

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

UNS S31803 VE HASTELLOY C-276 ALAŞIMLARININ BENZER
OLMAYAN METAL KAYNAĞININ MİKROYAPISAL VE
MEKANİK KARAKTERİZASYONU

EMRULLAH ÇELİKKOL

KOCAELİ 2021

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ
ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

UNS S31803 VE HASTELLOY C-276 ALAŞIMLARININ
BENZER OLMAYAN METAL KAYNAĞININ
MİKROYAPISAL VE MEKANİK KARAKTERİZASYONU

EMRULLAH ÇELİKKOL

Doç.Dr. Ş.Hakan ATAPEK

Danışman, Kocaeli Üniversitesi

.....

Dr.Öğr. Üyesi Mustafa TÜMER

Jüri Üyesi, Kocaeli Üniversitesi

.....

Doç.Dr. Alptekin KISASÖZ

Jüri Üyesi, Kırklareli Üniversitesi

.....

Tezin Savunulduğu Tarih: 05.02.2021

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Çalışmama yön veren, bu yolda desteğini esirgemeyen ve her sorunda çözümleriyle yolumu aydınlatan danışman hocam Doç. Dr. Ş. Hakan Atapek'e içten ve sonsuz teşekkür ederim. Tez sürecinde numunelerin tedarik edilmesinde büyük katkısı olan ve çalışmalarımnda doğrudan destek olan Dr. Öğr. Üyesi Mustafa Tümer'e şükran ve teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek lisans çalışmalarımnda desteklerini esirgemeyen Erdemir Sıcak Ürün ve Proses Ar-Ge Müdürü Y. Müh. Abdullah Sezer'e, Proje Yöneticisi Y. Müh. Dilara Özyiğit'e, Ar-Ge Teknisyenleri Tefvik Demirhan'a, Kazım Çavuş'a ve Özlem Alım'e teşekkür ederim.

Son olarak hayatımın her anında yanımda olan, sevincimi, üzüntümü, heyecanımı paylaşan, her kararımnda arkamda duran ve benden desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen canım aileme sonsuz teşekkür ediyorum.

Ocak – 2021

Emrullah ÇELİKKOL

İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR	i
İÇİNDEKİLER	ii
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	iii
TABLOLAR DİZİNİ	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	x
ÖZET.....	xii
ABSTRACT.....	xiii
GİRİŞ	1
1. BENZER OLMAYAN METALLERİN BİRLEŞTİRİLMESİ.....	3
1.1. Benzer Olmayan Metallerin Birleştirilmesine Olan İhtiyaç	3
1.2. Kullanılan Birleştirme Teknikleri.....	4
1.3. Uygulamada Bileştirme Örnekleri.....	6
2. PASLANMAZ ÇELİKLER İLE NİKEL ESASLI SÜPERALAŞIMLARIN BİRLEŞTİRİLMESİ	12
2.1. Birleştirmede Kullanılan Ana Metallerin Metalurjisi.....	12
2.1.1. Paslanmaz çeliklere genel bakış	12
2.1.2. Nikel esaslı süperalaşımlara genel bakış	37
2.1.3. Dolgu metallerinin tanıtımı.....	43
2.2. Birleştirilmiş Parçalarda Mikroyapısal ve Mekanik Özellikler.....	44
3. MALZEME VE YÖNTEM.....	62
3.1. Birleştirmede Kullanılan Malzemeler	62
3.2. Seçilen Birleştirme Tekniği ve Parametreleri	63
3.3. Makroskobik ve Mikroskobik İncelemeler	64
3.4. Mekanik Karakterizasyon.....	65
4. BULGULAR VE TARTIŞMA	66
4.1. Ana Metallerin Karakterizasyonu.....	66
4.2. Birleştirilmiş Parçaların Makroyapısal ve Mikroyapısal Karakterizasyonu...	67
4.3. Birleştirilmiş Parçalarının Mekanik Karakterizasyonu	82
4.3.1. Sertlik verilerinin değerlendirilmesi	82
4.3.2. Darbe tokluk verilerinin değerlendirilmesi	83
4.4. Fraktografik İncelemeler	85
5. SONUÇLAR	92
KAYNAKLAR	95
KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER	100
ÖZGEÇMİŞ	101

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1.	Farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan yöntemler	5
Şekil 1.2.	Farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan yöntemler ve kullanım sıklıkları	6
Şekil 1.3.	Farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan metaller ve kullanım sıklıkları	7
Şekil 1.4.	Araçlarda çelik-aluminyum birleştirme örnekleri	9
Şekil 1.5.	HR3C ve T92 çeliklerinin birleştirme sonrası örnek numune görseli	10
Şekil 1.6.	Enerji santrallerinde kullanılan çok bileşenli benzer olmayan metallerin birleştirilmesini içeren bir kontrüksiyon parçanın makro görseli	10
Şekil 2.1.	Paslanmaz çelik yüzeyinde pasif ve oldukça ince krom oksit tabaka oluşumu	13
Şekil 2.2.	Alaşım elementlerinin bir fonksiyonu olarak paslanmaz çelik ailesinin tanıtımı	14
Şekil 2.3.	Schaeffler ve Delong diyagramları	15
Şekil 2.4.	Fe-Cr ikili denge faz diyagramı	16
Şekil 2.5.	Fe-Cr denge diyagramı üzerinde karbonun etkisi (%0,05 C)	17
Şekil 2.6.	Fe-Cr denge diyagramı üzerinde karbonun etkisi (%0,4 C)	17
Şekil 2.7.	Fe-Cr denge diyagramında östenit alanının genişlemesinde karbonun ve azotun etkisi	18
Şekil 2.8.	Farklı ısıtılma işlem görmüş AISI 409 ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapıları; (a) sıcak haddelenmiş ve (b) tavlanmış	19
Şekil 2.9.	AISI 316L kalite östenitik paslanmaz çeliğe ait mikroyapı görüntüsü	21
Şekil 2.10.	Östenit-ferrit katılaşma dönüşümü gösteren bir faz diyagramı	22
Şekil 2.11.	Östenitik paslanmaz çeliklerde kaynak metalinde gözlenen katılaşma türleri	22
Şekil 2.12.	Östenitik paslanmaz çeliklerin birleştirmelerinde katılaşma çatlak duyarlılığı	23
Şekil 2.13.	AISI 304 kalite paslanmaz çelikte $M_{23}C_6$ karbür çökmesine bağlı olarak gerçekleşen tanelerarası korozyon	24
Şekil 2.14.	Paslanmaz çelik matriksi içerisinde bulunabilen σ fazını gösteren bir mikroyapı	25
Şekil 2.15.	Martenzitik paslanmaz çeliğe ait bir mikroyapı görüntüsü	25
Şekil 2.16.	Çökelti sertleştirilmiş paslanmaz çeliğe ait mikroyapı görüntüsü	26
Şekil 2.17.	UNS S31803 dubleks paslanmaz çeliğine ait bir mikroyapı görüntüsü	27
Şekil 2.18.	Fe-Cr-Ni üçlü faz denge diyagramı	28
Şekil 2.19.	Dubleks paslanmaz çeliklere ait tipik mikroyapılar: (a) döküm yapısı ve (b) haddelenmiş yapı	30

Şekil 2.20.	1200 °C sıcaklıkta ısıtılmış ve ardından su verilmiş bir dubleks paslanmaz çeliğe ait mikroyapı görüntüsü	30
Şekil 2.21.	Bileşiminde ağırlıkça %70 Fe içeren dubleks paslanmaz çelikte soğuma sırasında oluşan fazlar	31
Şekil 2.22.	Dubleks paslanmaz çeliklerde alaşım elementlerinin çökelti oluşumuna etkisi ve oluşan çökeltilere ait zaman-sıcaklık diyagramı.....	32
Şekil 2.23.	Fe-Cr-Ni sistemlerinde σ fazının darbe tokluğu üzerine etkisi	33
Şekil 2.24.	Dubleks paslanmaz çeliklerde σ fazının oluşum mekanizması; (a) östenit içerisinde, (b) ferrit-östenit ve (c) ferrit-ferrit arayüzeylerinde oluşum.....	34
Şekil 2.25.	Dubleks paslanmaz çeliklerde gözlenen χ ve σ yapılarına ait SEM görüntüleri.....	35
Şekil 2.26.	Dubleks paslanmaz çelik matriksinde σ ve χ fazlarının çekirdeklenmesi ve büyümesi	35
Şekil 2.27.	Dubleks paslanmaz çelikte δ/γ arayüzeyinde Cr değişimi.....	36
Şekil 2.28.	Nikel ve nikel esaslı süperalaşımların sınıflandırılması.....	38
Şekil 2.29.	Nikel esaslı süperalaşımların mikroyapısı.....	40
Şekil 2.30.	Normalize edilmiş Hastelloy C-276 alaşımına ait mikroyapı görüntüsü	42
Şekil 2.31.	Süperalaşım C-276 ve AISI 321 alaşımlarının birleştirilme sonrası makro görüntüsü	47
Şekil 2.32.	Süperalaşım-çelik birleştirmesine ait mikroyapılar ve analiz çıktıları; (a) kaynak metali mikroyapısı, (b) çelik-kaynak metali arayüzeyi, (c) süperalaşım-kaynak metali arayüzeyi, (d) kaynak metali SEM görüntüsü, (e) çelik-kaynak metali arayüzeyi SEM görüntüsü, (f) süperalaşım-kaynak metali arayüzeyi SEM görüntüsü, (g ve h) SEM görüntülerinde işaretlenmiş çökeltilere ait EDS analizleri	48
Şekil 2.33.	Birleştirilmiş parçada mikro sertlik değişimi; (a) çelik alaşımından süperalaşıma doğru yatay yönde ve (b) kaynak metalinde dikey yönde değişim.....	49
Şekil 2.34.	Birleştirilmiş parçanın darbe testi öncesi (a) ve sonrası (b) makro görselleri, (c) darbe testi sonrası SEM fraktografı ve (d) çekme testi sonrası SEM fraktografı	50
Şekil 2.35.	AISI 321 ile Hastelloy C-276 birleştirmesine ait polarizasyon eğrisi	51
Şekil 2.36.	Birleştirilmiş parçanın polarizasyon testi sonrası mikroyapı görüntüleri; (a) Hastelloy C-276, (b) kaynak metali ve (c) AISI 321	51
Şekil 2.37.	Farklı dolgu metalleri kullanılarak yapılan Inconel 625 ve SAF 2205 birleştirmelerine ait makro görseller; (a) ER2209 ve (b) ERNiCrMo-3.....	52
Şekil 2.38.	Farklı dolgu metalleri ile birleştirilen Inconel 625 ve SAF 2205 dubleks paslanmaz çeliğin makro görselleri; (a) ER2209 ile ve (b) ERNiCrMo-3 ile	53
Şekil 2.39.	Inconel 625 ve SAF 2205 kaynaklı bağlantılarını gösteren mikroyapılar; (a ve b) ER2209 (c ve d) ERNiCrMo-3.....	54

