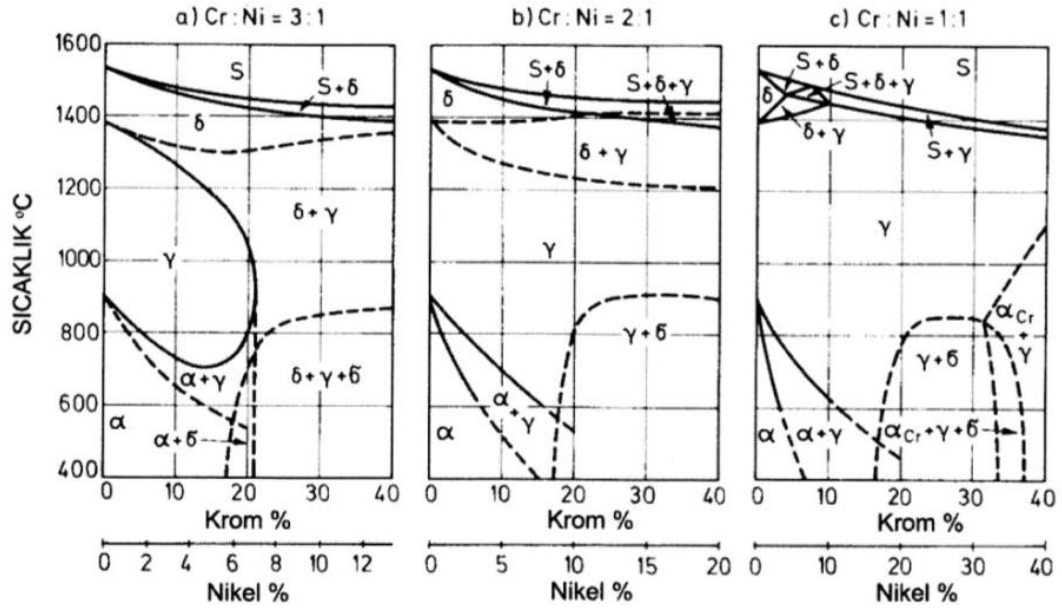


Şekil 2.19. Fe-Cr denge diyagramında gama halkasının genişlemesinde karbonun etkisi [44].

2.9.1.3. Fe-Cr-Ni sistemi

Nikel demire katıldığında, ostenit fazını kararlı hale getirmektedir. Çünkü nikel ostenit gibi YMK yapıya sahiptir. Nikel bu nedenle demirde ostenit kararlaştırıcıdır ve paslanmaz çeliklerde kromun ferrit oluşturuıcı etkisini önlemektedir. Düşük karbonlu çeliklere yeterli miktarda nikel katıldığında oda sıcaklığında ostenitik yapı oluşturulabilmektedir [50].

Fe-Ni-Cr denge diyagramında Ni ve Cr 'un etkileri Şekil 2.20.'den izlenebilir. Burada, Cr:Ni = 3.1 oranında, 12/4 ve 15/5 Cr-Ni alaşımının soğuma ve katılaşmasında oluşan fazlar da görülmektedir. Başlangıçta bu alaşımlar delta fazı (δ) taneleri biçiminde katılaşırlar ve 1300 °C civarında $\delta \rightarrow \gamma$ dönüşümü başlar ve 1200°C civarında da denge koşullarına bağlı olarak biter.



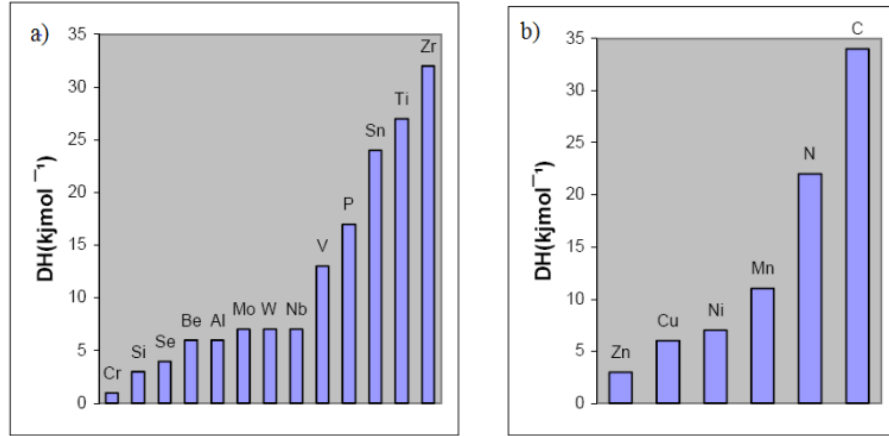
Şekil 2.20. Cr ve Ni miktarına göre Fe-Cr-Ni denge diyagramları [44].

2.9.2. Paslanmaz çeliklere alaşım elementlerinin etkisi

Paslanmaz çeliklerin içerisinde paslanmazlık özelliği sağlayan elementlerin dışında, mikroyapı ve mekanik değerler açısından önemli olan alaşım elementleri mevcuttur. Şekil 2.21. Bu elementlerin çelik içerisindeki çeşitli oranlarda bulunmaları özelliklerinin geliştirilmesinde büyük katkı sağlamaktadır [51].

Paslanmaz çelik malzemelerin içerisinde, paslanmazlık özelliğini sağlayan elementlerin yanısıra, diğer bazı gereksinimleri karşılamak üzere isteyerek katılan diğer alaşım elementleri veya kaçınılmaz olarak bulunan karbon bulunmaktadır [24]. Paslanmaz çelikler demir bazlı alaşımlardır ve demir içeriği yapı içerisinde %50-88 arasındadır. Demir dışında eklenen başlıca elementler; martenzitik ve ferritik türleri için krom ve karbon, dubleks ve ostenitik türler için ise nikel 'dir. Bütün paslanmaz çeliklerin tiplerinde içerisinde mangan ve silisyum bulunması gerekmektedir. Paslanmaz çeliklere ilave edilen diğer alaşım elementleri molibden, niyobyum, titanyum, alüminyum, bakır, tungsten, azot gibi elementleri kapsar. Bu elementler, işlenme kabiliyeti, spesifik özelliklerinin geliştirilmesi, korozyon dayanımının artırılması veya mikroyapıya etki etmektedir. Paslanmaz çeliklerde bulunan yaygın kalıntı elementler oksijen, azot, sülfür ve fosfor'dur. Tüm bu elementler paslanmaz

çeliğin performansına ve kaynaklanabilirliği üzerinde önemli etkisi vardır. Çoğu durumda bu elementlerin seviyeleri malzeme şartnamelerinde öngörülen şartları yerine getirebilmesi için ana veya ilave metal tarafından sağlanmaktadır [44]. Tablo 2.2.'de paslanmaz çeliklerin içeriğinde bulunan alaşım elementlerinin genel etkisi gösterilmiştir.



Şekil 2.21. Alaşım elementlerinin ferrit ve ostenit yapısına etkileri a) ferrit oluşturmalar, b) ostenit oluşturmalar [51].

Tablo 2.2. Paslanmaz çeliklere alaşım elementlerinin etkisi [52].

Elementlerin etkisi	Element
Katı Çözelti Güçlendirici	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ Yapıcı	Al, Ti
γ' 'in Katı Çözelti Güçlendirici	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
γ'' - Ni_3Nb Yapıcı	Nb
Karbür yapıcılar:	
MC ve $\text{M}(\text{C}, \text{N})$	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M_7C_3	Cr
M_{23}C_6	Cr, Mo, W
M_6C	Mo, W
TCP Fazı (σ , P, μ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Yüzey oksit ($\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$) oluşturmalar	Cr, Al

2.9.2.1. Cr-krom elementinin etkisi

En önemli avantajı bölgesel korozyon direncini geliştirmektir. Bu yüzeyde meydana gelen kromca zengin oksit-hidroksit film tabakası $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$ sayesinde meydana gelir. Pasif aralığın genişliği, genel korozyon hızını azaltır (i_{pass}). Farklı elementlerin etkisi çeşitlilik göstermesine rağmen, krom ve diğer elementler ferriti stabilize etmektedir. En

zamanda bazı bölümlerinde demir ve molibden mevcut olabilir. Paslanmaz çelik sistemlerin çoğunda, bu normal bir durumdur ve baskın krom elementi $M_{23}C_6$ terimi anlayışı ile kullanılır. Bu karbür çeşidi aslında bütün paslanmaz çelik türlerinde bulunmaktadır. Diğer muhtemel karbür çeşidi Cr_7C_3 olmakla beraber çok yaygın eğildir. Krom, karbür yapıcı etkisinin yanında azot ile nitrür (Cr_2N) ve karbonitrür [$M_{23}(CN)_6$] oluşturabilir. Cr_2N formunda oluşan krom-nitrit daha çok ferritik ve dubleks tiplerinde meydana gelmektedir [48,52,44].

Çelik içerisine eklenen Cr miktarının bir limiti vardır ve yüksek miktarlarda eklenmesi intermetalik fazların oluşumu gibi negatif sonuçlara yol açabilir. Bu fazların çoğalması gevrekliği, tokluğu ve korozyon özelliklerini düşürmektedir. Bu faz sigma (σ) olarak adlandırılmakta ve $815^\circ C$ 'nin altındaki formlarda Fe-Cr sisteminin içerisindeki bir bileşiktir. Paslanmaz çeliklerin birçok formunda sigma fazı oluşabilmektedir. Ancak sigma fazı oluşturmaya en yatkın olanları yüksek kromlu ostenitik, ferritik ve dubleks alaşımlarıdır [48,44].

2.9.2.2. Ni - nikel elementinin etkisi

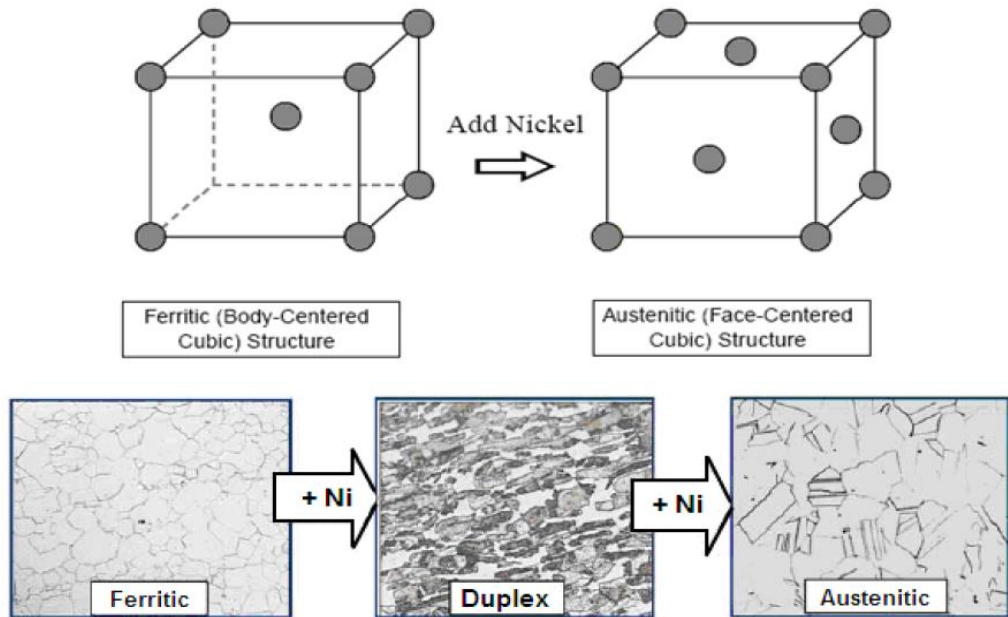
Nikel, östenit fazı oluşturunca bir elementdir. Yeterli miktarda nikel ilavesi, ostenit faz alanını büyük miktarda genişletebilir ve buna ilave olarak, oda sıcaklığında ve daha aşağı sıcaklıklarda ostenit fazını kararlı hale getirir. Nikel karbür yapıcı bir element değildir ve genellikle intermetalik bileşikler meydana getirmez. Ancak buna rağmen elde edilen bazı sonuçlar alaşımın çökeltme kinetiğini etkileyebileceğini göstermektedir. Kromun ferriti stabilize etme etkisine karşı olarak, osteniti stabilize eden başka grup elementler de vardır:

$$Nieş = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0,25 \times \%Cu$$

%40 ila %60 arasında ferrit, kalanı ostenit olacak şekilde bir içerik sağlamak için, ostenit stabilize edicilerle birlikte, ferrit stabilize eden elementlerin dengelenmesi ihtiyaç vardır. Bu sebepten dolayı, dubleks alaşım için ilave nikel düzeyi, ilk olarak krom içeriğine bağlıdır. Fazla nikel içeriğinde, ostenit seviyesi %50'nin üzerine

çıkılmaktadır, bunun sonucu olarak arta kalan ferritte Cr ve Mo seviyesi artmaktadır. Sonuç olarak, 650-950°C sıcaklık aralığında, ferritten intermetalik faza dönüşüm artabilir. İlâveten yüksek nikel içeriği, ferrit içerisinde intermetalik fazı gevrekleştiren alfa dizilimini hızlandırır. Nikelin malzeme içerisinde ana görevi ise element oranlarını ve dengesini kontrol etmektir [48,44].

Düşük Ni seviyeleri, mikro yapıda yüksek seviyede ferrit oluşumuna neden olabilir, böylece tokluğu ve korozyon direncini düşürür. Ni ayrıca güçlü bir pasif krom oksit filminin gelişimini de destekler. Korozyon direnci ve darbe tokluğu ile ikincil parçacıkların oluşumu üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Östenit stabilizatörü olarak nikel ilavesi, paslanmaz çeliğin kristal yapısının gövde merkezli kübikten (ferrit)'in dönüşümünü teşvik eder. Şekil 2.23.'te gösterildiği gibi orta merkezli kübik (östenit) yapısal dönüşümü görülmektedir. Östenit en yüksek nikel içeriğine sahiptir ve ferrit ise en düşük nikel içeriğine sahiptir. Genellikle, dubleks paslanmaz çelikler, %4 ila 7 arasında nikel içerirler [53].



Şekil 2.23. Ni miktarına bağlı olarak kafes ve mikro yapısal dönüşüm [53].

2.9.2.3. Mo – molibden elementinin etkisi

Molibden'in paslanmaz çelik içerisine belirlenen miktarda eklenmesi, paslanmaz çelik sınıfına göre farklı fonksiyonlar olarak kendini göstermektedir. Mo %6'ya kadar veya daha fazla süper ostenitik paslanmaz çeliklerin içerisine eklenmesi, korozyon direncini geliştirmek amacı ile yapılmaktadır. Ostenitik paslanmaz çeliklerde Mo ilavesi, çeliği yüksek sıcaklıklardaki dayanımı artırır. Örneğin; 18Cr-8Ni içeren paslanmaz çeliklerde % 2 Mo ilavesi 760°C sıcaklıkta malzemenin çekme dayanımını artırır. Mo içeriğinin negatif etkileri de bulunmaktadır. Örneğin; bazı martenzitik paslanmaz çelik tiplerinde molibden karbür yapıcıdır ve alaşımın sıcak çalışma kabiliyetlerini düşürmektedir.

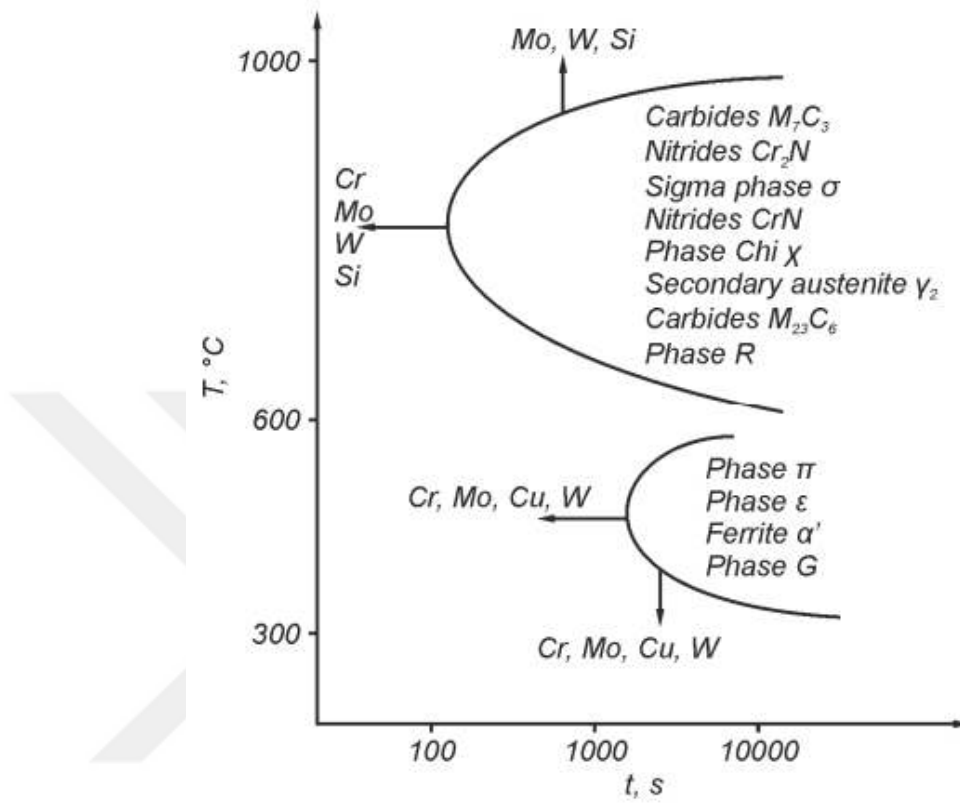
Mo ferrit yapıcı bir elementdir ve yapı içerisinde bulunması ferrit oluşumunun başlamasına ve mikroyapı içerisinde alıkoyulmasına neden olur. Bu durum martenzitik paslanmaz çelikler için potansiyel bir problemdir. Oda sıcaklığında kalıntı ferrit, kırılma tokluğunu ve sünekliği azaltmaktadır.

Uzun yıllardır bilinen molibdenin, klorlu çözeltilerde, çukurcuk ve oyuklanma korozyonuna karşı olumlu etkisi vardır. Krom ve molibden pasifleşme aralığını genişletirken, aktif bölgede korozyon akım yoğunluğunu düşürürler (Şekil 2.22.). Yüksek sıcaklıktaki deniz suyunda, oyuklanma korozyonunu önlemek için en az %3 Mo ilavesi önerilmektedir, üst sınır ise %4 Mo olarak belirtilmiştir. Bu sınır, yüksek sıcaklıklarda artan sigma oluşumunu eğiliminden kaynaklanmaktadır (Şekil 2.24.) [52,44].

2.9.2.4. Mn – mangan elementinin etkisi

Mangan tüm çelik tiplerinde kullanılan bir elementtir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde, %1-2 aralığında mevcuttur. Ferritik ve martenzitik paslanmaz çeliklerde ise %1'den daha az miktarda bulunmaktadır. Üretim esnasında eklenmesinin nedeni sıcak gevrekliği önlemektir. Mn, ostenitik ve dubleks paslanmaz çelikler için kararlaştırıcı

olarak bilinir. Mn dubleks fazın dengelenmesinde küçük bir etkiye sahiptir ve Ni-Cr eşdeğerliliğinin dışında bırakılır.



Şekil 2.24. Çeşitli çöktillerin oluşmasında, alaşım elementlerinin etkilerinin şematik özeti [52,54].

Paslanmaz çeliğe ilave edilen Mn'nın aşınma dayanımı ve süneklik kaybı olmadan çekme dayanımı arttırmaktadır. İlave olarak Mn, azotun katı çözünürlüğünü artırmakta ve böylece gaz çıkışı riski olmadan yüksek azot içeriği elde edilmektedir. Diğer taraftan sırasıyla azot yüzdesi % 0,1 ve % 0,23 için, Mn düzeyi %3 ve %6'yı aşarsa, kritik oyuklanma sıcaklığında (CPT) gözle görülür bir düşüş olmaktadır. Muhtelemen bunun sebebi ise çukurlar için başlama yeri gören MnS'lerdir. Modern paslanmaz çeliklerde Mn ve N 'un birleştirilmiş olarak eklenmesi, çukurcuk dayanımı artırmakta ve Mn'dan kaynaklanan problemleri yok etmektedir [55,52,49,44,56].

2.9.2.5. N – azot elementinin etkisi

Azot çelikte çukurcuk korozyonu dayanımı, ostenit içeriğini ve dayanımı arttırmak gibi bir çok etkiye sahiptir. Cr ve Mo gibi Ep'yi yükseltmekte ve böylece potansiyel pasif bölgeyi artırmaktadır (Şekil 2.22.). Bu etki Mo varlığı ile artmıştır ve çukurcuk karakteristiği üzerinde Mo ve N'un sinerjik etkisi olduğu belirtilmiştir. Metal-film arayüzündeki konsantrasyonun ve fazdaki çözünürlüğün artmasından dolayı, azot tercihli olarak osteniti bölümlere ayırmaktadır. Asit çözeltisinde paslanmaz çeliğin uzun pasifizasyonu sırasında, azotun yeniden pasifleşmeye etkisini açıklayan, yüzde azot zenginleşmesi oluşur. Diğer taraftan pasif film kırmak için, A/cm²'de anodik akım yoğunluğu yüksek olmalıdır. 4M HCl çözeltinde 316L paslanmaz çelikte azotun davranışı, yüzeyde azot atomları zenginleşmesinden dolayı çözünmeyi engellemektedir. Amonyum iyonlarına şekil vermek için azot hidrojen atomlarıyla birleşmesi sonucunda, azotun bu engelleyici etkisinin onun çözünmesinden kaynaklandığı varsayılmaktadır. Bu katodik reaksiyondur, metalin anodik çözünmesinde yüksek potansiyelden dengeye ulaşınca kadar çok yavaş gerçekleşmekte ve yüzeyde azot birikmesine izin vermektedir. Azotun ayrıca oyuklanma korozyonu dayanımı arttırdığı da gözlenmiştir. Azotun diğer önemli özelliği, sigma (σ) ve chi (χ) gibi intermetalik fazların çökmesine karşı dubleks alaşımları stabilize eder. Ayrıca artan azot seviyesi, nitrür dizilimi riskini de azaltır.

Azot çelik alaşımları içerisinde ostenit oluşturuucu çok etkin bir elementtir. Bu çelişkili görülebilir, ancak bu yapıda ostenit miktarının artması ve böylece ostenit taneleri arasındaki mesafenin azalmasından dolayı olmaktadır. C ve N ilavesi, katı çözeltide dokular arasında çözünerek ferrit ve osteniti güçlendirir. Azotun ostenit fazından ferrite dönüşümü hızlandırdığı bulunmuştur. Buna ilave olarak bu iki fazın içerisinde Cr dağılımının homojenizasyonuna yardımcı olabilir. Hassaslaştırma riskinden dolayı paslanmaz çelikte karbon arzu edilmez, ilave azot tercih edilmektedir. İlaveten azot ostenit dengeleyicidir. Dubleks paslanmaz çeliğe ilavesi ostenit çözünmesini engeller ve ITAB'da yeniden ostenit oluşmasına yardımcı olur [52]. Azot paslanmaz çeliklerde dayanımı artırmakta fakat önemli lıamakla beraber kırılma tokluğunda azalmaya yol açmaktadır [49].

2.9.2.6. Si – silisyum elementinin etkisi

Silisyum hemen hemen tüm paslanmaz çelik çeşitlerinde bulunur ve ergime esnasında oksidasyon önleyici olarak ilave edilir. Çoğu alaşımlarda % 0,3 – 0,6 arasında bulunur. Bazı durumlarda oksijen giderici olarak Alüminyum yerine kullanılabilir. Fakat bu paslanmaz çeliklerde ender görülen bir durumdur. Silisyum paslanmaz çelikler içerisinde korozyon dayanımını artırmak amacı ile % 4'den % 5'e kadar eklenir. Isıya dayanıklı alaşımların bazılarında, yüksek sıcaklıklarda oksit direnç ölçөгünü geliştirmek amaçlı %1'den %3'e kadar eklenmektedir. Silisyum'un ferrit veya ostenit yapıcı rolü tam olarak belli değildir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde, %1'e kadar Si bulunmasının hiçbir etkisi yoktur. Fakat daha yüksek seviyelerde görülmesi ferrit yapıcı bir etki oluşturur. Yüksek silisyum içeriğı (%3,5-5,5) dubleks paslanmaz çeliklerde çukurcuk korozyonu direncini geliştirir. Yüksek sıcaklık oksidasyon direncini arttırmada ve konsantre nitrik asit servis şartları için faydalı bir elementtir [52,44,49].

2.9.2.7. C – karbon elementinin etkisi

Karbon bütün çeliklerde bulunan bir elementtir, fakat aksine C-Mn ve düşük alaşımlı yapı çeliklerinde genellikle % 0,1'den az olması arzu edilmektedir. Bu alaşımların martenzitik tipleri hariç, şekil değıştirme dayanımları için karbon kritik bir elementtir. Eriyik içerisinde, yüksek sıcaklık şartlarında, tanelerarası dayanımı geliştirir. Çoğu alaşımlarda, karbon diğer elementler ile karbür formu oluşturmaktadır. Kromca zengin karbür ($M_{23}C_6$) 'ün oluşması halinde sonuç olarak korozyon direnci azalır. Bu nedenden ötürü düşük karbonlu alaşımlarda karbon seviyesi % 0,04 'den aşağı tutulmaktadır. Karbon ostenit yapıcı bir elementtir ve eğer mikroyapı dengesinin kusursuz olması sağlanmak isteniyorsa bu elementlerin seviyeleri kontrol altında tutulmalıdır [44,49].

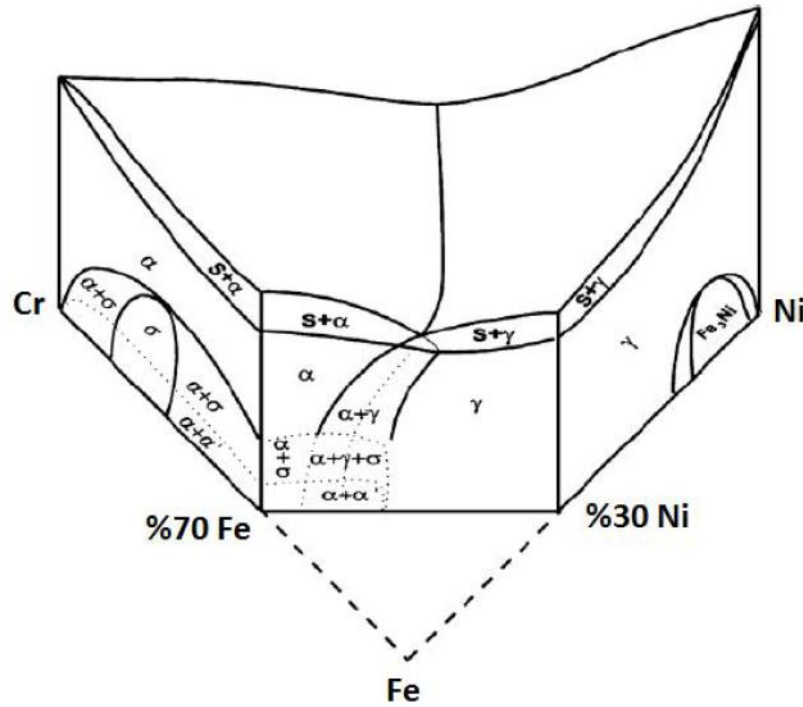
2.9.2.8. Cu – bakır elementinin etkisi

Yüksek alaşımlı ostenitik paslanmaz çeliklerde bakır ilavesi, sülfürik asit gibi oksitlenme olmayan ortamlarda korozyon oranını azaltmaktadır. Bazı %25Cr içeren dubleks alaşımlarda, %1.5 bakır ilavesi, 60 °C sıcaklıkta % 70'lik H_2SO_4 çözeltisinde

optimum korozyon dayancını verir. Kaynayan HCl çözeltisinde %0.5 bakır ilavesi aktif çözünmeyi ve oyuklanma korozyonu oranını azaltmaktadır. Yüksek düzeyinin ıcakta sünekliliği azaltması ve sertleşmeye olumsuz etkisinden dolayı genel olarak dubleks paslanmaz çeliklerde bakır ilavesi yaklaşık %2 ile sınırlandırılmıştır [52].

2.9.3. Dubleks paslanmaz çeliklerde mikro yapısal faz dönüşümleri ve ikincil fazlar

Dupleks paslanmaz çelikler Fe-Cr-Ni alaşım sistemine sahiptir ve bu çeliklerin faz diyagramı Şekil 2.25.'de görüldüğü gibidir.

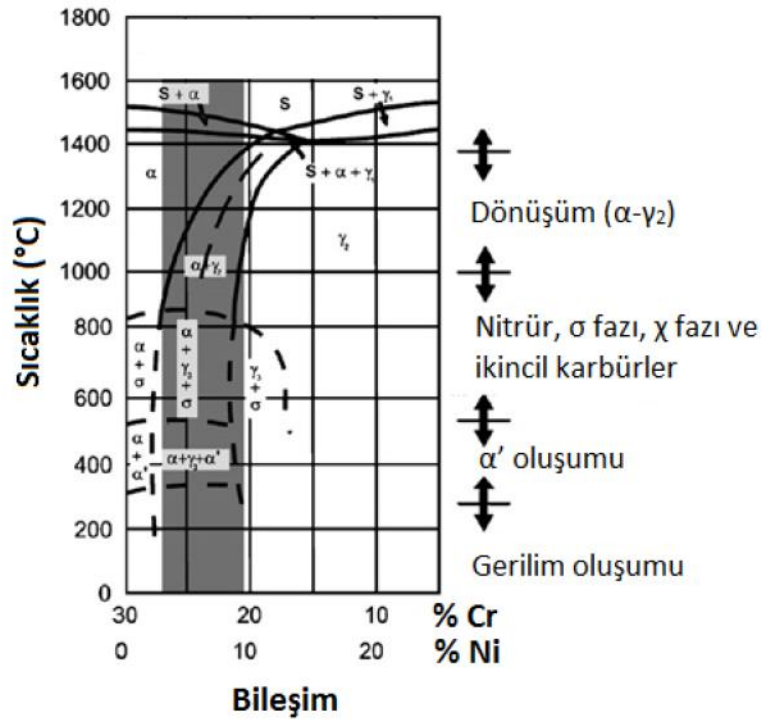


Şekil 2.25. Fe-Cr-Ni faz faz diyagramı [57].

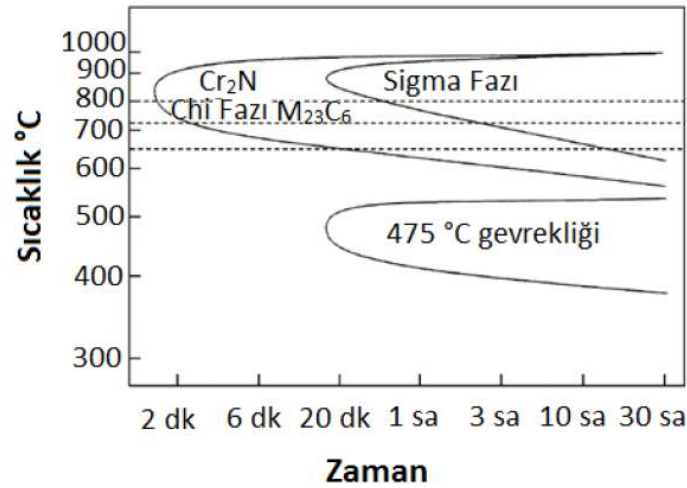
Deneyisel çalışmalarda faz diyagramının kullanımının kolaylaştırılması amacıyla %70 Fe içeren bileşim alınır ve alaşımın içerdiği Cr ve Ni miktarına bağlı olarak (Şekil 2.26.) kullanılır. Şekil 2.26., ergiyik fazdan oda sıcaklığına kadar dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan fazları ve oluşum sıcaklıklarını göstermektedir.

Cr ve Mo gibi ikincil faz oluşumuna neden olan alaşım elementlerinin ferrit fazındaki çözünürlüğü, östenit fazındaki çözünürlüğünden daha yüksektir. Sıcaklık azaldıkça, bu alaşım elementlerinin ferrit fazındaki çözünürlüğü azalır ve dupleks paslanmaz çelik mikroyapısında ikincil faz oluşma eğilimi artar.

Dupleks paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklıklardan oda sıcaklığına soğuma sırasında oluşan fazlar zaman-sıcaklık-dönüşüm (TTT) diyagramları yardımıyla belirlenir. Şekil 2.27.'de EN 1.4462 alaşımının TTT diyagramı görülmektedir. Dupleks paslanmaz çeliklerde, 600 °C – 1000 °C aralığı ile 300 °C – 600 °C aralığı mikroyapıda meydana gelen dönüşümler açısından oldukça önemlidir [58].



Şekil 2.26. %70 Fe içeren dupleks paslanmaz çelik faz diyagramı [57].



Şekil 2.27. EN 1.4462 alaşımının TTT diyagramı [59].

Dupleks 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. 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, dupleks paslanmaz çeliklerin mikroyapısındaki ikincil fazları gidermek amacıyla 1050 °C üzerinde ısıtılmalı ve malzeme hızlı (su verme) soğutulmalıdır. 300 °C – 600 °C aralığı ise özellikle, Cr'nin ferrit içerisinde belirli bölgelerde ayrışma eğilimi göstermesi nedeniyle önemlidir (Şekil 2.27.). Bu sıcaklık aralığında dengeli soğuyan dupleks paslanmaz çeliklerde, Cr içeriği farklı olan ferrit fazları ortaya çıkar ve bu fazlar, malzemenin mekanik özellikleri ile korozyon dayanımını olumsuz etkiler [60,61,62,63].

Dupleks 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 dupleks paslanmaz çeliklerde mikroyapı değişimleri görülür. Alt bölümlerde dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan fazlar detaylı olarak incelenmiştir.

2.9.3.1. Sigma fazı

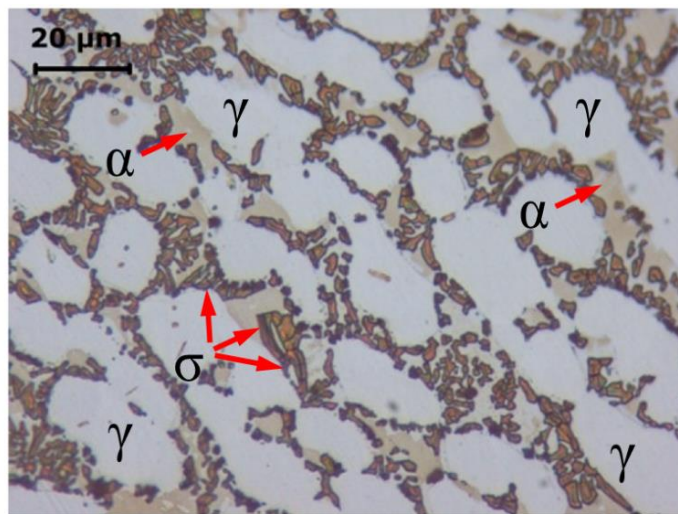
Dubleks paslanmaz çeliklerde en sık oluşan ve gözlenen zararlı faz sigma (σ) fazıdır. Sigmanın fazının tipik kimyasal bileşimi; Fe-30Cr-4Ni ve 4-7 Mo'dur, ancak bazen duruma bağlı olarak 10 Mo kadar yükselebilir. Sigma fazının yapısal özelliklere olumsuz etkileri vardır. Mekanik özellikler, süneklik, tokluk ve korozyona direnci olumsuz olmuşuz yönde etkilemektedir. Sigma (σ) fazının kimyasal bileşimi ile paslanmaz çeliklerin korozyon direncinin arasında güçlü bir ilişki vardır. Sigma fazı çevresinde Cr ve Mo konsantrasyonun da fakirleşme görülmektedir. Buda Paslanmaz çeliğin korozyon dayanımını etkin bir şekilde düşürmekte, korozyona karşı açık hale getirmektedir.

Sigma, dubleks paslanmaz çeliklerde daha geniş bir sıcaklık aralığında ve daha kısa bir sürede meydana gelebilir. Bir çok açıdan ferritin varlığı, sigma fazının çökmesini artırır. Sigmanın bileşimi ferritinkine yakındır. Cr, Mo ve W gibi sigma oluşturan elementlerin ferrit içindeki difüzyon hızı önemlidir ve ferritte olan difüzyon hızı östenitte olan difüzyon hızının 100 katıdır. Ayrıca ferrit/ostenit arayüzleri sigma fazı çekirdeklenmesi için uygun yerlerdir ve bu nedenle sigma fazı bu bölgelerde çekirdeklenmeyi tercih etmektedir. Ek olarak dubleks paslanmaz çeliklerde sigma fazı ferrit/ferrit/ostenit üçlü noktalarında oluşabilir veya büyüyebilir. Ferrit/ferrit ara yüzeyinde yada tane sınırları boyunca çekirdeklenmenin olduğu ileri sürülmektedir. Fazlar arasındaki ilişkiler doğada heterojendir ve kristalografik yönelime güçlü bir şekilde bağlı değildir. Sigma fazının tercihen ferrite dönüşmesinin nedeni, ferrit fazının termodinamik olarak yarı kararlı olmasıdır. Sigma fazı için özet ile çökeldiği sıcaklıklarda basitçe ferrit fazının yarı kararlı bir durumdan bir denge durumuna dönüşümü ile oluştuğunu söyleyebiliriz. Atamert ve King [54] herhangi bir intragranüler sigma fazının çökmesi gerçekten de heterojen çekirdeklenmenin bir kanıtıdır diye yorumlamış, izotermal dönüşüm çalışmalarına göre 23Cr-5Ni-3Mo ve Zeron 100'de sigma fazının $M_{23}C_6$ karbürler üzerinde çekirdeklenip veya ikincil bir faz olarak çökeldiğini tespit etmişlerdir.

Sigmanın çekirdeklenmesinin ve büyümesinin, kristalografik yönelim ilişkileri konusunda kimyasal bileşim ile sigma fazının tanımlanması önerilmez. Sigma fazının kimyasal bileşiminin ne zaman değişebileceğine dikkat çekilmiştir. Farklı sıcaklık aralıklarında oluşur. Ayrıca chi (χ) fazı gibi diğer fazlar, sigma fazına benzer bileşimlere sahiptir.