Şekil 2.40. Birleştirilmiş Inconel 625 - SAF 2205 bağlantısının kaynak metaline ait mikroyapılar; (a) ER2209, (b) ERNiCrMo-3 ve kaynak bölgesinin SEM görüntüleri; (c) ER2209, (d) ERNiCrMo-3.....	55
Şekil 2.41. ER2209 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçada çizgisel haritalama analizi; (a) Inconel 625-kaynak metali arayüzeyi ve (b) SAF 2205-kaynak metali arayüzeyi	56
Şekil 2.42. ER2209 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçada SEM görüntüleme ve EDS analizi; (a ve b) SAF 2205 alaşımına yakın kaynak bölgesi, (c ve d) Inconel 625 alaşımına yakın kaynak bölgesi.....	57
Şekil 2.43. ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçada çizgi haritalama analizi; (a) Inconel 625-kaynak metali arayüzeyi ve (b) SAF 2205-kaynak metali arayüzeyi	58
Şekil 2.44. ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçada SEM görüntüleme ve EDS analizi; (a) SAF 2205 alaşımına yakın kaynak bölgesi, (b)-(d) kaynak bölgesi	59
Şekil 2.45. Inconel 625 ve SAF 2205 alaşımlarının kaynaklı bağlantılarının sertlik profilleri; (a) ER2209 ve (b) ERNiCrMo-3.....	60
Şekil 3.1. Birleştirmeye ait şematik bir görüntü.....	64
Şekil 3.2. Birleştirilen plakalara ait bir makro görüntü	64
Şekil 4.1. Ana metallerin mikroyapılarını gösteren IM görüntüleri.....	66
Şekil 4.2. Ana metallerin mikroyapılarını gösteren SEM görüntüleri.....	66
Şekil 4.3. Birleştirilmiş parçaların kesitlerine ait makro görüntüler; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3 ile birleştirme.....	67
Şekil 4.4. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin IV. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3.....	68
Şekil 4.5. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin IV. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren SEM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3.....	68
Şekil 4.6. ERNiCrMo-3 dolgu metalinin katılaşma yapısı içerisindeki karbür yapısına ait elementel haritalama örneği	69
Şekil 4.7. SEM görüntüsüne ait elementel haritalama	70
Şekil 4.8. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin III. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3.....	70
Şekil 4.9. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin II. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3.....	71
Şekil 4.10. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin I. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3.....	71
Şekil 4.11. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin I. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren SEM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3.....	72

Şekil 4.12. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin V. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3.....	73
Şekil 4.13. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin V. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren SEM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3.....	73
Şekil 4.14. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	74
Şekil 4.15. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	74
Şekil 4.16. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	75
Şekil 4.17. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	75
Şekil 4.18. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kök bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	76
Şekil 4.19. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kök bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	76
Şekil 4.20. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	77
Şekil 4.21. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	77
Şekil 4.22. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait elementel haritalama örneği	78
Şekil 4.23. Şekil 4.22’de verilen SEM görüntüsüne ait elementel haritalama	78
Şekil 4.24. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	79

Şekil 4.25. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	79
Şekil 4.26. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait mesafeye bağlı elementel konsantrasyon değişimi	80
Şekil 4.27. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kök bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	81
Şekil 4.28. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kök bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi.....	81
Şekil 4.29. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçada sertlik dağılımı.....	82
Şekil 4.30. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçada sertlik dağılımı.....	83
Şekil 4.31. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metaline ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) interdendritik sınırlar boyunca ayrışma	85
Şekil 4.32. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metali bölgesinin kırılma kesitine ait IM görüntüsü	86
Şekil 4.33. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) eşeksenli katılma bölgesinde ayrışma.....	86
Şekil 4.34. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait IM kırılma kesit görüntüsü	87
Şekil 4.35. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) tane sınırı ayrışması.....	87
Şekil 4.36. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali bölgesine ait IM kırılma kesit görüntüsü	88
Şekil 4.37. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metaline ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) matriksin plastik akışı	88
Şekil 4.38. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metaline ait kırılma kesitini gösteren IM görüntüsü	89
Şekil 4.39. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) sınır ayrışması.....	89
Şekil 4.40. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesinin kırılma kesitini gösteren IM görüntüsü.....	90

Şekil 4.41. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) sınır ayrışması	90
Şekil 4.42. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali geçiş bölgesinin kırılma kesitini gösteren IM görüntüsü	91



TABLolar DİZİNİ

Tablo 1.1. Farklı metallerin birbirleri ile birleştirilebilme kabiliyetleri	8
Tablo 2.1. Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmeleri için önerilen ısı girdileri ve paslararası sıcaklıklar.....	37
Tablo 2.2. Nikel esaslı alaşımların kompozisyonunda bulunan elementlerin faz oluşumlarına etkisi	39
Tablo 2.3. 1000 °C sıcaklıkta nikel içerisinde çeşitli elementler için yaklaşık atom çaplarının ve çözünürlük verilerinin özeti	40
Tablo 2.4. Nikel esas süperalaşımlar ile paslamaz çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan ilave malzemeler, ulaşılan çekme mukavemet değerleri ve hasar oluşum bölgeleri.....	45
Tablo 2.5. Darbeli akım TIG kaynağında kullanılan proses parametreleri	46
Tablo 2.6. Inconel 625 ile SAF 2205 birleştirmesi için kullanılan proses parametreleri.....	52
Tablo 3.1. Birleştirmede kullanılan çeliğe ait kimyasal kompozisyon (ağ.-%).....	62
Tablo 3.2. Birleştirmede kullanılan süperalaşıma ait kimyasal kompozisyon (ağ.-%)	62
Tablo 3.3. Birleştirmede kullanılan dolgu metallerinin kimyasal kompozisyonları (ağ.-%).....	63
Tablo 3.4. Birleştirmede kullanılan parametreler	64
Tablo 4.1. Birleştirmede kullanılan ana metallerin darbe tokluk değerleri	83
Tablo 4.2. ERNiCr-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilen parçaların, kaynak metali ve füzyon hatlarının darbe tokluk değerleri.....	84
Tablo 4.3. ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilen parçaların, kaynak metali ve füzyon hatlarının darbe tokluk değerleri.....	85

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

γ	: Gama-östenit fazı
α	: Alfa-ferrit fazı
δ	: Delta-ferrit fazı
σ	: Sigma fazı
χ	: Chi fazı
γ_2	: İkincil östenit fazı
α'	: Alfa prime fazı
γ'	: Gama prime fazı
γ''	: Gama double prime fazı
η	: Isıl verimlilik
V	: Voltaj
s	: Kaynak hızı
I	: Akım
I_p	: Pik akımı
I_b	: Arka plan akımı
t_p	: Pik akım süresi
t_b	: Arka plan akım süresi
U	: Volt
v	: Kaynak hızı
Q	: Isı girdisi
k	: Isıl verimlilik faktörü

Kısaltmalar

TIG	: Tungsten İnert Gaz
MIG	: Metal İnert Gaz
FCAW	: Flux-Cored Arc Welding (Özlü Tel Kaynağı)
SMAW	: Shielded Metal Arc Welding (Korumalı Metal Ark Kaynağı)
SAW	: Submerged Arc Welding (Tozaltı Ark Kaynağı)
DFW	: Diffusion Welding (Difüzyon Kaynağı)
FW	: Friction Welding (Sürtünme Kaynağı)
FSW	: Friction Stir Welding (Sürtünme Karıştırma Kaynağı)
AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü)
HMK	: Hacim Merkezli Kübik
YMK	: Yüzey Merkezli Kübik
Cr _{eş}	: Krom Eşdeğeri
Ni _{eş}	: Nikel Eşdeğeri
UNS	: Birleştirilmiş Numaralandırma Sistemi
PRE _N	: Pitting Resistance Equivalent (Çukurcuk Korozyon Direnci Değeri)
UMZ	: Unmixed Zone (Karışmama Bölgesi)

PMZ	: Partially Melted Zone (Kısmi Ergimiş Bölge)
MGBs	: Migrated Grain Boundaries (Göç Eden Tane Sınırları)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)
EDS	: Energy Dispersive Spectrometry (Enerji Dağılımlı X-Işın Spektrometresi)
E_{pit}	: Çukurcuk Potansiyeli
HV	: Hardness of Vickers (Vickers Sertliği)
IM	: Işık Mikroskobu



UNS S31803 VE HASTELLOYS C-276 ALAŞIMLARININ BENZER OLMAYAN METAL KAYNAĞININ MİKROYAPISAL VE MEKANİK KARAKTERİZASYONU

ÖZET

Bu çalışmada, UNS S31803 kalite dubleks paslanmaz çelik ile Hastelloy C-276 nikel esaslı süperalaşımı tungsten inert gaz yöntemiyle birleştirilmiştir. Benzer olmayan metallerin birleştirilmesinde farklı kimyasal kompozisyona sahip nikel esaslı ERNiCr-3 ve ERNiCrMo-3 dolgu metalleri kullanılmıştır. Birleştirilmiş parçaların metalurjik yapıları mikroyapısal karakterizasyon çalışmaları ile belirlenmiştir. Mekanik karakterizasyon çalışmalarında ise sertlik ve darbe tokluk ölçümleri yapılmıştır. Karakterizasyon çalışmaları; (i) kaynak metalinin dendritik katılaşma yapısına sahip olduğunu ve yüzeyden köke doğru tüm pasalarda termal etki nedeniyle katılaşma yapısının değiştiğini, (ii) kaynak metalinde dolgu metalinin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak Nb-ca ve Mo/Nb-ca zengin karbürlerin oluştuğunu, (iii) ERNiCrMo-3 dolgu metali ile yapılan birleştirmede karbür miktarının daha fazla olduğunu ve karbürlerin mekanik özellikleri etkilediği, (iv) ana metal-kaynak metali geçiş bölgelerinde ana metallerin mikroyapılarında bulunan fazların morfolojisinin ve boyutlarının değiştiğini göstermiştir.

Anahtar Kelimeler: Dubleks Paslanmaz Çelik, Karakterizasyon, Nikel Esaslı Süperalaşım, TIG.

MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL CHARACTERIZATION OF DISSIMILAR METAL WELDING OF UNS S31803 AND HASTELLOY C-276 ALLOYS

ABSTRACT

In this study, UNS S31803 duplex stainless steel and Hastelloy C-276 nickel based superalloy were joint by tungsten inert gas method. Nickel based ERNiCr-3 and ERNiCrMo-3 filler metals with different chemical composition were used for joining the dissimilar metals. Metallurgical structures of the joint parts were determined by microstructural characterization studies. In mechanical characterization studies, hardness and impact toughness were measured. Characterization studies showed that (i) weld metal had a dendritic solidification structure and the solidification structure changed due to thermal effects in all passes from the surface to the root, (ii) depending on the chemical composition of the filler metal, Nb-rich and Mo/Nb-rich carbides were formed in the weld metal, (iii) the amount of carbide was higher in joining with ERNiCrMo-3 filler metal and carbides affected the mechanical properties, (iv) the morphology and dimensions of the phases in the microstructures of the base metals changed within the base metal-weld metal transition zones.

Keywords: Duplex Stainless Steel, Characterization, Nickel Based Superalloy, TIG.

GİRİŞ

Geçmişten günümüze özellikle metalik malzemelerin farklı yöntemler ile birleştirilmesi sonucu birçok konstrüksiyon parçasının imalatı gerçekleştirebilmiş ve böylece endüstriyel gelişime katkı verebilen bir süreç ortaya konulmuştur. Birleştirmeler çoğunlukla benzer metallerin kaynaklanması esasına dayansa da, tasarım gereği farklı metallerin birleştirilmesi de söz konusudur. Bu durumda, iki metalin spesifik özellikleri en düşük maliyet ve yüksek tasarım esnekliğinde konstrüksiyona kazandırılmıştır. Ancak iki metalin farklı kimyasal kompozisyona, ergime sıcaklığına, mekanik özelliklere ve termal genleşme katsayılarına sahip olmaları birleştirme esnasında ve sonrasında gevrek fazların, çatlakların ve boşlukların oluşumuna katkı verebilmektedir ve bu tür oluşumlar konstrüksiyonun fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerini zayıflatabilmektedir. Bu nedenle, uygun birleştirme tekniğinin etken parametreler doğrultusunda seçimine yönelik ve birleştirilmiş parçalarda proses-yapı-özellik arası ilişkilerin gözetildiği çalışmalar günümüz trend konuları arasında yer almaktadır [1-3].

Kimya, petro-kimya, yağ ve gaz endüstrisi, savunma sanayisi ve gemi inşaat sanayisi başta olmak üzere birçok platformlarda geniş kullanım alanı bulan çelikler ile nikel esaslı alaşımlar maliyet ve tasarım esnekliği söz konusu iken benzer olmayan metallerin birleştirilmesinde tercih edilen iki ana metaldir. Konstrüksiyon gereği, aranan bazı özellikler monolitik malzemeden ziyade birleştirilmiş herhangi bir malzemeden karşılanabilmektedir. Aranan özellik ısıya direnç, mukavemet, oksidasyon veya korozyon direnci gibi bir fiziksel, kimyasal veya mekaniksel bir kavrama dayandırılabilir ve konstrüksiyon parçasının ortama ve koşullara göre uzun ömürde çalışmasına yönelik bir yapısal tasarım oluşturulabilmektedir. Karbon çeliklerinden paslanmaz çeliklere kadar çok geniş bir grup, demir esaslı malzeme olarak birleştirilecek metal çiftinden biri için seçilebilmektedir. Öte yandan yüksek mukavemete ve yüksek oksidasyon/korozyon direncine sahip nikel esaslı alaşımlardan Inconel, Hastelloy, Incoloy vb. alaşımları diğer bir metal adayı olarak görev üstlenebilmektedir [3-7].

Bu tez çalışması kapsamında, yapısında 55:45 oranında ferrit (δ) : östenit (γ) fazlarına sahip dubleks bir paslanmaz çeliğin (UNS S31803) nikel esaslı süperalaşım (Hastelloy C-276) ile tungsten inert gaz (TIG) kaynağı ile birleştirilmesi sonrası metalurjik ve mekanik karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Farklı molibden içeriğine sahip dolgu metalleri kullanılarak çoklu pasoda yapılan birleştirmeler sonrası yapılan makro ve mikro incelemeler birleştirilmiş parçalarda mikroyapısal bileşenlerin mekanik özelliklere (sertlik ve darbe tokluğu) olan etkilerinin anlaşılmasına katkı sağlamıştır.



1. BENZER OLMAYAN METALLERİN BİRLEŞTİRİLMESİ

Günümüzde birçok alanda benzer olmayan metallerin birleştirme uygulamaları bulunmaktadır. Bu uygulamalar, bazı durumlarda gerekli mukavemet değerinin sağlanamamasından, bazı durumlarda çalışma ortam sıcaklığından, bazı durumlarda ise korozyon etkilerden, bazı durumlarda da ağırlık azaltma hedeflerinden dolayı zorunlu hale gelmektedir. Temel olarak bu sebeplerin tamamı ekonomik nedenlerden dolayı oluşmaktadır. Farklı iki metalin birleştirilmesinde, ana metallerin metalurjik yapısının, birleştirme sonrası çalışma ortam sıcaklığının, korozyon etkenlerin, gereksinim duyulan mekanik özelliklerin ve değerlerin bilinmesi uygulanacak birleştirme yönteminin seçilmesinde önem arz etmektedir.

1.1. Benzer Olmayan Metallerin Birleştirilmesine Olan İhtiyaç

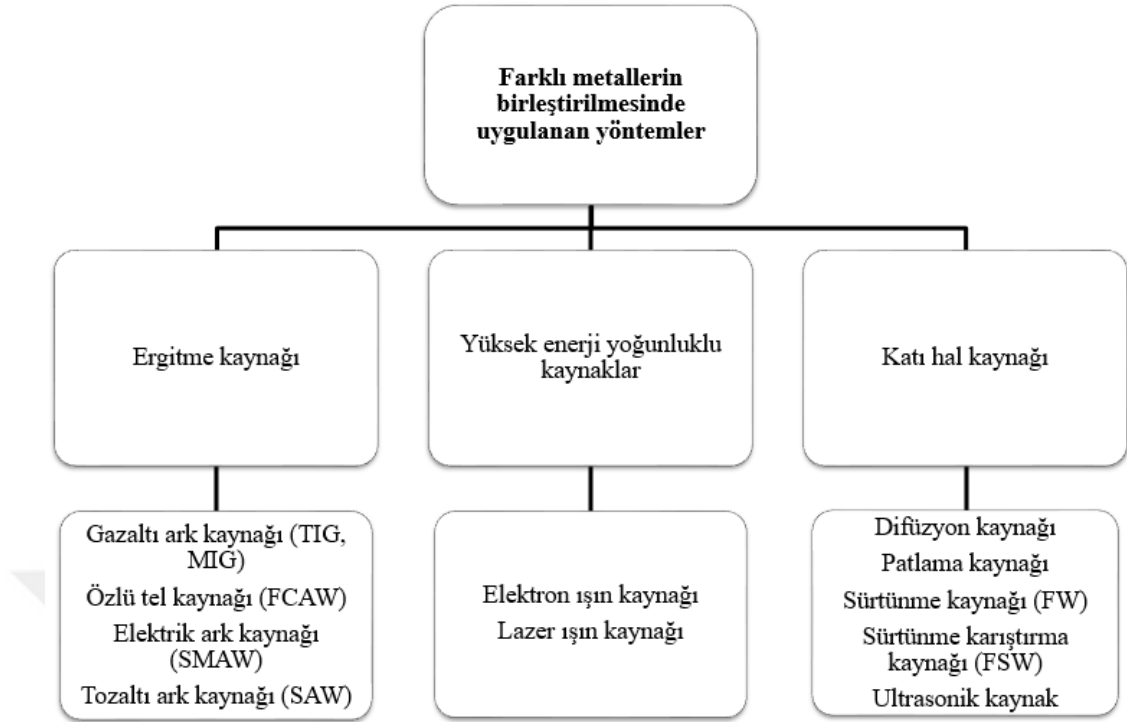
Geçmişten günümüze birçok konstrüksiyonda çoğunlukla birbirine benzer metallerin birleştirilmesi, uygun birleştirme tekniğinin belirlenmesi, yüksek fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerin sağlanmasında optimum birleştirme parametrelerinin seçilmesi kayda değer çalışma konuları olmuştur. Ancak daha önceden de bahsedildiği üzere, birbirine benzer metallerin istenen mukavemetleri sağlayamaması, çalışma ortam sıcaklığına uygun bir malzeme olmaması ve değişken korozyon ortamlara karşı yeterli direnci gösterememesi başta olmak üzere birçok nedenden dolayı birbirine benzer olmayan metallerin birleştirilmesine ihtiyaç duyulmuştur. Bu ihtiyacı doğuran önemli sebeplerden biri de kimya, petro-kimya, gaz, enerji santrallerinin buhar hatları, havacılık, nükleer santral gibi endüstrilerde konstrüksiyon parçası olarak kullanılacak olan başta nikel esaslı süperalaşımların ve paslanmaz çeliklerin konvansiyonel konstrüksiyon metallerine (özellikle çeliklere) göre nispeten daha yüksek sıcaklıklara mukavim ve oksidasyon dirençli olmasına rağmen daha yüksek maliyetli olmalarıdır. Bu durumda mühendislik uygulamalarında ortama bağlı olarak aranan özelliklerin sağlanmasında düşük maliyetli tasarımların oluşturulması benzer olmayan metallerin birleştirilmesi ile sağlanabilmektedir.