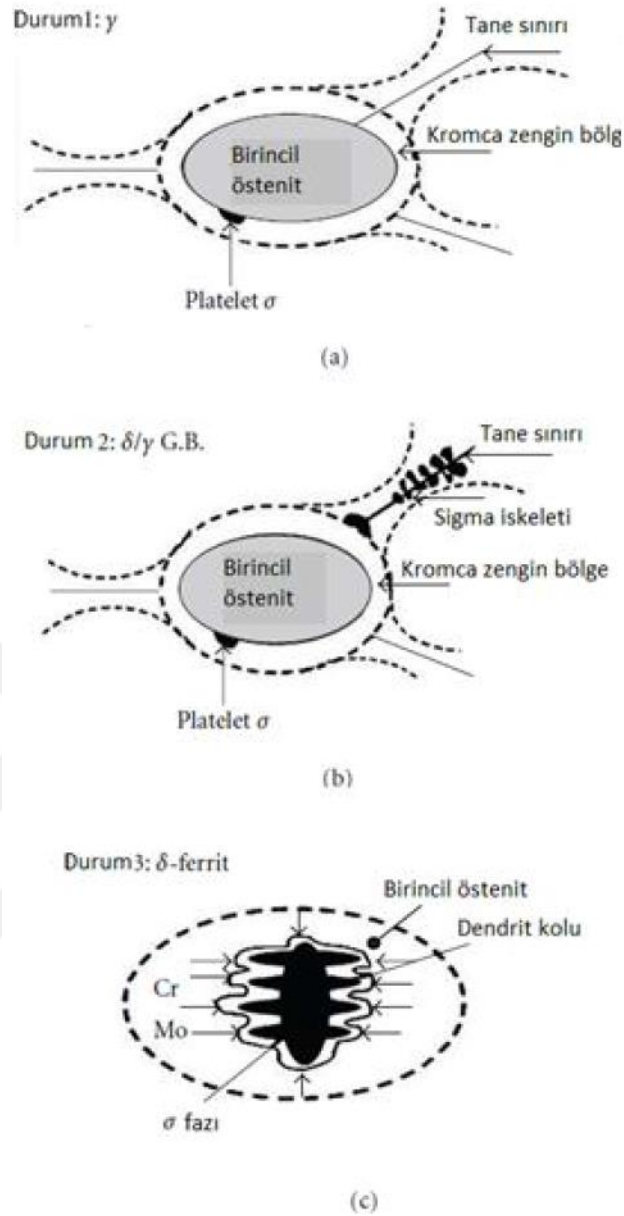
Ana malzemenin kimyasal bileşimine bağlı olarak, sigma fazı 600 °C (1112 °F) ila 1000 °C (1832 °F) arasında geniş bir sıcaklık aralığında oluşur Süper dubleks paslanmaz çelikler en geniş aralığa sahip olma eğilimindedir. Ayrıca sigma fazının chi fazına göre daha kararlı bir fazdır, chi ve R fazı uzun süre sonra çözülür ve sigma fazına dönüşür. Yaşlanma esnasında hızlı soğutma, çözelti tavına alma, dökümde sigma fazını ortadan kaldırabilir.

Sigma fazı ferrit/östenit veya ferrit/ferrit ara yüzeyinde veya ikincil ostenit ile birlikte çökelirler. Şekil 2.28. farklı sigma evrelerini gösteren mikrografi tanımlamaktadır. Fazların morfolojileri, kristalografik tanımlamaları önemli kriterlerdendir. Örneğin, Chi fazı, sigma fazının bileşimine yakın bir bileşime sahip bir çökelti türüdür. Fakat sigma fazından tamamen farklı bir kristal yapıya sahiptir. Tablo 2.3.'de de 500°C üzeri sıcaklıklarda dubleks paslanmaz çeliklerde oluşabilecek ikincil fazlar ve sıcaklık aralıkları detaylandırılmıştır.



Şekil 2.28. Ferrite α (aşık kahve alanlar), Östenit γ (beyaz alanlar), Sigma σ (koyu kahve alanlar), fazlarının mikro yapısal görseli [70].

Günümüze kadar süren bu çalışmalarda σ fazının oluşum mekanizması tam olarak açıklanabilmiş değildir. İzotermal soğuma koşullarında ferrit yapısı, ötektoid reaksiyon ile ikincil östenit ve kromca zengin $M_{23}C_6$ karbür yapısına dönüşür. Bu dönüşüm sırasında oluşan karbür yapılarının üzerinde ve östenit-ferrit arayüzeyinde σ fazı oluşur. Genel olarak dupleks paslanmaz çeliklerin ısıtılmasında ya da yüksek sıcaklık uygulamalarında $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ - $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklık aralığında oluşur. Darbe dayanımı ile korozyon özelliklerinin önemli oranlarda düşüşüne neden olur. δ/γ arayüzeyi, δ/δ alt tane sınırları ve yüksek enerjili δ/δ tane sınırları, σ fazı oluşumunda tercihli bölgelerdir. Yüksek dislokasyon yoğunluğu σ fazının, δ fazında büyüme kinetiğini artırır. Ayrıca, ötektoid dönüşüm sırasında δ fazının Cr bakımından zenginleşmesi de σ fazının, δ fazındaki büyüme kinetiğini arttırıcı rol oynar. Cr, Mo, Si ve Mn gibi alaşım elementleri σ oluşumunu arttırıcı etki gösterir. Ni ise σ oluşumunu artırırken, fazın denge haline ulaşma hacmini azaltır [1].



Şekil 2.29. Sigma fazının oluşum mekanizması [64]

Şekil 2.29.'da sigma fazının oluşum mekanizması görülmektedir. Şekil 2.29.'da teorik olarak sigma fazının östenit tane sınırında çekirdeklenip, östenit içerisine doğru da büyüebileceğini göstermektedir. Padilha ve Rios [54] östenitteki σ fazı çökmesinin binlerce saat bekleddikten sonra gerçekleşebileceğini belirtmişlerdir. σ fazı ve östenit arasındaki kristal yapı uyumsuzluğu ve östenit içerisinde özellikle σ fazını oluşturan alaşım elementlerinin yayınınının yavaş olması oluşumun pratik olarak gerçekleşmesine engel olmaktadır. Şekil 2.29.'da b ve c'de ise ferrit-östenit ve ferrit-ferritarayüzeylerinde σ fazı oluşumu gösterilmektedir [1].

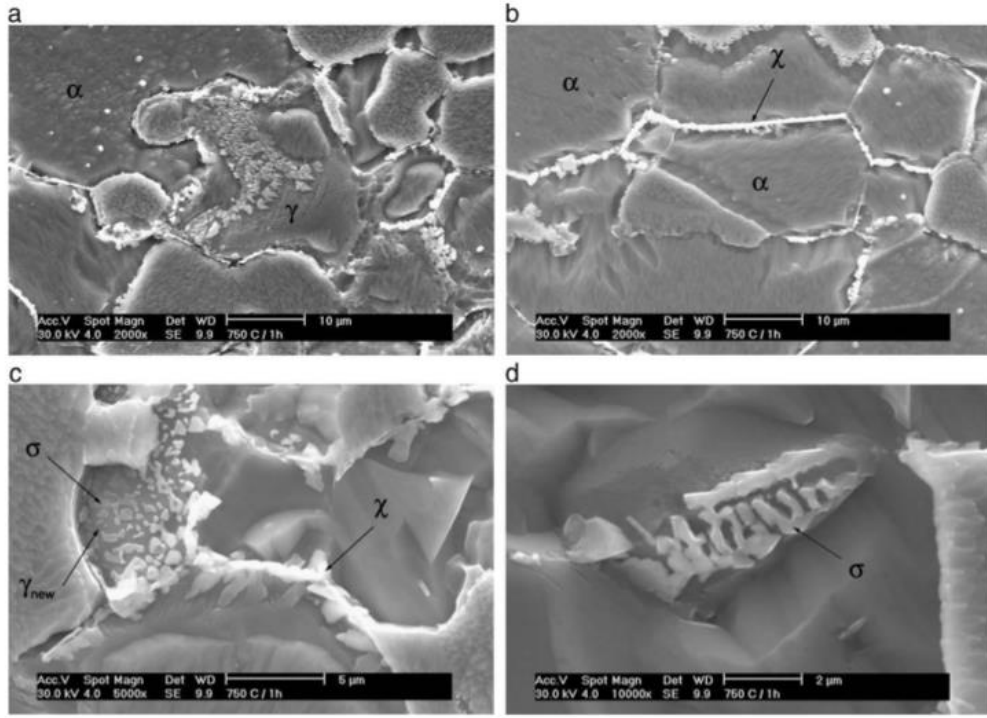
Tablo 2.3. İkincil fazların türleri ve oluşum sıcaklık aralıkları [65,66].

Type of precipitate	Nominal chemical formula	Temperature range (°C)
Ferrite (α)	-	-
Austenite (γ)	-	-
σ	Fe-Cr-Mo	600 - 1000
Chromium nitride	Cr_2N	700 - 900
Chromium nitride	CrN	- 1000
χ	$\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$	700 - 900
R	Fe-Cr-Mo	550 - 800
π	$\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$	550 - 600
τ	-	550 - 650
M_7C_3	-	550 - 650
M_{23}C_6	-	-

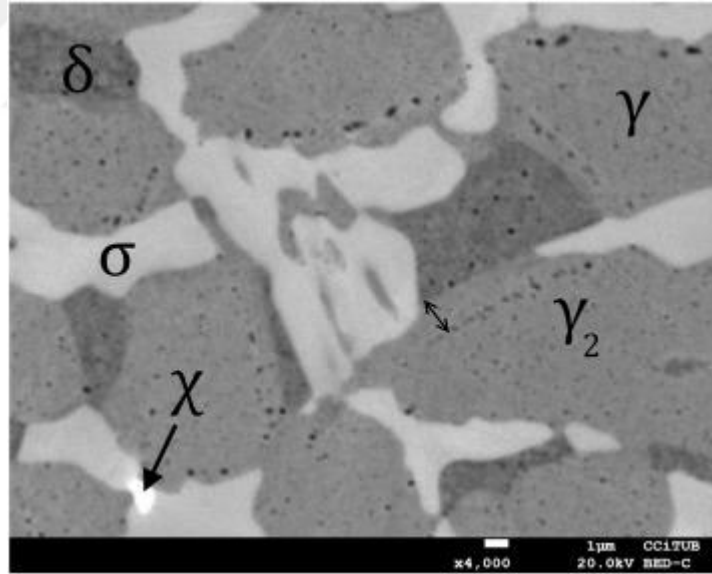
2.9.3.2. Chi fazı

Dupleks 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, $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ ile $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_3\text{Ti}_7$ yapısı arasında değişen kafes sistemine sahip olan ve elektron/atom boyut oranı 6,3 ile 7,8 arasında değişen intermetalik yapıdır. χ fazı, σ fazı ile aynı yapıdır, fakat bileşimsel farklılıklara sahiptirler. İki fazın mikroskop altındaki SEM görüntüsü Şekil 2.30., 2.31, 2.32.'de verilmiştir.

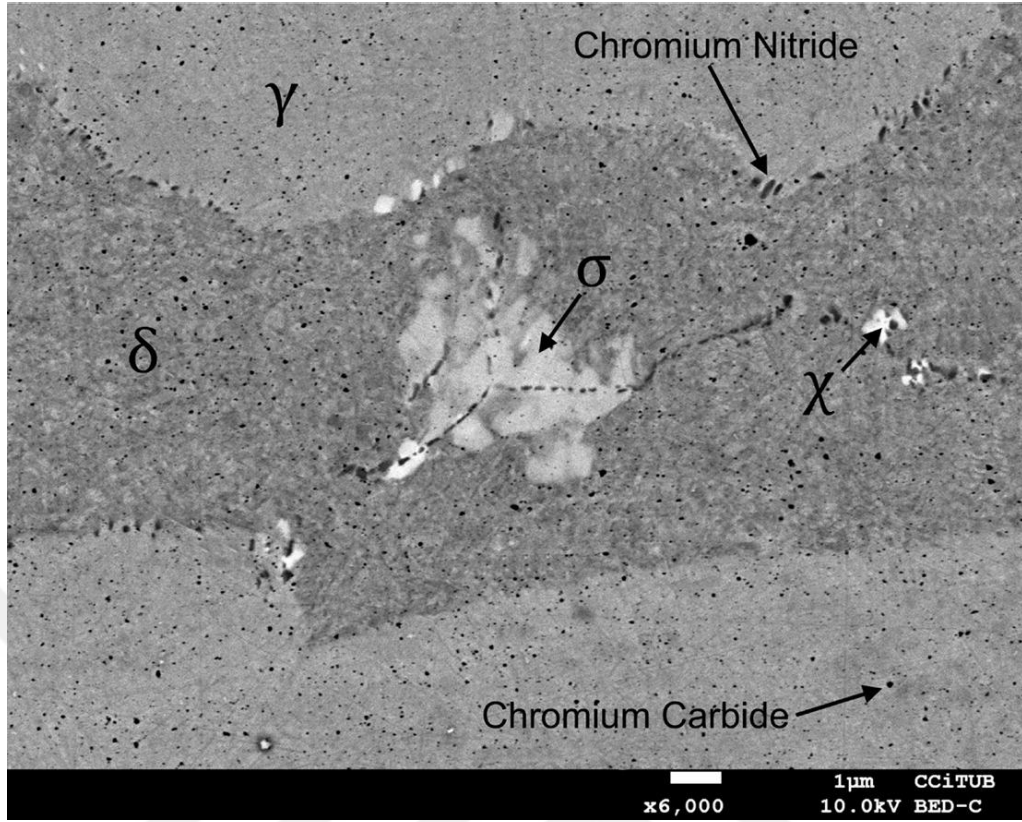
χ fazı, ilk olarak Andrews tarafından Cr-Ni-Mo içeren çeliklerde kübik yapısıyla tanımlanmıştır. Ardından Kasper χ fazının kristal yapısını detaylı olarak inceleyerek aynı fazın $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ bileşimine sahip olduğunu belirlemiştir. Ayrıca, başka çalışmalarda Fe-Cr-Ni-Ti dörtlü sisteminde $\text{Fe}_{35}\text{Ni}_3\text{Cr}_{13}\text{Ti}_7$ şeklinde gözlemlenmiştir. Okafor ve Carlson kafes parametresindeki düzenli artış ile χ fazının $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ bileşiminden $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_3\text{Ti}_7$ bileşimine kadar değişen çeşitli davranışlar sergilediğini göstermiştir [8]. χ fazı, σ fazına benzer olarak 700 °C – 900 °C sıcaklık aralığında oluşur. Fakat χ fazının oluşan miktarı σ fazına göre oldukça düşüktür. 700 °C gibi göreceli olarak daha düşük sıcaklıklarda ve daha düşük ısıtma sürelerinde χ fazı oluşmaktadır. χ fazının oluşumunda yayılım hızı düşüktür [57].



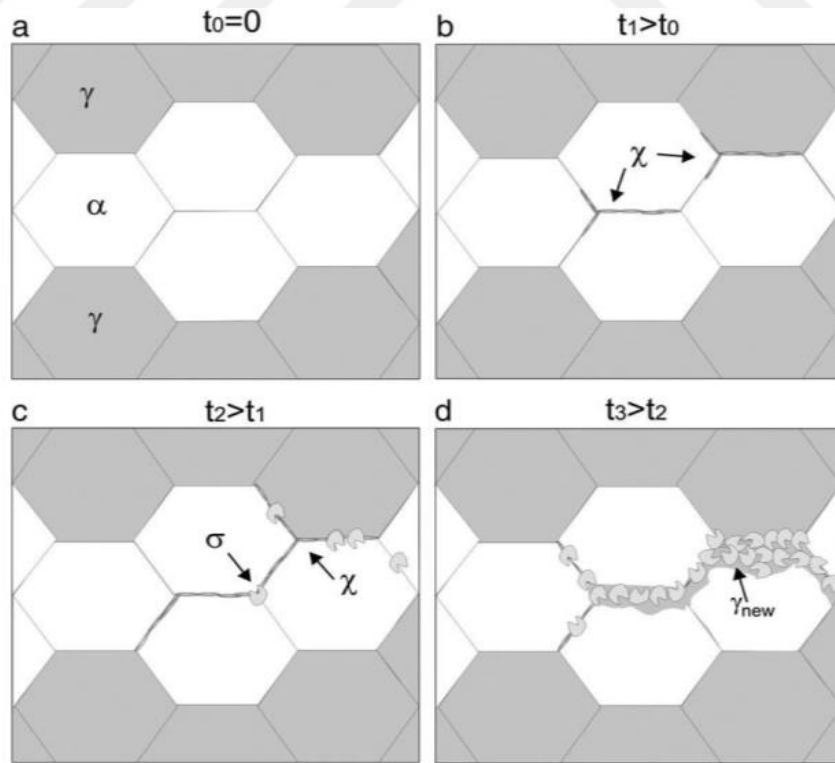
Şekil 2.30. Çeşitli büyütmelerde χ ve σ fazlarının mikroskop görüntüleri [67].



Şekil 2.31. Çeşitli büyütmelerde χ ve σ fazlarının mikroskop görüntüleri [67].



Şekil 2.32. Çeşitli büyütmelerde χ ve σ fazlarının mikroskop görüntüleri [67].



Şekil 2.33. Sigma (σ) ve chi (χ) fazlarının gelişimi [67].

σ fazına benzer olarak, χ fazı da δ/γ arayüzeyinde oluşmaktadır. σ fazından farklı olarak hem δ fazının hem de χ fazının kübik yapıya sahip olması nedeniyle χ fazı tane sınırında ağ yapısındadır ve sürekli (Şekil 2.33.). 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 edilebilmektedir.

2.9.3.3. R, π ve τ fazları

Laves ya da R fazı (Fe_2Mo), 550 °C – 650 °C aralığında çok uzun ısıtma süreleri sonucunda oluşur. R fazı hem tane içinde hem de taneler arasında görülür. Her iki bölgede oluşan faz da korozyon özelliklerini olumsuz etkiler. Tane sınırında oluşan fazın daha yüksek oranda Mo içermesi nedeniyle korozyon özellikleri üzerindeki olumsuz etkisi daha yüksektir.

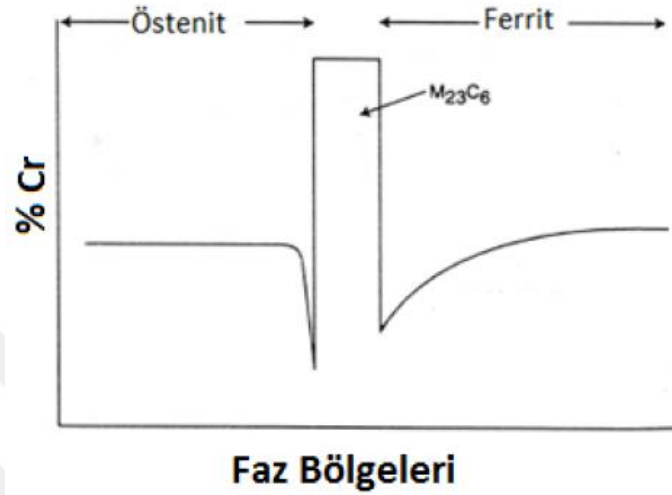
π fazı kaynaklı konstrüksiyonlarda, kaynak işlemi sonrasında 600 °C civarında uzun süreler boyunca uygulanan ısıtma işlemi sonucunda oluşur. Krom ve Molibden atomlarının zengin olması nedeniyle σ fazına benzer yapıdadır. π fazı ayrıca tokluk ve oyuklanma korozyon direnci için de zararlıdır.

R ve π fazlarının oluştuğu sıcaklık aralığında uygulanan ısıtma işlemleri sonucunda δ/δ arayüzeyinde oldukça ince, iğnesel hatalı yapılar görülmektedir. Bu yapılar τ fazı olarak adlandırılmaktadır [1].

2.9.3.4. Karbür fazı, M_{23}C_6 ve M_7C_3

Dupleks paslanmaz çeliklerde en sık görülen fazlardan biri de M_{23}C_6 karbürüdür. Bu faz σ ve χ fazları gibi östenit-ferrit arayüzeyinde oluşup ferrit fazına doğru büyümektedir. Cr difüzyonu ferritte östenite göre 100 kat daha hızlı olduğu için karbürler ferrit fazına doğru büyür (Şekil 2.34.). Ferrit fazında geniş ve yüzeyel bir kromca fakirleşmiş bölge oluşurken östenit fazında dar ve derin bir kromca fakirleşmiş

bölge oluşmaktadır. Ayrıca, ferrit-karbür arayüzeyindeki Cr fakirleşmesi daha belirgin olduğundan, bu durum tanelerarası korozyona neden olmaktadır. Bu olumsuzluktan kaçınmak için, dupleks paslanmaz çeliğin mikroyapısındaki uzun ve sürekli östenit/östenit tane sınırlarından kaçınmak gerekmektedir [60, 61, 62].



Şekil 2.34. Ferrit-östenit arayüzeyinde Cr derişimi [60].

2.9.3.5. γ östenit fazı

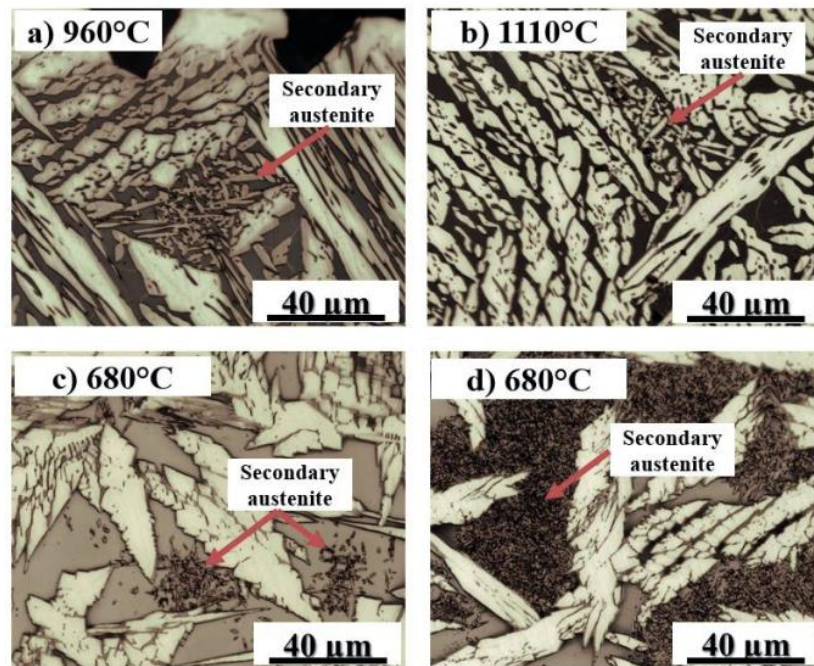
Dupleks paslanmaz çelik mikroyapısında diğer ana faz östenittir. Bu çelikler, ferritik olarak katılaşır ve katılaşmanın sonraki aşamalarında ferrit ile birlikte östenit çekirdeklenir. Malzeme yapısında oluşan östenit miktarını yüksek sıcaklıklarda bekleme süresi ve soğuma hızı belirler. Özellikle, istenen östenit miktarının oluşumu için göreceli olarak düşük soğuma hızları istenmektedir. N ve Ni gibi östenit oluşturuç alaşım elementlerinin miktarının artmasıyla birlikte ferrit-östenit dönüşümü de daha yüksek sıcaklıklara ötelenmektedir.

2.9.3.6. İkincil γ östenit fazı

Dupleks paslanmaz çeliklerin yüksek sıcaklıklardan soğuması sırasında, nispeten daha düşük sıcaklıklarda ana östenit yapısından daha farklı bir östenit fazı oluşumu görülür ve bu faz ikincil östenit olarak adlandırılır. İkincil östenit göreceli olarak hızlı bir oluşum mekanizmasına sahiptir ve işlem sıcaklığına bağlı olarak çeşitli mekanizmalar

ile oluşabilir. 650 °C altındaki sıcaklıklarda martenzit dönüşümüne benzer olarak difüzyonsuz bir dönüşüm gerçekleşir. 800 °C – 650 °C sıcaklık aralığında gerçekleşen dönüşümde ise difüzyon oldukça hızlıdır ve Widmanstatten yapısındaki östenit fazı çöker. Bu dönüşümde oluşan ikincil östenit fazı, ferrit fazından daha yüksek Ni ve N oranına sahiptir. Fakat ikincil östenitin sahip olduğu Cr ve N miktarı, ana östenit yapısından (birincil östenit) düşüktür.

Daha yüksek sıcaklıklarda ise ötektoid dönüşüm mekanizması ile ikincil östenit fazı oluşur. Şekil 2.35.'de farklı sıcaklıklarda oluşan ikincil östenit fazları mikroyapı üzerinden örnek olarak verilmiştir. Şekil 2.35. a ve b de mikro yapılarda yüksek sıcaklıkta oluşan ikincil östenit, Şekil 2.35. c ve d de ise düşük sıcaklıkta oluşan ikincil östenit mikro yapıları örnek olarak verilmiştir. Fakat ikincil östenit ile birlikte σ (sigma) fazı da oluşur. Bu dönüşüm mekanizmasında oluşan ikincil östenit Ni bakımından oldukça zengindir. Fakat Cr ve Mo gibi ferrit fazında kararlı olan atomları ikincil östenit, yapısında çözmez. Dönüşüm sırasında açığa çıkan Cr ve Mo atomları σ fazının oluşumuna neden olur. Gerçekleşen dönüşüm ile malzeme yapısında Cr bakımından fakirleşmiş bölgeler oluşur ve malzemenin oyuklanma korozyon direnci düşer [1,29,41].



Şekil 2.35. İkincil östenit için örnek mikro yapılar [73].

2.9.3.7. Alfa primer α -prime fazı

Dupleks paslanmaz çeliklerde maruz kalınan sıcaklığın artmasıyla birlikte oluşan ilk faz α' fazıdır. Bu fazın oluşumu 300 °C - 350 °C sıcaklık aralığında başlar ve 500 °C – 550 °C aralığında sona erer. 343 °C – 510 °C sıcaklık aralığında primer birincil α oluşumu gözlenebilir. 475°C de yaklaşık 10 saat içerisinde oluşabilen α primer yapının 298°C de 25 yıl gibi bir süre içinde malzemede ki tokluk özelliğini yok ettiği çalışmalar ile kanıtlanmıştır. Bu faz Fe-Cr sisteminde görülen karışma boşluğu nedeniyle oluşur ve genel olarak dupleks paslanmaz çeliklerde 475 °C kırılganlığı olarak adlandırılır. Söz konusu sıcaklık aralığında Fe atomlarınca zengin δ fazı ve Cr atomlarınca zengin α' fazı oluşur. Bu faz ile birlikte Cr_2N fazı oluşumu da görülür. Ayrıca, özellikle 300 °C - 350 °C sıcaklık değerlerine malzemenin uzun süreler boyunca maruz kalması durumunda ferrit tane sınırında Ni ve Si difüzyonu gerçekleşir. Ni ve Si atomları bakımından zenginleşen arayüzeyde G fazı oluşur [1,63,64,65,66].

2.9.3.8. Cu'ca zengin fazlar

Bakırca zengin dupleks paslanmaz çeliklerde bakırca zengin çökeltiler gözlenmiştir. Cu bakımından zengin fazlar çok incedir ve genellikle tercihli olarak elektrolitik inceleme, böylece tane sınırlarında delikler bırakır. Cu etkisi-tokluk veya korozyon direnci açısından çökeltiler iyi bilinmemektedir. Bununla birlikte, araştırmalar bakır çökeltilerinin mikro yapıyı iyileştirebileceğini göstermiştir.

2.9.3.9. Nitrürler, Cr_2N ve CrN fazları

Dupleks paslanmaz çeliklerde östenit oranını arttırmak, istenen östenit-ferrit dengesini sağlamak ve korozyon dayanımını arttırmak amacıyla N alaşım elementi olarak kullanılmaktadır. Dupleks paslanmaz çeliklerde, 1000 °C – 1050 °C üzerinde uygulana tavlama ferrit oranını arttırmakta, östenit oranını azaltmaktadır. Östenit oranının azalmasıyla birlikte, ferrit içerisindeki N oranı artmaktadır. Uygulanan ısı işlem sıcaklığından malzemenin soğutulması sırasında ferritin N çözebilme kabiliyeti

azaldığı için iğnesel Cr_2N fazı oluşmaktadır. Bu duruma bağlı olarak, kaynaklı konstrüksiyonlarda kübik Cr_2N fazı oluşmaktadır [1].

Dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan ferrit ve östenit ile bazı ikincil fazların özellikleri Tablo 2.4.'de verilmiştir.

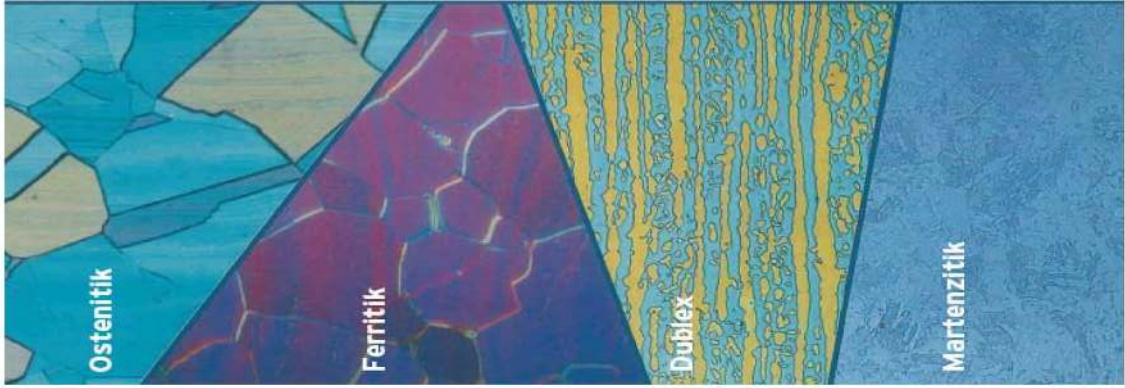
Tablo 2.4. Dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan fazların özellikleri [1].

Faz	Kimyasal Formül	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Kafes Tipi	Oluşum Sıcaklığı (°C)
Ferrit (15)	-	27,4	8,7	4,0	KHM	-
a'	-	65	2,5	13	KHM	300-525
Östenit (y)	-	26,6	9,6	3,3	KYM	<1 250
İkincil Östenit	Tip 1	Ferrit ile aynıdır			KYM	<650
	Tip 2	24,3	11	3,4		650-800
	Tip 3	-				700-900
Sigma (a)	Fe-Cr-Mo	30	4	7	Tetragonal	600-950
Chi (X)	$\text{Fe}_{34}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$	25	3	14	KHM	700-900

2.9.4. Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılması

Paslanmaz çelikler 5 ana grupta toplanabilir, Şekil 2.36.;

- Östenitik paslanmaz çelikler
- Ferritik paslanmaz çelikler
- Ferritik-Östenitik (dupleks) paslanmaz çelikler
- Martenzitik paslanmaz çelikler
- Çökelme sertleştirilmesi uygulanabilen paslanmaz çelikler.



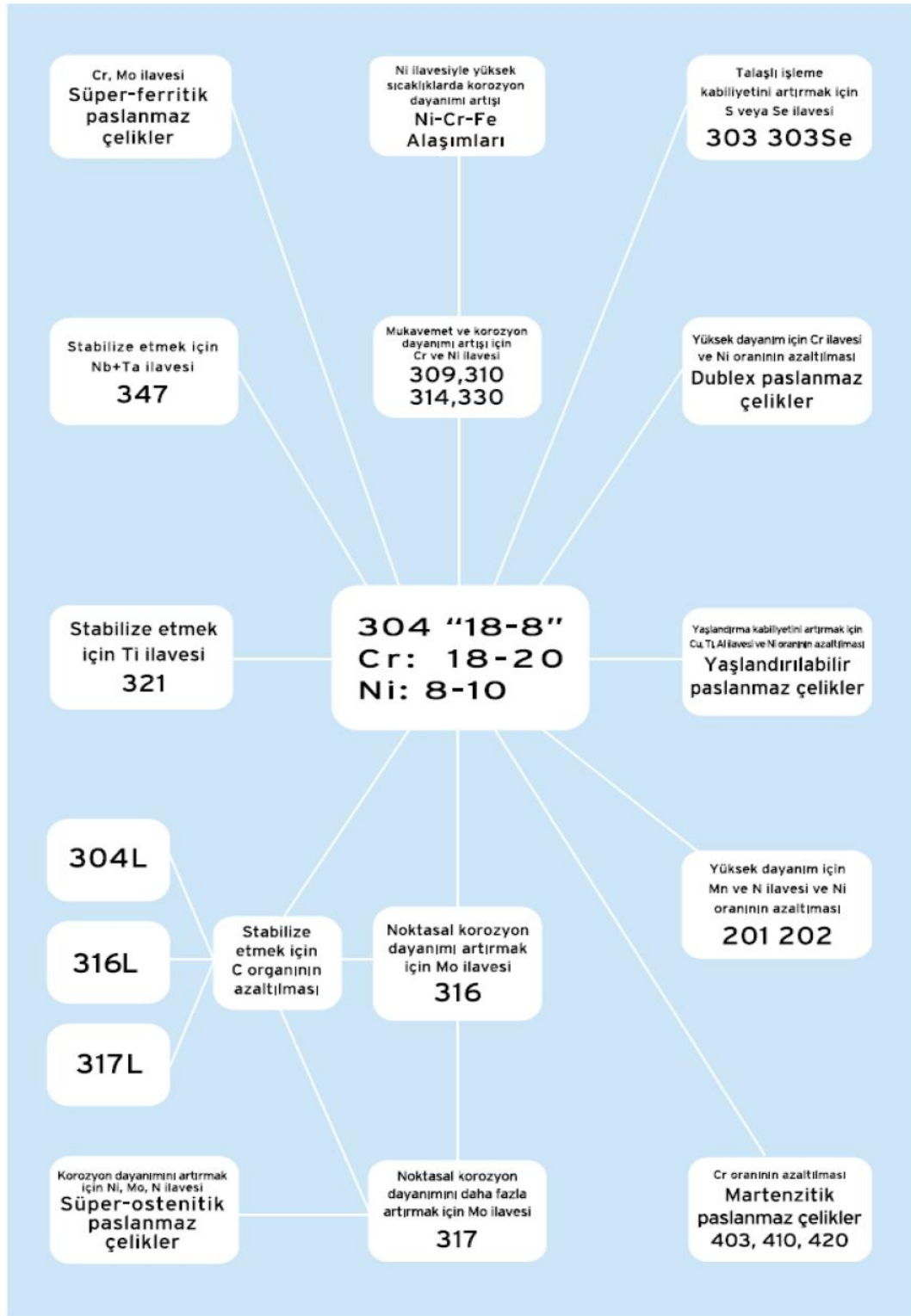
Şekil 2.36. Paslanmaz çelik türlerinin iç yapıları [2].

Paslanmaz çeliklerin türleri arasında kimyasal ilişki Şekil 2.37.'de özet olarak verilmiştir.

2.9.4.1. Östenitik paslanmaz çelikler

Östenitik paslanmaz çelikler Fe-Cr-Ni içeren demir esaslı alaşımlardır. AISI 300 serisi olarak sınıflandırılırlar. Östenitik Cr-Ni'li paslanmaz çelikler, bileşimlerinde % 12-25 Cr ve % 8-25 Ni içerirler. Ni kuvvetli östenit yapıcı element olduğundan, bu çeliklerde katılaşma esnasında ortaya çıkan östenit oda sıcaklığının altındaki sıcaklık derecelerinde bile dönüşmeden kalır. Soğuma esnasında γ - α dönüşümü olmadığından bu tür paslanmaz çelikler de su verme yoluyla sertleştirilemezler [27,29,40].

Bu tür çeliklerin Cr, Ni ve Mn miktarlarının toplamı % 24 veya daha fazla ve genellikle Cr içeriği % 16 veya daha fazladır. Cr oksitleme ve korozyon direnci sağlar iken, Ni ve Mn, östenit fazın yüksek soğuma hızlarına rağmen oda sıcaklığında dahi kararlı kalmasını sağlamaktadır. Çeliğin kompozisyonuna bağlı olarak yapısı, tamamen östenit veya östenit matris içinde ferrit şeklindedir [27,41].



Şekil 2.37. Paslanmaz çelik türlerinin arasında kimyasal ilişki [68].

Başlıca özellikleri; mükemmel korozyon direnci, iyi kaynak edilebilme kabiliyetleri, sünek olduklarından kolay şekillendirilebilme, hijyeniklik, temizlik ve bakım

kolaylığı, yüksek sıcaklıklarda iyi mekanik özellikler, düşük sıcaklıklardaki mükemmel mekanik özellikler, anti-manyetiklik ve dayanımları sadece soğuk şekillendirme (pekleşme) ile artırılabilir [31].

Bu çelikler oda sıcaklığında östenitik (YMK) bir yapıya sahip oldukları için ısıtma işlemle büyük bir seviyede sertleştirilemezler. Buna karşın bu alaşımlar soğuk deformasyonla dayanımları oldukça artırılabilir. Tablo 2.5.'de östenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri verilmiştir [27,36].

Tablo 2.5. Östenitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [27].

Çelik Türü (AISI)	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Akma Dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
301	758	276	60.0	-
304	580/565-586	290/241	60.0	-170
310	655	310	50	-
316 L	539	207	55	-

Östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon dirençleri martenzitik ve ferritik paslanmaz çeliklerden daha yüksektir. Mikroyapının östenit olmasından dolayı ferritik paslanmaz çeliklerde karşılaşılan çok önemli bir sorun olan süneklilikten gevrekliğe geçiş sıcaklığı altındaki gevrekleşme bu tür çeliklerde görülmez. Gerek sıfır altı (kriyojenik) (-270 °C' ye kadar) ve gerekse yüksek sıcaklıklardaki korozyon dirençleri, mekanik özelliklerin üstünlüğü bu çelik gurubunun birçok alanda rakipsiz bir yapı çeliği olarak kullanılmasına olanak sağlamıştır. Tablo 2.6.'da östenitik paslanmaz çeliklerin tipik uygulama alanları verilmiştir [27]. Paslanmaz çelik kullanımının yaklaşık % 80-90'ını östenitik paslanmaz çelikler oluşturur [27,39,42]. Şekil 2.38.'de östenitik paslanmaz çelik için örnek bir mikro yapı verilmiştir.



Şekil 2.38. Östenitik paslanmaz çelik mikro yapısı [69].

Tablo 2.6. Östenitik paslanmaz çeliklerin tipik uygulama alanları [27].

Çelik Türü (AISI)	Tipik Uygulamalar
301	Yüksek pekleşme hızı, yüksek dayanım, yüksek sünekliğin gerekli olduğu yerlerde kullanılır. Tren yolu arabaları, treyler gövdeleri, uçak parçaları, sıkma bilezikleri, otomobil tekerlek kapakları, süslemeler de kullanılırlar.
304	Kimyasal ve yiyecek işleme ekipmanları, mayalama ekipmanları, soğuk kaplar, oluklar, yağmur olukları, sac kaplama imalatında kullanılırlar.
310	Isı değiştiriciler, fırın parçaları, yanma çemberleri, kaynak dolgu metalleri, gaz türbin bıçakları, yakma makinesi ısı toplayıcıları imalatında kullanılırlar.
316	Yüksek korozyon direnci ve yüksek sürünme dayanımına sahiptir. Fotoğraf ekipmanları, kanyak fiçileri, gübreleme parçaları, keççap pişirme tencereleri, maya tüpleri imalatında kullanılırlar.
316L	Tip 316'nın daha fazla karbon modifikasyonu taneler arası karbür çökmesinin önlenmesi zorunlu olunan kaynaklı yapılarda kullanılır. Yoğun kaynak gerektiren yerlerde kullanılırlar.
321	Çok şiddetli korozyon şartlarına maruz kaynaklı bağlantı ve 427 °C' den 871 °C'de hizmet için kararlaştırılmış, uçak egzost manifoldları, kaynatma kazanlarında, ısıtım işlem ekipmanları, kabin ısıtıcıları, ateş duvarları imalatında kullanılırlar.
347	Yüksek sürünme dayanımıyla birlikte tip 321'e benzer özellik gösterirler. Uçak egzost bacaları, kimyasal maddeler için kaynaklı tanker arabaları, jet motor parçaları imalatında kullanılırlar.