Literatürde benzer olmayan metallerin birleştirilmesi çoğunlukla bir maliyet azaltma niteliğinde olup, servis koşullarında sadece agresif ortama maruz kalan tarafın yüksek performans göstermesi esasına dayandırılır. Böylece monolitik malzeme kullanımı yerine birleştirilmiş parçaların kullanımı endüstriyel bir gereksinim olarak kabul edilir [1, 2, 6].

Benzer metallerin birleştirilmesi ile karşılaştırıldığında, farklı metallerin birleştirilmesi, farklı kimyasal ve mekanik özelliklere sahip olan iki ayrı metalin birleştirilmesidir. Birleştirilecek iki metalin farklı kimyasal kompozisyon, farklı ergime sıcaklığı, farklı mekanik özellikler ve farklı termal genleşme katsayıları gibi sınırlamalara sahip olmalarına rağmen, maliyet tasarrufu, ağırlık azaltma, ekipmanların ve konstrüksiyonların verimini artırma gibi çeşitli amaçlar için farklı metallerin birleştirilmesine ihtiyaç giderek artmaktadır. Farklı metallerin birleştirilmesinde amaç, her bir metalin ürettiği faydaları en üst düzeye çıkarmak ve dezavantajlarını ise en aza indirmektir. Farklı metallerin birleştirilmesinde ana motivasyon, ürünün ve/veya konstrüksiyonun maliyetini belirlerken, korozyon, aşınma, termal direnç, fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri nihai ürün üzerinde optimize etmeye dayanmaktadır [1, 2].

1.2. Kullanılan Birleştirme Teknikleri

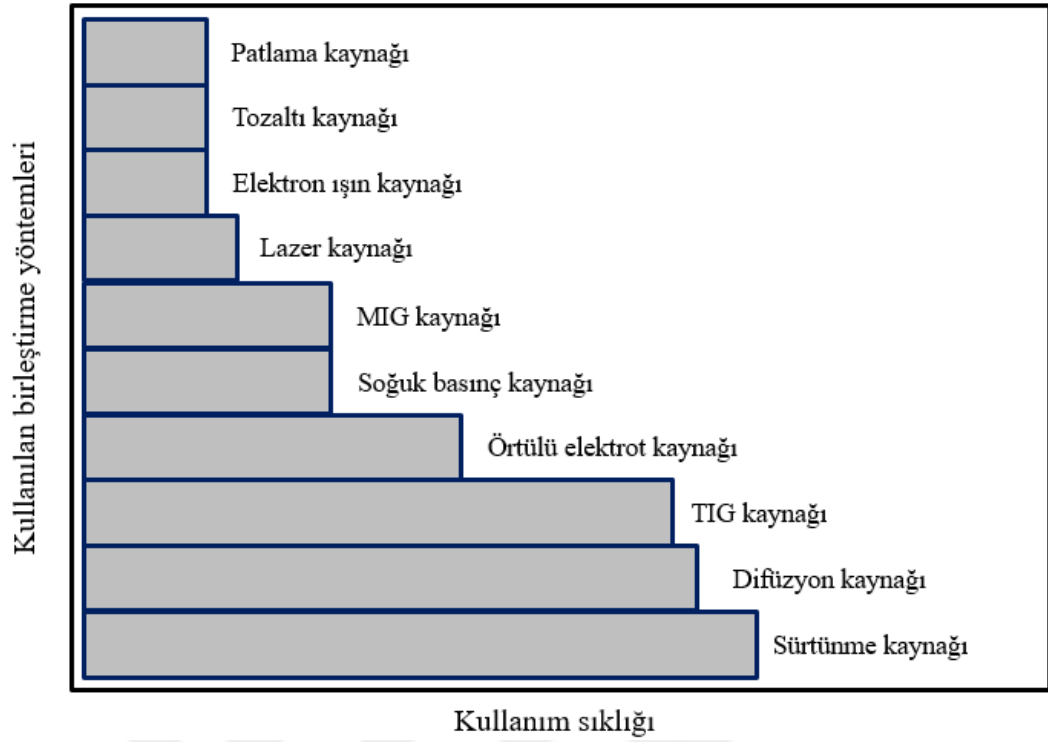
Farklı metalleri kaynak ile birleştirmede temel olarak kullanılan üç farklı birleştirme yöntemi bulunmaktadır (Şekil 1.1). Bu yöntemler esasen ergitme kaynağı, yüksek enerji yoğunluklu kaynaklar ve katı hal kaynağı olmak üzere üç alt başlığa ayrılmaktadır. Ergitme kaynak yöntemleri esasen gazaltı ark kaynağı (tungsten inert gaz, TIG ve metal inert gaz, MIG), özlü tel kaynağı (flux-cored arc welding, FCAW), korumalı metal ark kaynağı (shielded metal arc welding, SMAW), tozaltı ark kaynağı (submerged arc welding, SAW) olarak dört alt başlığa ayrılmaktadır. Yüksek enerji yoğunluklu kaynak işlemlerinde çoğunlukla elektron ışın kaynağı ve lazer ışın kaynağı olarak da bilinen birleştirme yöntemleri kullanılır. Katı hal kaynak yöntemleri arasında difüzyon kaynağı (diffusion welding, DFW), patlama kaynağı, sürtünme kaynağı (friction welding, FW), sürtünme karıştırma kaynağı (friction stir welding, FSW) ve ultrasonik kaynak gibi birleştirme yöntemleri en iyi bilinen yöntemlerdir [8].



Şekil 1.1. Farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan yöntemler [8]

Farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan en yaygın yöntemler 1980’li yıllardan itibaren araştırılmaktadır. O yıllarda yapılan araştırma sonuçlarında, farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan en yaygın yöntemler olarak sürtünme ve difüzyon kaynağı ön plana çıkmıştır. Bu yöntemleri, TIG birleştirme yöntemi takip etmektedir. Şekil 1.2’de, farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan yöntemlerin kullanım sıklığını gösteren bir grafik verilmiştir [1].

Günümüzde ise farklı metallerin birleştirilmesi lazer, elektron ışın, sürtünme karıştırma vb. gibi modern kaynak yöntemleri ile yapılsa da, yatırım maliyetinin, işleme ve operasyon maliyetlerinin düşük olması sebebiyle farklı metalleri birleştirmede en çok kullanılan kaynak yöntemi TIG kaynağıdır. Bilindiği üzere, TIG kaynağında çoklu kaynak pasosu nedeniyle birleştirilecek malzemelere fazla ısı girdisi gibi olumsuz bir etki yer almaktadır. Yüksek ısı girdisi, malzemenin ısı tesiri altındaki bölgesinde tane kabalaşmasına, istenmeyen gevrek ikincil fazların oluşumuna ve kaynak metali-ana metal arasında elementel segregasyon gerçekleşmesine ve böylece mekanik, fiziksel ve korozyon özellikleri olumsuz etkileyen olgulara neden olabilmektedir [1, 3].



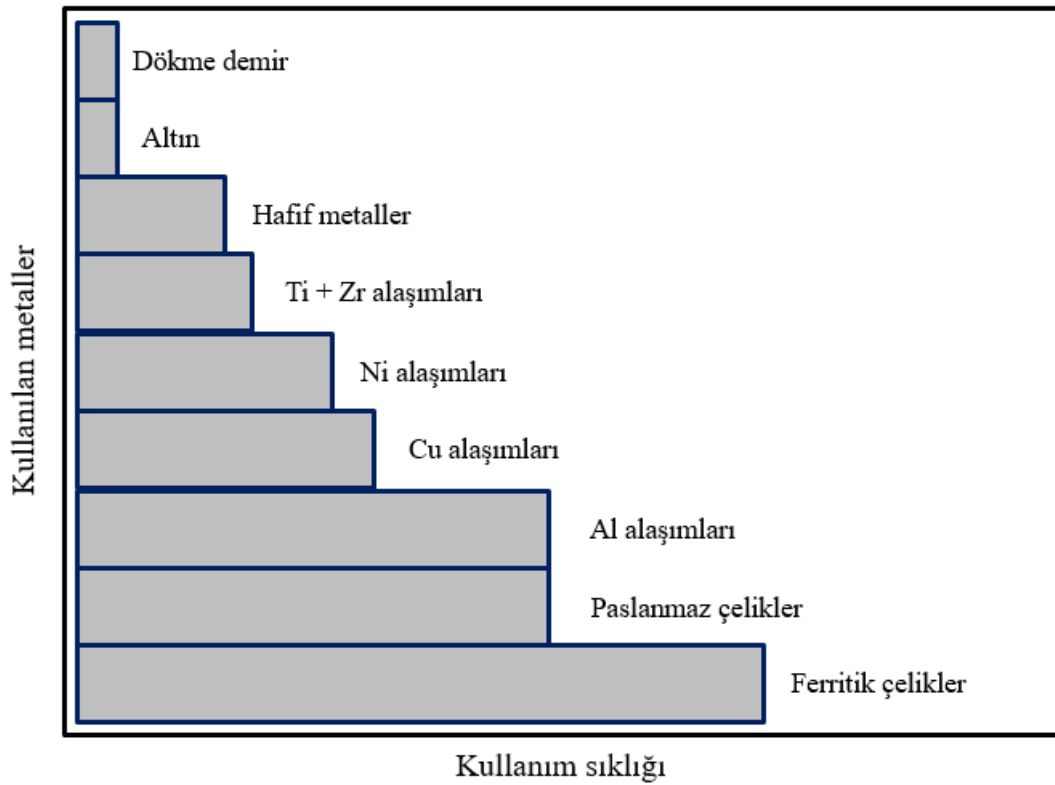
Şekil 1.2. Farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan yöntemler ve kullanım sıklıkları [1]

1.3. Uygulamada Bileştirme Örnekleri

Benzer olmayan metallerin birleştirilmesine yönelik her türlü teknolojik yaklaşım günümüz deniz, askeri, havacılık ve otomobil endüstrisinde kullanılan birçok kontrüksiyon bileşenlerinin üretimine de olanak vermektedir. Aynı zamanda küresel enerji gereksinimi gün geçtikte artmakta olup, özellikle ulaşım sektöründe düşük enerji tüketimine olanak veren kontrüksiyonların tasarlanması da söz konusudur. Düşük yakıt tüketimi ve düşük karbondioksit emisyonuna imkan veren ve yolcu güvenliği arttırılmış yeni araç tasarımlarında, çelik gibi yüksek mukavemete sahip bir bileşenin ve düşük yoğunluklu alüminyum alaşımlarının yer alması kaçınılmazdır. Öte yandan yeni nesil metallerin araç gövdelerinde farklı metallerin kullanılması ile birlikte geleneksel birleştirme yöntemleri de yetersiz kalabilmektedir. Bu durumda, farklı tür metallerin taşıtlarda bir arada kullanımlarına yönelik bir artışın olması benzer olmayan metallerin birleştirme teknolojilerine ek olarak metalurjik yapı – talep edilen özellikler arasında kurguyu gerektiren çalışmalara da hız vermiştir [9-11]. Bu bölümde, öncelikle farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan yöntemler,

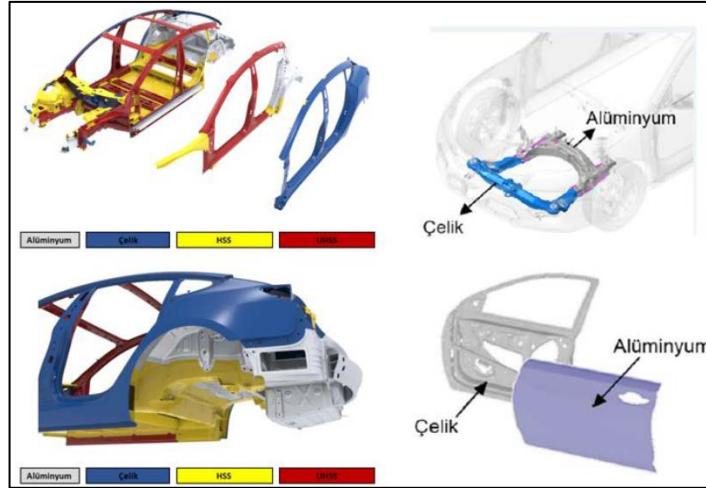
birleştirme kriterleri ve benzer olmayan metallerin birleştirilmesine yönelik uygulama alanları işlenecektir.

Şekil 1.3'te farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan metaller ve kullanım sıklıklarını içeren bir grafik verilmiştir [1]. Geçmişten günümüze yapılan birçok çalışma, farklı metal birleştirmelerinde ferritik çelikler ile paslanmaz çeliklerin en çok kullanılan ana metaller olduğunu göstermiştir. Bunun dışında, daha öncesinde bahsedildiği üzere düşük yoğunluklu alüminyum alaşımlarına olan ihtiyaç her geçen gün artmakta olup, birçok birleştirme konstrüksiyonlarında da bu alaşımlar tercih edilen bir ana metal olmuştur. Özellikle yüksek sıcaklık uygulamaları söz konusu iken nikel, titanyum ve zirkonyum esaslı alaşımların birleştirme konstrüksiyonlarında yer alması kaçınılmazdır [1, 6].



Şekil 1.3. Farklı metallerin birleştirilmesinde kullanılan metaller ve kullanım sıklıkları [1]

Farklı metallerin birleştirilme uygulamalarında birleştirilecek olan iki malzemenin birbirleri ile kaynak edilebilme kabiliyetleri önem arz etmektedir. Bazı tasarımlarda, seçilen iki metalin birbirleri ile birleştirilme kabiliyeti düşük ise alınacak ekstra önlemlere rağmen çalışma tasarım aşamasında kalabilmektedir. Tablo 1.1'de farklı



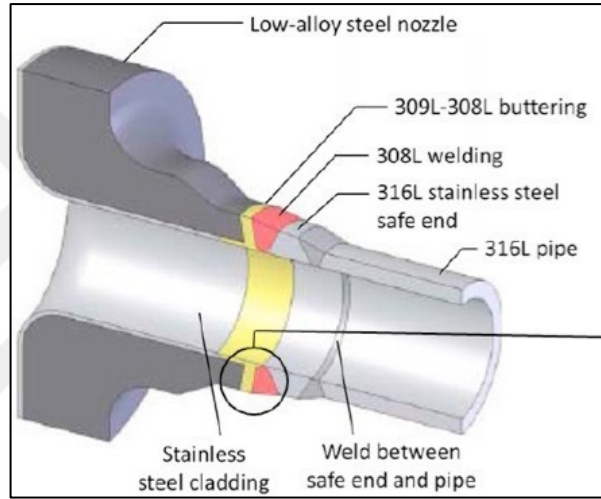
Şekil 1.4. Araçlarda çelik-alüminyum birleştirme örnekleri [11]

Ferritik ve östenitik çeliklerin farklı birleştirme kombinasyonları, fosil yakıtla çalışan enerji santralleri, gaz soğutmalı ve sıvı metal soğutmalı hızlı ıslah reaktörleri, enerji dönüşüm sistemleri, nükleer reaktörler ve petrokimya tesisleri gibi endüstriyel uygulamalarda yaygın bir şekilde kullanılmaktadır [12]. Esasen bu iki metalin birleştirilmesi, enerji dönüşüm sistemlerinin düşük sıcaklıktan yüksek sıcaklığa geçiş bölgelerinde uygulanmaktadır. Birleştirme maliyet tasarrufunu sağlamak için yapılmakta olup, birleştirme ile elde edilen kontrüksiyon parçasının düşük sıcaklığa maruz kalan bölgelerinde ferritik çelikler, yüksek sıcaklık altında çalışacak bölgelerinde ise östenitik paslanmaz çelikler kullanılmaktadır. Bu açıdan bakıldığında, bahsi geçen bu metallerin birleştirme ile üretilmiş parçalarına elektrik santrallerinde, buhar hatlarında, petrol rafinerilerinde ve nükleer reaktörlerde de sıkça görmek mümkündür [2, 13]. Nükleer reaktörlerin bazı çalışma bölgelerinde yoğun radyasyon akışı ve yüksek sıcaklık ortamlarının oluşumu kaçınılmazdır. Bu nedenle, reaktörlerin geçiş bölgelerinde düşük alaşımlı karbon çeliği ile paslanmaz çelik birleştirmeleri erozyon korozyonuna duyarlılığı azaltmak için kullanılmaktadır. Nükleer reaktörlerde benzer olmayan metallerin birleştirilmesine bir diğer örnek ise nominal çapı 50 mm'den küçük olan boru tesisatlarındaki geçişler verilebilir. Burada düşük alaşımlı çelikler (AISI 4140) ile paslanmaz çeliklerin (AISI 304) birleştirilmesi ve bir boru malzemesi olarak kullanımları söz konusudur [14]. Günümüz termik santrallerinde, Şekil 1.5'te gösterildiği üzere Cr-Mo çeliğinden (T92) imal edilmiş boruların östenitik paslanmaz çelikler ile birleştirilmiş kontrüksiyon parçalarına sıkça rastlanmaktadır [15]. Bu endüstrilere yönelik benzer olmayan metal birleştirmeleri, Şekil 1.6'da

verilen makro görselden de görüleceği üzere çok bileşenli (18MND5, 316L, 308L ve 309L) ve farklı yöntemlerin kullanımı ile ortaya konulmaktadır [16].