2.9.4.2. Ferritik Paslanmaz Çelikler

Ferritik paslanmaz çelikler bileşimlerinde Fe-Cr-C içeren demir esaslı alaşımlardır. AISI 400 serisi gurubuna girerler. Mikroyapısında ferrit fazı ve karbürler bulunur. Bu çeliklerin bileşiminde % 16-30 Cr ve % 0,05-0,25 C bulunur.

Alaşım elementi olarak Al, Nb, Mo ve Ti bu çeliklere ilave edilir. Fazla miktarda Cr ve az miktarda C erdiklerinden, ysek sıcaklıklarda veya sıvı halden soğutulmaları esnasında hiç veya çok az östenit meydana gelir, dolayısı ile γ - α dönüşmesi yoktur. Bu nedenle ısııl işlemle asla sertleştirilemezler. Bu eliklerde Cr eriklerinin ysek olması, korozyon ve oksitleme dirençlerinin daha iyi olmasını sağlar. Bu elikler manyetikler ve ısııl işlemlerle mekanik özellikleri değiştirilemediğinden iyi bir dayanıma sahip olmaları için ince taneli bir yapıya sahip olmaları gerekir.

Ferritik paslanmaz çelikler 400-525 C bölgesinde uzun süre kaldıkları ya da bu bölgede yavaş soğutulduklarında bir gevrekleşme olayı görülür. Gevrekleşmenin 470-480 C bölgesinde azamiye çıktığı ve malzemenin çentik darbe direnci özelliğinin düştüğü bilinmektedir. Kaynatılabilirliğini, sünekliliğini ve korozyon direncini artırmak için yapıdaki alaşım elementi olarak bulunan C ve N seviyeleri oldukça az tutulmalıdır [27,31,36,39]. şekil 2.39.'da örnek bir mikro yapı verilmiştir.

Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik zellikleri Tablo 2.7.'de verilmiştir. Ferritik paslanmaz çelikler bir miktar azot ve karbon erdiklerinden dolayı daha çok uzama gösterirler. Tavlanmış şartlardaki bu alaşımların karbon ve azot erikleri azaldığında darbe eğrileri artmakta, özellikle eksi sıcaklıklarda (kriyojenik) sünek-gevrek geçiş sıcaklığını düşürmek için düşük karbon düzeyi gerekmektedir [33,36].

Tablo 2.7. Ferritik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [33,34].

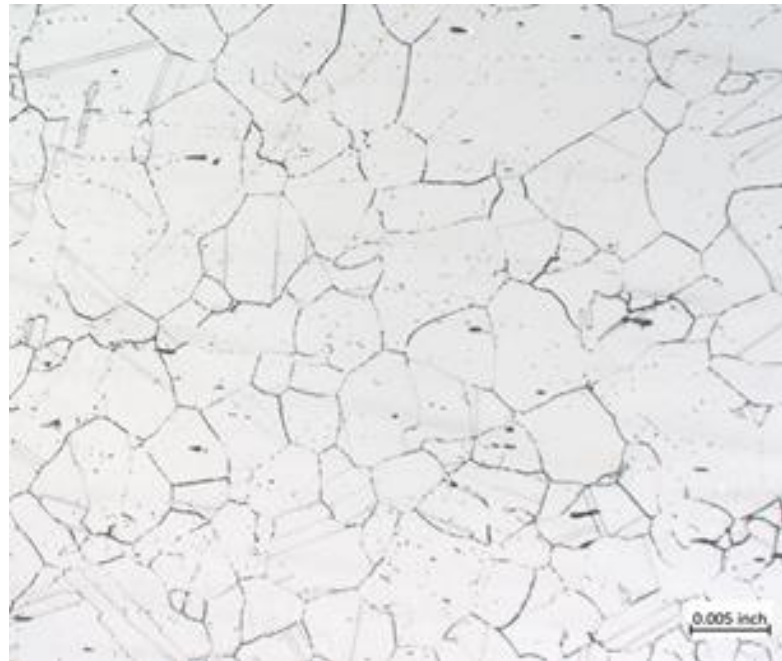
elik Türü (AISI)	ekme Dayanımı (N/mm ²)	Akma Dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
405	480	275	30	60
409	450	240	25	-
430	515	310	30	60
434	530	365	23	-
436	530	365	23	-
442	550	310	25	50
446	550	345	23	50

Ferritik paslanmaz çelikler endüstride oldukça yaygın kullanım alanına sahiptirler. Manyetikler, soğuk ve sıcak haddelenebilirler. Ancak tokluk, süneklilik ve korozyon

dirençleri normalize hallerde maximum değeri gösterir. Talaşlı işlenebilme kabiliyetleri ve korozyon dirençleri martenzitik paslanmaz çeliklerden daha üstündür. Tablo 2.8.'de ferritik paslanmaz çeliklerin tipik uygulama alanları verilmiştir [27].

Tablo 2.8. Ferritik paslanmaz çeliklerin tipik uygulama alanları [27,36].

Çelik Türü (AISI)	Tipik Uygulamalar
405	Havada sertleşen 410 veya 403 gibi tiplerin istenmediği montajlar için sertleştirilemeyen sınıftır. Tavlama ve sertleştirme kutuları, oksidasyona dirençli bölmeler imalatında kullanılırlar.
409	Otomobil egzost sistemleri; dönüştürücü ve kondansatör kılıfları, kuru gübre yayıcıları, tarımsal püskürtme için tankların imalatında kullanılırlar.
430	Genel olarak sertleşmeyen tiptir. Dekoratif süsleme, nitrik asit tankları, tavlama kutuları, yanma çemberleri, bulaşık makineleri, ısıtıcılar, egzost kolektörleri, motor kapakları, ısı toplayıcılar, mutfak ekipmanları imalatında kullanılırlar.
434	Kış yol şartlarının ve toz yayma bileşiklerinin varlığında atmosferik korozyona direnç için tasarlanmış 430 tipinin modifikasyonu ile elde edilirler, otomobil süsleme ve bağlayıcıların imalatında kullanılırlar.
436	430 ve 434 tiplerine benzerler. Alçak çatı omurgalarının gerekli olduğu yerlerde kullanılır. Otomobil süslemeleri gibi genel korozyon ve ısı direnç uygulamaları için tercih edilirler.
442	Yüksek kromlu çelik, prensip olarak oksidasyona uğramadan yüksek sıcaklık direncine zorlu parçalar, fırın parçaları; memeler, yanma çemberleri imalatında kullanılırlar.
446	Yüksek sıcaklıklarda oksitleme ve korozyona dirençli hizmetlerde, sıkça kükürt taşıyan atmosferlerde kullanılır. Tavlama kutuları, yanma çemberleri, cam kalıpları, ısıtıcılar, ısı toplayıcılar, karıştırma çubukları, valflerin imalatında kullanılır.



Şekil 2.39. Ferritik paslanmaz çelik mikro yapısı [70].

2.9.4.3. Dupleks Paslanmaz Çelikler

Dupleks paslanmaz çelikler, östenitik ve ferritik fazların korozyon dayanımı ve mekanik özelliklerini aynı malzemede birleştirmek için geliştirilmiştir. Dupleks paslanmaz çeliklerde ki östenit fazı yapının tokluğunu ve korozyon dayanımını arttırırken, ferrit fazı ise mekanik dayanım bir diğer bakış ile mukavemetini ve gerilmeli korozyonu oluşabilecek çatlak ilerlemesine direncini sağlamaktadır. Çift fazlı dupleks paslanmaz çelikler uygulamada yaygın olarak kullanılan östenitik paslanmaz çeliklere alternatif olarak sunulmuştur. Klorlu gerilmeli korozyon çatlamaına direncinin yanında, bazı ortamlarda 300 serisi paslanmaz çeliklerden daha iyi çukurcuk ve aralık korozyon direncine göstermektedirler.

Dupleks paslanmaz çelikler yüksek oranda krom (% 18-28) ve orta miktarda nikel (% 4,5-8) içermektedir. Nikel miktarı en çok % 8 dir. Bu oran tüm yapının östenitik olması için yetmemektedir. Çeliğin 1000-1050 °C sıcaklıkta tavlınması ve hızlı soğutulması östenitik-ferritik mikroyapı elde edilir [33].

Dupleks paslanmaz çelikler için ilgili Türk Standardı da bulunmamaktadır. Batı ülkelerinde bu tür çelikler ile ilgili standartlar hazırlanmasına yanında genelde üretici firmaların ticari markaları ile adlandırılmaktadır [25].

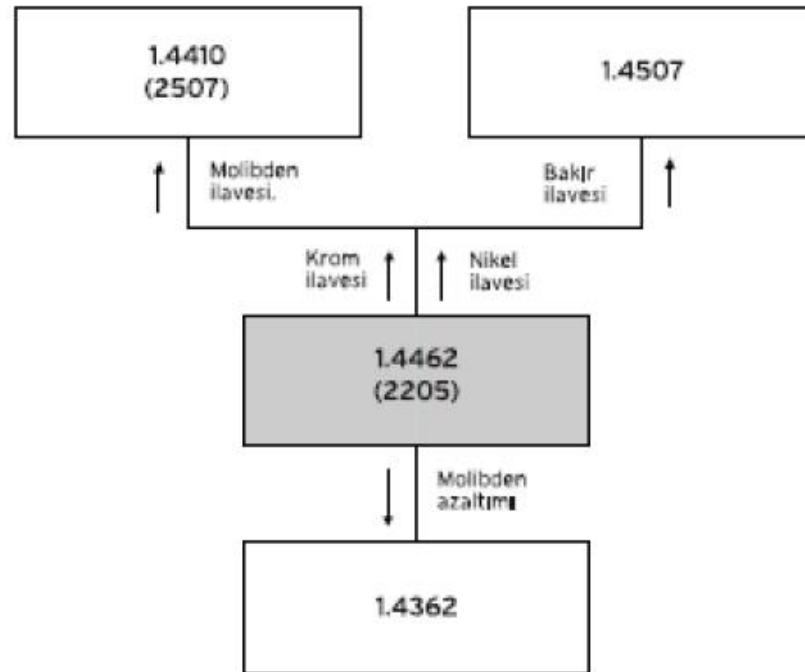
Tablo 2.9. En yaygın kullanılan dupleks çeliklerin kimyasal detayları [71].

Grade SAF (UNS)	Chemical Composition (wt. %)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	N
2304	Min.	-	-	-	-	-	21.50	0.05	3.00	0.05	0.05
	Max.	0.03	2.50	1.00	0.04	0.03	24.50	0.60	5.50	0.60	0.20
2205 (S31803)	Min.	-	-	-	-	-	21.00	2.50	4.50	-	0.08
	Max.	0.03	2.00	1.00	0.03	0.02	23.00	3.50	6.50	-	0.20
2205 (S32205)	Min.	-	-	-	-	-	22.00	3.00	4.50	-	0.14
	Max.	0.03	2.00	1.00	0.03	0.02	23.00	3.50	6.50	-	0.2
2507 (S32550)	Min.	-	-	-	-	-	24.00	2.90	4.5	1.50	0.10
	Max.	0.04	1.50	1.00	0.04	0.03	27.00	3.90	6.50	2.50	0.25

Tablo 2.10. En yaygın kullanılan dubleks çeliklerin mekanik özellikleri [71].

Grade SAF (UNS)	Tensile Strength (MPa) min	Yield Strength 0.2% (MPa) min	Elongation (% in 50mm) min	Hardness	
				Rockwell C (HR C)	Brinell (HB)
2304	600	400	25	32 max	290 max
2205 (S31803)	620	450	25	31 max	293 max
2205 (S32205)	655	450	25	31 max	293 max
2507	795	550	15	32 max	310 max
S32550	750	550	25	-	290 max

Dubleks paslanmaz çeliklerin çekme dayanımı östenitik paslanmaz çeliklerle aynı olup, akma dayanımı daha yüksek ve % uzama değeri ise daha düşüktür. Dubleks paslanmaz çeliklerin akma dayanımı yüksek olduğundan daha ince kesitlerde kullanılabilmekte ve böylece tasarımda ağırlık azaltılabilmektedir. En yaygın kullanılan dubleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri Tablo 2.9. ve 2.10.'da verilmiştir [33]. Şekil 2.40.'da farklı kalitelere göre kimyasal bileşime bağlı farklar şema ile açıklanmıştır. Dubleks örnek bir mikro yapı Şekil 2.41.'de verilmiştir.



Şekil 2.40. Dubleks paslanmaz çeliklerde ki kimyasal farklar ve malzeme kaliteleri [71].



Şekil 2.41. Dubleks paslanmaz çelikmikro yapısı [69].

2.9.4.4. Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler esas olarak Fe-Cr-C içeren demir esaslı alaşımlardır. AISI 400 serisi gurubuna girerler. Bileşiminde C miktarı % 0,1-1,2 arasındadır. Yüksek miktarda C içerenler de Cr miktarı % 18'e kadar çıkabilir. Martenzitik paslanmaz çelikler, bileşimlerinde % 11,5 ile % 18 arasında Cr bulunan ve her türlü soğuma şartlarında östenitin martenzite dönüştüğü paslanmaz çelik grubudur [28,42]. Martenzitik paslanmaz çeliklerin kritik soğuma hızlarının çok yavaş olması, örneğin sakin havada soğuma şartlarında bile martenzitik oluşumuna neden olur. Bu tür çelikleri 1000 °C'den hızlı soğutulduğun da içeriğindeki martenzitik oranı maximum olur. Bu ısıtma ve soğutma işlemleri martenzitik paslanmaz çeliğin kaynak davranışını belirler.

Martenzitik paslanmaz çeliklerin eş değer karbon içeriğine sahip karbonlu ve az alaşımlı çeliklere göre çekme mukavemeti çok daha yüksektir. Tablo 2.11.'de martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri verilmiştir [27]. Tablo 2.12.'de Martenzitik kromlu paslanmaz çeliklerin uygulama alanları [27,36].

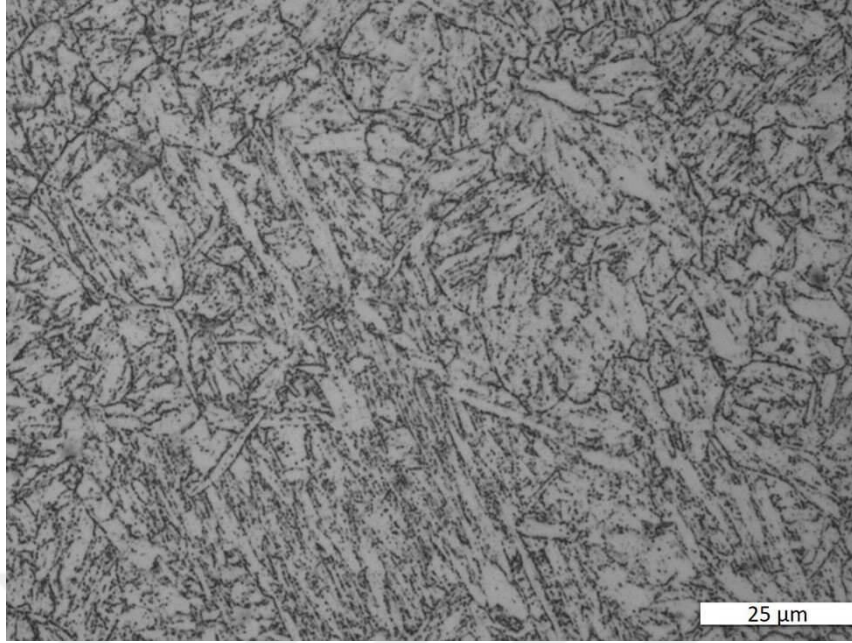
Tablo 2.11. Martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [27].

Çelik Türü (AISI)	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Akma Dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
410	483	241	30	70
414	793	621	20	60
416-416S	517	276	30	60
420	655	345	25	55
431	862	655	20	55
440 A	724	414	20	45
440 B	738	427	18	35
440 C	756	468	14	25

Martenzitik paslanmaz çelikler yüksek alaşımlı çelikler gibi sertleştirilip temperleme işlemine tabi tutulurlar. Martenzitik paslanmaz çelikler manyetik davranış göstermekle birlikte yüksek mekanik özelliktedirler. Bu çelikler su verilmiş ve temperlenmiş (ıslah edilmiş) olarak temin edilmektedir. Üretim şartlarında, cazip çekme mukavemeti özellikleri diğer özelliklerini göz önüne almadan dahi kullanılmasına sebep olmaktadır. Bu tür çeliklerin sertleşmiş durumda toklukları düşüktür olduğundan uygun tokluk için bir temperleme ısı işlemine gerek duyulur. Temperleme sıcaklığı, değişik mukavemet seviyeleri sağlamak için ayarlanabilir [27]. Şekil 2.42.'de örnek bir mikro yapı verilmiştir.

Tablo 2.12. Martenzitik paslanmaz çeliklerin uygulama alanları verilmiştir.

Çelik Türü (AISI)	Tipik Uygulamalar
403	Buhar türbin bıçakları, jet motor halkaları, yüksek gerilimli parçaların imalatında kullanılırlar.
410	Makine parçaları, pompa şaftları, jet motor parçaları, maden makineleri, yivli valfler, vida, valf parçalarının imalatında kullanılırlar.
414	410 tipinin yüksek karbon modifikasyonu, çatal, kaşık, cerrahi aletler, valfler, aşınma dirençli parçalar, cam kalıpları, el takımları sebze doğrayıcıların imalatında kullanılırlar.
420	Yüksek sertleşebilirlikli çelikler, yaylar, temperlenmiş çiziciler, makine parçaları, makaslar, iğneler, sızdırmaz valflerin imalatında kullanılırlar.
422	650 °C kadar hizmet sıcaklıklarında yüksek dayanım ve tokluk özelliğine sahiptir. Buhar türbin bıçaklarının imalatında kullanılırlar.
431	Yüksek mekanik özelliklerin gerekli olduğu yerlerde kullanılan, sertleşebilen özel amaçlı çeliklerdir. Uçak ekipmanları, dövücü kollar, kağıt makineleri, cıvataların imalatında kullanılırlar.
440A	İyi korozyon direnci ile birlikte tip 420' den daha yüksek sertleşebilirliğe sahiptir. Çatal, kaşık, cerrahi takımların imalatında kullanılırlar.
440B	Çatal, kaşıklar, valf parçaları imalatında kullanılırlar.
440C	Sertleşebilir paslanmaz çeliklerin en yüksek sertliği oluşturur. Bilyeler, yataklar, yarış bisikletleri, jikleler, petrol kuyuları için yataklar, valf parçalarının imalatında kullanılırlar.



Şekil 2.42. Martenzitik paslanmaz çelikmikro yapısı [69].

2.9.4.5. Çökelme Sertleşmesi uygulanabilen Çelikler

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler Fe-Cr-Ni içeren, bakır, molibden, niyobyum, titanyum ve alüminyum gibi alaşım elementleri içeren, sahip olduğu alaşım durumuna göre bu elementlerin bir veya birkaçının etkisi ile çökelme sertleşmesi gösterebilen demir esaslı paslanmaz çeliklerdir [25,43].

Çökelme sertleşmesi, teknik olarak alaşımı çözeltiye alma tavından sonra uygulanan hızlı soğutmayı takip eden bir yaşlandırma işlemidir. Yukarıda belirtilen ve çeliğin içinde bulunan alaşım elementleri, çözeltiye alma tavi sırasında çözünürler ve yaşlandırma işlemi sırasında da çok küçük zerrecikler halinde çökerek matrisin sertlik ve mukavemetini arttıırırlar. Bu işlem sonucu çelik, martenzitik paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerine ve AISI 304 türü östenitik paslanmaz çeliğin korozyon direncine sahip olabilmektedir. Bu tür çeliklerin üretimde sahip oldukları en önemli üstünlük, normalize durumlarında kolaylıkla işlenip biçimlendirildikten sonra 480-600 °C’de bir ısıl işlem uygulanarak mekanik özelliklerinin geliştirilmesidir.

Mukavemetleri yaklaşık 1700 MPa’a kadar çıkabilmekte ve böylece, martenzitik paslanmaz çeliklerin mukavemetlerinin üzerindeki değerlere ulaşılabilir.

Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler, çözeltiye alma tavlamasından sonraki işlemler sonucu çeliğin yapısal değişimine ve özelliklerine bağlı olarak, Martenzitik, Yarı-Östenitik ve Östenitik olmak üzere üç türde gruplanmaktadır [25,43].

Tablo 2.13.'de çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri verilmiştir.

Tablo 2.13. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [33,34].

Çelik Türü (AISI)	Isıl İşlem Şartı	Çekme Dayanımı (N/mm ²)	Akma Dayanımı (N/mm ²)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
15-5 PH	H900	1310	1172	10	35
15-5 PH	H1150	931	724	16	50
17-4 PH	Çözelti Tavlaması	1034	758	10	45
17-4 PH	H900	1379	1227	12	48
17-7 PH	Çözelti Tavlaması	896	276	35	
Custom 450	Tavlı	862	655	10	40
Custom 450	H900	1241	1172	10	40
Stainless W	Çözelti Tavlaması	827	517	7	
Stainless W	H950	1344	1241	7	25

Bu çelikler havacılık ve uzay sanayiinde, savunma endüstrilerinde uygulama alanı bulmuştur. Yüksek hızlı uçakların dış yüzeylerinde, füze gövdelerinde, deniz taşıtlarında, yakıt tanklarında, uçakların iniş takımlarında, pompalarda, millerde, somun ve cıvata gibi bağlantı elemanları olarak, kesici aletler ve kavramalarda yaygın bir kullanım alanına sahiptir [25,43].

2.10. Korozyonun Tanımı

Yeraltı zenginliklerinin önemli bölümünü oluşturan metaller elde edilişleri sırasında pek çok işlemde geçirilirler. Metaller ise çevreleriyle etkileşim içerisine girerek eski hallerine dönme eğilimi gösterirler. Bu bozunma sürecine korozyon denir. Korozyon sonucu metalin mekanik direncini yitirmesi özellikle işletmelerde büyük sorunlara yol açmakta ve ekonomik bakımdan büyük zararlara sebep olmaktadır [71].

Diğer bir yaklaşıma da göre latince'de, çevresi tarafından aşındırma anlamına gelen "corrosus" dan türetilmiş olan korozyon kelimesi DIN 50900'ye göre şu şekilde

tanımlanmaktadır: “Hammaddenin ölçülebilir bir değişme göstermesine neden olan ve metal bir yapı parçasının veya bir bütün sistemin fonksiyonuna zarar veren, metal malzemenin çevresiyle reaksiyonudur [71].

Genel olarak maddelerin, özellikle metal ve alaşımların çevre şartları altında kimyasal ve elektrokimyasal değişime uğraması ya da fiziksel olarak çözünerek kütle kaybına uğramasına veya aşınmasına korozyon denir [71].

Metalik korozyon biliminin temel ilkelerinin anlaşılması korozyonu denetleme için zorunludur. Söz konusu bilgiler arttıkça deneye dayalı yaklaşımdan çok bilimsel ilkelerin uygulanması, korozyon inhibitörlerinin seçimi, korozyona dayanıklılık gösteren alaşımların formüle edilmesi, katodik koruma ve anodik koruma gibi amaçlar için kullanılabilir [71].

Metaller sulu ortamlarda (sulu korozyon, nemli korozyon) ya da susuz ortamlarda (kuru korozyon veya yüksek sıcaklık korozyonu) korozyona uğrayabilir. Korozyon tepkimeleri metalin ve ortamın yapısına, sıcaklığa, zamana ve oluşan türlerine bağlı olarak değişebilir. Korozyon metaller için kaçınılmazdır. Ancak korozyonun önlenmesi için çeşitli yöntemler kullanılmaktadır. Bu yöntemleri, malzeme yapısını seçmek, ortamın değiştirilmesi, boya ve kaplamalar, metalin şekil tasarımı, anodik ve katodik koruma ile inhibitör kullanımı olarak sıralayabiliriz. Son zamanlarda inhibitör kullanımı bu yöntemler içerisinde en çok tercih edilenidir.

Korozyondan korunma için çok çeşitli tip ve bileşimde inhibitörler kullanılmaktadır. İnhibitörler hem anot, hemde katot tepkimelerini ayrı, ayrı ya da birlikte hızlarını azaltarak korozyon hızını yavaşlatırlar.

Korozyondan korunma konusu yıllardan beri dile getirilen ancak bir türlü gereken önemin verilmediği bir konudur. Avrupa Birliği süreci ile gerek standartların gereklilikleri, gerekse yabancı yatırımcıların isterleri günümüzde daha önemsenmektedir. Korozyon konusunda ülkemizde yetişmiş eğitilmiş ve bilinçli insan alt yapısıda güçlenmeye başlamıştır.

Korozyona bağılı ekonomik zarar gelişmiş ülkelerde %1'i iken, az gelişmiş ve gelişmekte olan ülkelerde bu oran %5'lere ulaşmaktadır. %5 ülkemiz için çok büyük mali yük demektir. Endüstride kullanılan metallerin çoğu servis şartlarında kararlılıklarını kaybetmektedirler. Bu sorunun kök nedeni altın ve platin dışındaki tüm metallerin doğada orjin olarak oksitler halinde bulunması ve oksit formundan saflaştırılması daha sonra metalin özüne dönme çabasıdır. Kullanılan ticari metallerin bu süreci teknoloji, yatırım maliyeti, insan emeği, enerji gibi kaynakların kullanım ile başarılabilmektedir. Termodinamik olarak işlenen oksit formundaki metaller daha yüksek bir enerji seviyesine getirilir, buda entropilerini düşürür. Metalin özüne dönme isteği korozyon için en büyük itkiyi sağlamaktadır.

Korozyon yavaş bir oluşumdur, bu yavaşlık zararın ortaya çıkmasını uzun bir sürece yaymaktadır. Yavaş ilerleyen bu süreç tasarım aşamasında korozyonun göz ardı edilmesine sebep olmaktadır. Korozyon ülkelerin endüstriyel yatırımlarında ve ürün maliyetlerinde etkin bir orana sahiptir, yapılan çalışmalara göre korozyonun ülkelere maliyeti gayri safi yıllık milli gelirin ortalama olarak %3,50-5,00 ine tekabül etmektedir. Bu oranın ülkemizde %4.5'den daha az olmadığına ilişkin tahminler vardır. Korozyon aynı zamanda çevre kirliliği ve iş ve hayat güvenliği risklerini arttırmaktadır.

2.10.1. Ülke ekonomisi için önemi

Korozyon metalik malzemelerin uğradığı bir hasar, bir zarardır, Ülke ekonomisine büyük zarar vermektedir. Korozyonun neden olduğu zararları kısaca şu şekilde özetleyebiliriz.

Bakırın korozyon ürünlerinin insan sağlığı için çok zararlı olması nedeniyle bakır kaplar yüzyıllarca kalayla kaplanarak kullanılmışlardır. Uçaklarda bazı önemli parçalarda korozyon kaynaklı hasarlar oluşmaktadır, bu sorun çoğunlukla korozyon kaynaklı yorulma yada gerilmeli korozyon çatlağı ile meydana gelmektedir. Bu sorun uçağın düşmesine ve can kaybına neden olabilir.

Korozyon dünya üzerinde sahip olduğumuz metal hammaddelerin en büyük israfıdır, üretilen metalik malzemelerin üçte biri kullanılamaz hale gelmektedir. Toplam üretilen metalin onda biri de bir daha geri dönüşmeyecek şekilde kaybedilmektedir.

Ayrıca malzeme kaybına ek olarak, sermaye-emek-enerji ve bilgi kaybolur. Metalik malzemelerin doğaya geri dönen kısmı ortamı kirletir. Kirli ortam ise korozyonu hızlandırır. Örneğin, metalik safsızlıklarla iletkenlik ve dolayısı ile korozyon artar. Bakır iyonu içeren sular dökme demir veya alüminyum yüzeyle temas edince bakır metalik hale döner ve metali (dökme demir veya alüminyum) çözer; ayrıca açığa çıktığı bölgelerde korozyonu hızlandırır, delikler, oyuklar oluşumuna neden olur. Metal kaybı yeni metal üretimini ve dolayısı ile ilave çevre kirlenmesine neden olarak atmosferin ve suyun kirliliğini artırır. Kirli ortamda ise metaller daha hızla korozyona uğrarlar.

2.10.2. Korozyonun elektrokimyası

Metaller doğada mineral olarak bulundukları başlangıç hallerine dönüşme eğilimindedirler. Doğada mineraller, söz konusu metalin en düşük enerji taşıyan bileşiği yani en kararlı halinde bulunurlar. Bu mineraller özel metalurjik prosesler uygulanarak endüstriyel açıdan kullanılabilir hale getirilirler. Ancak metallerin büyük bir kısmı, element halinde termodinamik olarak kararlı değildir. Metallerin uygun bir ortamın bulunması halinde üzerinde taşımış oldukları kimyasal enerjiyi geri vererek yeniden minimum enerji taşıyan kararlı bileşikler haline dönüşmek istemesi sebebi ile korozyon, meydana gelen reaksiyon sonucu enerji açığa çıkararak kendiliğinden oluşmaya başlar. Bazı soy metaller hariç olmak üzere endüstriyel ve teknolojik açıdan öneme sahip bütün metaller ve alaşımları korozyona uğrayabilir.

Metallerin çevresinde maruz kaldıkları ortam ile etkileşerek meydana getirdikleri bileşiklere korozyon ürünleri adı verilir. Bu ürünler ortam koşullarına bağımlı olarak metal yüzeyinden hemen uzaklaşabilir (birçok sulu hareketli ortamda olduğu gibi) ya da yüzeyde kalabilirler. Korozyon ürünlerinin yüzeyden hemen uzaklaşması korozyonun devam etmesi anlamına gelir. Fakat ürünlerin yüzeyde kalması halinde,

korozyonun zaman bağılı olarak etkisini kaybetmesi veya tamamen durması söz konusudur. Metal yüzeyinde uzaklaşmaya, bağlanan ve sıkı film oluşturan ürünler korozyonun belirli bir aşamasından sonra korozyonu önleyici etki gösterirler. Bu tür oksitler “koruyucu metal oksitler” olarak bilinirler.

Korozyonun en çok görüldüğü malzeme türleri elektrokimyasal reaksiyonlara karşı afinitelerinin yüksek olmasından dolayı metallerdir. Metallerin korozyona uğrama miktarları oksijene olan ilgileriyle ilgilidir. Serbest halde kararlı olan (titanyum vb.) metallerin korozyon özellikleri daha yüksek iken, oksijen ilgisi daha fazla olan (demir vb.) metaller daha kolay oksitlenme eğilimindedirler. Metallerin korozyona uğramaları için birincil koşul oksijene olan ilgileriyle bunun yanı sıra birçok yan etkende mevcuttur. Örneğin alüminyum, oksijen ilgisinin iyi olması nedeni ile korozyon direnci oldukça yüksek bir malzeme halini alır. Bunun nedeni, alüminyum alaşımlarının dış yüzeyi çok hızlı oksitlenir ve yüzey tamamen oksitlendikten sonra oksitlenme durur, böylece daha alt bölgelerin oksitlenmesi engellenir. Yani yüzey oksitlenmeye karşı alüminyum oksitle kaplanmış olur. Demirin korozyonuna halk arasında paslanma adı verilir. Pas; $Fe(OH)_2$ kimyasal formülüne sahip bir korozyon ürünüdür. Metallerin korozyonları içerisinde önem derecesi en yüksek ve en tehlikeli olanı demirin mağruz kadığı korozyondur. Üretim basamaklarının kolay olması ve maliyet avantajları nedeni ile demir elementinin çelik alaşımları olarak kullanımı endüstriyel açıdan oldukça yaygınlaştırmıştır. Özellikle boru hatlarında ve basınçlı tanklarda çelik malzemelerin üzeri korozyona karşı korunma amaçlı kaplanmaktadır. Ancak bu kaplamanın herhangi bir noktasında oluşabilecek muhtemel tahribat neticesinde korozyon başlayabilir ve çok hızlı şekilde ilerleyebilir.

Korozyon reaksiyonunu oluşturunca kuvvet, reaksiyon sırasında açığa çıkan enerji, yani serbest entalpide meydana gelen azalışdır. Termodinamik olarak, herhangi bir reaksiyonun kendiliğinden oluşabilmesi için reaksiyonunun serbest entalpi değişiminin mutlaka negatif olması gerekir. Eğer serbest entalpi değişiminin göstergesi pozitif ise, metalin söz konusu ortamda korozyona uğramayacağı kesin olarak söylenebilir. Serbest entalpi değişiminin negatif olması durumunda ise, korozyon olayının gerçekleşebileceği açıktır. Ancak bazı durumlarda metalin termodinamik açıdan

korozyona uğraması beklendiği halde, reaksiyonun gerçekleşmediği veya önemsiz derecede yavaş oluşmakta olduğu görülebilir. Bu durum kabuk oluşumu ve pasifleşme gibi sebeplerle reaksiyon hızının azaltan etkenlerden kaynaklanır.

Korozyon metallerde elektrokimyasal bir reaksiyon olarak gerçekleşir ve bir korozyon olayının gerçekleşebilmesi için aşağıdaki koşulların sağlanması gerekir.

- Anot ve Katot bölgeleri olmalıdır.
- Anot ve Katot arasında potansiyel farkı olmalıdır.
- Anot ve Katodu birleştiren elektronik iletken (ya da metalik iletken) bir yol bulunmalıdır.
- Anot ve Katot elektriksel iletken olan yani, iyonlarına ayrılmış olan bir elektrolit içine daldırılmış olmalıdır.

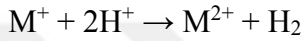
Koşullar göz önüne alınırsa en koroziv ortamın, çeşitli maddeler içeren sulu ortamlar olduğu görülür. Metalin bulunduğu ortamda su, yoğunlaşmış kalın ya da ince nem tabakası bulunuyorsa bu ortamdaki korozyona “sulu ortam korozyonu” denir. Saf su fazla koroziv değildir. Ancak ortam

- Oksijen
- Karbondioksit
- H_2S
- Amonyak
- Asitler, bazlar ve asit tuzları
- Oksitleyici maddeler içerdiği zaman koroziv etki artar.

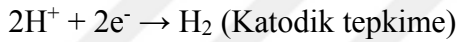
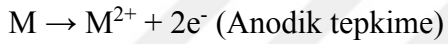
Elektron alma ve verme şeklinde meydana gelen reaksiyonlara “elektrokimyasal reaksiyonlar” denilir. Su içinde, atmosferde ve toprak altında meydana gelen bütün korozyon reaksiyonları elektrokimyasal reaksiyonlardır. Korozyonun meydana gelebilmesi için, korozyon hücresi çevriminin sürekli olarak aktif olması kesintiye uğramaması gerekir. Bu sayede anottaki kimyasal değişim sonucunda meydana gelen metal iyonlarının çözeltiye geçmesi sırasında açığa çıkan elektronlar, elektronik

iletken yoluyla katoda taşınırlar. Aslında korozyon hücreleri bir pilin çaişması ile çok benzerdir. Bir korozyon hücresi çalışması esnasında temel olay, hücrelerin metal/elektrolit ara yüzeylerinde elektron transfer olayıdır. Sistemde toplam elektron sayısı sabit kalır. Bu elektron aktarımını gerçekleştiren kuvvet yarım hücrenin elektromotor kuvveti (emk) farkıdır.

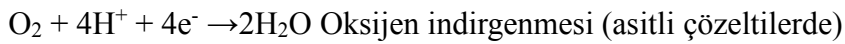
Korozyon tepkimeleri de elektrokimyasal yarı tepkimeler seklindedir. Metalin, ortam içindeki yükseltgeyiciler ile tepkimeye girerek yükseltgenmesi, yani korozyona uğraması elektrokimyasal reaksiyonlar sonucudur.



Metalin çözünerek M^{2+} iyonlarına dönüşmesini ve hidrojen çıkışını yarı pil tepkimeleri şeklinde yazacak olursak.



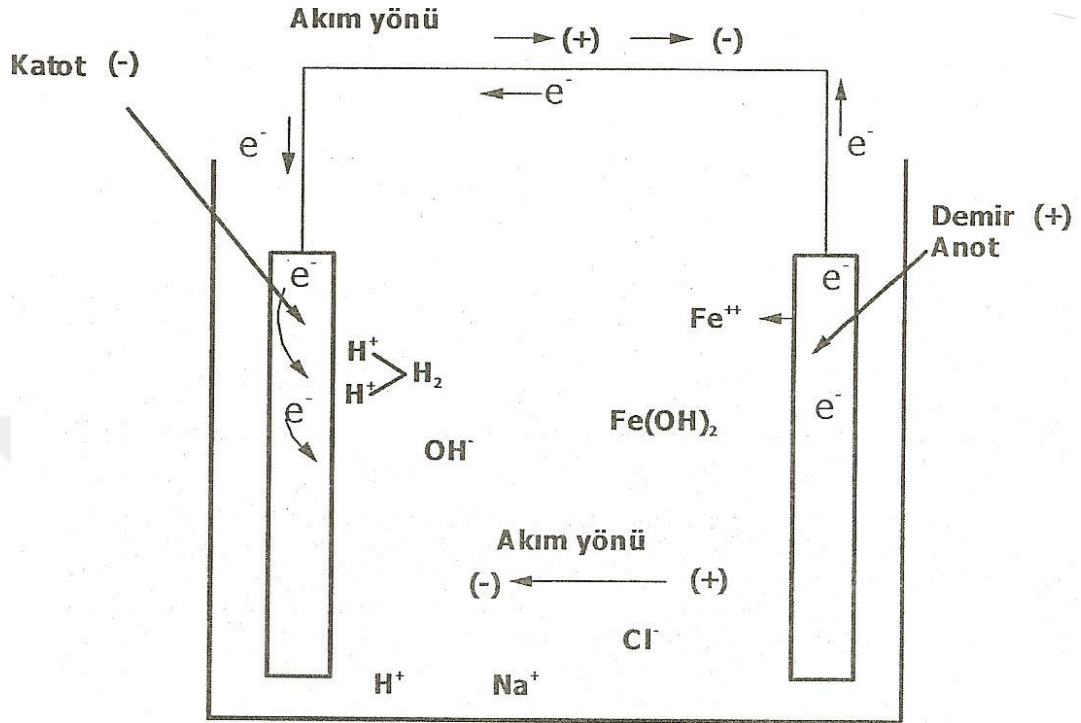
Korozyon hücresinin katodunda daima indirgenme olacağından korozyon gerçekleşmez. Metalik korozyonda yürüyen çeşitli katodik tepkimeler vardır.