Şekil 1.5. HR3C ve T92 çeliklerinin birleştirme sonrası örnek numune görseli [15]



Şekil 1.6. Enerji santrallerinde kullanılan çok bileşenli benzer olmayan metallerin birleştirilmesini içeren bir kontrüksiyon parçanın makro görseli [16]

İletkenlik seviyeleri göz önüne alındığında bakır ve alüminyum alaşımlarının özellikle elektriksel uygulamalarda kullanımı vardır. Bu uygulamalarda, her iki metalin de birleştirilmiş parçalarına ihtiyaç duyulabilmektedir. Bakır-alüminyum birleştirmeleri, yüksek akım hatlarında ve özellikle elektrik iletiminin istendiği geçiş parçalarında kullanılmaktadır. Bakır ve alüminyum esaslı malzemelerin farklı kimyasal, mekanik ve termal özelliklere sahip olmaları, bu malzemelerin ergitme ile birleştirilmelerinde önemli sorunlar ortaya çıkmasına katkı vermektedir. Bakır-alüminyum ergitme birleştirmelerinde distorsiyon, kaynak bölgesinde oksitlenme, sıcak çatlama ve gaz boşluğu oluşumu gibi istenmeyen olgular sıklıkla gözlenmektedir. Bu durumda, bahsi

geçen metal çiflerinin birleştirilmesine yönelik sürtünme karıştırma kaynağının uygulanması söz konusudur [17-20].

Günümüzde hem kütleli malzeme imalatında hem de birleştirilmiş parçalarda süperalaşımların kullanımı da yaygındır. Bakır ve nikel içrikli bir süperalaşım olan Monel 400 alaşımı deniz armatürlerinde, vana ve pompalarda, pervane şaftlarında, kimyasal işleme ekipmanlarında, proses kaplarında ve boru imalatında kullanılmaktadır. Öte yandan, kimyasal kompozisyonunda yüksek miktarda krom ve molibden bulunan Hastelloy C-276 nikel esaslı süperalaşım ise sahip olduğu üstün mekanik özellikler ve korozyon direncinden dolayı denizcilik, petro-kimya ve nükleer endüstrilerinde geniş bir uygulama yelpazesine sahiptir. Bahsi geçen bu süperalaşımların birleştirme kombinasyonları ise ısı eşanjörleri, reaksiyon kapları ve evaporatörler gibi kimyasal işleme ekipmanlarında yaygın olarak kullanılmaktadır. Tuz reaktörlerinde proses ortamında bulunabilen Monel 400 alaşımından imal edilen vanaların Hastelloy C-276 alaşımından imal edilmiş uzama kompensatörleri ile birleştirilmesine yönelik mühendislik yaklaşımları parçanın daha uzun ömürde çalışmasına katkı vermektedir [21].

2. PASLANMAZ ÇELİKLER İLE NİKEL ESASLI SÜPERALAŞIMLARIN BİRLEŞTİRİLMESİ

Her geçen gün büyüyen ve gelişen enerji, kimya, petrokimya ve havacılık endüstrileri, paslanmaz çelikler ile nikel esaslı süperalaşımların birleştirildiği parçalara ihtiyaç duymaktadır. Paslanmaz çelikler ile nikel esaslı süperalaşımların birleştirmeleri, çalışma sıcaklığının nispeten yüksek olduğu buhar jeneratörlerinde, yakıt dönüştürücülerde ve petrol rafinelerinin piroliz tüplerinde kullanılmaktadır. Bu farklı kimyasal, fiziksel, mekanik ve metalurjik özelliklere sahip malzeme çiftinin birleştirilmesi, sadece gereksinim duyulan çalışma performansını sağlamakla kalmayıp, aynı zamanda konstrüksiyonun daha düşük maliyette oluşturulmasına da katkı vermektedir [3, 4].

2.1. Birleştirmede Kullanılan Ana Metallerin Metalurjisi

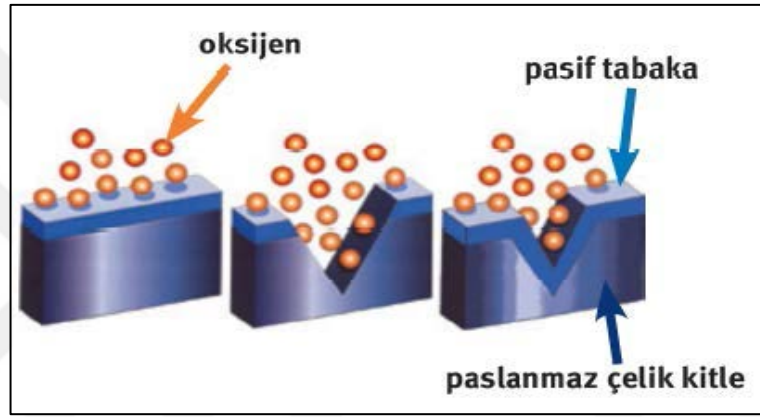
Bu bölümde, tez çalışmasında benzer olmayan metallerden paslanmaz çeliklerin ve nikel esaslı süperalaşımların kimyasal kompozisyonlarının, fiziksel özelliklerinin, ticari olarak bulunduğu formların ve mikroyapısal bileşenlerinin tanıtımı üzerinde durulmuştur.

2.1.1. Paslanmaz çeliklere genel bakış

Paslanmaz çelikler sahip oldukları yüksek mukamevet ve mükemmel korozyon direnci nedeni ile günümüz endüstrisinde her geçen gün daha da fazla kullanım alanı bulabilmektedir. Bu alaşımların, değişken sıcaklıklara karşılık dayanım göstermesi ve şekillendirebilir bir malzeme olması kullanım alanının genişlemesine katkı sağlamıştır. Albeni özelliğini sağlaması ise bu alaşımların dekoratif ürün olarak kullanımını avantajlı kılmaktadır. Tüm bunlardan dolayı dünyada 20 milyon ton/yıl paslanmaz çelik kullanılabilmektedir [22-24].

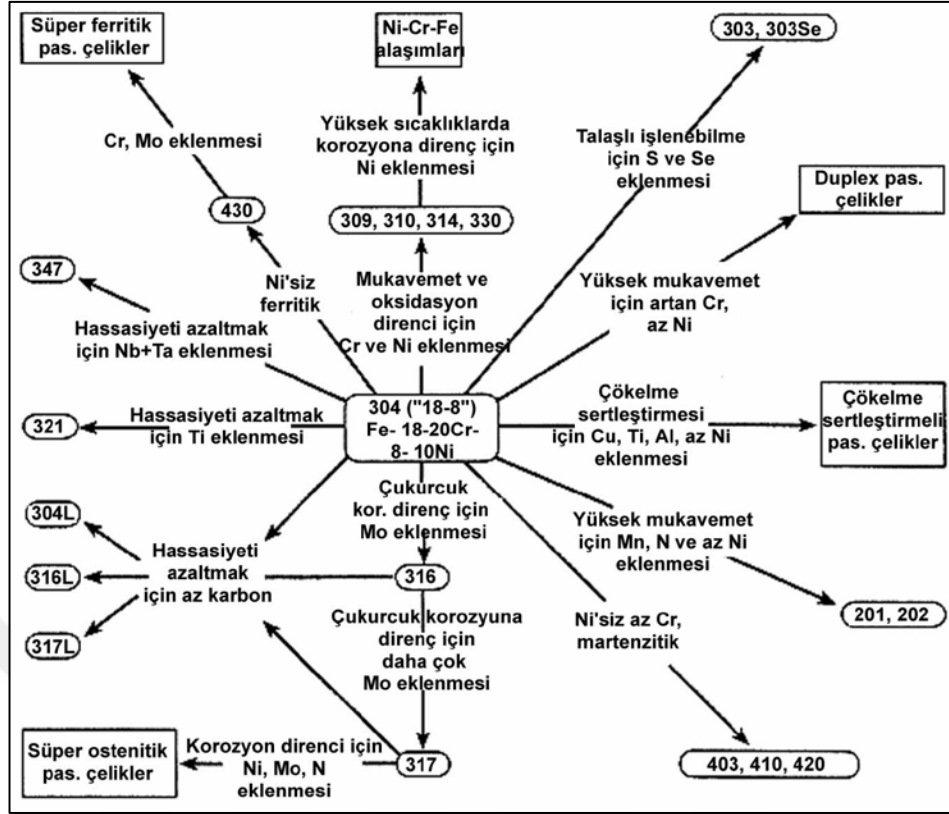
Paslanmaz çelikler kompozisyonlarında ağırlıkça en az %10,5 oranında krom içermektedir ve bu elementin varlığı alaşıma paslanmazlık özelliğini sağlamaktadır. Çeliğin bileşimindeki kromun paslanmazlık özelliği kazandırması, krom ile oksijen

arasındaki yüksek afiniteden kaynaklı olarak çelik yüzeyinde ince pasif krom oksit (Cr_2O_3) tabakasını oluşumunu ile açıklanabilir. Şekil 2.1’de paslanmaz çelik yüzeyinde koruyucu etki sunabilen pasif oksit tabakasının oluşumu gösterilmiştir [25]. Yüzeyde oluşan oksit tabakası amorf bir yapıdadır. Bu amorf krom oksit tabaka, yüzeyi ince bir film gibi kaplayabilmekte ve yüzeyde sürekli olması halinde çeliğin kimyasal reaksiyonlara karşı pasifleşmesini sağlamaktadır. Bu durumda çelik, ortam kaynaklı korozyona karşı korunabilmektedir. Çelik yüzeyinde herhangi bir elektrokimyasal reaksiyon gerçekleşemediğinden yüzeyden içeri doğru ilerleyen bir korozyon süreci de böylece ertelenmiş olacaktır [25, 26].