Farklı iki metal ya da safsızlık içeren metallerde, daha soy olan metal katot, diğeri ise anot görevi görerek elektrokimyasal tepkimeleri gerçekleştirir. Sulu ortamda bulunan metal ise elektrolit/metal ara yüzeyinde oluşan etkileşimler sonucu korozyon tepkimeleri meydana getirebilir. Elektrolit içine daldırılmış iki farklı metal arasında doğan potansiyel fark sebebiyle elektronlar, anottan katoda doğru akarlar.

Sekil 2.43.'de görüldüğü gibi M^{2+} iyonları anotta oluşur ve çıkan e^- katoda doğru akar. Katotta ise, H^+ indirgenerek H_2 gazı oluşur. Bu sırada anottaki metalin çözünerek

korozyona uğradığı görülür. Katottaki metal ise çözünmez. Korozyon hücresindeki elektrokimyasal tepkimeler, korozyon hızının belirlenmesinde kullanılır.



Şekil 2.43. Metalik korozyonun sematik gösterimi [71]

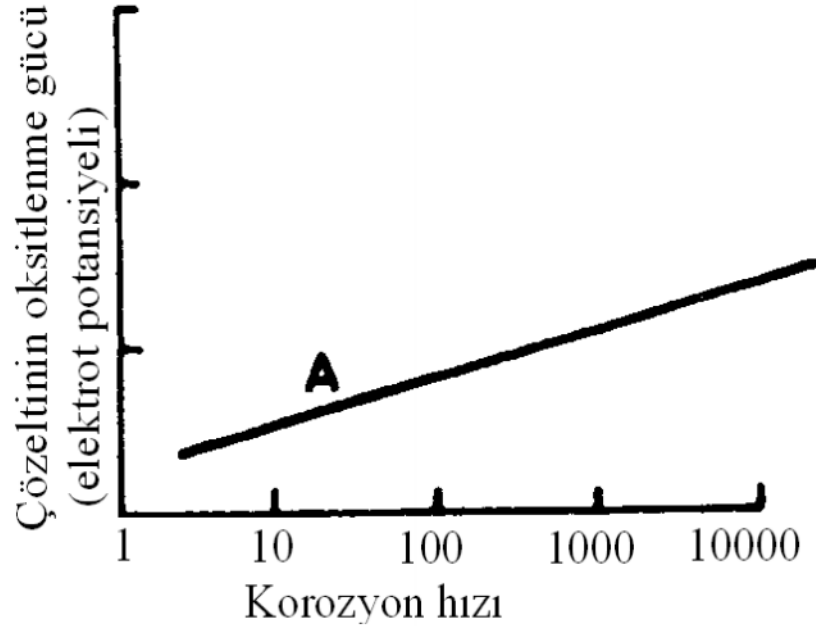
2.10.3. Pasiflik kavramı

Pasiflik, özel çevre koşullarında bazı metal ve alaşımların kimyasal etkinliklerini yitirmesi ve sanki platin, altın gibi, soy metalmiş gibi davranması olarak tanımlanır.

Genel olarak mühendislikte yapı malzemesi olarak kullanılan demir, nikel, silisyum, krom, titanyum ve bunların alaşımları gibi pek çok malzeme pasifleşme özelliği gösterdiğinden pasifleşme mühendislik açısından önemlidir. Pasifleşme gösteren metallere aktif-pasif metaller de denir [71].

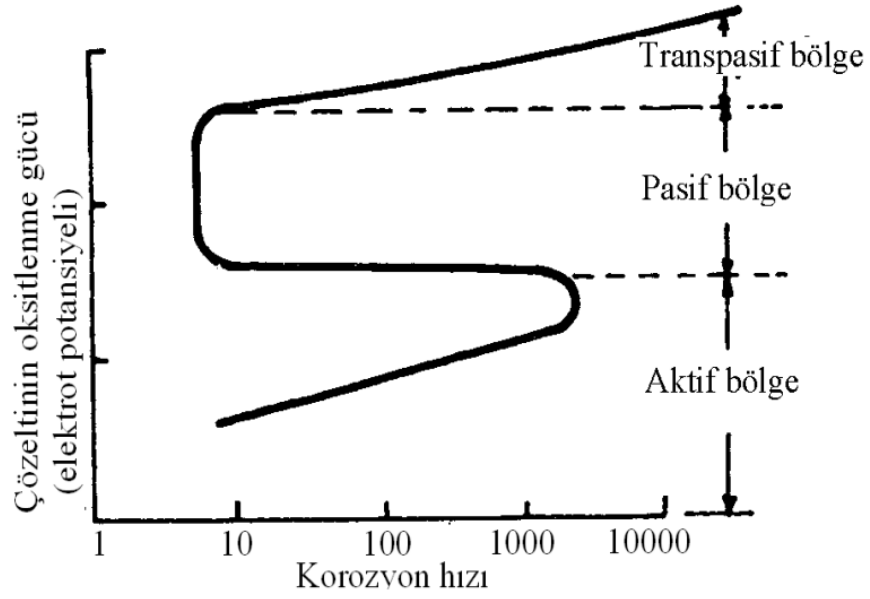
Pasifleşmeyi iyi anlayabilmek için önce pasifleşme göstermeyen bir metali inceleyelim. Böyle bir metalin korozyon hızının metalin içinde bulunduğu çözeltinin oksitleme gücü arttıkça üstel bir şekilde arttığı görülmüştür. Çözeltinin oksitleme

gücüne bağlı olarak korozyon hızındaki artışın yarı logaritmik gösterimi Şekil 2.44.'de verilmiştir [71].



Şekil 2.44. Pasifleşmeyen bir metalde korozyon hızının çözeltinin elektrot potansiyeline bağlı olarak yarı logaritmik değişimi [71].

Pasifleşebilen bir metalin elektrot potansiyeline bağlı olarak değişimi ise Şekil 2.45.'de verilmiştir. Pasifleşebilen bir alaşımda bu durum aktif bölge, pasif bölge ve transpasif bölge olmak üzere üç bölgeye ayrılarak incelenebilir. Aktif bölgede bu metalin durumu pasifleşmeyen metalin durumu ile aynıdır. Çözeltinin potansiyelindeki biraz artış ile korozyon hızı önemli ölçüde artar. Pasifleşebilen bir metalde korozyon hızı genellikle aktif bölgeden pasif bölgeye geçerken yaklaşık 103–106 kat kadar azalır. Pasifleşebilen bir metalde, elektrot potansiyeli daha da artış gösterip aktif bölgeden sonra pasif bölgeye geçilirse korozyon hızında birden azalma gözlenir. Korozyon hızında azalmanın başladığı nokta, pasif bölgenin başlangıç noktasıdır. Ardından, elektrot potansiyelinin daha da artmasıyla metalin korozyon hızı ya çok az değişir ya da hiç değişmez (pasiflik bölgesi). Pasiflik bölgesinde metal yüzeyinde koruyucu bir oksit tabakası oluşmaktadır. Son olarak elektrot potansiyelinin artmasıyla oksit tabakasının bozunması sonucu pasif bölgeden transpasif bölgeye geçilerek korozyon hızı tekrar artmaya başlar [71].



Şekil 2.45. Pasifleşebilen bir metalde korozyon hızının çözeltinin elektrot potansiyeline bağlı olarak yarı logaritmik değişimi [71].

2.10.4. Korozyonun önlenmesi

Korozyonu önlemek veya korozyondan korunmak için birçok yöntem geliştirilmiştir. Bu yöntemlerden bazıları şunlardır [71]

- Saf metal kullanımı
- Alasım elementi katma
- Isıl işlem
- Uygun tasarım
- Katodik koruma
- Korozyon önleyicisi (inhibitör) kullanımı
- Yüzey kaplama şeklinde sıralanabilir.

2.10.5. Korozyonun hızının belirlenmesi

Korozyon olayı, metal ve etkileştiği ortamın türüne göre şekillenir. Ancak, korozyonun türünü ve hızını etkileyen pek çok faktör vardır. Korozyon hızını kontrol altına almak veya hızı belirlemek, korozyon tepkimelerinin önlenmesi ve hatta durdurulması için çok faydalıdır. Korozyon hızını belirlemede kullanılan yöntemler; kütle azalması

yöntemi, galvanostatik yöntem, potansiyostatik yöntem olarak sıralayabiliriz [4]. Kütle azalması yönteminde, metal yüzeyinin her tarafında hızla çözünmenin olduğu koşullarda korozyon hızı kütle azalması olarak verilebilir Şekil 2.46. [71].

$$\text{korozyon hızı} = \frac{\text{kütle azalması}}{\text{metal yüzey alanı} \times \text{zaman}}$$

Şekil 2.46. Korozyon hız formülasyonu [71].

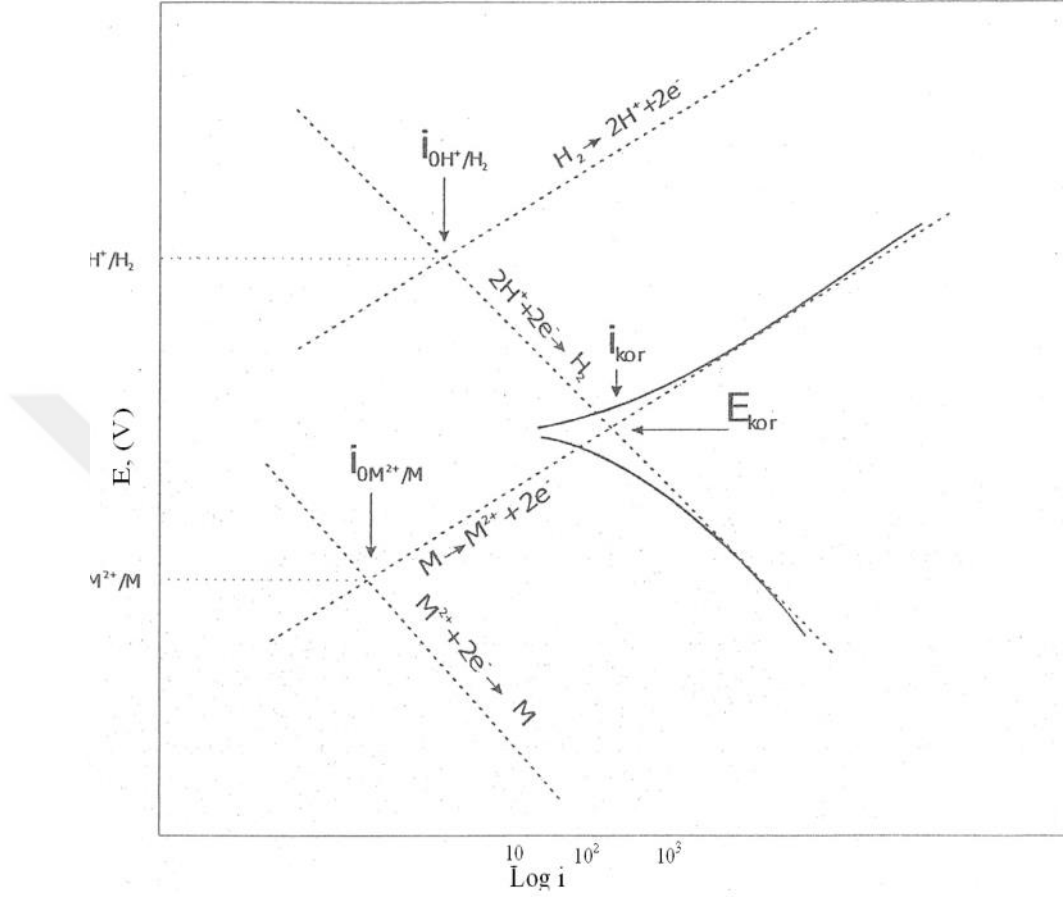
Kütle azalması yönteminde, korozif ortamda ki bir malzemenin kütlesindeki azalma, gram (gr) ya da miligram (mg) ve % kütle değişimi olarak belirlenerek malzemenin korozyona karşı direnci ölçülür. Bu yöntem çok uygulanan bir yöntem değildir. Çünkü kütle kaybı, malzemenin korozif ortamında kalmasına bağlıdır. Biçim ve geometride korozyon hızına etkir [71].

Galvanostatik yöntemde anodik ya da katodik polarizasyon eğrisi elde etmek üzere incelenen metal anot olarak bağlanıp, belirli bir akım direnci (R) değiştirilerek bu elektrotlara uygulanır ve onları karşılayan potansiyeller yüksek dirençli bir voltmetre ile ölçülür [71].

Potansiyostatik yöntemde ise, incelenecek metalin potansiyeli ayarlandıktan sonra akımın yönü ve miktarı ölçülerek polarizasyon eğrileri elde edilir. Bu yöntemde, Tafel-ekstrapolasyonu yöntemi, katodik polarizasyon eğrisinin korozyon potansiyeline ekstrapolasyonu yöntemi ve çizgisel polarizasyon yöntemi ya da polarizasyon direnci yöntemi olarak sınıflandırılır [71].

Korozyona uğrayan metal için elde edilen akım-potansiyel değerlerinden anodik ve katodik akım potansiyel eğrileri çizilir. Bu eğrileri çizebilmek için çalışılacak potansiyel aralığı korozyon hızının belirleneceği yöntemle göre seçilir. Şekil 2.47.'de görüldüğü gibi, korozyon potansiyelinden başlayarak, katodik ya da anodik yönde çizilen yarı-logaritmik akım-potansiyel eğrileri Tafel eğimleri olarak bilinir. Bu eğrilerin ekstrapolasyonu alındığında, kesişen noktadaki potansiyel, korozyon

potansiyeli ve buna karşılık gelen akım ise, korozyon akımıdır. Korozyon akımından korozyon hızına geçiş yapılır [71].



Şekil 2.47. Potansiyel-Akım yoğunluğu değişimi [71].

2.10.6. Paslanmaz çeliklerde meydana gelen korozyon türleri

Korozyonu türlerine göre sınıflandırmak mümkündür. Her birinin biçimi çoğu kez çıplak gözle görülebilir, ama bazen büyütme de gerekebilir. Korozyona uğramış örneklerin ya da artık işe yaramaz hale gelmiş parçaların dikkatlice incelenmesi çoğu kez korozyon sorunlarının çözümünde değerli bilgiler sağlar. Özellikle temizlemeden önce bu gibi incelemeler yapılmalıdır [71].

Paslanmaz çeliklerde karşılaşılan başlıca korozyon çeşitleri aşağıda belirtilmiştir:

- Genel korozyon

- Tanelerarası korozyon
- Galvanik korozyon
- Oyuklaşma (pitting) korozyonu
- Aralık korozyonu (crevice)
- Gerilmeli korozyon çatlaması (SCC)
- Eroziyon korozyon

Bu korozyon çeşitleri bazen aynı parçada birlikte de görülebilirler. Aşağıda bu korozyon türlerinin kendine özgü özellikleri, mekanizmaları, paslanmaz çelik türlerine göre kıyaslamaları ve korunma yolları tartışılacaktır [71].

2.10.6.1. Genel tipte korozyon

Korozyonun en genel türüdür. Bir paslanmaz çelik, yüzeyden pasif filmi soyabilen ve yeniden pasifleşmeye engel olabilen bir ortamda genel korozyona uğrar. Geniş bir yüzey ya da bütün yüzeyin her yanında kimyasal ya da elektrokimyasal tepkimenin aynı biçimde yürümesi ile metal yüzeyi her yanda aynı biçimde aşınır. Böylece metaller giderek incelir ve zaman içinde kullanılmaz duruma gelirler. Diğer korozyon çeşitlerine göre daha az tehlikeli olan bu tip korozyonda korozyon hızı, geçen zaman başına birim yüzey alandan olan kütle kaybı (normal olarak gr/m²h) ya da geçen zaman başına metal yüksekliğindeki kayıp (mm/yıl) olarak belirtilebilir. Genel korozyona “homojen dağılımlı korozyon” da denir [8,12,21].

Bu tip korozyonun meydana gelme nedeni yanlış çelik seçimi olabilir. Örneğin, düşük kromlu ferritik bir paslanmaz çelik seyreltik sülfürik asit içine daldırılırsa çeliğin yüzeyi her yanda aynı hızla çözünür. Paslanmaz çeliklerin genel korozyonu genellikle kuvvetli asitler ya da alkali ortamlarda meydana gelir. Paslanmaz çelikler nitrik asit gibi oksitleyici asitlere karşı iyi direnç gösterirler. Bu nedenle, oksitleyici olmayan (ana olarak HCl ve hidroflorik asit) belirli ortamlardaki kullanılmaları nispeten düşük derişimler ve sıcaklıklar ile sınırlandırılmıştır. Aynı zamanda, paslanmaz çeliklerin kuvvetli asit çözeltileri içindeki korozyon direnci, doğal indirgeyici ve oksitleyici ilavelerin ya da safsızlıkların varlığından olumsuz yönde etkilenir. Üç değerlikli demir

ve iki değerlikli bakırın tuzları gibi oksitleyici bileşikler nitrik asit ve çözünmüş oksijen içeren ortamlarda pasifleşirken, hidrojen sülfür ve sülfat dioksit gibi indirgeyici bileşenler içeren asit çözeltilerinde pasifleşemezler. Bununla birlikte, bazı durumlarda asit içinde oksitleyici bir etkinin varlığı daha yüksek genel korozyona sebep olabilir. Bu gibi durumlar oksitleyici etkinin varlığına rağmen, kararlı bir pasifizasyonun korunamadığı zamanlarda oluşur. Yüksek yoğunluklu nitrik asit ve kromik asit gibi aşırı derecede oksitleyici asitler içinde, transpasif şartların oluşmasından dolayı paslanmaz çelikte genel korozyon meydana gelir. Aynı zamanda ne oksitleyici ne de indirgeyici olan belirli maddeler asit çözeltilerinin korozyonunu etkiler. Bu gibi maddelerin çoğuna örnek olarak hem organik hem de inorganik asitlerin korozyonunu arttıran kloridler ve floridler verilebilir [8, 12, 21].

Östenitik paslanmaz alaşımların asit içeren ortamlar ve endüstriyel atmosferler için en dirençli tür olduğu söylenebilir. Şartlar daha şiddetli olduğunda ise (daha yüksek sıcaklıklar ve kuvvetli asitler gibi) daha fazla alaşım elementi gerekir [9].

Ferritik paslanmaz çeliklerde genel korozyona karşı direnç artan krom miktarı ile birlikte artar. Genel olarak, en iyi korozyon direnci, en yüksek krom içeriği ve aynı zamanda iyi bir çözelti tavlaması uygulamasıyla elde edilir [9].

Diğerlerine göre daha yüksek krom içeren çökeltme sertleşmeli alaşımların genel korozyon dirençleri iyidir. Fakat ısıtılma işlem ve yapı da genel korozyon direnci üzerinde önemli bir rol oynamaktadır. Çökeltme ya da yaşlanma reaksiyonları korozyon direncini azaltır. Bu yüzden, korozyon direnci esas alındığında tercihen yüksek oranda çökeltmeden kaçınılır. Korozyon direnci üzerine ısıtılma işlemin etkisi hakkında yayınlanmış çok az bilgi vardır. Bu nedenle, eğer verilerin hiçbiri uygun değilse potansiyel kullanıcıların tedarikçilere verileri belirtmesi tavsiye edilir [9].

Martenzitik paslanmaz çeliklerin korozyon dirençleri, daha önce de bahsedildiği üzere krom ve nikel içeriğinin sınırlanması sonucu zayıftır. Bazı yazarlar, martenzitik çeliklerin genel korozyon direncini iyileştirmek için ostenitlemeden hemen sonra su

verilmesini önerirler. Ancak alaşımlar çok kırılgan olduklarından pratik amaçların çoğu için gerilme giderme tavlama yapılmalıdır [9].

Genel korozyona karşı koruma sağlamak ya da korozyon hızını azaltmak için uygun çelik seçimi, boyama, uygun inhibitör kullanımı ve katodik koruma gibi yollara başvurulur [21].

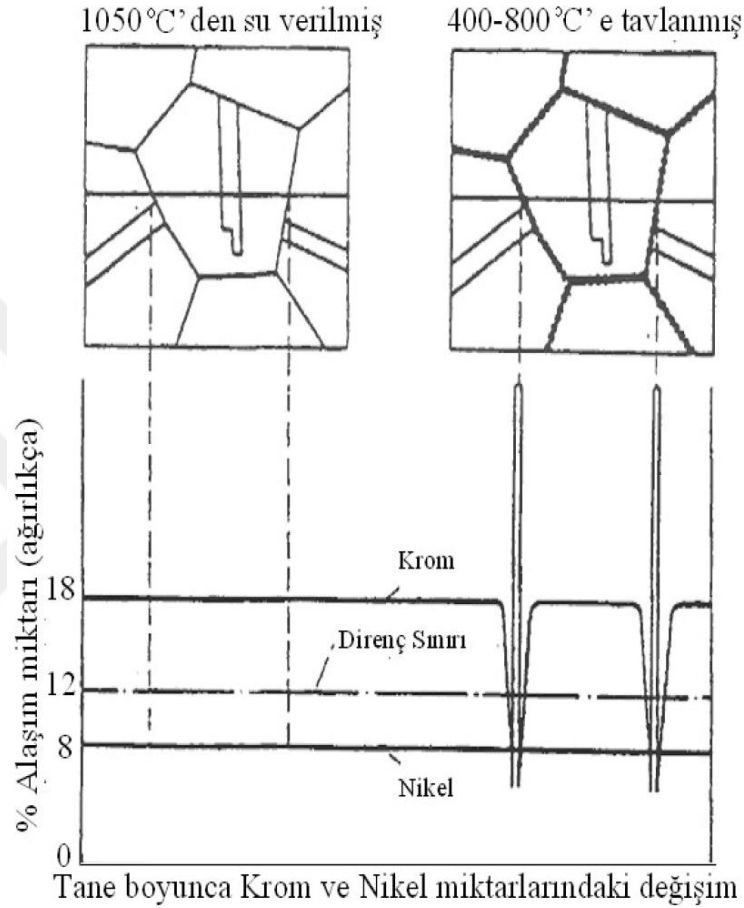
2.10.6.2. Taneler arası korozyon

Tanelerarası korozyon, paslanmaz çeliğin tane sınırlarına yakın bölgelerinde kromun krom karbürler oluşturarak azalması esasına dayanır. Tanelerarası korozyonun en belirgin özelliği, korozyon etkisi sonucu kütle azalmasının çok küçük olmasına karşın korozyon hızının tane sınırlarında ve tane sınırlarına yakın bölgelerinde çok yüksek olmasıdır. Tane sınırlarında meydana gelen bu korozyon alaşımın tüm kesiti boyunca ilerler. Yapının dış görünümü ve ölçülerinde herhangi bir değişim olmaksızın, alaşım tane sınırları boyunca korozyona uğradığı bölgede mekanik dayanımını önemli ölçüde yitirir. Örneğin, tane sınırları boyunca tanelerarası korozyona uğramış bir ostenitik paslanmaz çelik bir parçayı parmaklarla dahi ezmek mümkündür [8,21].

Östenitik çeliklerde en büyük sorun kromkarbür çökmesidir. Bu tip çeliklerin 450–850°C sıcaklık aralığında uzunca bir süre kalmaları kromkarbür çökmesine olanak sağlar. Bu çelikler, üretimleri sırasında krom-karbürün ostenit içinde çözündüğü 1095°C’ den itibaren hızla soğuturlar. Böylece, bu elementlerin yapı içinde çökme tehlikesi azaltılmış olur. Oda sıcaklığında karbonun difüzyon hızı da çok düşük olduğundan, kullanım esnasında çökme olmaz. Ancak, uzun süre ısı etkilere maruz kalan paslanmaz çeliklerde sıcaklığın 450°C üzerine çıkmasıyla karbonun difüzyon hızı, karbonu tane sınırlarından dışarı çıkartacak derecede artar. Tane sınırlarında biriken karbon, kroma karşı yüksek ilgisinden dolayı bu bölgede birleşerek kromkarbür($\text{FeCr}_{23}\text{C}_6$) oluşturur [10].

Oluşan kromkarbürün ağırlık olarak %90’ ını krom oluşturduğundan, tane sınırlarında çok az miktarda bulunan karbon bile ostenit tanelerinin çevresindeki krom miktarını

aşırı derecede azaltır. Krom miktarındaki bu azalma Şekil 2.48.'de gösterilmiştir. Bunun sonucu olarak malzeme korozyon ortamında bulunduğundan, kromca zayıflamış olan tane sınırlarında korozyon oluşur. Çeliğin karbon içeriği arttıkça bu olay şiddetlenir [6,10].



Şekil 2.48. Östenitik krom - nikelli paslanmaz çeliklerde tane sınırlarında kromkarbür çökelmesine bağlı olarak krom azalması [6].

Belirli bir karbon içeriği için, karbür çökelmesi olayının şiddeti sıcaklık ve zamana bağlıdır. Çökelme başlamadan önce sıcaklıkla değişen bir kuluçka periyodu vardır. Bu süre uygulama sıcaklığının ve çeliğin karbon içeriğinin artmasıyla kısalır. Her karbon içeriği için, kromkarbür çökelmesi olayının en kısa süre zarfında başladığı bir sıcaklık vardır ve buna kritik sıcaklık denir. Tablo 2.14.'de değişen karbon içeriğine bağlı olarak kuluçka süreleri ve kritik sıcaklık değerleri verilmiştir [10].

Tablo 2.14. Değişen karbon içeriğine bağlı olarak kuluçka süreleri ve kritik sıcaklık değerleri [10].

Karbon İçeriği(%)	Kuluçka Periyodu(dakika)	Kritik Sıcaklık(°C)
0.03	11	650
0.05	7	650
0.06	2.5	670
0.08	0.3	750

Isıl etkiler nedeniyle kaynak uygulamalarında bu sorunla karşılaşılabilir. Paslanmaz çeliklerde, tek paso ile yapılan ark kaynağında, ısının tesiri altındaki bölge 650–750°C arasındaki sıcaklığa bir dakikadan az bir süre maruz kalır. Buna karşın çok pasolu kaynak halinde bu süre üç dakikanın üzerine çıkar ve dolayısıyla karbür çökme tehlikesi kendini gösterir. Karbür çökmesinin oluşabilmesi için çeliğin karbon içeriğinin belirli bir miktarının üzerinde olması gerekir. Tablo 2.14.’den de görülebileceği gibi karbon içeriğinin azalması, kuluçka periyodunu uzatacağından bu tehlike ortadan kalkar [10].

%0.03’ den fazla karbon içeren ve kararlı olmayan ostenitik çeliklere yapılan uygunsuz ısıtım işlemleri veya kaynak gibi yüksek sıcaklık (450–850°C) gerektiren uygulamalar sonucu oluşan tanelerarası korozyonu önlemek için aşağıdaki önlemler alınabilir [10,21];

- En son üretim kademesinden sonra, çeliği karbürleri çözebilecek yeterli yüksek sıcaklıklara (1040–1150°C) ısıtıp, çökmeyi önleyecek uygun hızlarda soğutmak.
- Güçlü karbür yapıcı ve dengeleyici elementlerden olan niyobyum (ya da niyobyum ile birlikte tantalum) kullanılarak oluşturulan 347 tipi ve titanyum kullanılarak oluşturulan 321 tipi çelikleri kullanmak (yapıya katılan bu elementlerin(Nb, Ti, Ta) karbona karşı ilgisi kromunkinden daha fazladır. Bu nedenle bileşimde bütün karbonu bağlayacak miktarlarda bulunmaları gerekir).

- Karbon miktarının %0.03' ün altına düşürülmesi için karbon miktarı düşük alaşımlar seçmek (304L, 316L gibi L serisi alaşımlar tanelerarası korozyonun oluşmasını önler) [10,21].

Yukarıda da değinildiği gibi ostenitik paslanmaz çeliklerde tanelerarası korozyona dikkat edilmeli ve gerekli önlemler uygulama öncesi alınmalıdır. Ferritik paslanmaz çeliklerde ise yakın geçmişe kadar bu sorunun alabileceği dikkate alınmamıştı. Fakat aynı sorun ferritik alaşımlarda da görülebilir. Bu nedenle, koruyucu önlemlerin bu çelikler için de alınmasında yarar vardır [9].

Çökelme sertleşmeli paslanmaz alaşımlar normalde çökelme fazlarından biri olan krom karbürleri içerir. Bunun sonucu olarak, kaynar durumdaki nitrik asit gibi kuvvetli oksitleyici asitlerin bulunduğu ortamlar, çelik içindeki kromca azalan bölgeleri aşındırır. Çift fazlı(dubleks) paslanmaz alaşımlar ise diğer paslanmaz çelik türlerine göre nispeten daha iyi sonuçlar verir. Bu yüzden çeşitli Avrupalı paslanmaz çelik tedarikçileri tanelerarası korozyona direnç için daha düşük maliyetli olan çift fazlı(dubleks) paslanmaz çeliklerin kullanımını önerir [9].

2.10.6.3. Galvanik korozyon

Farklı potansiyel farkta iki malzemenin bir arada kullanılmasından ya da zemin yapısının farklılığından kaynaklanan korozyon cinsidir. Bu etki durgun koşullarda sıfır olabilir, fakat hareket olduğu zaman büyük ölçüde artabilir [8,10].

Farklı potansiyelde iki metal birbiriyle temas halinde iken aralarında bir galvanik pil oluştururlar ve aktif olan metal anot, soy metal ise katot görevi görerek aktif metalde korozyona sebep olur. Örneğin bakır ile çeliğin temas etmesi durumunda bakırdan dolayı çelik korozyona uğrayacaktır. Çok rastlanan galvanik çiftler ve bu çiftlerdeki korozyona uğrayan metaller Tablo 2.15. ile verilmiştir [23].

Tablo 2.15. Sık rastlanan galvanik çiftler ve bu çiftlerdeki korozyona uğrayan metaller [71].

GALVANİK ÇİFT	KOROZYONA UĞRAYAN METAL
ÇELİK – BAKIR YÜZEY	ÇELİK
ÇIPLAK ÇELİK- BİTÜM KAPLI ÇELİK	ÇIPLAK ÇELİK
ÇELİK- ALÜMİNYUM	ALÜMİNYUM
ÇELİK – KURŞUN	ÇELİK
ÇIPLAK ÇELİK - GALVANİZLİ ÇELİK	GALVANİZLİ ÇELİK
YENİ BORU – ESKİ BORU	YENİ BORU

2.10.6.4. Oyuklaşma (pitting) korozyon

Paslanmaz çeliklerin korozyon dirençleri yüzeyde oluşan pasif filme bağlıdır. Malzemenin korozyona uğraması sonucu pasif film yüzeyinde delikçikler, çukurcuklar, oyuklaşmalar oluşursa bu tip korozyona oyuklaşma (pitting) korozyonu denir. Bu korozyon aynı zamanda çukurcuk korozyonu olarak da anılır. Meydana gelen bu oyukların çapları küçük ya da büyük olabilirler, ama genellikle küçüktürler.

Bu oyuklaşmalar bazen birbirinden uzak, bazen de birbirlerine çok yakın bir şekilde meydana gelebilirler. Oyuklaşmalar birbirlerine çok yakın olurlarsa yüzeyde pürüzlü bir görüntü verirler. Genel olarak oyukların çapları, derinlikleri kadar ya da daha küçüktür [10,21].

Oyuklaşma(pitting) korozyonu gizlice oluşan ve en tehlikeli korozyon türlerinden biridir. Oyuklaşma korozyonuna uğramış bir parçanın tüm yüzeyinde meydana gelen kütle azalması az olsa da, parça bir ya da birçok noktadan delinmesi sonucu iş göremez hale gelebilir. Oyuklaşmaların küçüklükleri ve üzerlerinin korozyon ürünleri ile kaplı olmasından dolayı oyuklaşmaları bulmak genellikle çok güçtür. Ayrıca bu oyukların nicel olarak ölçümü ve oyuklaşma korozyonu yayılma derecesini karşılaştırmak da güçtür. Bunun nedeni, aynı koşullar altında oyukların sayısı ve derinliğinin değişebilmesidir. Bu tip korozyon bazen uzun zaman sonunda başladığı için oyuklaşma korozyonunun laboratuvar testleri ile tahmin edilmesi de kolay değildir [21].

Oyuklaşmalar genel olarak yer çekimi doğrultusunda büyür. Oyuklaşmaların çoğu yatay yüzeylerde oluşur ve aşağı doğru büyür. Dikey yüzeylerde bu oyuklara daha az rastlanır. Bu tür korozyonda oyukların oluşması için genellikle uzun bir süre geçer. Bu süre metale ve korozif ortama bağlı olarak aylardan yıllara değin uzanabilir. Fakat bir kez başlayınca artan hızla metal içine doğru ilerler, metal yüzeyini derinliğine oyma eğilimi gösterir [21].

Paslanmaz çelikler oyuklaşma korozyonuna karşı diğer metal ya da alaşım gruplarından daha fazla duyarlıdır. Bu nedenle paslanmaz çelikleri çukurcuk korozyonuna karşı daha dayanıklı duruma getirmek için pek çok araştırma yapılmış ve bu araştırmalar sonucunda paslanmaz çelik yapısında bulunan elementlerin oyuklaşma korozyonuna karşı direnç üzerine katkıları incelenmiştir. Bu araştırmalardan elde edilen sonuçlar Tablo 2.16.'da verilmiştir [21].

Oyuklaşma korozyonuna klorlu ortamlarda daha sık rastlanır. Klor iyonlarının (Cl^-) pasif film tabakasına işlenmesi sonucu pasif film yüzeyinde oyuklaşmalar meydana gelir. Paslanmaz çeliklerin $510-800^{\circ}C$ sıcaklık aralığında oyuklaşma korozyonuna karşı daha duyarlı olduğu söylenebilir. Korozyon oyukları genellikle tane sınırlarında veya çift fazlı (dubleks) paslanmaz çeliklerde gelişme eğilimi gösterir. Oyuklaşma korozyonu hızına ya da oluşmasına parçanın hareketli ya da durgun olması da önemli oranda etki eder. Korozif bir ortam içinde durgun halde bulunan paslanmaz çeliklerde çukurcuk korozyonu oluşma ihtimali ve korozyon hızı daha yüksektir. Durgun hal ortadan kaldırılırsa çoğu kez oyuklaşma korozyonu hızı azalır. Örneğin, paslanmaz çelikten yapılmış bir pompa deniz suyu içinde uzun bir süre çalıştırılmazsa oyuklaşma korozyonuna uğrarken, aralıksız çalışırsa oyuklaşma korozyonu gözlenmez [10,21].

Tablo 2.16. Paslanmaz çeliğe katılan alaşım elementlerinin oyuklaşma korozyonuna direnç üzerine etkileri [71].

Element	Oyuklaşma korozyonuna direnç üzerine etkisi
Krom	Arttırır
Nikel	Arttırır
Molibden	Arttırır
Silisyum	Azaltır, Molibden de olursa arttırır.
Titanyum Niyobyum	FeCl ₃ içinde direnç azalır, diğer ortamlarda etkisi yoktur.
Kükürt ve Selenyum	Azaltır
Karbon	Azaltır, özellikle duyarlı koşullarda (510–800 °C)
Azot	Arttırır

Oyuklaşma korozyonunu önlemek ya da korozyon hızını azaltmak için aşağıdaki önlemler alınabilir [10];

- Karıştırmak veya sık sık yıkamak suretiyle klorür iyonlarının bölgesel artışına fırsat verilmemelidir.
- Asit çözeltilerinde çalışmaktan mümkün olduğunca kaçınılmalıdır.
- Daha yüksek oranda kromlu ve molibdenli alaşımlar kullanılmalıdır.
- Çalışma sıcaklığı yüksek olmalıdır.
- Doğru tasarım yapılmalıdır.

Ostenitik paslanmaz alaşımlarda, %2' nin üzerinde molibden (Mo) ilavesi yuklaşmaya karşı direnci arttırır. Bu tür korozyona karşı direnç gösteren en popüler alaşım, molibden ilaveli AISI 316 alaşımıdır. Yüksek klorür içeriği (1000 ppm' in üzerinde) ya da hava dolaşımı eksikliği olan ortamlarda, AISI 316 nolu alaşımlar kullanılsa da oyuklaşmalar meydana gelebilir. Kuvvetli oyucu bir ortam için, daha yüksek Ni ve Mo içeriği gerekir. Uygulamada en dirençli alaşımlar krom ve molibden içeriği yüksek olan nikel esaslı alaşımlardır. Oyuklaşma (pitting) korozyonu incelenirken göz önünde

bulundurulan bir diğ er değişken de alaşımın mikro temizliğidir. Bunun dışında çeliği daha temiz yapan her unsur (daha az kalıntı,   keltirler, vb. gibi)  eliğin oyuklaşmaya karşı olan direncini iyileştirir. Daha temiz çelikler saf kütüğün ergitilmesi ve tekrar ergitme sonucunda oluşturulur [9].

Ferritik alaşımların pitting direnci krom ile oldukça gelişir fakat molibdenli alaşımlar çok daha etkilidir. Ferritik  eliklerde oyuklaşma direnci sağlamak için alaşım en azından %23–24 krom ve %2' nin üzerinde molibden içermelidir. Kaynak ya da ısıl işlem sonucunda oluşmuş karmaşık karbür çökelmeleri oyuklaşma direncini azaltır. Bundan kaçınmak için, son zamanlarda karbon ve azot seviyeleri kontrol edilmiş (<0.015 % C+N) bazı yeni alaşımlar kullanılmaya başlanmıştır [9].

Yaşlandırılmış şartlardaki çökelme sertleşmeli alaşımların çoğunun oyuklaşmaya karşı direnci zayıftır. Diğer yandan %20' nin üzerinde krom içeren çift fazlı (dubleks) alaşımların çoğunun oyuklaşma direnci iyidir. Martenzitik alaşımların ise oyuklaşma korozyonu dirençleri iyi değildir [9].

2.10.6.5. Aralık (crevice) korozyonu

Korozif atmosfer altında yarıklar ve aralıklar gibi yüzeysel süreksizlikler içinde genelde güçlü yerel korozyon oluşur. Oluşan bu korozyonun sistematiği, çatlak içi ile  evre elektrolit arasındaki oksijen veya metal iyonu konsantrasyon farkıdır. Hava sirkülasyonunun yetersiz olduğu dar aralıklardaki sınırlı miktardaki oksijen pasif oksit filminin onarımına yetmez bu durumda bir derişim pili oluşur. Bu korozyon türleri, çoğunlukla, dar bölgelerdeki durgun   zeltirler ile conta yüzeyleri, yüzeylerdeki birikintilerde, cıvata ve perçin başlarının altındaki aralıklarda görülmektedir. Bu oluşum türlerine bağlı olarak bu tip korozyonlara aralık korozyonu, bazen de çatlak korozyonu veya conta korozyonu denir [8,21,23].

Ayrıca aralık korozyonu gözlenen ortamlarda korozyonu hızlandıran kum, kir, deniz suyu içindeki yosunlar ve korozyon ürünleri gibi bir kısım yabancı maddeler birikmiş olabilir. Birikinti yüzeyi kapatır ve altında durgun ortam koşulu yaratır. Bu durum

aralık korozyonu oluşmasını hızlandırır. Aralık korozyonu olabilmesi için gerekli üç koşul aşağıda maddeler halinde verilmiştir [10,21];

- Derişim hücresi oluşturabilecek bir yükselticinin bulunması (genellikle oksijen)
- Aktifleştirici iyonların bulunması (genellikle klorür iyonları)
- Çözeltinin tampon kapasitesinin metalin serbest yüzeyi ve aralık arasında pH farkı doğmasına olanak verecek kadar küçük olması [21].

Bu koşullar sağlandığında paslanmaz çelikte aralık korozyonu meydana gelir. Bu tip korozyonda aralık, açıkta kalan yüzeylere göre daha uzun süre nemli kalır ve zararlı koroziv maddeler (tuz gibi) çatlaklarda birikmeye başlar ve korozyon hızını gittikçe artırır [10].

Paslanmaz çeliklerde krom ve molibden aralık korozyonuna direnci arttıran elemanlardır. Aralık korozyonunda da oyuklaşma korozyonuna benzer şekilde kritik çatlak sıcaklığı mevcuttur. Bu sıcaklık aralığın geometrisi ve ortama göre değişir. Aralık korozyonuna yeterli direnç göstermesi istenen çeliklerin seçiminde belirlenen bu sıcaklık değerleri dikkate alınmalıdır [8].

Aralık korozyonunu oluşumunu önlemek için uygun çelik seçiminin yanında, tasarım aşamasında da dikkat edilmesi gereken bazı hususlar vardır. Bunlar aşağıda belirtilmiştir:

- Perçinli ve cıvatalı birleştirmeler yerine lehim kullanmak,
- Parça tasarımında keskin köşelerden ve durgun sıvı birikebilecek bölgelerden kaçınmak,
- Mümkün olduğunca teflon gibi absorblayıcı olmayan katı contalar kullanmak, Tasarımda oluk ve yivleri mümkün olduğunca geniş tutmak [21].

Paslanmaz çelik türlerinin aralık korozyonuna dirençleri oyuklaşma korozyonuna karşı gösterdikleri direnç ile benzerdir. Krom, molibden ve nikel içeriğinin yüksek

olması aralık korozyonuna direnci arttırdığı için bu tip korozyona karşı en iyi direnci ostenitik paslanmaz çelikler gösterir [9].

2.10.6.6. Gerilmeli korozyon çatlaması (SCC)

Gerilmeli korozyon çatlağı, sünek bir metalin gevrek bir davranış göstererek hasara uğramasına yol açar. Paslanmaz çeliklerde tanelerarası ya da tane içinde gerilmeli korozyon çatlağının oluşması için aşağıdaki üç şartın aynı anda meydana gelmesi gerekir [25, 26];

- Kalıntı gerilme (çekme yönünde) ya da gerilme yoğunluğunun kritik bir değerin üzerinde olması,
- Gerilmeli korozyon çatlağını kolaylaştırıcı bir korozif ortam,
- Gerilmeli korozyon çatlağına hassas bir mikro yapı yüzeyinde oluşmuş bir çatlak başlangıcı [5,25,26].

Gerilmeli korozyon çatlamasının görüldüğü kusur içermeyen bir parça şekil değişiminden sonra aniden veya bir süre sonra çatlayarak kullanılmaz hale gelebilir. Malzemenin akma sınırının altındaki gerilmeler ya da üretim ve ısıl işlem sonucu malzeme içindeki çekme yönünde oluşmuş kalıntı gerilmeler dahi gerilmeli korozyon çatlamasına neden olabilir. Basma gerilmeleri ise bu tür çatlağın oluşmasına karşı direnci artırır. Çatlak başlangıçları yüzeyde ve büyüklükleri mikroskopik ölçeğin altında olabilen süreksizliklerdir. Bunlar, mekanik gerilme ve korozyonun ortak etkimesi sonucu tane içinde veya tanelerarasında oluşabilirler. Yani gerilmeli korozyon çatlağı, dış ya da iç gerilmelerle yerel korozyonların ortak etkisi sonucu oluşur. Metallerin gerilmeli korozyon çatlağına karşı duyarlılığı malzemeye, üretim sırasında oluşan plastik şekil değişimindeki homojensizlik derecesine, çekme yönündeki kalıntı gerilmelerin mertebesine ve korozif ortama bağlıdır. Pirinç ve ostenitik paslanmaz çelikler gerilmeli korozyon çatlağına hassas metallerdir. Böyle malzemelerden yapılmış parçalarda gerilmeli korozyon çatlağı tehlikesini gidermek için üretim sonrası gerilme giderme tavlama uygulanmalıdır [1,21,25,26].

Paslanmaz çelikler özellikle klorür içeren ortamlarda gerilmeli korozyon çatlağına karşı hassastırlar. Sıcaklık ve oksijenin varlığı paslanmaz çeliğin gerilmeli korozyon çatlağına karşı olan hassasiyetini şiddetlendirme eğilimindedir. Ferritik ve dubleks paslanmaz çeliklerin çoğu gerilmeli korozyon çatlağına karşı bağışık ya da yüksek ölçüde dirençlidirler. Ostenitik ve çökelme, çökelme sertleşmeli ve martenzitik paslanmaz çelikler ise klorür içeren ortamlarda gerilmeli korozyon çatlağına karşı hassastırlar [5,10].

Ostenitik paslanmaz çeliklerin çoğu (özellikle AISI 304 ve 316) klorürlü ortamlarda gerilmeli korozyon çatlağına karşı oldukça duyarlıdırlar. Bu ortam özellikle 300°C sıcaklığın üzeri ve 2–10 pH değerinde ise bu etki daha da artar. Ostenitik çeliklerde, nikel içeriğinin artışı bu tip çatlamların oluşmasına karşı önemli oranda direnç sağlar. Düşük nikelli çeliklerde şiddetli gerilmeli korozyon çatlaması görülürken, %30' dan fazla nikel içeren paslanmaz çeliklerde ise korozyon direncinde önemli oranda artış olur. 304 tipi gibi bazı ostenitik alaşımlar gerilmeli korozyon çatlağının oluşabileceği koşullarda tercih edilebilirler. Yüksek alaşımlı ostenitik paslanmaz çelikler sodyum klorür (NaCl) çözeltisine karşı dirençlidirler. Fakat $MgCl_2$ çözeltisi içinde çatlak hızlı bir şekilde oluşur. Bununla birlikte, bazı yerel pitting ve çatlak korozyonları gerilmeli korozyon çatlağından önce oluşur. Bir miktar oyuklaşma ya da çatlak etkisi fark edilmeyecek kadar az olabilir. Gerilmeli korozyon ilerlerken dahi fark etmek zordur ve bu sebeple basınç altındaki ekipmanlarda hızlı ve felaket doğurabilecek hatalara sebebiyet verebilir. Bu nedenle, uygulama öncesinde ortam ve malzeme iyi analiz edilmelidir. Ostenitik paslanmaz çeliklerde gerilmeli korozyon çatlağını önlemek ya da azaltmak için, uygun malzeme seçimi, mümkünse ortamın değiştirilmesi ya da çatlağa neden olan gerilmenin azaltılması gibi bazı önlemler alınabilir [5,9,10].

Ferritik paslanmaz alaşımların pek çoğu, ostenitik paslanmaz çeliklerin kullanılmadığı klorürlü ortamlarda gerilmeli korozyona karşı dirençlidir. Klorürlü ortamlara karşı yeteri derecede genel direnç sağlamak için en azından %20 krom ve ayrıca %1 ya da daha fazla molibden gereklidir. Bu çeliklerde, küçük miktarlarda (%1' den daha az) nikel ve/veya bakır gerilmeli korozyon çatlağına direnci geliştirir. Çökelme sertleşmeli paslanmaz çelikler belirli korozif ortamlarda gerilme yüklü

olduğunda, gerilmeli korozyon çatlağına(SCC) karşı hassastırlar. İki fazlı(dubleks) alaşımların ise çatlak tutma yeteneğine sahip olduğu görünür ve ortamların çoğunda gerilmeli korozyona karşı iyi direnç gösterirler [5,9].

2.10.6.7. Erozif korozyon

Bir metal ile koroziv ortam arasındaki bağıl hareket nedeniyle metalin (pasif filmin) aşınma ya da parçalanma hızının artmasına eroziv korozyon denir. Metal ve ortam arasındaki bu hareket genellikle oldukça hızlıdır ve metalde mekanik yıpranma ya da aşınma etkisi yapar. Bu tip korozyonda, metal yüzeyinden metalik iyonlar halinde çözünen korozyon ürünleri yüzeyden uzaklaşırlar. Erozif korozyonun kendine özgü bir görünüşü vardır. Bu görüntü yönlenmiş haldeki yivler, hendekler, dalgalar, yuvarlak delikler ya da oluklar şeklinde oluşabilir. Bu korozyon türü birçok durumda beklenilmeyen kısa bir süre içinde kendini gösterebilir. Bunun nedeni korozyon testlerinin durgun koşullar altında yapılması ya da testlerde erozyon etkisinin göz ardı edilmiş olmasıdır [21].

Erozif korozyon gazlar, sulu çözeltiler ya da organik sistemler gibi çeşitli ortamlarda ortaya çıkabilir. Özellikle bir akan sıvı içinde bulunan katı parçacıklar eroziv korozyon bakımından çok etkilidir. Bu tip korozyonda metalin bulunduğu ortamın hızı çok önemlidir. Erozif korozyon sonucu ortaya çıkan hasarı azaltmak ya da önlemek için malzeme seçimine, tasarıma dikkat edilmelidir. Bunlara ek olarak kaplama ya da katodik koruma gibi önlemler de alınabilir [21].

Ostenitik paslanmaz çelikler, eroziv korozyona karşı iyi direnç gösterirler. Genelde daha yüksek kromlu ve daha sert alaşımlar bu tip korozyona karşı en iyi direnci sunarlar. Bu nedenle yüksek krom ve molibden içerikli ferritik paslanmaz çelikler özellikle oyuklaşma ve aralık korozyonu etkisinin de söz konusu olabileceği durumlarda ostenitik paslanmaz çeliklerden daha iyi sonuçlar verirler. Erozif korozyona karşı direnç artan sıcaklıkla birlikte zorlaşır. Ferritik paslanmaz çeliklerde soğuk şekil verme ile sertlik artırıldığından eroziv korozyon direnci de artar. Diğer paslanmaz çelik türleri de eroziv korozyona karşı iyi direnç gösterirler [9].

2.10.7. Paslanmaz çelik türlerinin korozyon direnci

2.10.7.1. Ferritik paslanmaz çeliklerin korozyon özellikleri

Ferritik paslanmaz çelikler genellikle sertleştirilemezler ve en iyi korozyon dirençlerini tavllanmış şartlarda gösterirler. Bu çeliklerde bazı ısıt işlemlerden olumsuz etkilenebilirler. Bu nedenle % 10-29 Cr içeren sertleştirilemeyen türleri kaynak sonrasında tavlınması uygun olur. Bu alaşımların genel korozyon dirençleri Cr miktarları arttıkça artar [27,31].

Bu tür çeliklerin çukurcuk korozyonuna dirençleri Cr miktarlarını artırmakla belli bir düzeye kadar iyileştirilebilmelerine rağmen Mo ilavesinin daha faydalı olduğu görülmüştür. Çukurcuk korozyonuna karşı direnç sağlamak için ferritik paslanmaz çelikler en azından % 23-24 Cr ve % 2'nin üzerinde Mo içermelidir. Kaynak veya ısıt işlem sırasında krom karbürün çökmesi bu alaşımların çukurcuk korozyonuna karşı direncini azaltır. Ferritik paslanmaz çelikler az miktarda C ve N içerseler bile taneler arası korozyona karşı hassastırlar. Bu çeliklerde taneler arası korozyon mekanizması, tane sınırlarında krom karbürlerin ve nitrürlerin çökmesi şeklinde olur. Yüksek sıcaklıklarda (örneğin 600 - 800 °C) C ve N ferritteki yayınma hızından dolayı bu çeliklerde çökme hızlı olduğu için, hızlı su vermelerde bile çökeltilerin oluşması engellenemez. Bundan dolayı az miktarlardaki C ve N bile korozyon direnci için zararlıdır. Ferritik paslanmaz çeliklerin taneler arası korozyona karşı hassasiyetini azaltmanın bir başka metodu, bu alaşımları Ti ve Nb ile kararlı hale getirmektir. Yüksek sıcaklıklarda Ti ve Nb karbürlerinin oluşumu bu alaşımların düşük sıcaklıklardaki korozyon dirençlerini iyileştirir [27,36].

2.10.7.2. Östenitik paslanmaz çeliklerin korozyon özellikleri

Genelde östenitik paslanmaz çelikler diğer paslanmaz çeliklerden daha iyi korozyon direncine sahiptir ve çoğunlukla nemli ortamlarda kullanılırlar. Artan Cr ve Mo miktarı agresif çözeltilerde bile korozyon direncini artırır. Yüksek Ni içeriği gerilmeli korozyon çatlağına, %2 Mo ilavesi ise çukurcuk korozyonuna direnci artırır.

304 alaşımı gibi bazı östenitik paslanmaz çeliklerin başlıca dezavantajı bu çeliklerin 400-850 °C hassas sıcaklık aralıklarına ısıtıldıklarında taneler arası korozyona diğer bir ifadeyle krom karbür çökmesine karşı hassas olmalarıdır. Bu çeliklerin üretimleri sırasında, Cr ve karbürün östenit içerisinde çözündüğü 1100 °C'den itibaren hızla soğutulurlar. Karbonun yayınma hızı çok yavaş olduğundan bu şekilde Cr'un çökme tehlikesi ortadan kaldırılmış olur [27,36,39].

Östenitik paslanmaz çeliklerde görülen bir korozyon çeşidi de gerilmeli korozyondur. Tane sınırlarında karbür çökmesi gerilim-korozyon çatlaklarının oluşmasını kolaylaştırır. Bu tür korozyonlar taneler arası ve taneler içi kırılmalar biçiminde sonuçlanır. Özellikle, östenitik paslanmaz çeliklerin kaynar haldeki klor içeren çözeltiler veya derişik hidroksitler içinde bulunması halinde oluşum tehlikesi yüksektir. Zira kaynak iç gerginlikleri ve parçanın kullanılacağı kimyasal ortam çatlakların ilerlemesini teşvik eder. Özellikle, deniz suyu içindeki yapılarda, deniz atmosferinde bulunan tesislerde ortaya çıkmakta ve bağlantıların kırılarak tahrip olması ile sonuçlanmaktadır [27,39,40].

Östenitik paslanmaz çeliklerin alaşım elementi ilavesiyle korozyon dirençlerini artırmak mümkündür. Bunlar çukur ve çatlaklardaki korozyonu önlemek için Mo ilave edilmesi, kaynak edilmiş parçalarda taneler arası korozyonu önlemek için C miktarının azaltılması veya Ti, Nb elementleri ilavesi yapılması, yüksek sıcaklıklarda korozyon direncini yükseltmek için Cr ve Ni miktarını artırılması ve gerilmeli korozyonu önlemek için Ni miktarının artırılması olarak sıralanabilir [27,29].

2.10.7.3. Martenzit paslanmaz çeliklerin korozyon özellikleri

Martenzitik paslanmaz çelikler atmosferik korozyona karşı yüksek dayanım gösterebilmemeleri için uygun bir ısıtım işlem görmelidirler. Bu çeliklerin korozyon dirençleri ferritik ve östenitik paslanmaz çeliklere göre nispeten zayıftır. Korozyon direnci oluşturacak oksit tabakasının oluşumu için içeriğinde minimum % 12 Cr içerir. Daha çok Cr ilave edilirse ferritin oluşumu martenzitin oluşumu için gerekli olan östenitin sarf edilmesini arttırır.

Martenzitik paslanmaz çeliklerin kompozisyonu dayanım, sertlik ve de korozyon direnci için tasarlanır. Bu nedenle bu alaşımlarda korozyon direnci için kimyasal denge zayıftır. Östenitin martenzite dönüşüm sıcaklığı için sadece Ni gibi sınırlı miktardaki alaşım elementleri katılır. Martenzitik paslanmaz çelikler genellikle tam sertleştirilmiş durumda en yüksek korozyon direncine sahiptirler. 375 °C sıcaklığın altında su verme, ısıtıl işlem gerilimleri azaltır ve süneklik ile tokluğu olumlu etkiler. Korozyon direnci fazla düşmez. Ancak 375-560 °C arasında bir ısıtıl işleminden kaçınılmalıdır. Çünkü hem tokluk hem de korozyon direncini düşürür [27,31,36].

Martenzitik paslanmaz çeliklerin martenzitik mikro yapıdayken, korozyon dirençleri sertleşmiş durumda iken çok iyidir. 815 °C'ye kadar korozyon dayanımı gösterirler, fakat uzun süre yüksek sıcakta kalırlarsa hafif korozyon başlangıcı olur ki bu yüzden uygulamada sürekli olarak 700 °C'nin üzerindeki sıcaklıklar da kullanılmazlar [27,48].

Martenzitik paslanmaz çeliklerin korozyona dayanımı: soğuk seyreltik nitrik asit, bazı organik asitler, nötr tuzlar, yiyecek malzemeleri, saf su ve temiz atmosfer ortamlarında genellikle iyidir. % 17 Cr, % 3 Ni içeren çelik, organik asitlere olduğu gibi deniz suyu korozyonuna da dayanabilmektedir [49].

2.10.7.4. Dupleks paslanmaz çeliklerin korozyon özellikleri

Mikro yapısı çift fazlı olan yani ferrit taneleri içinde östenit yada östenit taneleri içinde ferrit barındıran dubleks paslanmaz çeliklerin, östenitik paslanmaz çeliklere göre en önemli üstünlükleri akma dayanımlarının iki katı olması ve korozyon dayanımlarının çok daha yüksek olmasıdır. Endüstriyel uygulamalarda klor ortamında kullanılacak malzemelerin arttırılmış mukavemet ve geliştirilmiş korozyon dirençlerine sahip olmaları gerekir. Dubleks paslanmaz çelikler, tane boyutu 3-10 µm'a kadar küçültülebildiğinde, 950 °C civarında % 500 gibi bir çekme uzaması gösterir ve süper plastik malzeme haline gelirler [25,43].

%18 ve daha fazla krom içeren ferritik kromlu paslanmaz çelikler ile karşılaştırıldıklarında, başlıca östenitik paslanmaz çelik türleri klor içeren ortamlarda

oldukça sınırlı bir gerilmeli korozyon çatlaması direnci gösterirler. Ancak östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak edilebilirlikleri daha iyidir. Ferritik paslanmaz çelikler ise gerilmeli korozyon çatlamasına dirençli olmalarına karşın, son geliştirilen türleri de dahil olmak üzere kaynak edilebilirlikleri iyi değildir. Zira, kaynak sırasında ITAB'ta tane irileşmesi olur. Daha önceden bilindiği üzere, ferritik paslanmaz çeliklerin birçok türü % 0,1 ve daha fazla karbon içerirler ki bu da yapıda tanelerarası kırılğan martenzit yapısının oluşumunu teşvik eder. Bu her iki olay da tokluğun düşmesine ve kaynak bağlantısında soğuk çatlamaya neden olur, dolayısıyla dubleks paslanmaz çelikler her iki türün iyi özelliklerini bünyelerinde toplamak üzere geliştirilmişlerdir [25].

Dubleks paslanmaz çeliklerde korozyona dayanımı kimyasal bileşimindeki krom tarafından sağlanırken, tokluk ve malzemenin şekillendirilebilme özelliğini artırmak nikel elementi ile olmaktadır. Çukurcuk korozyonu dayanımı arttırılması amacıyla molibden içermektedir. Taneler arası korozyonun azaltılması için düşük karbon (% <0,03) içeriğine sahip olması ile dubleks paslanmaz çeliklerde α - γ yüzeylerinin krom karbür çökmesi azaltılabilmektedir. Dubleks paslanmaz çeliklerde 1000-1150°C sıcaklığında tavlandığında sadece α ve γ fazları bulunur. Krom karbür çökmesinin önüne geçmek için hızlı soğutulması gerekmektedir [33,36].

BÖLÜM 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

3.1. Giriş

Bu çalışmada döküm yöntemi ile üretilen (Şekil 3.1., Şekil 3.2. ve Şekil 3.3.) dubleks 1.4462 ve süper dubleks 1.4410 paslanmaz çeliklerin 1025°C'de uygulanan ostenitleme ısısal işlemi sonrasında hava ve yağ ortamında soğutma yapılan test gruplarına, 400°C, 500 °C, 600 °C ve 700°C'de yaşlandırma ısısal işlemi uygulanmış hava ortamında soğutulmuştur. Elde edilen numunelerin mikroyapı, tokluk ve sertlik özellikleri detaylı olarak incelenmiştir. Mikroyapı incelemelerinde optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Ayrıca Feritscope ile numunelerin % ferrit-ostenit faz dengesi belirlenmiştir. Bunun yanısıra numunelere ASTM A923-03 Method A'ya göre korozyon testi uygulanmıştır. Uygulanan ısısal işlemler neticesinde 1.4462 ve 1.4410 malzemelerinde kırılma tokluğu ve korozyon dayanımı karakterize edilerek yorumlanmaya çalışılmıştır.



Şekil 3.1. Deneysel çalışma için üretilen 1.4410 ve 1.4462 kalite test blokları.



Şekil 3.2. Test bloklarından kesilen deney grupları test parçaları.



Şekil 3.3. Isıl işlem uygulanacak test parçaları.

3.1.1. Deney malzemelerinin özellikleri

EN 10088-4 standartına göre deneysel çalışma için seçilen 1.4410 ve 1.4462 ye ait olan standart isterlerinden elementel değerler Tablo 3.1.'de, mekanik isterler Şekil 3.4.'de verilmiştir.

Tablo 3.1. 1.4462 VE 1.4410 mazlemelerin EN 10088-4 e göre istenen kimyasal element değerleri.

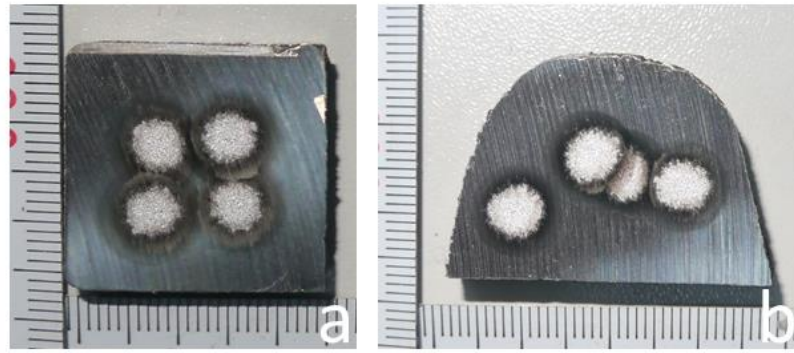
	Malzeme NO	C max.	Si	Mn	P max.	S max.	N	Cr	Cu	Mo	Ni
X2CrNiMoN25-7-4	1.4410	0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,035	0,015	0,24 0,35	28,00 30,00	-	3,00 4,50	6,00 8,00
X2CrMnNiN22-5-3)	1.4462	0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,035	0,015	0,10 0,22	21,00 23,00	-	2,50 3,50	4,50 6,50

Steel designation		Product form ^a	Thicknes s	0,2%- proof strength	Tensile strengt h	Elongation after fracture		Impact energy (ISO-V)		Resistance to intergranular corrosion ^f	
Name	Number		mm max.	MPa ⁷⁾ min. (tr.) ^{b,c}	MPa ⁷⁾	A ₅₅ < 3 mm thick ^d	A ≥ 3 mm thick ^d	KV > 10 mm thick	J min. (long.) (tr.)	in the delivery condition	in the sensitized condition ^g
Standard grades											
X2CrNiN23-4	1.4362	C	8	450	650 to 850	20	20	-	-	yes	yes
		H	13,5	400	630 to 800	25	25	100	60		
		P ^h	75	400							
X2CrNiMoN22-5-3 UNS J92205 CD3MN S32205	1.4462	C	8	500	700 to 950	20	20	-	-	yes	yes
		H	13,5	460	640 to 840	25	25	100	60		
		P ^h	75	460							
Special grades											
X2CrNiMoN29-7-2	1.4477	C	8	650	800 to 1050	20	20	-	-	yes	yes
		H	13,5	550	750 to 1000	20	20	100	60		
		P ^h	75	550							
X2CrNiMoN25-7-4 UNS J93404 CE3MN S32750	1.4410	C	8	550	750 to 1000	20	20	-	-	yes	yes
		H	13,5	530	730 to 930	20	20	100	60		
		P ^h	75	530							

Şekil 3.4. 1.4462 ve 1.4410 mazlemelerin EN 10088-4 e göre istenen mekanik değerleri.

3.1.2. Kimyasal analiz testi

Foundry Master Pro marka optik emisyon spektrometre (Şekil 3.6.) ile % ağırlık olarak elementel analizleri gerçekleştirilmiştir. Spektrometre paslanmaz çelik için azot dahil tüm elementlerin ölçümünü yapmaktadır. Şekil 3.5.'de kimyasal test uygulanmış numunelerin test sonrası görselleri verilmiştir. Kimyasal testler EN ISO 14284 standartına göre uygulanmıştır.



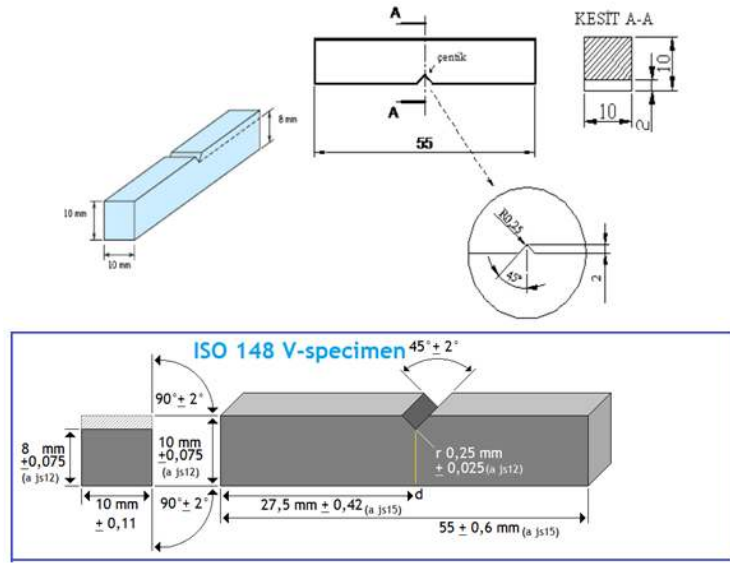
Şekil 3.5. a- 1.4462, b-1.4410 malzemenin kimyasal test uygulanmış görselleri.



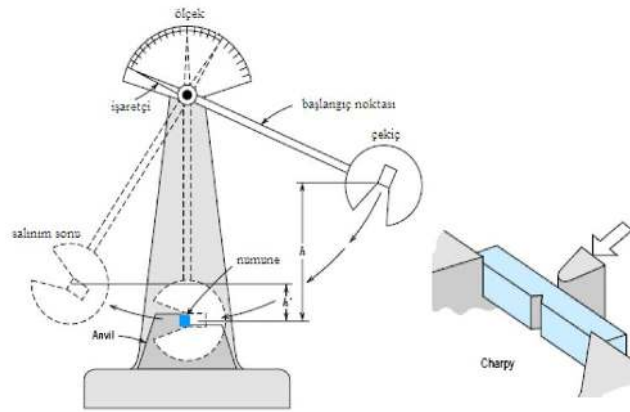
Şekil 3.6. Optik emisyon spektrometresi – Kimyasal analiz test cihazı.

3.1.3. Çentik darbe testi

Döküm test bloklarından yönsüz olarak soğuk işlem ile kesilen numuneler, ISO 148-1 standartına uygun ölçülerde freze ile işlenmiştir. Şekil 3.7.’de ISO 148-1 standartına göre numune ölçüleri verilmiştir. Şekil 3.8.’de çentik darbe testinin şematik gösterimi ile uygulama basitçe anlatılmıştır. V-Notch çentikler açılmış ve teste hazır hale getirilerek çentik darbe test numuneleri +20°C de oda sıcaklığında 300 joule kapasiteli Losenhausewerk (Şekil 3.9.) marka test cihazı ile kırılarak deney sonuçları değerler joule (J) cinsinden tespit edilmiştir.



Şekil 3.7. ISO 148-1 standartına göre test numunesi ölçüleri.

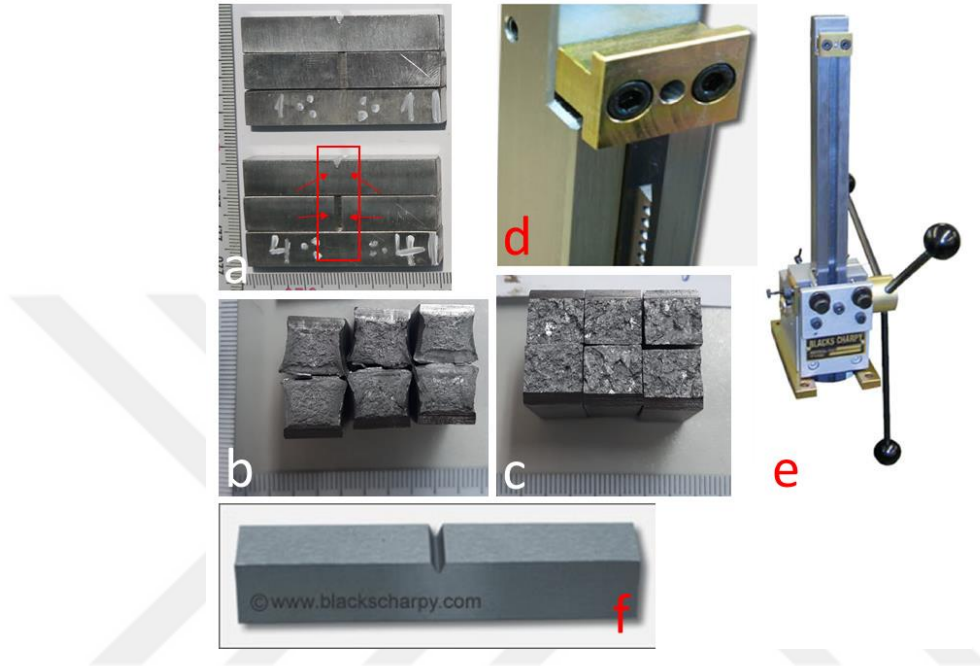


Şekil 3.8. ISO 148-1 standartına göre testin şematik gösterimi.



Şekil 3.9. 300 joule Losenhausewerk marka test cihazı.

Şekil 3.10.'da test öncesi ve test sonrası numunelerin fotoğrafları örnek olarak verilmiştir. Şekil 3.10.a.'daki görselde ok ile işaret edilen V-notch izleri özel bir takım broş ile talaş kaldırılarak açılmıştır. Bu işlem sırasında kullanılan cihaz ve test numune detayları verilmiştir (Şekil 3.10.d.e.f.).



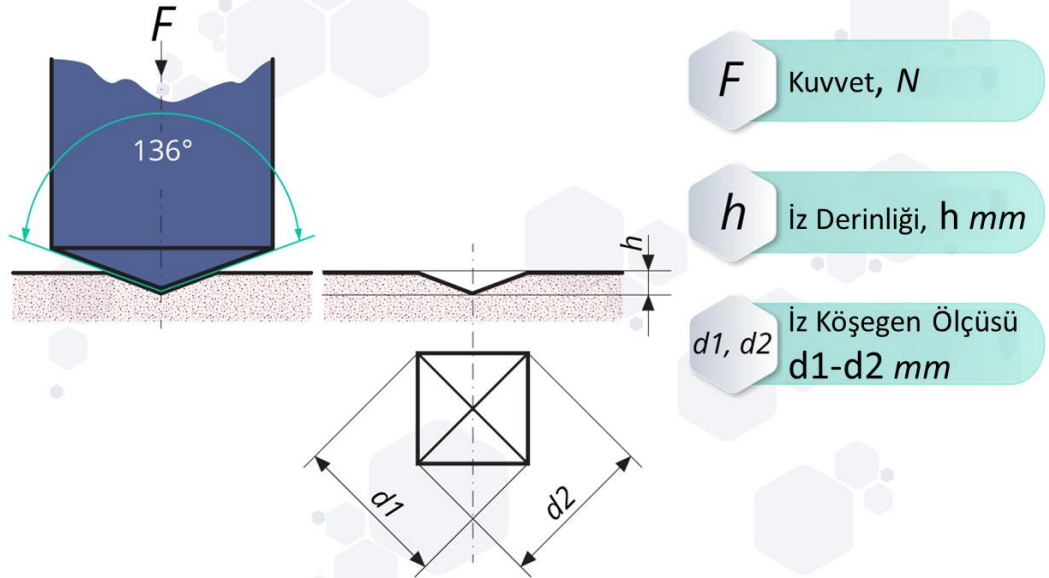
Şekil 3.10. Çentik darbe test numuneleri ve v notch izi açma makinası.

3.1.4. Sertlik testi

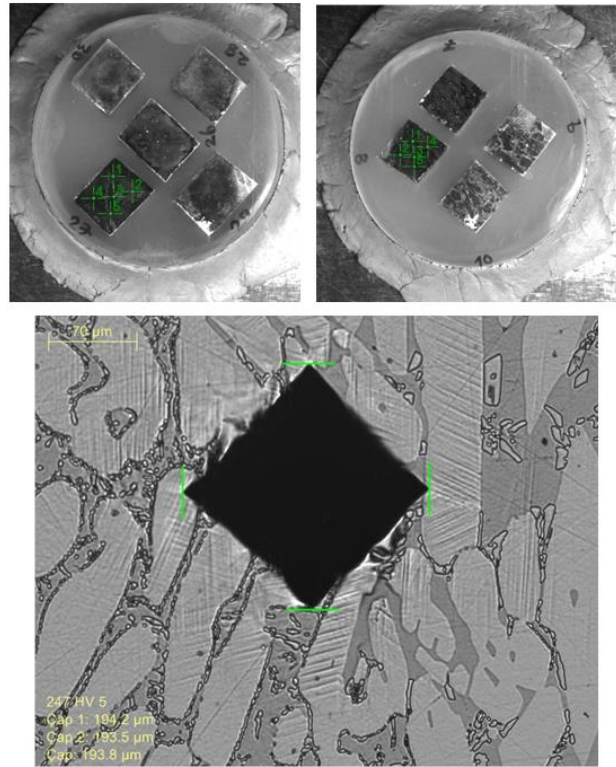
Sertlik testleri ISO 6507-1 standartına göre Emco Test Duravicion 250 (Şekil 3.11.) test cihazı ile yapılmıştır. Bu test öncesi test numuneleri soğuk bakalite alınarak kalıplanmış ve sonrasında metalografik olarak parlatılmıştır. Test sırasında kullanılan sertlik türü HV cinsinden olup hardness vickers olarak tanımlanmakta olup elmas pramit uç ile numune üzerine batma hareketi ile yük uygulanarak batmaya karşı olan direnci sertlik yapılan bu uygulama sertlik testi olarak nitelendirilmektedir. Test sırasında 10 kgf yük uygulanmıştır. Ölçülen sertlik HV10 cinsinden tanımlanmıştır. Şekil (3.12., 3.13.).



Şekil 3.11. Emco Duravision 250 sertlik test cihazı.



Şekil 3.12. Vickers sertlik testi ölçüm prensibi. [<https://matmatch.com/learn/process/hardness-comparison>].



Şekil 3.13. HV10 Vickers sertlik ölçümü.

3.1.5. Metalografik numune hazırlama

Freze ile test plakalarından elde edilen numuneler mikroyapı testi ve sertlik testi için metalografik numune hazırlama işlemine tabi tutulmuştur. Numune zımparalama ve parlatma işlemlerinde Struers Tegamin 30 numune hazırlama cihazı ile çalışılmıştır. Sırası ile 100, 240, 400, 600, 800, 1000, 1200 kum su zımparası ile aşındırılan yüzeyler 9µm, 3µm ve 1µm elmas solüsyon ve kumaş çuha ile parlatma işlemi yapılarak tamamlanmıştır (Şekil 3.14.).



Şekil 3.14. Struers Tegamin 30 metalografik numune hazırlama cihazı.

3.1.6. Mikro test

Metalografik olarak parlattığımız numunelere mikroyapılarının görüntülenmesi için elektrolitik dağlama uygulanmıştır. Parlatma sonrası su ve alkol ile yıkanan ve kurutulan numuneler %10 NaOH içeren bir solüsyonda elektrolitik dağlamaya tabi tutuldu. Daha sonra Zeiss Axio Scope A1 optik ışık mikroskobu ile 50X, 100X, 500X ve 1000X büyütmelemlerde mikroyapı görüntülemeleri yapılmıştır (Şekil 3.15.).



Şekil 3.15. Zeiss Axio Scope A1 optik ışık mikroskobu.

3.1.7. Ferrite ölçümü

Test numunelerinden ferrit miktarı, FISCHER MP 30 Feritscope marka ferrit ölçüm cihazı kullanılarak % ferrit olarak ölçülmüştür. Ölçüme başlamadan önce, seçilen ölçüm aralığı için değeri bilinen kalibrasyon blokları manyetik parçalar kullanılarak, cihaz kalibre edilmiştir. Delta ferrit miktarını manyetik olarak tespit edebilmek amacıyla kullanılan cihazın görüntüsü Şekil 3.16.'de gösterilmiştir.



Şekil 3.16. Fischeher Ferritescope MN30 test cihazı.

3.1.8. SEM analizleri

Isıl işlemler sonusunda dubleks ve super dubleks malzemelerin mikroyapılarında meydana gelen değişimler JEOL JSM-6060LV marka taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.17.).



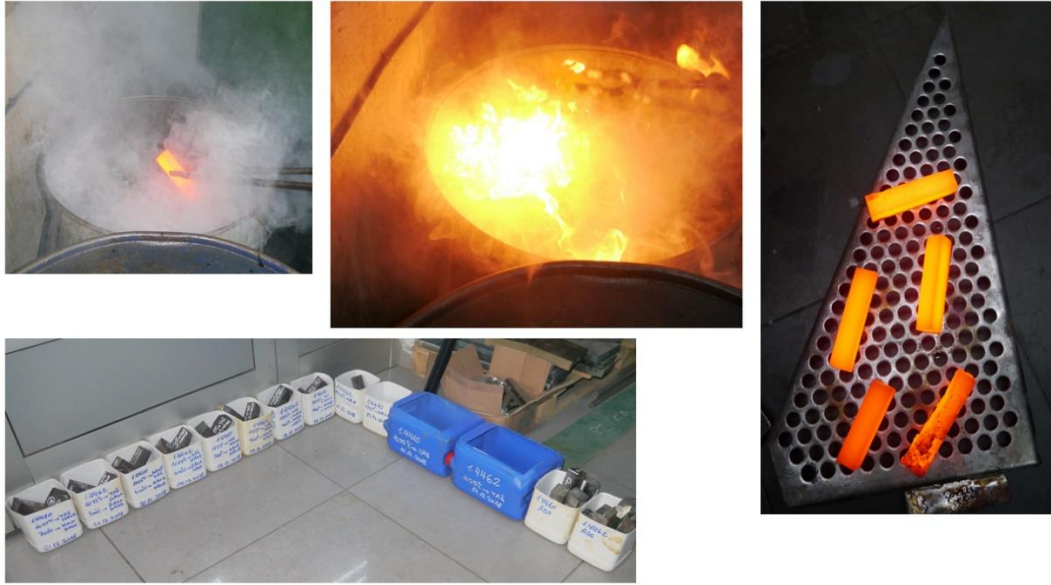
Şekil 3.17. JEOL JSM-6060LV marka Tarama Elektron Mikroskobu (SEM).