Şekil 2.1. Paslanmaz çelik yüzeyinde pasif ve oldukça ince krom oksit tabaka oluşumu [25]

Paslanmaz çeliklerin mikroyapısı ve özellikleri (kimyasal, fiziksel ve mekanik) kimyasal kompozisyonlarda bulunan alaşım elementlerine göre değişmektedir. İçerdikleri alaşım elementlerine göre paslanmaz çelikler temel olarak beş gruba ayrılmaktadır. Ferritik, östenitik, martenzitik, çökelti sertleşebilen ve çift fazlı (dubleks) paslanmaz çelikler alaşım ailesinde yer alan başlıca çelik türleridir [27]. Şekil 2.2’de alaşım elementlerinin bir fonksiyonu olarak paslanmaz çelik ailesi tanıtılmıştır [28]. Çelik kompozisyonunda bulunan nikel ve krom esasen birçok özelliği (mukavemet, korozyon, oksidasyon direnci vb.) belirlemektedir. Ancak kompozisyonda molibden, bakır, alüminyum ve titanyum gibi elementlerin de olması hem çeliğin sınıfının belirlenmesine hem de özelliğinin istenen seviyeye getirilmesine katkı vermektedir [27, 28].

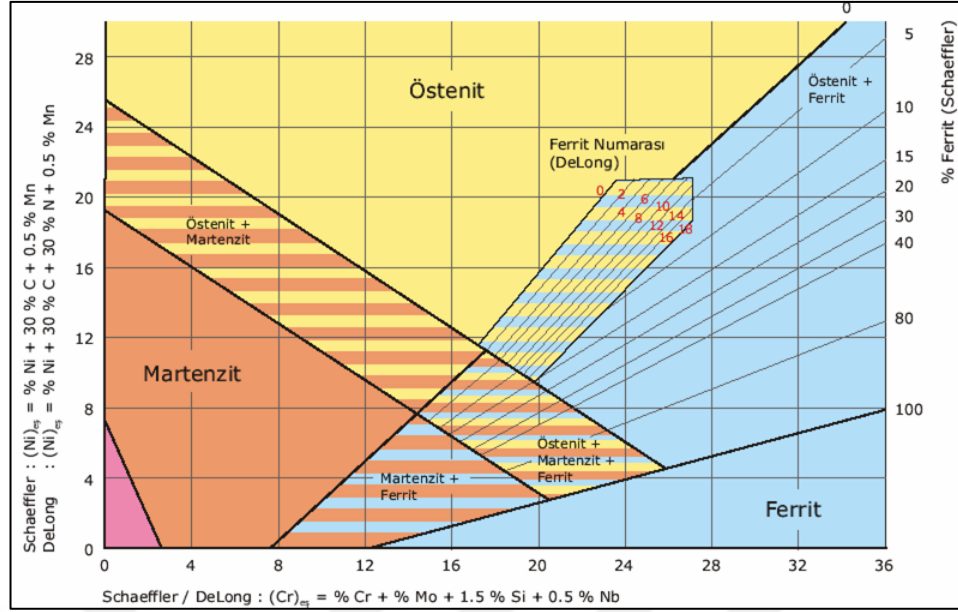


Şekil 2.2. Alaşım elementlerinin bir fonksiyonu olarak paslanmaz çelik ailesinin tanıtımı [28]

Paslanmaz çeliklerin sınıflandırılmasında Schaeffler ve Delong diyagramlarından da faydalanılmaktadır (Şekil 2.3). Bu diyagramda, malzemenin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak değişebilen paslanmaz çelik faz yapısının gruplandırılmasında denklem 2.1 ve 2.2’de verilen eşitlikler kullanılarak $Cr_{eş}$ (krom eşdeğeri) ve $Ni_{eş}$ (nikel eşdeğeri) değerleri ile hesaplanmaktadır [25]. Hesaplamalarda her bir alaşım elementinin kimyasal kompozisyondaki ağırlıkça yüzde değeri kullanılır. Krom eşdeğeri, yapının ferritik özellik kazanmasını sağlarken, nikel eşdeğeri yapıya östenitik özellik kazandırmaktadır. Diyagramda ferrit yapıcı elementler krom eşdeğeri olarak yatay eksen (x ekseni), östenit yapıcı olan elementler ise nikel eşdeğeri olarak dikey eksen (y ekseni) yer almaktadır. Kimyasal kompozisyonda bulunan Cr, Mo, Si ve Nb gibi alaşım elementleri yapıya ferritik özellik kazandırmaktadır. Çelik kompozisyonunda bulunan Ni, C, N ve Mn gibi alaşım elementleri de tipik östenit yapıcı elementlerdir [25, 29].

$$Cr_{eş} = (\%Cr) + (\%Mo) + 1,5 * (\%Si) + 0,5 * (\%Nb) \quad (2.1)$$

$$Ni_{eş} = (\%Ni) + 30 * (\%C) + 30 * (\%N) + 0,5 * (\%Mn) \quad (2.2)$$

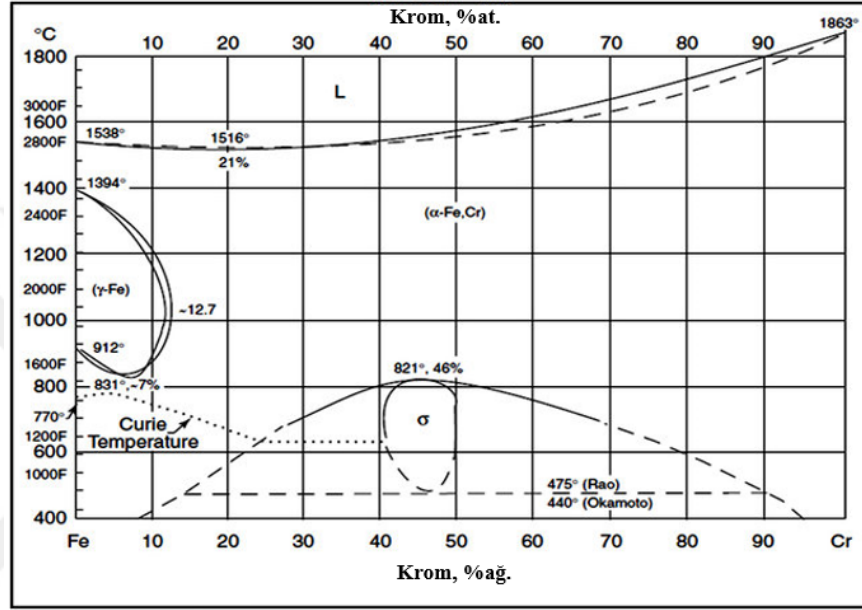


Şekil 2.3. Schaeffler ve DeLong diyagramları [25]

Çelik kompozisyonunda yüksek azot içeriğinin esas alınması ile Schaeffler diyagramı oluşturulabilmekte ve kompozisyonunda ağırlıkça %0,05-0,1 N içeren çelikler için bu diyagram fayda sağlamaktadır (Şekil 2.3). DeLong tarafından oluşturulan diyagramda ise Schaeffler'in nikel eşdeğerinin belirlenmesinde ihmal edilen azotun kuvvetli östenit yapıcı etkisi dikkate alınmıştır. Bilindiği üzere, hem azot ve hem de karbon östenitin dengelemesinde nikelden 30 kat daha etkili olabilmektedir. Bu nedenle her iki bilim insanının diyagramları paslanmaz çeliklerin sınıflandırılmasında birlikte kullanılmaktadır [29].

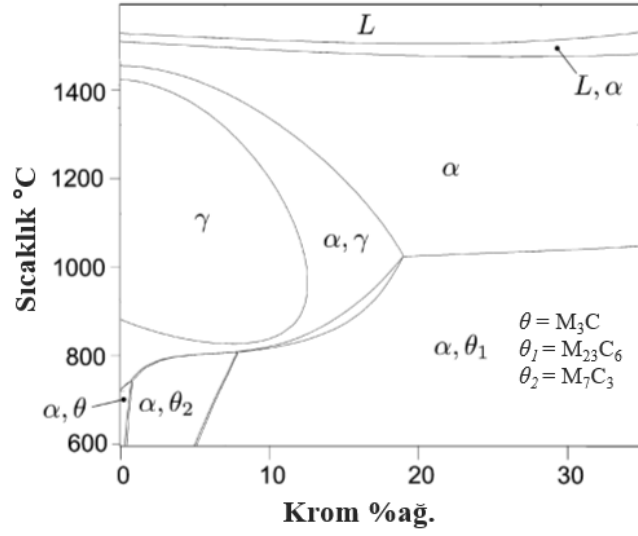
Paslanmaz çelikler, esasen Fe-Cr sistemine dayandırılır [30, 31]. Şekil 2.4'te Fe-Cr ikili faz denge diyagramı verilmiştir [32]. Krom, hacim merkezli kübik (HMK) kristal kafes yapısına sahiptir ve ferriti kararlı hale getirir. Krom, Fe-Cr denge diyagramında bulunan yüzey merkezli kübik (YMK) kristal kafes yapısına sahip östeniti (γ) kapalı hale getirir. Ferrit alanı genişledikçe, östenit (γ) alanı daralmaktadır. Östenit fazı, en yüksek krom çözünürlüğünü (ağırlıkça % 12 Cr) yaklaşık 1000 °C sıcaklıkta gösterir. Denge diyagramına göre östenit alanı, sadece 830-1390 °C sıcaklık aralığında karardır ve bu sıcaklık aralığı dışında östenitik yapı gözlenmez. Kompozisyonda ağırlıkça %13'ten fazla Cr bulunması halinde ise YMK yapı görülmez ve tüm sıcaklık aralığında HMK kristal kafes yapısına sahip ferritik içyapı oluşur. Sadece, ağırlıkça %12-13 Cr aralığında ferrit+östenit ($\alpha+\gamma$) bölgesinin olduğu görülmektedir. Bu

aralıkta oluşan ferrit, çeliğin sıvı halden katılaşımdan itibaren ortaya çıktığı için delta ferrit (δ -ferrit) olarak adlandırılır. Kompozisyonda ağırlıkça %12,7'den fazla Cr içeriğine sahip alaşımların yüksek sıcaklıklarda yapıları tamamen ferritik halde iken, ağırlıkça %12'den daha az Cr içeriğine sahip alaşımlar ise γ alanı içindeki sıcaklıklarda tamamen östenitik yapıdadır. Bu konumdaki östenitik faz, hızlı soğutma ile martenzite dönüşebilmektedir [25, 30, 31].