3.1.9. Isıl işlem

Test plakaları deneysel çalışma kapsamında MSE Furnace MS-1100 marka ısıtıl işlem fırınında 1025°C sıcaklıkta 1 saat 10 dakika östenitleme tavına tabi tutulmuştur. Daha sonra ayrı, ayrı, hava ve yağ ortamında soğutulmuş olan bu test numune setleri, 400°C, 500°C , 600°C ve 700°C sıcaklıklarda 1 saat 10 dakika ayrı ayrı yaşlandırma ısıtıl işlemine tabi tutularak durgun hava ortamında soğutulmuştur.(Şekil 3.18., 3.19.).



Şekil 3.18. MSE Furnace MS-1100 marka ısıtma fırını.



Şekil 3.19. Isıl işlem aşamaları yağda ve havada soğuma şartları.

3.1.10. ASTM A923-03 method a korozyon testi

Metaloğrafik olarak parlatılmış test numuneleri alkol ile temizlenip kurutulduktan sonra, ASTM A923-03 standardı kapsamında Method A'ya göre korozyon tesine tabi tutulmuştur. 40g NaOH sodyum hidroksid, 100 ml saf su içine karıştırılarak test ortamı hazırlanmıştır. Test numunesi bu solüsyon içindeyken 1-3 volt aralığında 5-60 saniye

arasında (standart sınırları içerisinde) elektrolitik dağlamaya maruz bırakılmıştır. Daha sonra numune sıcak su ve alkol ile yıkanıp kurutulmuş ve optik ışık mikroskobunda incelemeye alınmış, detaylar 500X büyütmede mikroyapıları görüntülenmiştir (Şekil 3.20.).



Şekil 3.20. ASTM A923-03 Method A korozyon testi görselleri.

BÖLÜM 4. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

1.4462 ve 1.4410 malzeme numaralı dubleks ve süper dubleks paslanmaz çeliklerden dökülen test bloklarından 25x25x150 mm boyutlarında kesilerek hazırlandı ve test parçalarının tamamına 1025°C de 1 saat 10 dakika östenitleme ısı işlemi yapıldı. Sonrasında ise havada ve yağ ortamında soğutma uygulandı. Bu test plakalarını 400°C, 500°C, 600°C ve 700°C yaşlandırma ısı işlemi uygulayarak durgun havada soğutma yapıldı. Tablo4.1.'de test numuneleri kodları ve uygulanan ısı işlem detayları verilmiştir. Elde edilen test parçalarına +20°C de çentik darbe deneyi, SEM çalışmaları ve optik mikroskop kullanarak mikroyapı incelemeleri, sertlik ölçümü, ferrit ölçümü ve kimyasal analiz testleri uygulanarak elde edilen sonuçlar sıralı olarak verilmiştir. Tablo4.1.'de iki ana deney gurubumuzun kimyasal analiz değerleri % ağırlık olarak verilmiştir.

Tablo 4.1. 1.44.62 ve 1.4410 test plakalarının kimyasal analizleri.

(%Ağırlık)	Elementler	1.4462	1.4410
	C	0,0218	0,0291
	Si	0,667	0,760
	Mn	0,853	1,780
	Cr	21,59	24,94
	Ni	5,35	7,130
	Mo	2,66	3,310
	N	0,198	0,254

1025 °C yaşlandırma sonrası havada soğutma işlemleri (Şekil 4.2) ve sonrasında 400 °C (Şekil 4.3.), 500 °C (Şekil 4.4.), 600 °C (Şekil 4.5.) ve 700 °C (Şekil 4.6.)'de 1.4462 malzemeye uygulanan sıralı ısı işlem aşamaları sonrasında elde edilen mikroyapılar incelenmiştir. Mikroyapı ağırlıklı olarak östenit adacıklarından oluşmaktadır. Östenit adacıkları katılaşma yönüne bağlı olarak eş eksenli bir yapı göstermektedir.

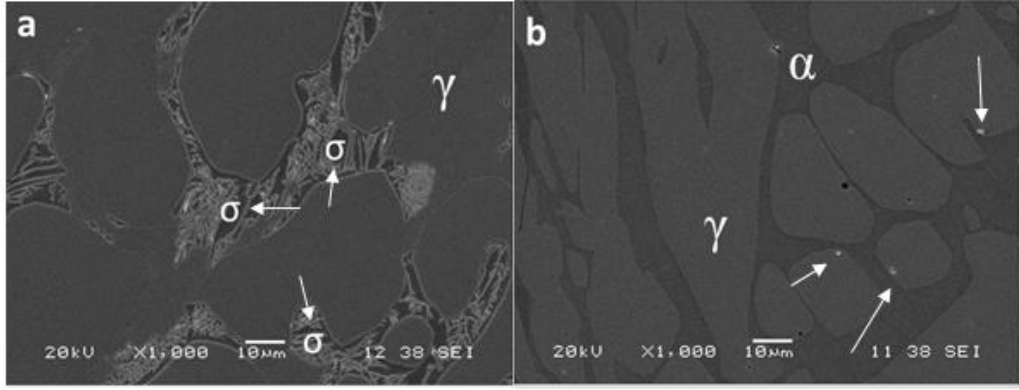
Ferrit- α /ostenit- γ dengesinde yaşlandırma sonrasında mikroyapısal açıdan farklılıklar bulunmamaktadır. Bu durum kritik dönüşüm açısından soğutma yöntemleri arasında bir fark olmadığını ortaya koymaktadır.

Ancak dubleks mikroyapının delta ferriti genellikle 1000°C'nin altındaki sıcaklıklarda yarı kararlı bir fazdır ve tutma süresine bağlı olarak σ fazı oluşumu görülür Ostenit (γ).

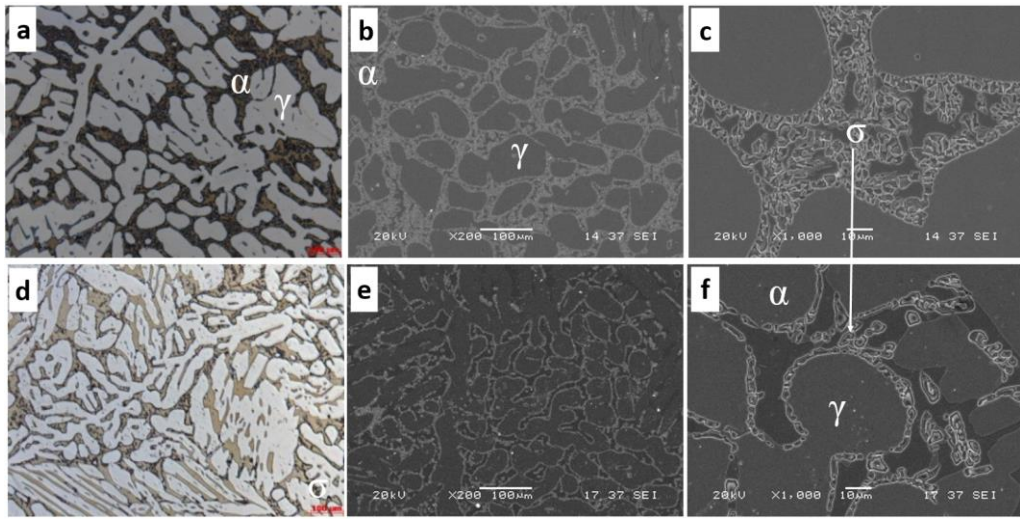
Tablo 4.2. Deney Numunelerinin kodları ve ısıt işlemlerinin tanımlaması.

Deney Numune Kodları	Malzeme No : 1.4462	LD1 LD2 LD3 LD4 LD5 LD6 LD7 LD8 LD9 LD10	1025°C OSTENİTLEME SONRASI		
	Malzeme No : 1.4410	SD1			Havada soğutma
		SD2			Havada soğutma+400°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
		SD3			Havada soğutma+500°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
		SD4			Havada soğutma+600°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
		SD5			Havada soğutma+700°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
		SD6			Yağda soğutma
		SD7			Yağda soğutma+400°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
		SD8			Yağda soğutma+500°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
		SD9			Yağda soğutma+600°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
		SD10			Yağda soğutma+700°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
					Havada soğutma
					Havada soğutma+400°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
					Havada soğutma+500°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
					Havada soğutma+600°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
					Havada soğutma+700°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
					Yağda soğutma
					Yağda soğutma+400°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
					Yağda soğutma+500°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
					Yağda soğutma+600°C yaşlandırma sonrası havada soğutma
					Yağda soğutma+700°C yaşlandırma sonrası havada soğutma

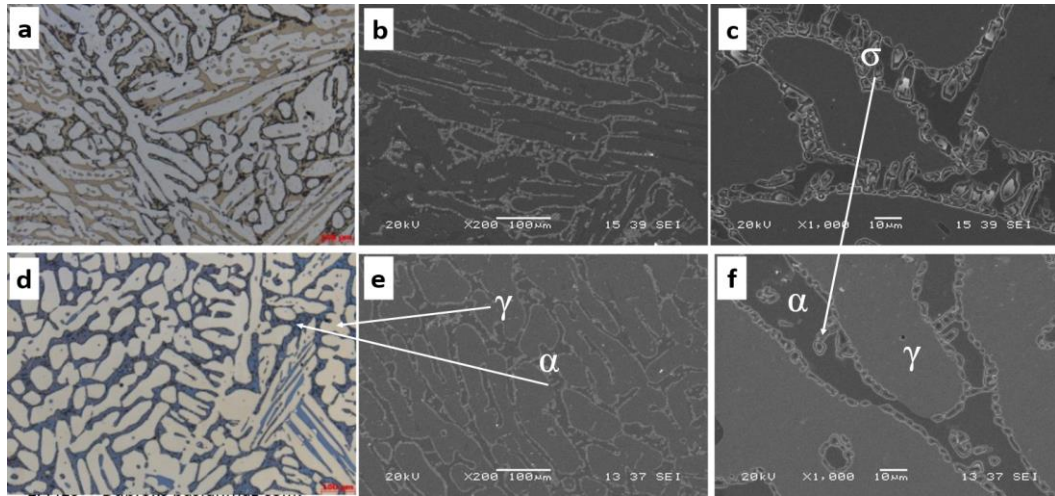
ve ferrit(α) fazından meydana gelen mikroyapı hemen hemen her deney koşulunda yoğun bir şekilde sigma (σ) fazına sahiptir. Soğumanın yavaş olması nedeni ile yüksek sıcaklıkta yağda yapılan soğutma işleminde (LD9 ve LD10) daha yoğun σ fazı oluşumu mevcuttur. σ fazının mikroyapıdaki varlığı mekanik özelliklerin değişiminde önemli bir etkisi vardır ve özellikle tokluk üzerindeki etkisi ilerleyen bölümlerde incelenecektir. Şekil 4.1.'de her iki malzeme grubuna ait döküm sonrası katılaşma esnasında ki soğuma koşullarında oluşan ham döküm mikro yapı görüntüleri verilmiştir. 1.4462 malzemede aşırı σ fazı, 1.4410 malzemede ise Cr_2N varlığı görülmektedir.



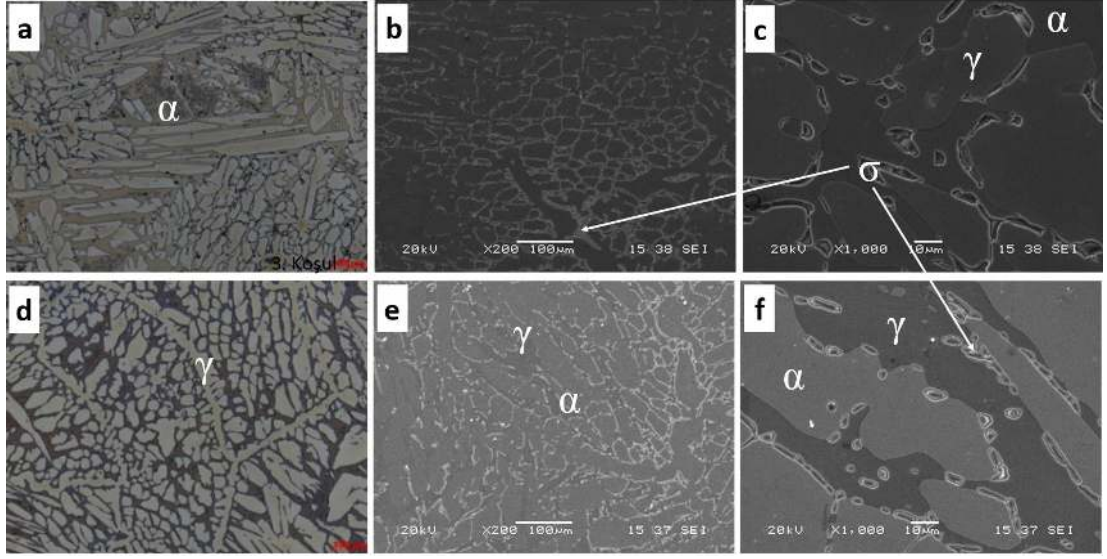
Şekil 4.1. a)1.4462 döküm hali, b)1.4410 döküm hali SEM görüntüsü.



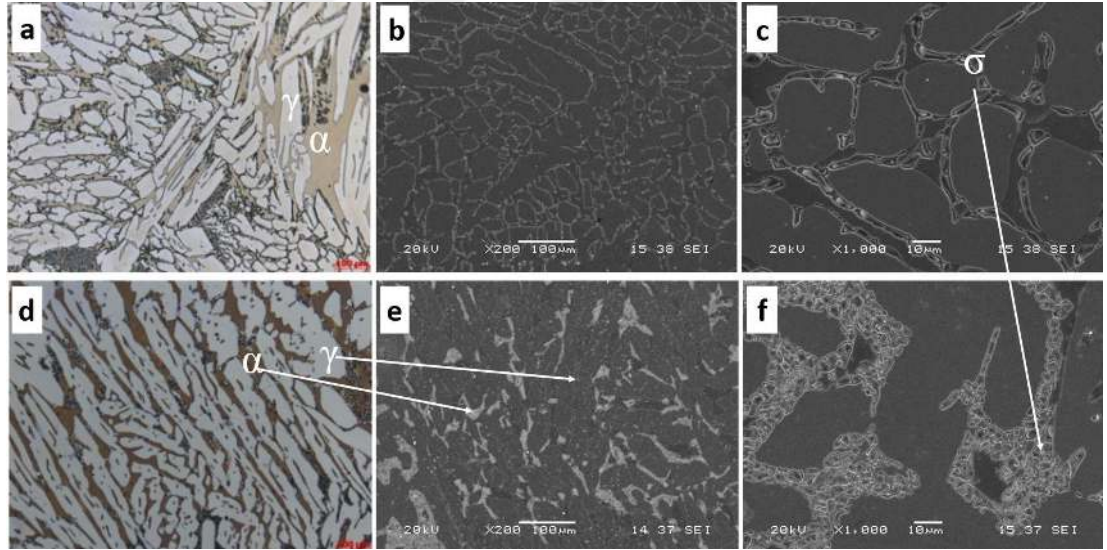
Şekil 4.2. 1.4462 malzeme numaralı duplex paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD1) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD6) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).



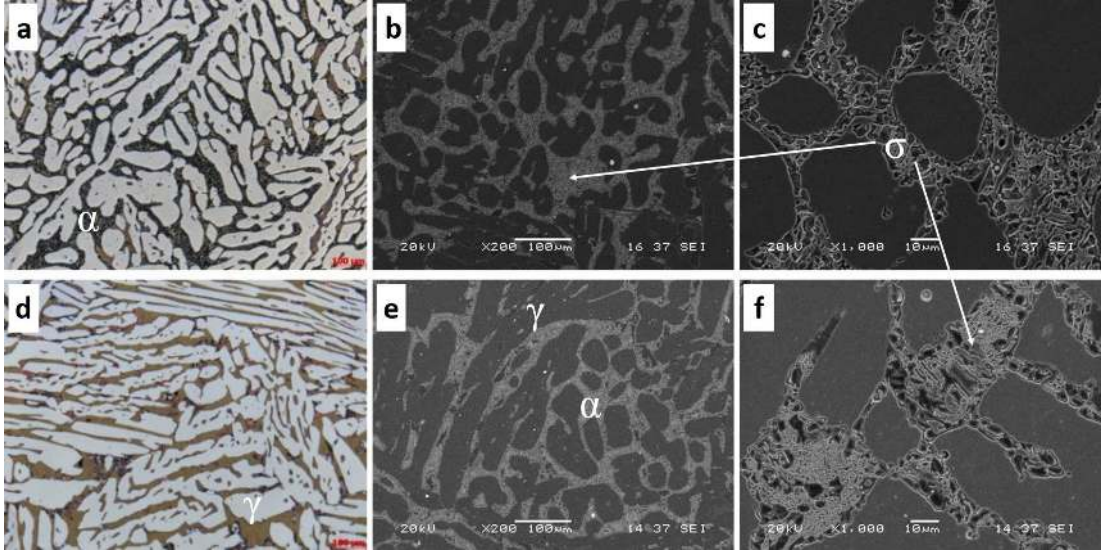
Şekil 4.3. 1.4462 malzeme numaralı duplex paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD2) ile elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD7) ile elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).



Şekil 4.4. 1.4462 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD3) ile elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD8) ile elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).

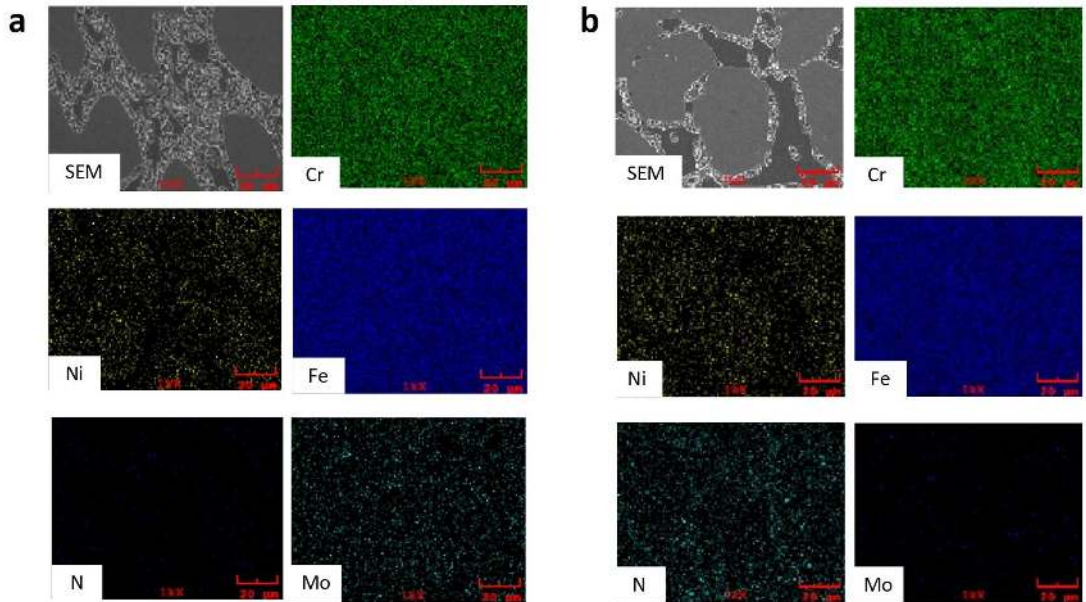


Şekil 4.5. 1.4462 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD4) ile elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD9) ile elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).



Şekil 4.6. 1.4462 malzeme numaralı dubleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD5) ile elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (LD10) ile elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).

Şekil 4.2.’de görüldüğü üzere, 1025°C’de ostenitlenip havada ve yağda soğutulan ardından 400°C, 500°C, 600°C ve 700°C’de yaşlandırılıp havada soğutulan 1.4462 malzeme numaralı dubleks paslanmaz çelik numunelerin yapısı tamamen benzer olup ferrit fazı ile çevrili ostenit adalarından ibarettir. Genellikle yüksek sıcaklıklarda yaşlandırılmış alaşımlarda yer yer σ fazı oluşumları göze çarpmaktadır.



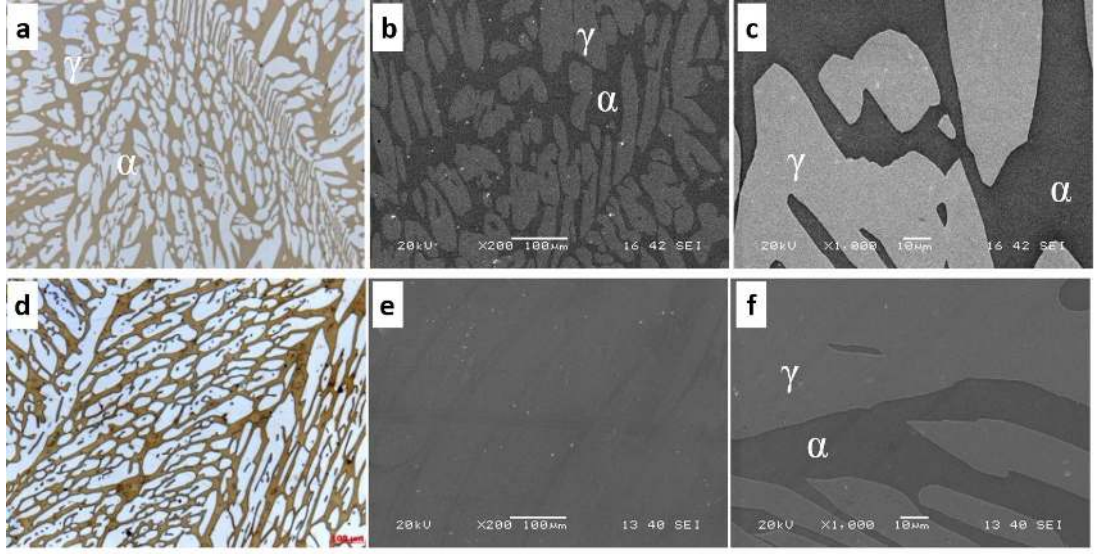
Şekil 4.7. 1.4462 malzeme numaralı dubleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (LD1) koşullarında ve b) yağda soğutma (LD6) koşullarında elde edilen SEM-EDS elementel haritalar.

SEM-EDS ile elementel haritalama 1025°C yaşlandırma sonrası havada ve yağda soğutma işlemleri sonunda elde edilen LD1 ve LD5 numunelerine uygulanmıştır (Şekil 4.7.). Sigma fazının bulunduğu ferrit alanları içerisinde elementel haritalama sonrasında belirgin Fe, Cr ve Mo elementlerinin yoğunlaşması gözlenmemiştir. Ferrit alanlarında Ni elementinin azalması mevcuttur.

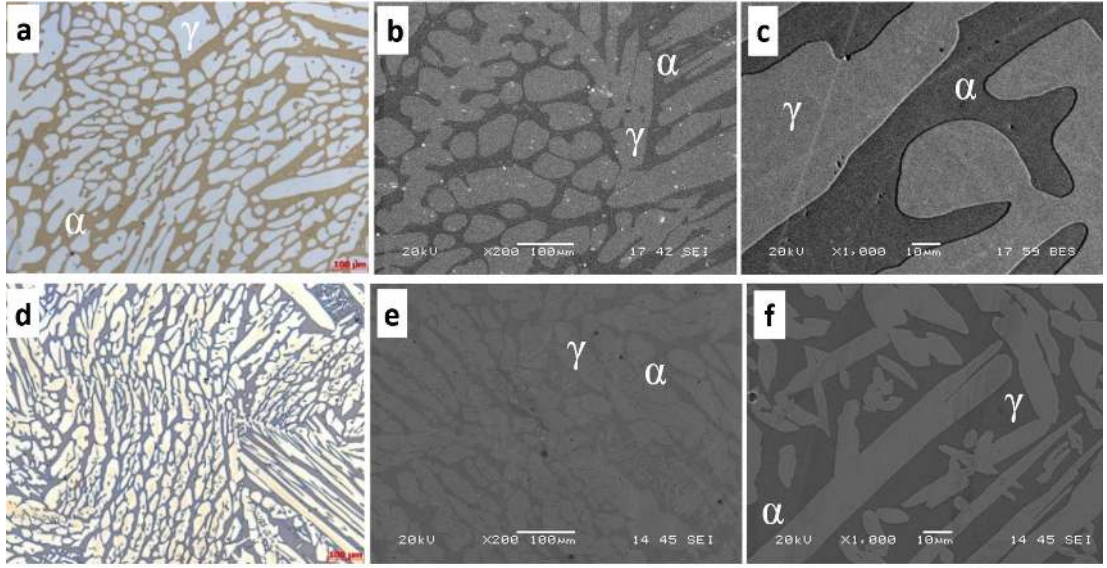
1.4410 malzeme numaralı süper dubleks paslanmaz çelik numuneler 1025°C sıcaklıkta ostenitleme ısıtma işlemi sonrasında hava ve yağ ortamında soğutulmuştur (Şekil 4.8.), sonrasında her iki deney grupları 400°C (Şekil 4.9.), 500°C (Şekil 4.10.), 600°C (Şekil 4.11.) ve 700°C (Şekil 4.12.)’de yaşlandırma ısıtma işlemi sonrası durgun hava ortamında soğumaya bırakılmış ve mikro yapıları incelenmiştir.

1.4462 malzeme numaralı dubleks paslanmaz çeliğe göre, 1.4410 malzeme numaralı süper dubleks paslanmaz çelikte σ fazı oluşumu meydana gelmemiştir. Tüm SD kodlu süper dubleks deney gruplarında ostenit/ferrit faz dengesi izin verilen %35-65 sınırlar içinde %50-%50 oranında meydana gelmiştir. Fakat SD5 ve SD10 kodlu deney gruplarında 700°C’de yapılan yaşlandırma ısıtma işlemleri Cr_2N oluşumuna neden olmuştur.

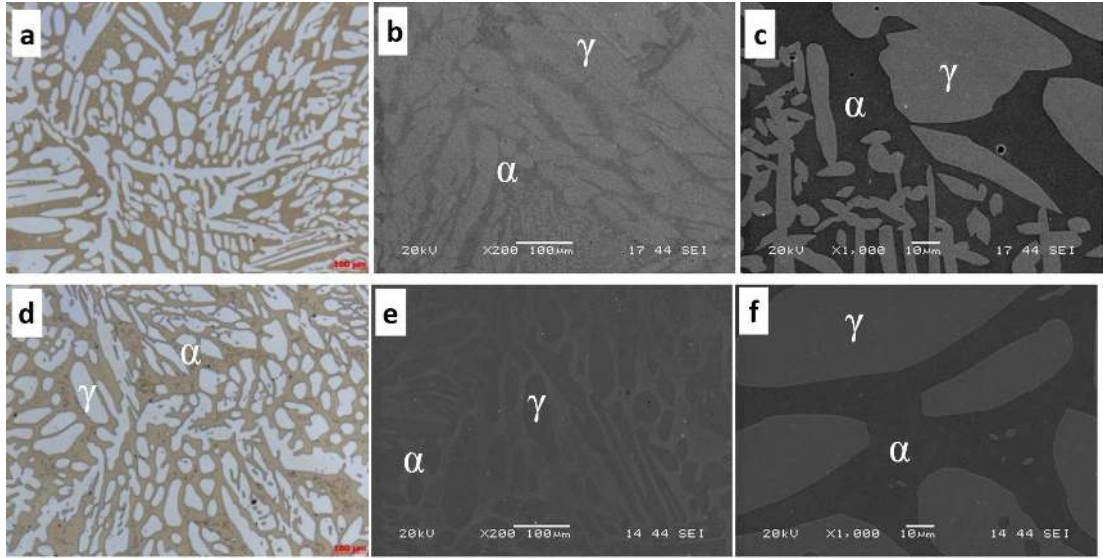
1.4462 malzemenin aksine 1.4410 malzemeye uygulanan ısıtma işlemleri sonrasında σ fazı oluşumu meydana gelmemiştir. SD deney gruplarına ait tüm numuneler ostenit/ferrit faz dengesine sahiptir. Fakat SD5 ve SD10 kodlu numunelerde 700°C’de yapılan yaşlandırma işlemleri Cr_2N oluşumuna neden olmuştur. Cr_2N ’ler ferrit ostenit arayüzeyinde beyaz renkli noktalar şeklinde meydana gelmiştir. Modern dubleks paslanmaz çeliklerde yüksek azot içeriği nedeni ile Cr_2N krom nitrit çökeltisi önemli bir sorun teşkil etmektedir. Cr_2N oluşumu, muhtemelen ferritik fazın nitrojenle aşırı doygunluğu nedeniyle veya izotermal ısıtma işlem sırasında yüksek çözelti tavlama sıcaklıklarından hızlı soğutma sırasında 700-900°C sıcaklıklarda gerçekleşmektedir [72].



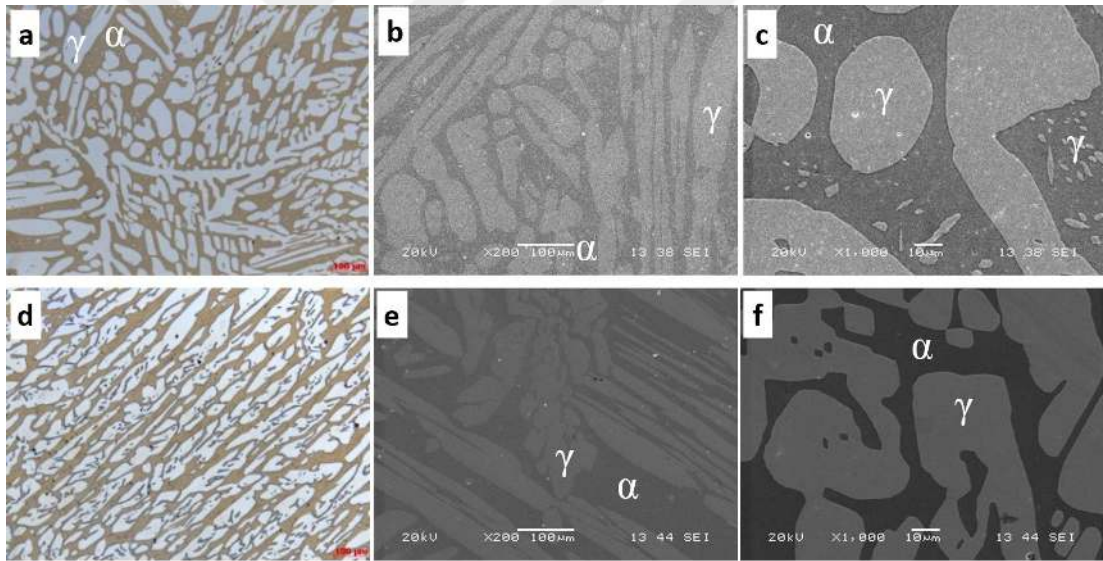
Şekil 4.8. 1.4410 malzeme numaralı duplex paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD1) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD6) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).



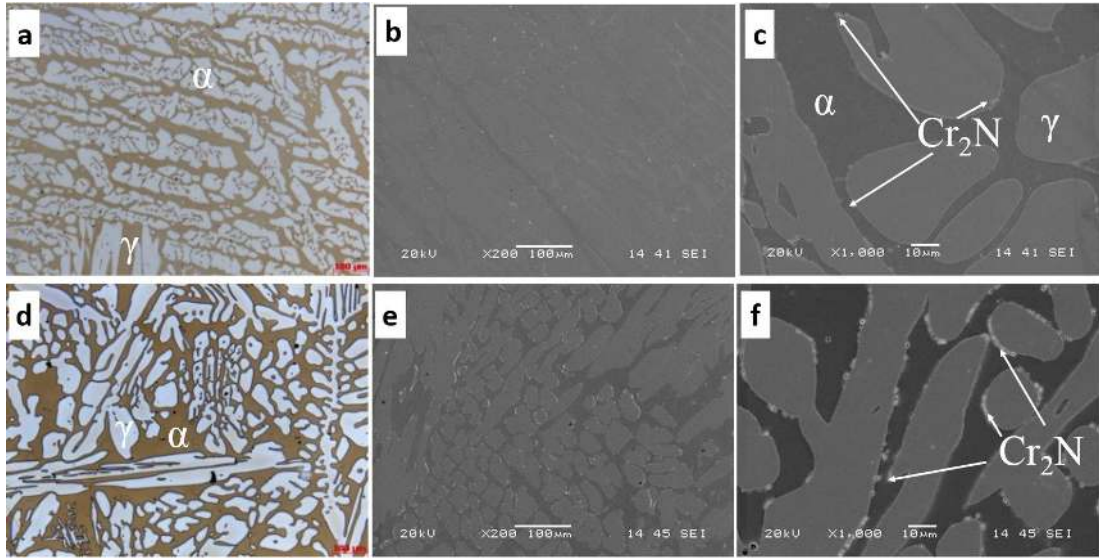
Şekil 4.9. 1.4410 malzeme numaralı duplex paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD2) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD7) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).



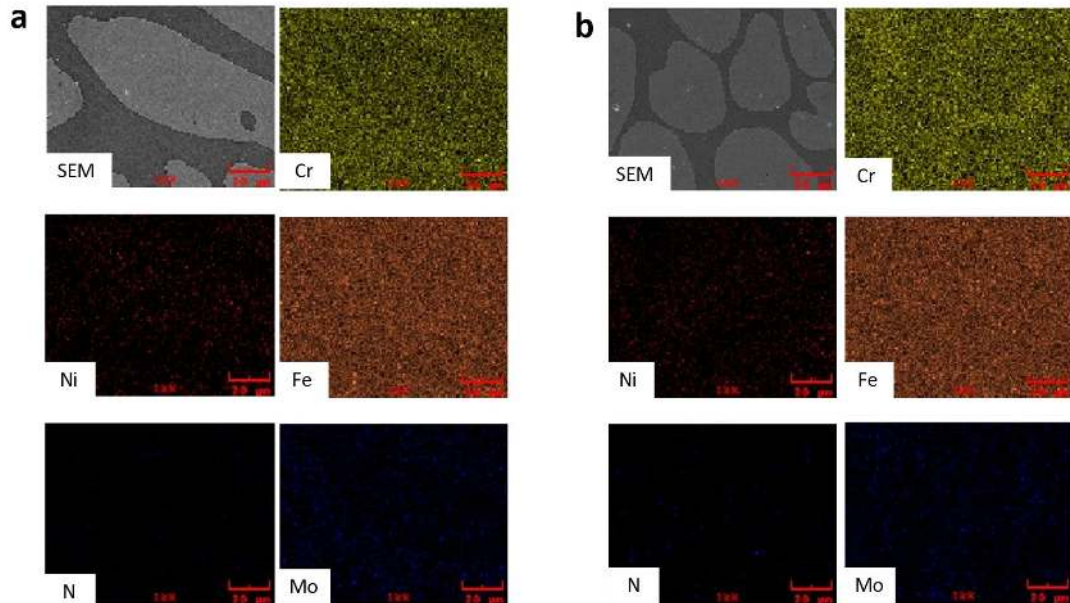
Şekil 4.10. 1.4410 malzeme numaralı duplex paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD3) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD8) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).



Şekil 4.11. 1.4410 malzeme numaralı duplex paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD4) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD9) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).



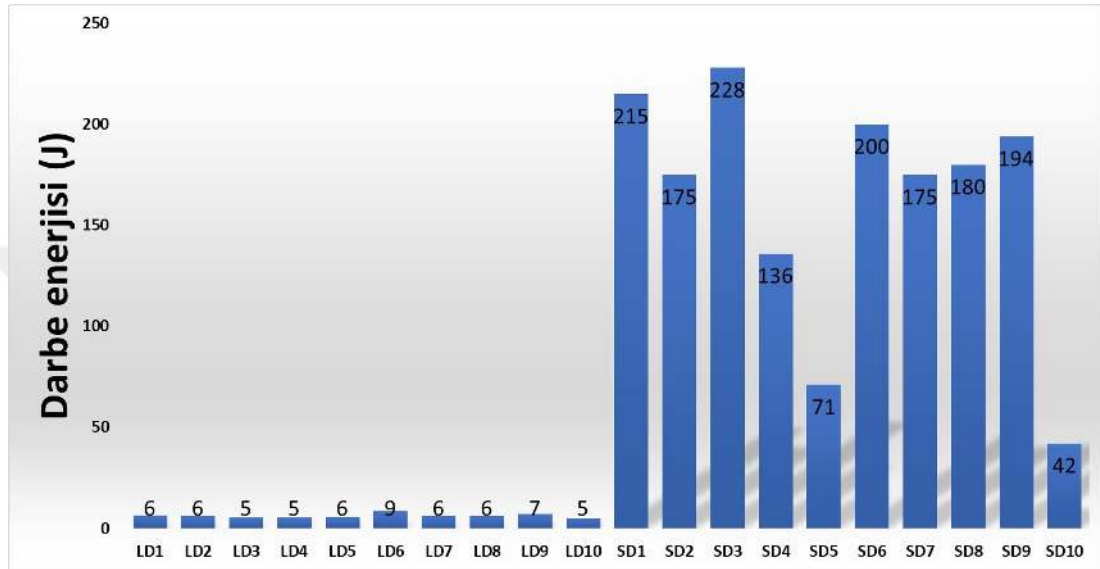
Şekil 4.12. 1.4410 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD5) koşullarında elde edilen mikroyapıları (a-OM, b ve c- SEM) ve b) yağda soğutma (SD10) koşullarında elde edilen mikroyapıları (d-OM, e ve f-SEM).



Şekil 4.13. 1.4410 malzeme numaralı dupleks paslanmaz çeliğin 1025°C’de ostenitleme sonrasında a) havada soğutma (SD1) koşullarında ve b) yağda soğutma (SD6) koşullarında elde edilen SEM-EDS elementel haritalar.

Numunelere uygulanan çentik darbe deneyi sonuçları Şekil 4.14.’de verilmiştir. 1.4462 malzeme içerisinde meydana gelen sigma fazı tokluk değerlerini düşürmüştür. Hava ve yağ kullanılarak gerçekleştirilen soğutma işlemleri sonrasında yaklaşık 5 J çentik darbe enerjisi elde edilmiştir. Mikroyapısal çalışmalarda belirtilen Cr_2N oluşumu her iki soğutma koşulu için SD5 ve SD10 numunelerinin tokluğunda bir düşüşe sebep olsa

bile kabul edilebilir bir tokluk değerine sahiptir. Cr_2N oluşumu 1.4410 süper dubleks paslanmaz çelik malzemede tokluk değerlerine havada (72J) ve yağda (42J) soğutmada kısmi bir tokluk kaybına neden olurken, σ fazı 1.4462 malzemenin hem ham döküm hem de ısıtıl işlem sonrası varlığını koruduğu için her iki koşulda dramatik derecede düşük tokluk değerine sahiptir.

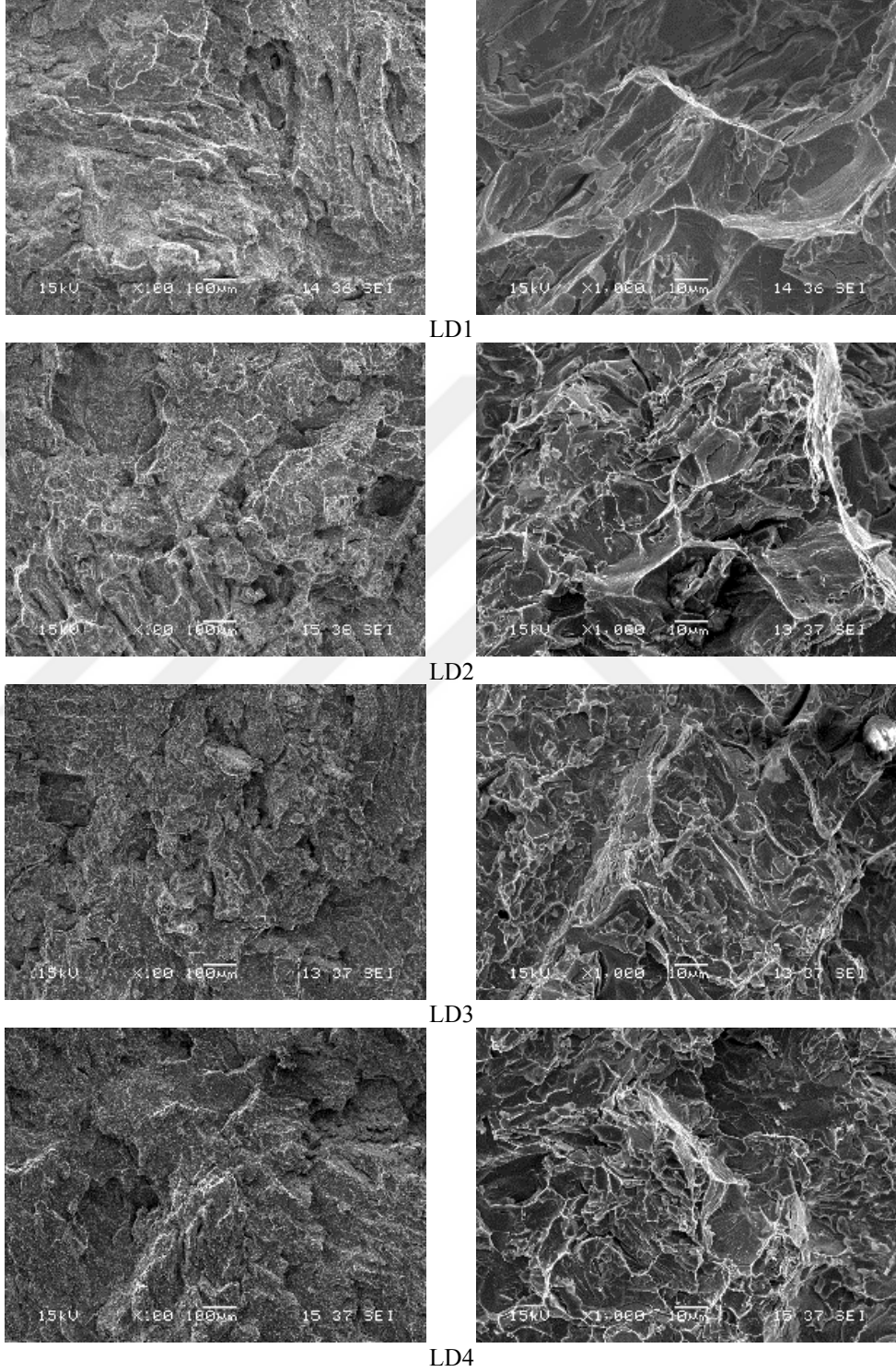


Şekil 4.14. Deney koşullarına bağlı olarak elde edilen ortalama çentik darbe enerjileri.

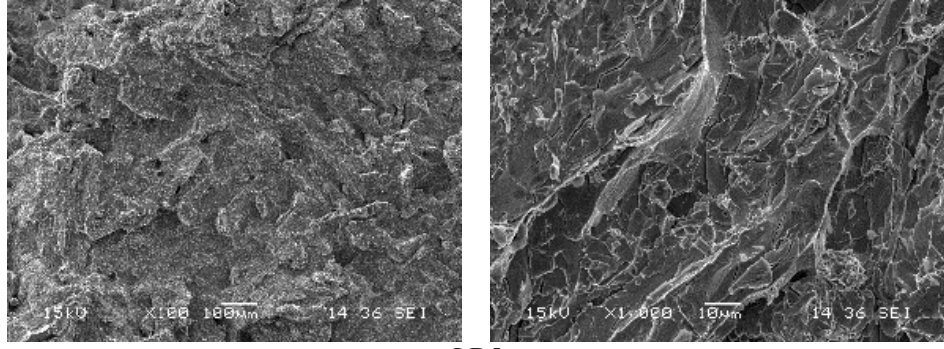
Deney koşullarına bağlı olarak uygulanan çentik darbe deneyi sonrası elde edilen kırılma yüzeyleri 1.4462 malzeme için Şekil 4.15. ile 4.17.'de, 1.4410 malzeme için Şekil 4.18. ile 4.20.'de gösterilmiştir. LD1-10 numunelerinin genel olarak düşük tokluğa sahip olması gevrek kırılma yüzeylerinin oluşumunu teşvik etmiş sünek ağ yapısının kırılma yüzeylerinde görünmesini engellemiştir. SD1-4, SD6-9 numunelerinin kırılma yüzeyleri incelendiğinde genel olarak yüksek tokluk değerlerine sahip olması nedeni ile sünek bir kırılma davranışı sergilediği görülmektedir. Fakat SD5 ve SD10 numunelerinin Cr_2N içermesi sebebi ile kırılma yüzeyi genel olarak gevrek forma sahip düz yüzeylerden oluşmaktadır. Yaşlandırma sıcaklığının 700°C 'ye çıkması ve sonrasında havada soğuma SD10 numunesinde tokluğun 41J'e kadar düşmesine neden olmuştur.

1025°C 'de ostenitlenip havada ve yağda soğutulan ardından 400°C - 500°C - 600°C ve 700°C 'de yaşlandırılıp tamamı havada soğutulan LD kodlu darbe deneyi

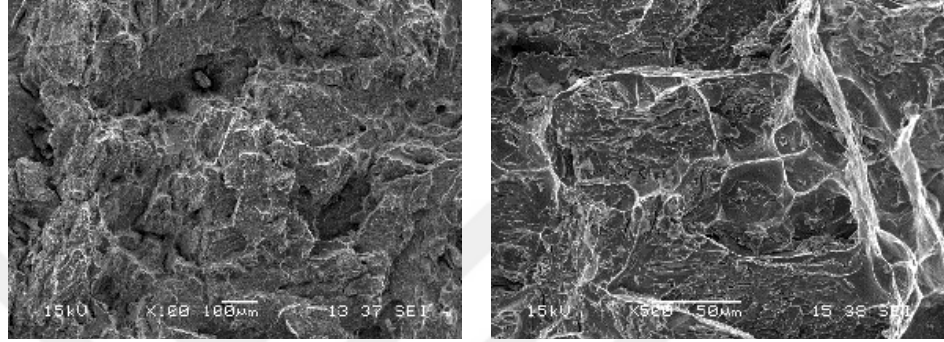
numunelerinin SEM ile incelenmiş kırık yüzeyleri Şekil 4.15. ila 4.17.'de verilmiştir. Görüntüler iki farklı büyütmede alınmıştır: 100X ve 1000X büyütme.



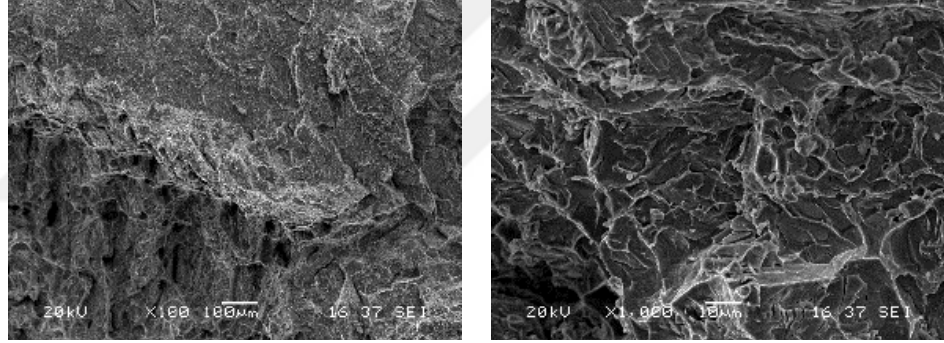
Şekil 4.15. 1.4462 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak uygulanan çentik darbe deneyi sonrası LD1,2,3,4 numunelerinde elde edilen kırılma yüzeyleri.



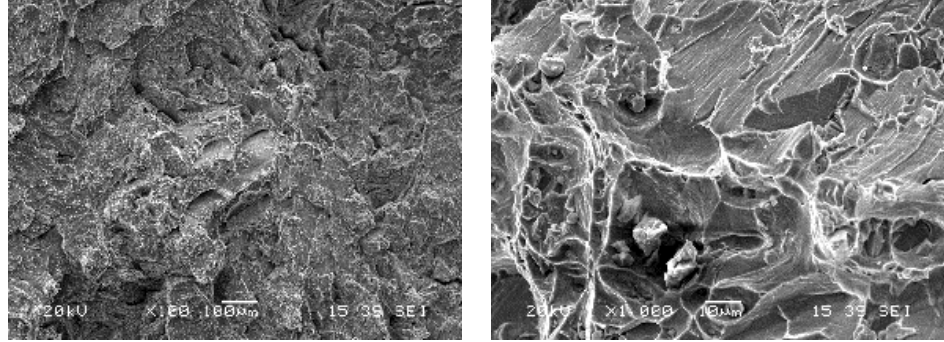
LD5



LD6

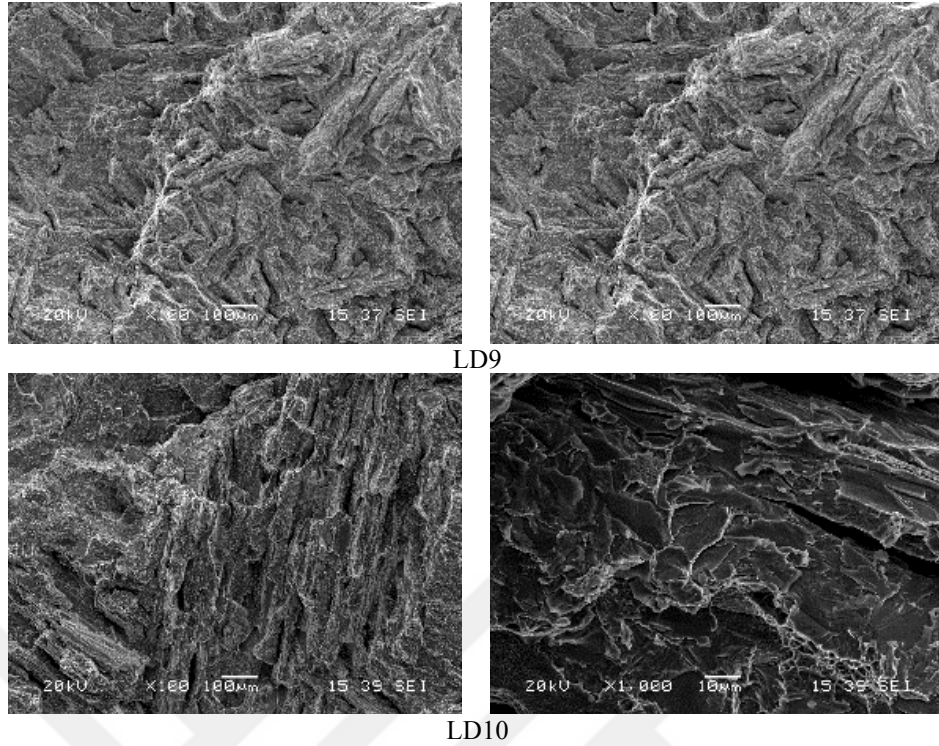


LD7



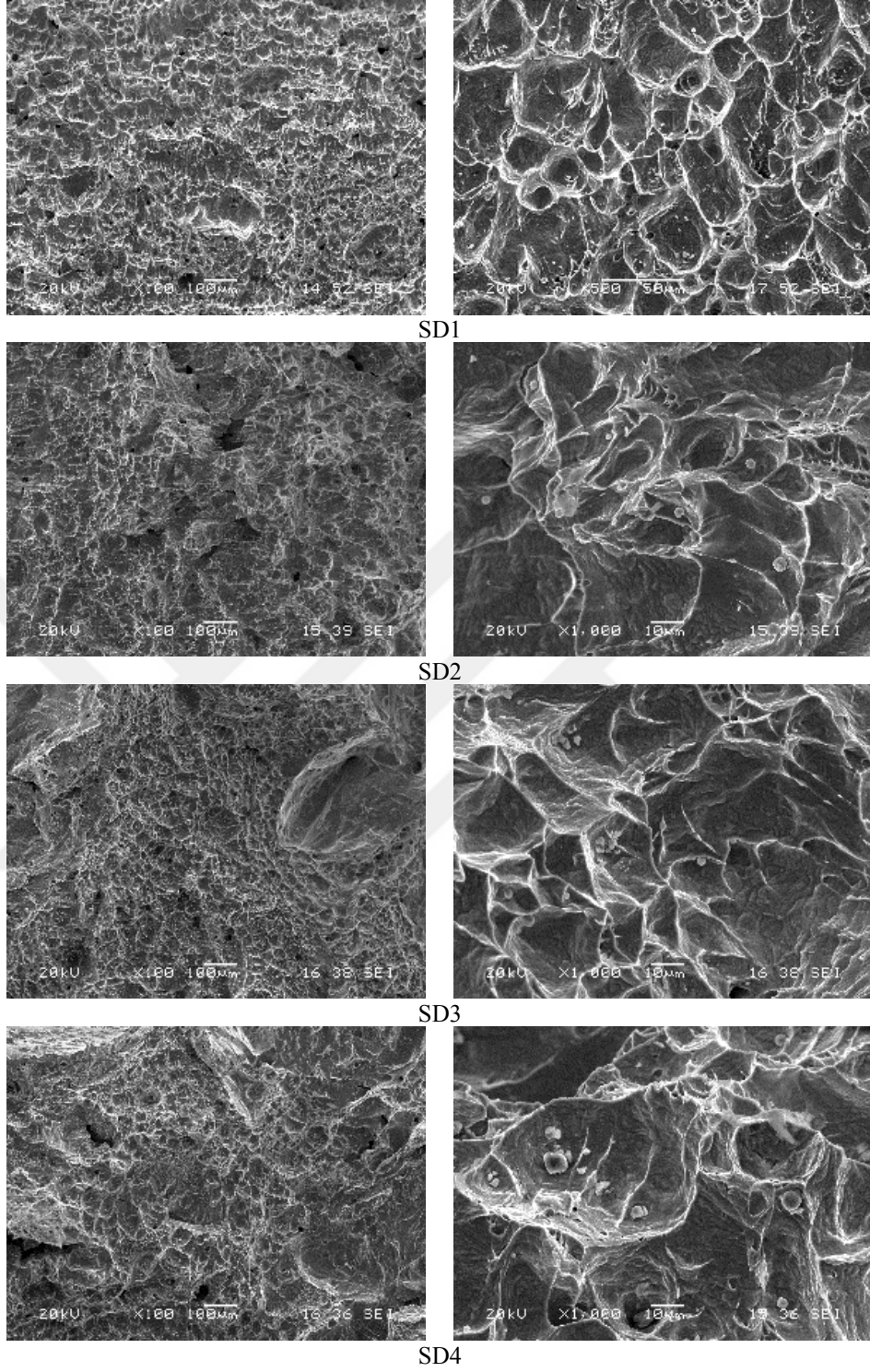
LD8

Şekil 4.16. 1.4462 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak uygulanan çentik darbe deneyi sonrası LD5,6,7,8 numunelerinin elde edilen kırılma yüzeyleri.

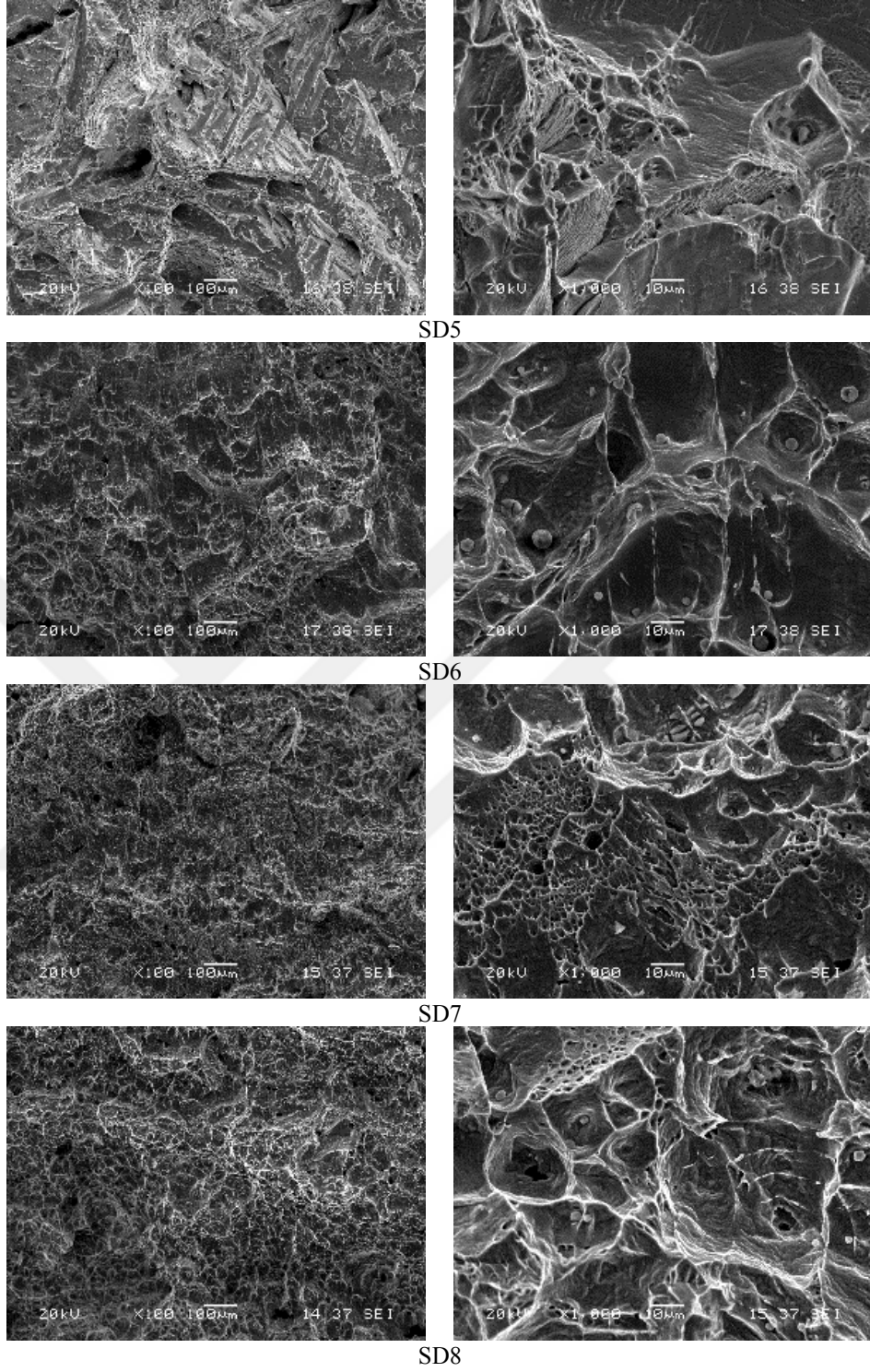


Şekil 4.17. 1.4462 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak uygulanan çentik darbe deneyi sonrası LD9 ve 10 numunelerinden elde edilen kırılma yüzeyleri.

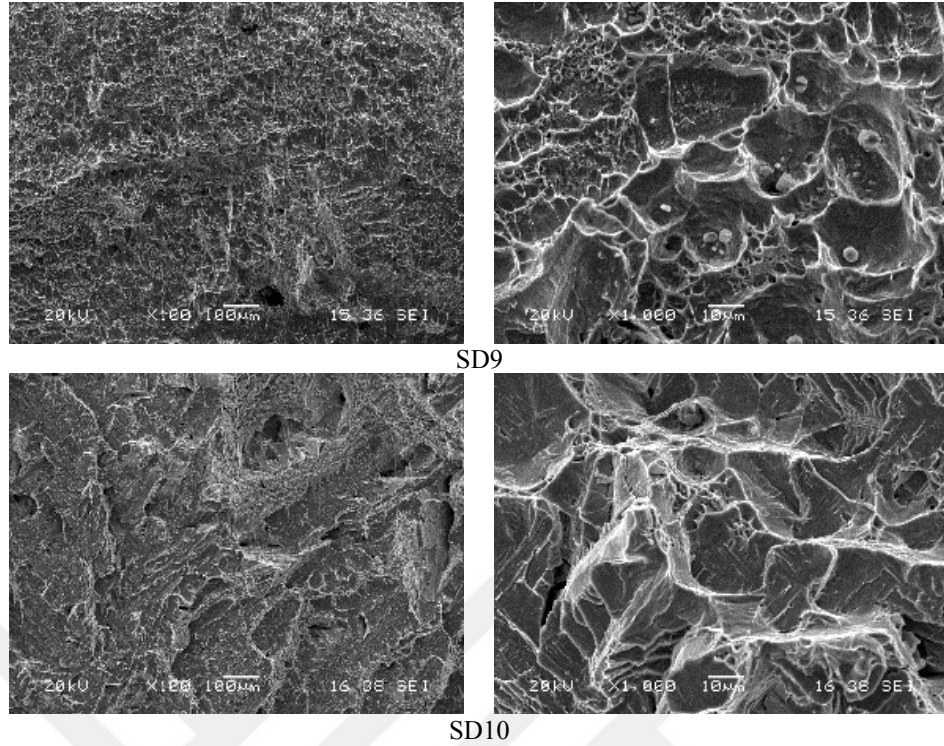
Küçük büyütmelelerde klivaj kırılma etkisi bariz olarak fark edilememekle beraber 1000X büyütmede, ostenitleme sonrasında havada ve suda soğutulan tüm numunelerde çatlağın klivaj düzlemleri boyunca ilerlediği ve gevrek kırılmaların hasıl olduğu gayet açık bir şekilde görülmektedir. Ostenitleme sonrasındaki soğutma hızının kırılma tipine bir etkisi olmamıştır. Bu alaşımların mikroyapılarında yaşlandırma sürecinde gelişen σ fazının da, mikroyapıda görülmekle beraber, kırılma davranışını değiştirmedeği anlaşılmaktadır. Bazı örneklerde (LD1, LD2, LD8 gibi), açık bir şekilde kısmen tanelerarası gevrek kırılma gerçekleştiği de kırık yüzeylerinden görülmektedir. Darbe deneyi sonuçları ile kırık yüzeyleri bulguları birbirini destekler mahiyettedir.



Şekil 4.18. 1.4410 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak çentik darbe deneyi sonrası elde edilen SD1,2,3,4 numunelerinin kırılma yüzeyleri.



Şekil 4.19. 1.4410 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak çentik darbe deneyi sonrası elde edilen SD5,6,7,8,4 numunelerinin kırılma yüzeyleri.



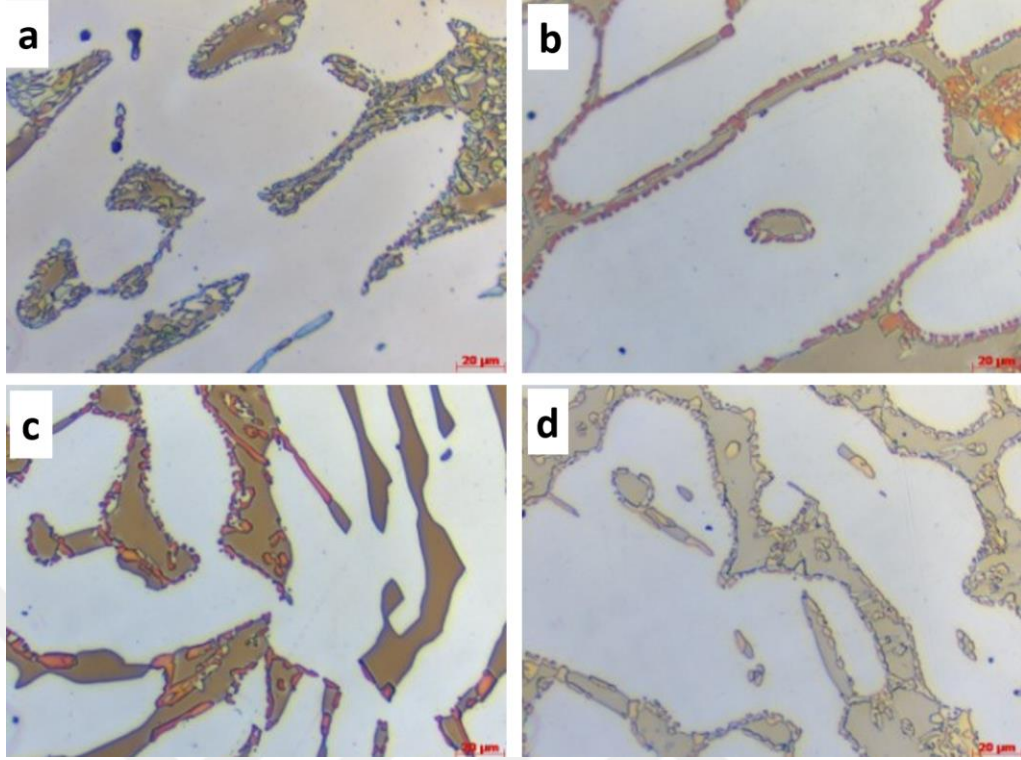
Şekil 4.20. 1.4410 malzemenin deney koşullarına bağlı olarak çentik darbe deneyi sonrası elde edilen SD9,10, numunelerinin kırılma yüzeyleri.

1025°C’de ostenitlenip havada ve yağda soğutulan ardından 400°C-500°C-600°C ve 700°C’de yaşlandırılıp tamamı havada soğutulan SD kodlu darbe deneyi numunelerinin SEM ile incelenmiş kırık yüzeyleri Şekil 4.18. ila 4.20.’de verilmiştir. Buradaki tüm numunelerin kırık yüzeyleri tipik sünek kırılma karakteristikleri taşımaktadır. Düşük büyütmelerde genel sünek kırılma yüzeyleri görülürken yüksek büyütmelerde sünek kırılmanın en tipik niteliklerinden olan gamzeli yapı (dimple) çok açık olarak ortaya konulmuştur. Gamzelerin içerisinde muhtemelen inklüzyonlar veya bazı durumlarda minik alaşım karbürleri bulunabilir. Bu bulgulardan da, ostenitleme sonrasındaki soğutma hızının numunelerin kırılma karakteristikleri üzerinde bir etkisi olmadığı anlaşılmaktadır. Darbe deney sonuçları da bu verileri desteklemektedir. Tek fark, havada soğutulmuş SD5 ve yağda soğutulmuş SD10 alaşımlarında 700°C’de yaşlandırma sonrasında tane sınırlarına çökelen Cr₂N fazının darbe enerjilerini önemli miktarda düşürmesidir. Bu halde dahi bu alaşımlar son derece yüksek darbe enerjisine sahiptirler ve kırık yüzeyleri de bu yüksek kırılma enerjilerini göstermektedir.

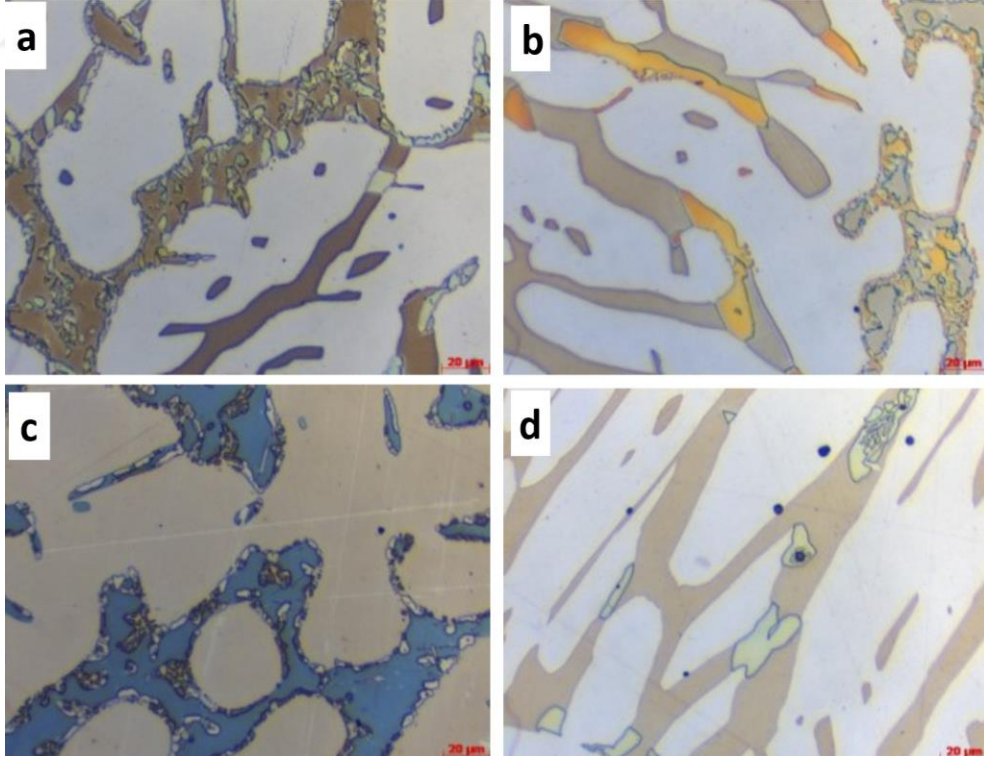
ASTM A923-03 Method A’ya göre uygulanan korozyon testleri öncesi ve sonrası mikroyapı görüntüleri 1.4462 kalite duplex paslanmaz çelik grubu için Şekil 4.21. ila

4.25., 1.4410 kalite dupleks paslanmaz çelik grubu için Şekil 4.26. ile 4.30. arasında gösterilmiştir. Bu test yönteminin amacı, dupleks paslanmaz çeliklerde tokluk veya korozyon direncinin önemli ölçüde etkilediği bilinen intermetalik fazların varlığının tespitine olanak sağlamaktır. Bu test yöntemi ile diğer nedenlerden kaynaklanabilecek tokluk veya korozyon direnci kayıplarını tespit etmek mümkün değildir. Sodyum hidroksit solüsyonu ile yapılan testlerde intermetalik σ fazının bulunduğu bölgelerde meydana gelen korozif etki 1.4462 malzemede açık bir şekilde görülmektedir (Şekil 4.21. ile 4.25.). Optik mikrograflarla tespit edilen bu etki, kendini dağlanmış mikroyapıdaki beneklenme/renklenme şeklinde göstermektedir. Fakat buna karşılık 1.4410 malzemelere uygulanan ısıtma işlemleri sonrasında mikroyapıda herhangi bir korozif etki görülmemiştir (Şekil 4.26. ile 4.30.). Ferrit/östenit arayüzünde meydana gelen Cr_2N , 1.4410 malzemede SD5 ve SD10 koşullarında herhangi bir korozyona sebebiyet vermemiştir.

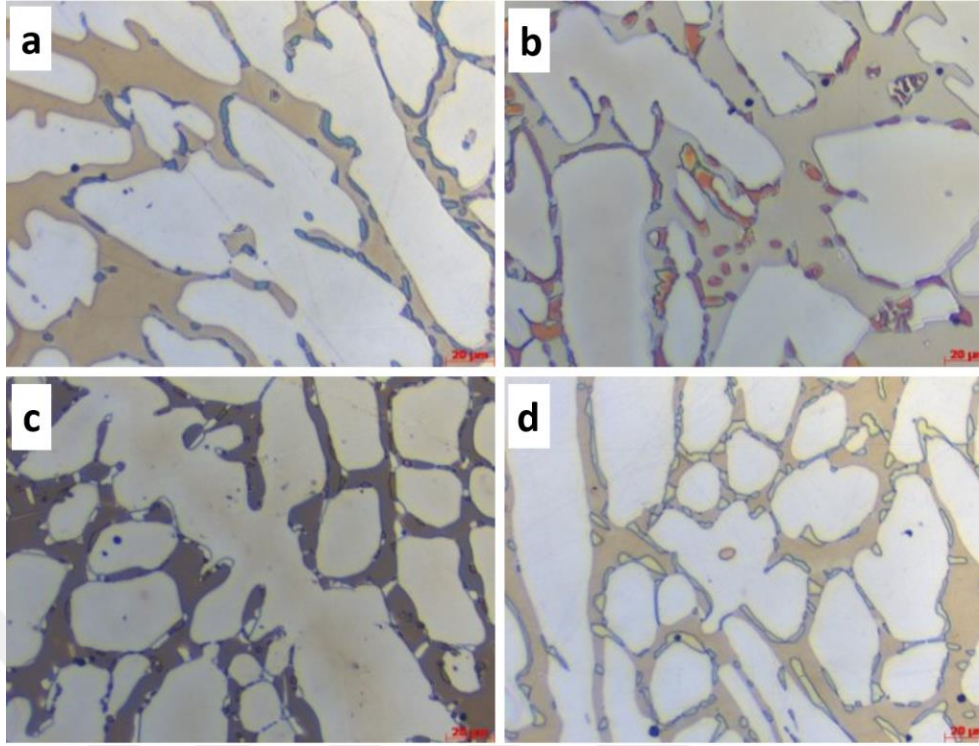
Mikroyapıların daha iyi anlaşılabilmesi için şu açıklamayı yapmak uygun olacaktır: Şekillerde östenitleme sonrası havada ve yağda soğutulan numunelerin korozyon öncesi mikrografları, sırasıyla üstte (a) ve altta (c) gösterilmiştir. Bunların korozyon sonrası resimleri ise, aynı sırayı takip ederek, havada soğutulan alaşım için üstte (b) ve yağda soğutulan alaşım için ise altta (d) verilmiştir. Bir paslanmaz çelik grubuna ait resimler, havada/yağda soğutulmuş, bunların 400°C, 500°C, 600°C ve 700°C’de yaşlandırılmış örneklerine ait olmak üzere 5 şekle yerleştirilmiştir.



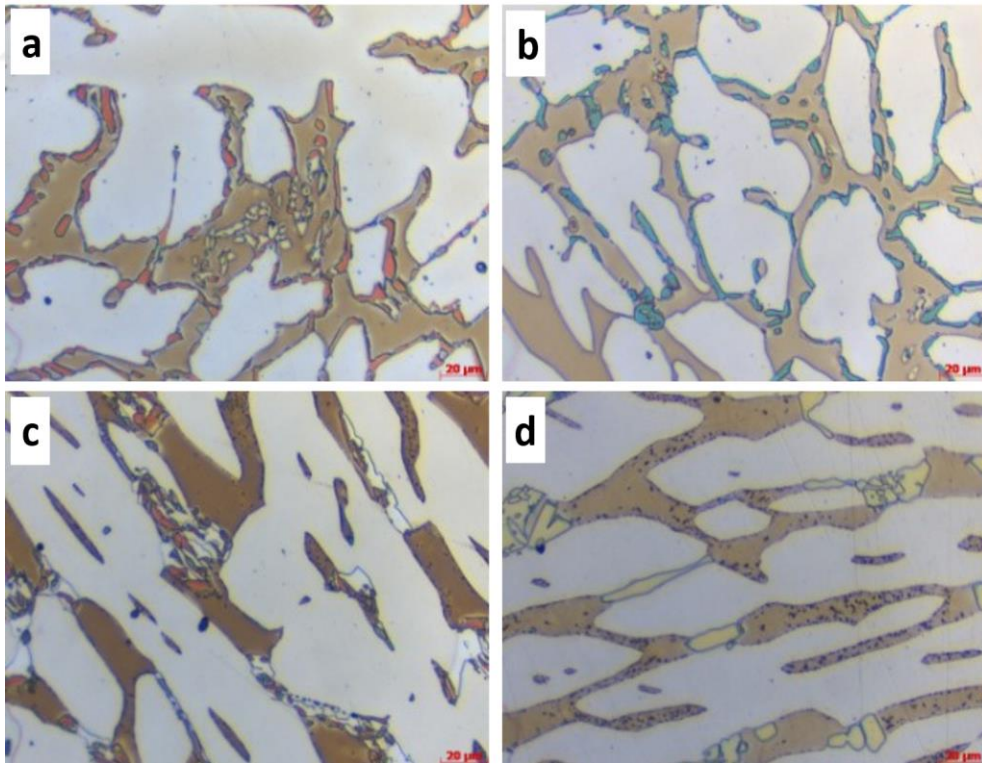
Şekil 4.21. LD1 (ab) ve LD6 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.



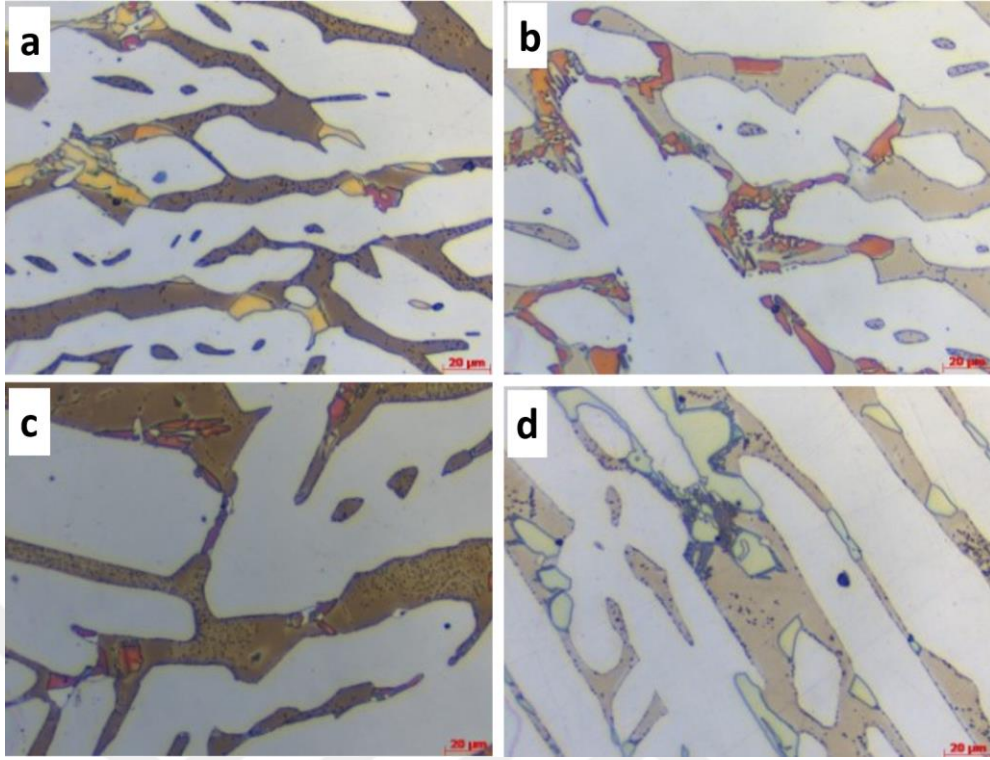
Şekil 4.22. LD2 (ab) ve LD7 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.



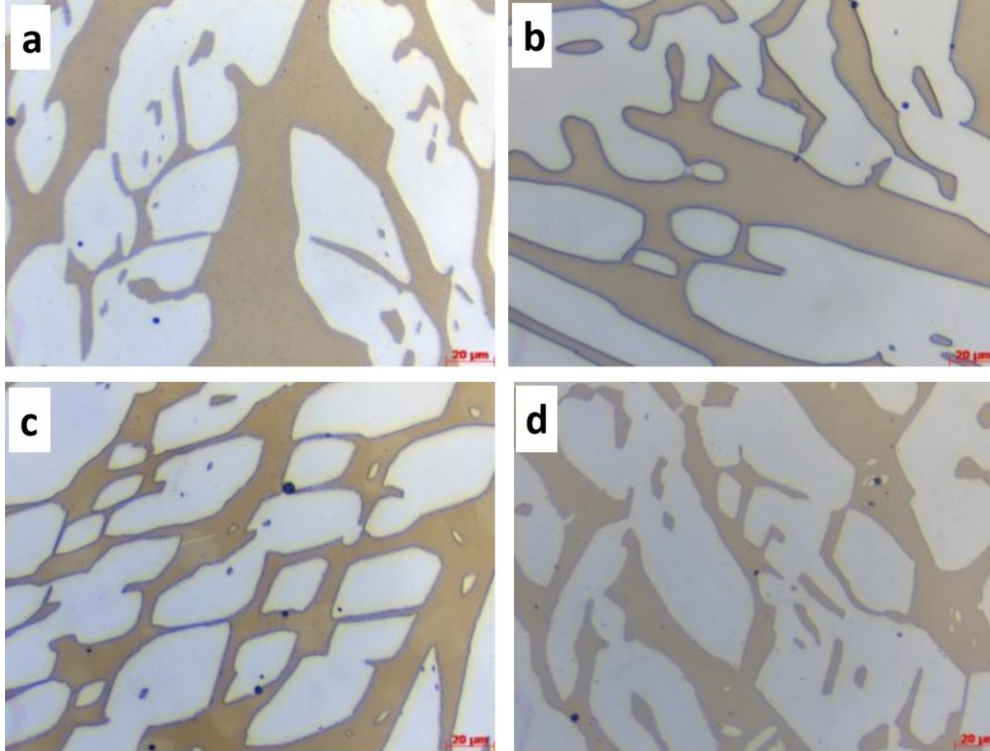
Şekil 4.23. LD3 (ab) ve LD8 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.



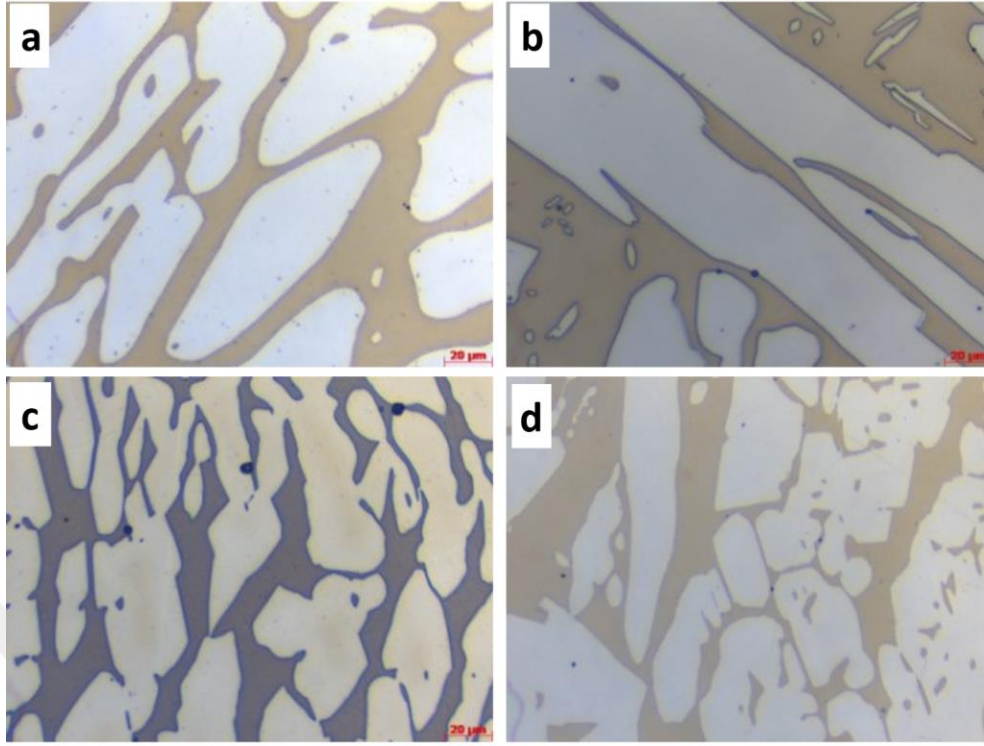
Şekil 4.24. LD4 (ab) ve LD9 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.



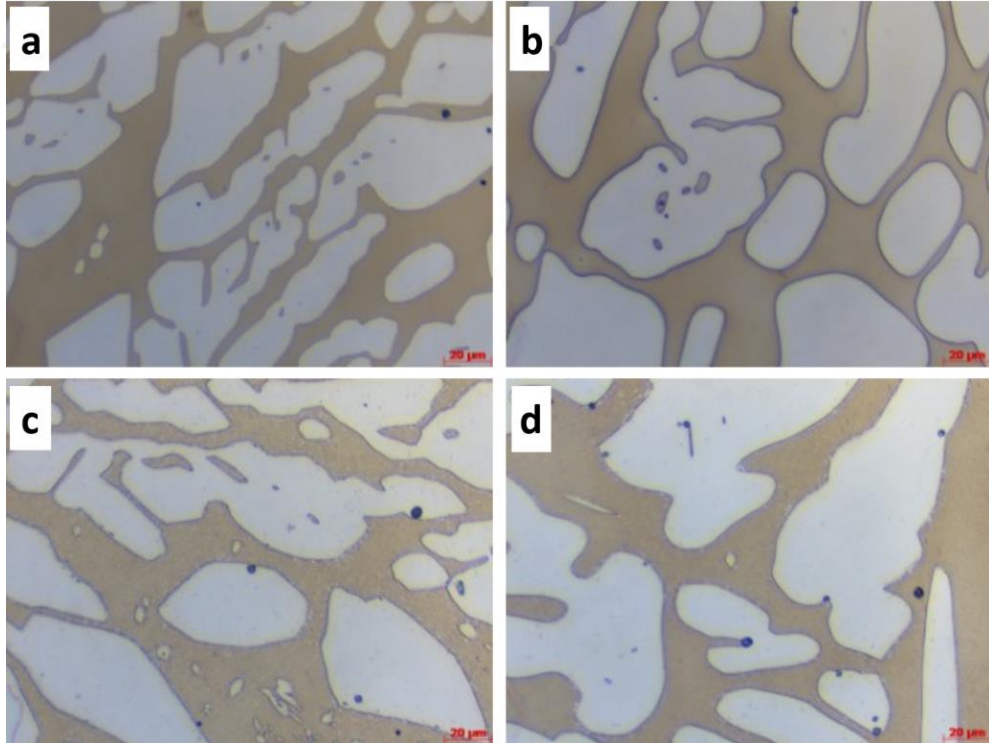
Şekil 4.25. LD5 (ab) ve LD10 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.



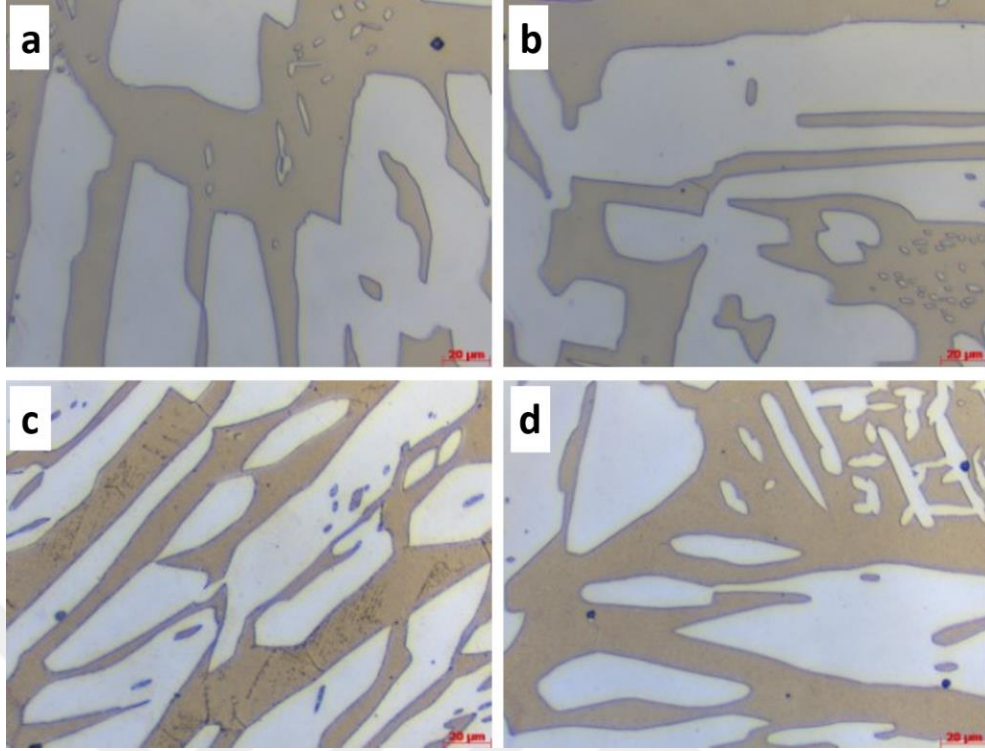
Şekil 4.26. SD1 (ab) ve SD6 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.



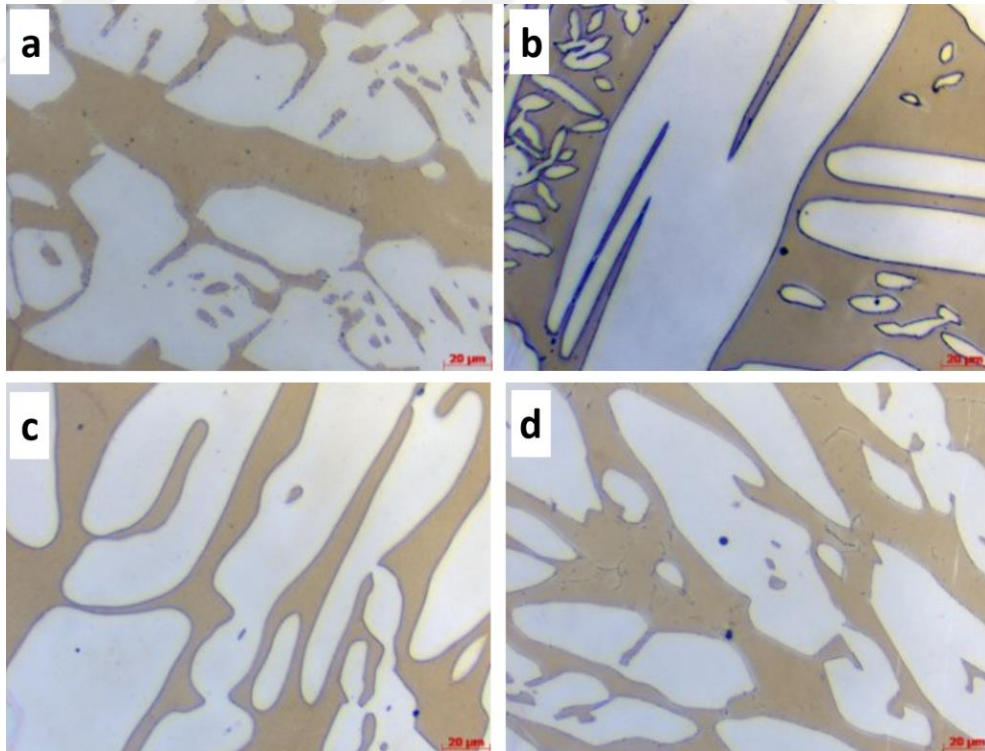
Şekil 4.27. SD2 (ab) ve SD7 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.28. SD3 (ab) ve SD7 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.



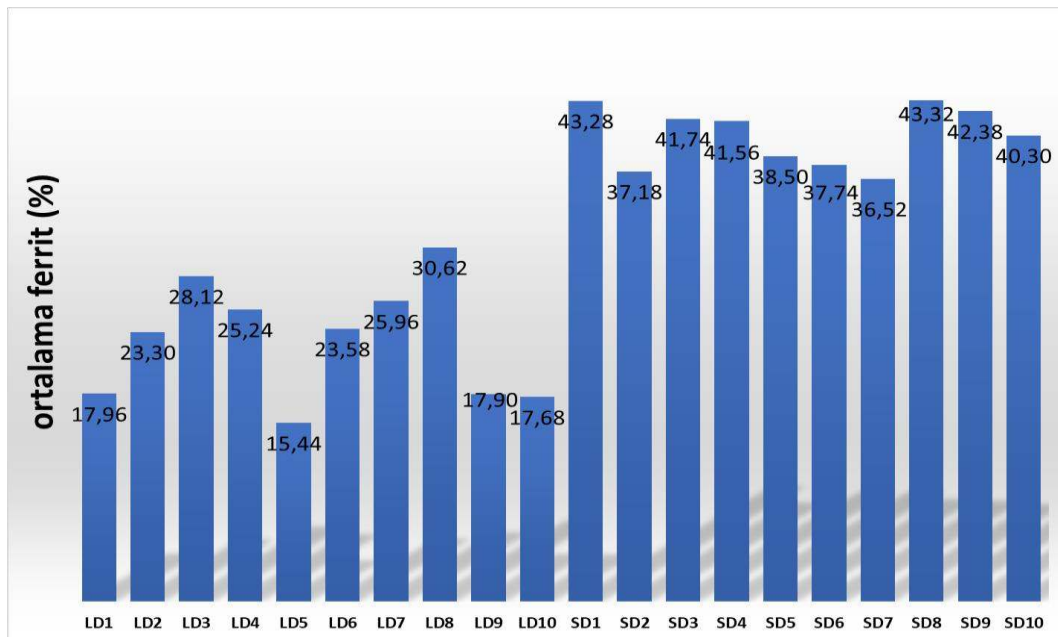
Şekil 4.29. SD4 (ab) ve SD8 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.



Şekil 4.30. SD5 (ab) ve SD10 (cd) deney koşullarına uygulanan korozyon deneyi öncesi (sol) ve sonrası (sağ) mikroyapı görüntüleri.

Şekil 4.31.'de feritscope ölçümü sonucu elde edilen her iki malzemenin % ferrit değerleri verilmiştir. 1.4462 malzemede ferrit östenit faz dengesi hem hava ham de yağ ile soğutmada östenit lehine değişmiştir. 1.4410 malzemede daha dengeli bir ferrit/ostenit dengesi elde edilmiş. 1.4462 numunelerine LD 5 ve LD 10 koşullarında uygulanan ısıt işlemleri sonucunda sırasıyla 15,44 ve 17,68 ortalama ferrit değerleri elde edilirken, 1.4410 numunelerinde SD 5 ve SD 10 koşullarında uygulanan ısıt işlemleri sonucunda sırasıyla 38,50 ve 40,30 ortalama ferrit değeri elde edilmiştir. 1.4410 malzemeler uygulanan ısıt işlemler ve yaşlandırma sonrası faz dengesi açısından ideal olarak kabul edilen %50 değerlere yakın ferrit/ostenit dengesi sağlamış, standartların %35-%65 aralığı içinde sonuçlar verebilmiştir.

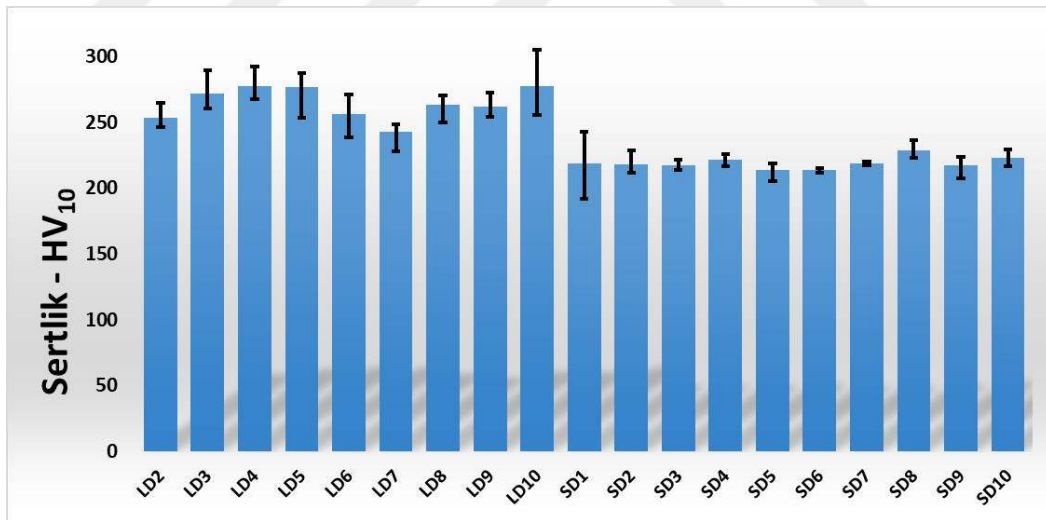
Ölçülen ferrit değerlerinin, SD numune kodları ile karakterize edilen 1.4410 kalite süper duplex paslanmaz çeliklerde ve LD numune kodları ile karakterize edilen 1.4462 duplex paslanmaz çelik malzemeye nazaran çok daha fazla olduğunu göstermektedir. Her iki kalite malzemenin havada ve yağda soğutulmuş numunelerinde ferrit içeriklerinde bariz değişiklikler olmamıştır. Farklı sıcaklıklarda yapılan yaşlandırma işlemleri sonucunda ferrit değerlerinde sistematik olduğu düşünülmeyen değişimler mevcuttur. Bunları işlem sıcaklıkları ile ilişkilendirebilecek bir kanıt bulunamamıştır.



Şekil 4.31. Deney koşullarına bağlı olarak numunelerden elde edilen ortalama % ferrit oranları.

Her iki malzemenin ısıtılma işlem ve yaşlandırma sonrası farklı soğutma koşullarında elde edilen sertlik değerleri, belirgin bir değişime neden olmadığını göstermektedir (Şekil 4.32.). 1.4462 malzemede hem hava hem de yağda soğutmada ortalama sertlik değeri 243-277 HV10 aralığında değişirken, 1.4410 malzemede hava da soğutmada 213- 229 HV10 arasında değişmektedir. 1.4462 malzemede sertlik artışının en önemli nedeninin ferrit fazı içerisinde meydana gelen yoğun σ fazı oluşumu olduğu düşünülmektedir.

Genel olarak, sertlik artışının mukavemeti arttırdığı, bununla beraber tokluğu düşürdüğü, dolayısıyla darbe enerjisini de düşürdüğü hususu malzeme mühendisliğinde iyi bilinmektedir. Ancak Şekil 4.32.'de verilen sertlik değerleri ve bu değerler arasındaki 40 puan civarındaki farklılıklar darbe deneylerinde elde edilen çok yüksek veya çok düşük darbe enerjilerini ortaya koyacak ölçüde önemli bir argüman olarak görülmemiştir. Darbe enerjileri arasındaki yüksek farklılık bir dereceye kadar σ fazı oluşumu, Cr_2N oluşumu ile ilişkilendirilebilir. Bu farkta iki grup alaşımın kimyasal bileşimlerinin de farklı olması önemli bir faktör olarak görülmektedir.



Şekil 4.32. Deney koşullarına bağlı olarak numunelerden elde edilen ortalama sertlik değerleri.

Yapılan deneysel çalışmanın sonunda şu yorumları yapabilmekteyiz;

- 1.4462 dubleks paslanmaz çelik malzeme hem ham döküm, hem de östenitleme ve yaşlandırma ısıtılma işlemi sonrası ferrit matris içerisinde yoğun σ fazına sahiptir.

- 1.4410 süper dubleks paslanmaz çelik malzemede ise sadece ısıt işlemler sonrası Cr_2N oluşumu gözlenmiştir. Yağda soğutma prosesinde biraz daha fazla oluşum sergilemiştir.
- 1.4462 dubleks paslanmaz çelik oluşan σ fazı nedeni ile çok düşük tokluk değerlerine sahiptir. 1.4410 super dubleks malzemede ise nispeten kabul edilebilir tokluk değerleri mevcuttur. Fakat ısıt işlem sonrası oluşan Cr_2N tokluğu kısmen düşmesine neden olmuştur. 1.4462 dubleks paslanmaz çelik malzemede meydana gelen σ fazı, 1.4410 süper dubleks paslanmaz çelik malzemeye göre ısıt işlem sonrası sertliğin artmasına neden olmuştur.
- Mikroyapı açısında uygulanan ısıt işlemlere rağmen 1.4410 süper dubleks paslanmaz çelik malzeme ferrit/ostenit dengesini korumuştur. Fakat 1.4462 dubleks paslanmaz çelik malzemede ferrit oranı ciddi şekilde düşüş göstermiştir.
- NaOH çözeltisinde 1.4462 malzeme sigma fazının oluşum gösterdiği bölgelerde koroziif etki göstermiştir. 1.4410 süper dubleks paslanmaz çelik malzemede bu etki görülmemiştir, Cr_2N koroziif bir etki göstermemesi sonucu ile 1.4410 malzemenin korozyon dayanımı yeterlidir denebilir.

KAYNAKLAR

- [1] Alptekin Kısaöz, 2015, Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında ısı girdilerin modellenmesi ve deneysel verilerin eldesi, doktor tezi.
- [2] Aran, A. ve Temel M.A. (2003) Paslanmaz Çelik Yası Mamuller, Sarıtaş Çelik Sanayi ve Ticaret A.Ş., İstanbul, 165 s.
- [3] Datasheet, Castings - Stainless Steel and Nickel-Ba.
- [4] Tümer Mustafa, 2012, Kotuyucu gaz kompozisyonunun özlü tel ark kaynak yöntemi ile birleştirilen paslanmaz çeliklerin mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkisi.
- [5] Tulgar, H.E., “ Faz diyagramları “, İTÜ İstanbul, (1974).
- [6] Türker Mehmet, 2009, Kocaeli Üniveristesi, Denizaltı harici egzost valflarinde kullanılan G-X10CrNiMoNb 18-10 malzemesinin korozzyon ve mekanik özelliklerinin incelenmesi doktora tezi.
- [7] ASM Handbook, Volume 3, “Alloy phase diagrams”, ASM international, The materials information society, 3.43, 3.44 (1992).
- [8] Çavuşoğlu, Ergin N., “Döküm Teknolojisi”, İTÜ İstanbul, (1981).
- [9] <https://www.open.edu/openlearn/science-maths-technology/engineering-technology/manupedia/sand-casting.>, Erişim Tarihi: 14.06.2021.
- [10] [https://ccmcotulsa.com/horizontal-or-vertical/.](https://ccmcotulsa.com/horizontal-or-vertical/), Erişim Tarihi: 14.06.2021.
- [11] [https://www.academia.edu/9310960/PENGECORAN SENTRIFUGAL Diakses pada tanggal 9 Februari 2016.](https://www.academia.edu/9310960/PENGECORAN_SENTRIFUGAL_Diakses_pada_tanggal_9_Februari_2016.), Erişim Tarihi: 14.06.2021.
- [12] <http://set-industry.com/en/Product/20083-Vertical-Centrifugal-Castings.>, Erişim Tarihi: 14.06.2021.
- [13] <http://set-industry.com/en/Product/20084-Horizontal-Centrifugal-Casting.>, Erişim Tarihi: 14.06.2021.

- [14] eFunda - <http://www.efunda.com/> - July 2nd,2007, http://www.efunda.com/processes/metal_processing/centrifugal_casting.cfm?search_string=centrifugal%20casting /Centrifugally Cast Duplex Stainless Steel: Discussion of Benefits Shawn Martin - Metallurgist, Greg Mooren - Metallurgist, Alan Holtz - V.P. of Sales & Engineering.
- [15] Joshi, Amit M., “Centrifugal Casting” , (B.Engg. Mechanical, A.M.I.Prod.E, A.I.E) Dept. of Metallurgical Engg. & Material Science,Indian Institute of Technology – Bombay, India.
- [16] Baylan, O. (2004) Elektrik Ark Kaynak Yöntemiyle Birleştirilen ÖstenitikMartenzitik Farklı Paslanmaz Çeliklerin Kaynaklı Bağlantılarında, Mikroyapı ile Özellikler Arasında İlişkinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Z.K.Ü. Karabük Teknik Eğitim Fakültesi, Zonguldak, s. 3-33.
- [17] Kanbolu, S. (1996) Östenitik Krom Nikelli Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Özellikleri., Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 73s.
- [18] Leffler B., 1998, Stainless Steels and Their Properties, AVESTA Sheffield AB Research Foundation, Finlandiya.
- [19] Baysal C., 1987, AISI 304 ve 316 Kalite Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Doymuş Klörlü Nötral Çözeltilerde Oyuklanma Davranışı, Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- [20] Kuştutan G. (2003), Paslanmaz Çeliklerin Direnç Kaynağında Soğuma Hızının Birleştirmenin Mekanik Özelliklerine Etkilerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi (yayımlanmamış), Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, s. 3-63.
- [21] Castner, H.R. (1992) Material and Procedure Considerations for Welded Austenitic Stainless Steels, 8th Annual North American Welding Research Conference, Edison Welding Institute, Columbus, Ohio, pp. 1-6.
- [22] Ceyhun, V. (1992) Ferritik Ve Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Karbonlu Çelik ile Nokta Kaynağında Kaynak Parametrelerinin Bağlantının Çekme-Makaslama Dayanımına Ve Taneler Arası Korozyona Etkisi, Yüksek Lisans Tezi (yayımlanmamış), İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, s. 1-50.
- [23] Woollin, P. (1994) Developments in Fusion Welding of Stainless Steels, Welding&Metal Fabrication, Cambridge, January, pp. 18-26.
- [24] Kaluç E. ve Tülbentçi K. (1998) “paslanmaz çeliklerin kaynağı”, kocaali üniversitesi kaynak teknolojisi, eğitim ve uygulama merkezi, Kocaeli.
- [25] Önal, E. (1997) Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Schaeffler, De Long ve WRC 92 Diyagramlarının İncelenmesi, Y.Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, s. 8-50.

- [26] Anık, S. (1970) Kaynak Tekniğinde Schaeffler Diyagramının Kullanılması, Kaynak Tekniği, Oerlikon Yayınları, 10 s.
- [27] <https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&LN=RU&NM=364.>, Erişim Tarihi: 14.06.2021.
- [28] Önal, E. (1997) Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Schaeffler, De Long ve WRC 92 Diyagramlarının İncelenmesi, Y.Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, s. 8-50.
- [29] <https://www.materialwelding.com/what-is-delong-diagram-and-its-uses/>, Erişim Tarihi: 14.06.2021.
- [30] Dupont J.N., Banovic, S.W. and Marder A.r. (2003) Microstructural Evolution And Weldability Of Dissimilar Welds Between A Supper Austenitic Stainless Steel And Nickel-Based Alloys, Welding Journal, pp. 125-135.
- [31] Lippold, J.C. (1992) Recent Developments in The Welding and Weldability of Austenitic Stainless Steels, 8th Annual North American Welding Research Conference, Edison Welding Institute, Columbus, Ohio, U.S.A. pp. 1-7.
- [32] Tülbentçi, K. (1985) Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı, Böhler Kaynak Dünyası, Sayı:11, 10 s.
- [33] <https://migal.co/en/service/welding-calculators/wrc-diagram-for-standard-analysis.>, Erişim Tarihi: 14.06.2021.
- [34] Yumuşak, D. M., “Gaz altı kaynak yöntemi ile kaynatılan ferritik aslanmaz çeliklerde argon ve helyum gazlarının kaynak karakteristik üzerine etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 3-49 (2008).
- [35] Odabaş, C., “Paslanmaz çelikler”, Askaynak Yayını, İstanbul, 1-62 (2004).
- [36] Kocabekir, B., “Isı girdisi ve kaynak atmosferinin 316L paslanmaz çeliklerin direnç kaynak birleştirmelerine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak, 3-36 (2006).
- [37] Kölük, F., “Ostenitik paslanmaz çeliklerin kaynağında kaynak yönteminin ısı tesiri altında kalan bölgeye etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 14-46 (2000).
- [38] Baylan, O., “Elektrik ark kaynak yöntemiyle birleştirilen östenitik-martenzitik farklı paslanmaz çeliklerin kaynaklı bağlantılarında, mikroyapı ile özellikler arasında ilişkinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak, 3-33 (2004).

- [39] Yumuşak, D. M., “Gaz altı kaynak yöntemi ile kaynatılan ferritik paslanmaz çeliklerde argon ve helyum gazlarının kaynak karakteristik üzerine etkisinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 3-49 (2008).
- [40] Odabaş, C., “Paslanmaz çelikler”, Askaynak Yayını, İstanbul, 1-62 (2004).
- [41] Aydın, T., “Paslanmaz çeliklerin MIG kaynağında kullanılan gazlar ve etkileri”, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1-86 (2002).
- [42] Şahin, Ş., “Paslanmaz çeliklerin kaynak kabiliyeti”, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 3-87 (1990).
- [43] Kaluç, T., Taban, E., Paslanmaz Edilebilirlikleri, MMO/461, 2007.
- [44] Lippold, J.C., Koteckı, D.J., Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, John Wiley&Sons, Amerika, 8-16, 2005.
- [45] Abington Publishing, Welding Metallurgy of Stainless Steels, Abington Welding Training Module, Cambridge, pp.1-45, 1994.
- [46] Sierin, H., Sandstrom, R., Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205”, Materials Science and Engineering A 444, 271–276, 2007.
- [47] Brozda, J., Lomozık, M., Welding of stainless-duplex steels. Properties of welded joints, Welding International 16 (1), 5-12, 2002.
- [48] LO, K.H., Shek, C.H., Lai, J.K.L., Recent developments in stainless steels, Materials Science and Engineering, R 65, 39–104, 2009.
- [49] Tümer Mustafa, Sakarya Üniversitesi, Doktora Tezi 2012.
- [50] Smith, W.F., Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri, University of Central Florida, Cilt 1, 171-214, 1999.
- [51] Karasakal, E., Ferritik, Östenitik ve Stabilize Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyetlerinin Araştırılması ve Karşılaştırmalar, Yüksek Lisans, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 6, 2005.
- [52] Gunn, N.R., Duplex Stainless Steels, Abington Publishing, 14, England, 1997.
- [53] Jalal Alsarraf Thesis 2010, Hydrogen Embrittlement Susceptibility of Super Duplex Stainless Steels.
- [54] C. Messner, V.V. Silberschmidt, E.A. Werner, Thermally induced surface roughness in austenitic-ferritic duplex stainless steels, Acta Materialia 51 (2003) 1525-1531.

- [55] Sathiya, P., Aravindan, S., Soundararajan, R., Noorul Haq, A. Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds, *Journal of Material Science*, 44, 114–121, 2009.
- [56] Narayanan, B.K., Effect of Alloying on Microstructure and Precipitate Evolution in Ferritic Weld Metal, The Ohio State University, Graduate Program in Materials Science and Engineering, 121-123, 2009.
- [57] 10092415 Alptekin Kısaöz, Pohl, M., Storz, O. ve Glogowski, T., (2007). “Effect of Intermetallic Precipitations on the Properties of Duplex Stainless Steel”, *Materials Characterization*, 58:65–71.
- [58] Baldo, S., (2010), Innovative Steels for Structural and Corrosion Resistance Applications, Doktora Tezi, Università Degli Studi Di Padova, Padova.
- [59] Guenter, H. ve Schwaab, P., (1983). “Precipitation of Intermetallic Compounds, Nitrides and Carbides in AF 22 Duplex Steel and Their Influence on Corrosion Behavior in Acids”, *Mannesmann Forschungsber*, 957:15–40.
- [60] Badji, R., Bouabdallah, M., Bacroix, B., Kahloun, C., Bettahar, K. ve Kherrouba, N., (2008). “Effect of Solution Treatment Temperature on the Precipitation Kinetic of σ -Phase in 2205 Duplex Stainless Steel Welds”, *Materials Science and Engineering A*, 496:447–454.
- [61] Nowacki, J. ve Lukojć, A., (2005). “Structure and Properties of the Heat-Affected Zone of Duplex Steels Welded Joints”, *Journal of Materials Processing Technology*, 164–165:1074–1081.
- [61] Kısaöz, A. ve Karaaslan, A., (2013). “Dupleks Paslanmaz Çeliklerde İkincil Faz Oluşumuna Sıcaklığın ve Sürenin Etkisi”, 4. Isıl İşlem Sempozyumu (4HTS), 24-25 Ekim 2013, İstanbul.
- [63] Byeong-Joo, L., (1993). “Revision of Thermodynamic Descriptions of the Fe-Cr & Fe-Ni Liquid Phases”, *Calphad*, 17:251–268.
- [64] Hsieh, C.C. ve Wu, W., (2012). “Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels”, *ISRN Metallurgy*, 4:1–16.
- [65] S. Topolska a,*, J. Łabanowski b, 2009, Effect of microstructure on impact toughness of duplex and superduplex stainless steels.
- [66] L. Karlsson, Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals metallurgy, influence on properties and welding aspects, *Welding in the World* 43/5 (1999) 20-40.
- [67] Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels, *Materials Characterization Volume 112*, February 2016, Pages 20-29.
- [68] Steels, A., *Stainless Steel Grade Datasheets* 2008.

- [69] www.struers.com/en/Knowledge/Materials/Stainless-Steel#main., Erişim Tarihi: 14.06.2021.
- [70] <https://www.carpentertechnology.com/blog/etching-316-316l-to-reveal-microstructure>., Erişim Tarihi: 14.06.2021.
- [71] Steels, A., Stainless Steel Grade Datasheets 2008.
- [71] Soncu Mmin, 2008 Kocaeli niversitesi, G-X 10 CrNiMoNb 18-10 Ostenitik Paslanmaz eliğin Asidik zeltilerdeki Korozyon zelliklerinin İncelenmesi.
- [72] Lippold JC, Kotecki DJ (2005) Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels. John Wiley & Sons, Inc., Publication.
- [73] Vahid A Hosseini, Leif Karlsson, Dirk Engelberg, Sten Wessman (3 January 2018). Time-temperature-precipitation and property diagrams for super duplex stainless steel weld metals.

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Mithat Zaim KERİMAK

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Yılı
Yüksek Lisans	Sakarya Üniversitesi/Fen Bilimleri Enstitüsü/ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Devam ediyor
Lisans	Kocaeli Üniversitesi/Mühendislik Fakültesi/ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	2007
Lise	İzmit Gazi Lisesi	1996

İŞ DENEYİMİ

Yıl	Yer	Görev
2007-Halen	Anadolu Döküm San. A.Ş.	Kalite Mühendisi

YABANCI DİL

İngilizce

ESERLER (makale, bildiri, proje vb.)

1. Tümer Mustafa, Atapek Şaban Hakan, Kerimak Mithat Zaim, Uluvar Fatih (2018). Impact Fracture Behaviour of the Dissimilar Alloy 316L – Hastelloy C276 Joint. ICEAF V - 5TH INTERNATIONAL CONFERENCE OF ENGINEERING AGAINST FAILURE (Özet Bildiri/Sözlü Sunum)(Yayın No:6959856)
2. Tümer Mustafa, Atapek Şaban Hakan, Çelikkol Emrullah, Kerimak Mithat Zaim (2018). A Fractographical Study on Dissimilar Weld Joints of SAF 2205 and Hastelloy C-276. ICEAF V - 5TH INTERNATIONAL CONFERENCE OF ENGINEERING

AGAINST FAILURE, Doi: 10.1051/mateconf/201818802018 (Tam Metin Bildiri/Sözlü Sunum)(Yayın No:6960929)

3. Mert Tolga, Tümer Mustafa, Kerimak Mithat Zaim (2019). Investigations on Mechanical Strength and Microstructure of Multi-Pass Welded S690QL HSLA Steel Using MAG and FCAW. PRAKTISCHE METALLOGRAPHIE-PRACTICAL METALLOGRAPHY, 56(10), 634-654., Doi: 10.3139/147.110578 (Yayın No: 5997447)

4. Karahan Tuba, Mert Tolga, Tümer Mustafa, Kerimak Mithat Zaim (2019). Microstructural Analysis of Inconel 625 Nickel Alloy / UNS S31803 Duplex Stainless-Steel Dissimilar Weldments. Advanced Technologies and Materials, 44(1), 15-19., Doi: 10.24867/ATM-2019-1-003 (Yayın No:5316866)

5. Karahan Tuba, Mert Tolga, Tümer Mustafa, Kerimak Mithat Zaim (2018). Microstructural Analysis of Inconel 625 Nickel Alloy / UNS S31803 Duplex Stainless Steel Dissimilar Weldments. The 4th IIW South-East European Welding Congress (Tam Metin Bildiri/Sözlü Sunum)(Yayın No:4534350)

6. Mert Tolga, Tümer Mustafa, Kerimak Mithat Zaim (2017). The Effect of MAG and FCAW Methods on Microstructure and Impact Toughness of Multi-pass Welded Weldox 700. 8th International Advanced Technologies Symposium (IATS'17), 1824-1832. (Tam Metin Bildiri/Sözlü Sunum)(Yayın No:4021921)

7. Tümer Mustafa, Atapek Şaban Hakan, Kerimak Mithat Zaim, Uluvar Fatih (2017). Microstructural and mechanical characterization of dissimilar metal weld between Hastelloy C-276 and AISI 316L austenitic stainless steel. 8. International Advanced Technologies Symposium (IATS'17), 9, 1916-1922. (Tam Metin Bildiri/Sözlü Sunum)(Yayın No:3713191)

HOBİLER

Ahşap gemi modelciliği / RC modelcilik / LEGO teknik / Kamp faaliyetleri / Amatör balıkçılık / El işçiliği ile geleneksel bıçak yapımı.