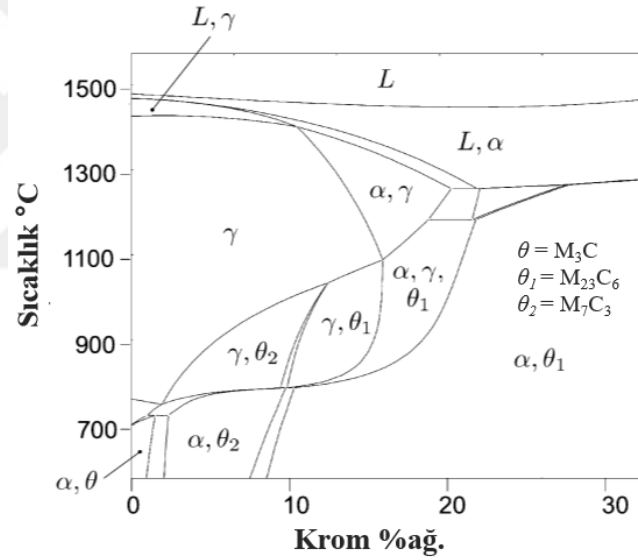


Şekil 2.4. Fe-Cr ikili denge faz diyagramı [32]

Demir ve krom alaşımına, karbon elementi ilavesiyle birlikte östenit (γ) alanı genişlemektedir. Karbon ilavesiyle birlikte özellikle, ferrit+östenit ($\alpha+\gamma$) alanı genişlemektedir. Şekil 2.5 ve 2.6'da Fe-Cr denge diyagramında karbonun etkisi görülmektedir [33]. Kompozisyonunda ağırlıkça %19 Cr içeren bir çelik, γ alanından yavaş soğutulduğunda, bileşimde ağırlıkça %0,04 C bulursa bile yapıda östenit bulunmaz ve yapı tamamen ferritiktir (Şekil 2.5). Bileşiminde ağırlıkça %0,08-0,22 C bulunması halinde ise yapı kısmi dönüşüm gösterir ve $\alpha+\gamma$ içyapısı elde edilir. Kompozisyonda ağırlıkça %0,4 C ve üzeri değerlerde karbonun bulunması hızlı soğutma ile oda sıcaklığında dahi östenitik bir yapının oluşumuna neden olur (Şekil 2.6). Çeliğin kimyasal kompozisyonunda yer alan karbonun bir diğer etkisi ise matriks içerisinde çeşitli stokiyostride krom karbür (θ , θ_1 ve θ_2) oluşturmalarıdır (Şekil 2.5 ve 2.6).

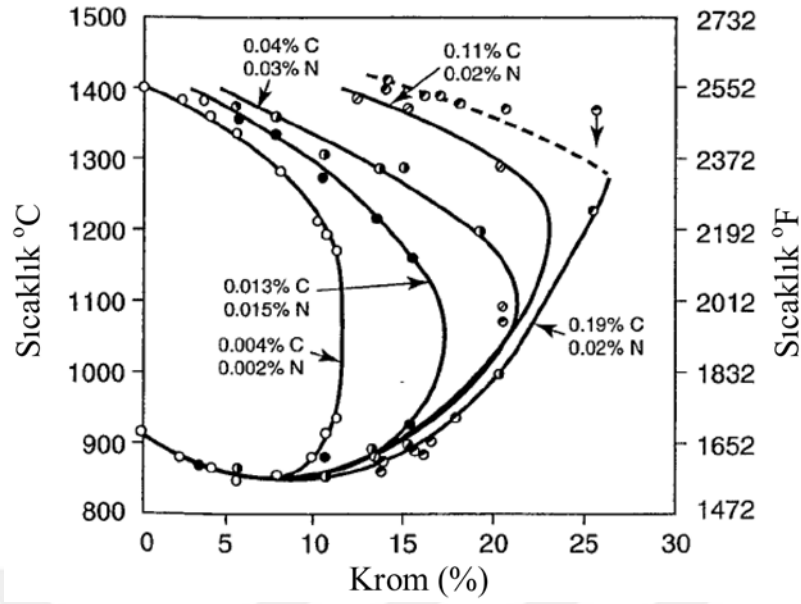


Şekil 2.5. Fe-Cr denge diyagramı üzerinde karbonun etkisi (%0,05 C) [33]



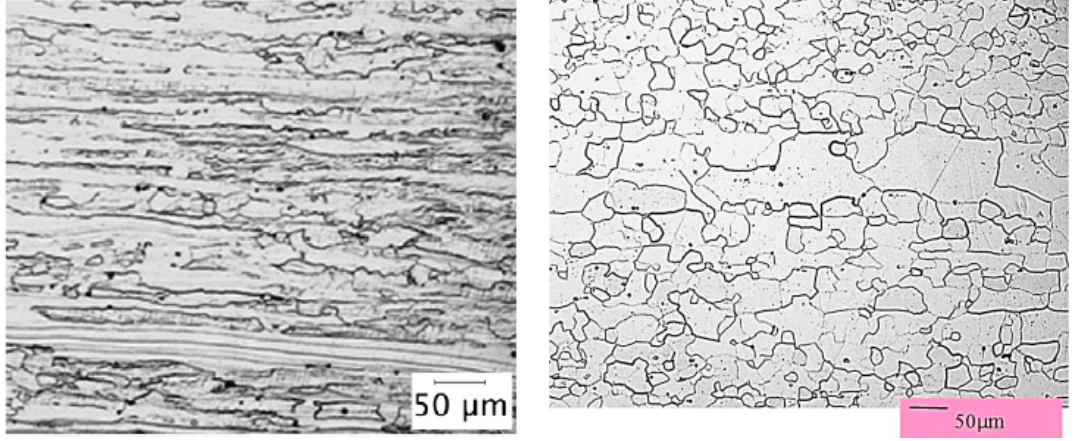
Şekil 2.6. Fe-Cr denge diyagramı üzerinde karbonun etkisi (%0,4 C) [33]

Kompozisyonda azotun da bulunması Fe-Cr denge diyagramında takip edilebilir değişimlere neden olmaktadır. Bilindiği üzere, azot da karbon gibi östenit yapıcı bir elementtir ve Şekil 2.7’den de görüleceği üzere çelik kompozisyonunda azotun varlığı γ alanını daha da genişletebilmektedir. Bu faz alanının genişletilmesi östenitik yapıyı daha düşük dönüşüm sıcaklıklarına kadar kararlı kılabilmektedir. Bu durumda çift fazlı bir sistemde oda sıcaklığı yapısında ferritik yapının azalması kaçınılmazdır [31].



Şekil 2.7. Fe-Cr denge diyagramında östenit alanının genişlemesinde karbonun ve azotun etkisi [31]

Ferritik paslanmaz çelikler, geliştirilen ilk paslanmaz çelik türlerden biri oldukları için endüstride geniş bir kullanım alanına sahiptirler. Ferritik paslanmaz çelikler oda sıcaklığından yüksek sıcaklığa kadar demir elementinin sahip olduğu HMK kristal yapılarını korurlar ve östenit-ferrit dönüşümü göstermezler. Östenit-ferrit dönüşümü göstermediklerinden dolayı içyapıları ve mekanik özellikleri ısıtılardan etkilenmez. Ferritik paslanmaz çelikler bu özellikleri içerdikleri ağırlıkça %10,5-30 Cr ve az miktarda karbon, azot ve nikel gibi östenit yapıcı elementleri ihtave ederek sağlarlar. Krom miktarı, karbon miktarına bağlı olarak değişkenlik gösterir. Bu alaşımlar manyetik olup, soğuk veya sıcak haddelenerek üretilebilirler. Isıl işlem ile mekanik özellikleri değiştirilemediğinden dolayı en iyi dayanımı ince taneli bir içyapı ile sergilerler. Şekil 2.8'de sıcak haddelenmiş ve tavlanmış AISI 409 ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapıları verilmiştir. Tavlanmış konumda akma gerilmeleri 275-350 MPa arasındadır. Haddeme ile matriks içerisinde var olan taneler deformasyon doğrultusunda yönelmiştir (Şekil 2.8a). Şekil 2.8b'den de görüleceği üzere, çelik matriksi içerisinde tanelerin gelişigüzel yönelmesi sağlanmıştır ve bu konumda akma gerilmeleri 275-350 MPa arasındadır. Ayrıca tokluk, süneklik ve korozyon dirençleri de maksimum değerleri normalize edilmiş halde gösterirler [24, 30, 33].



Şekil 2.8. Farklı ısıtıl işlem görmüş AISI 409 ferritik paslanmaz çeliğin mikroyapıları; (a) sıcak haddelenmiş ve (b) tavllanmış [24, 33]

Ferritik paslanmaz çelikler, genel olarak birçok birleştirme yöntemi ile birleştirilebilmektedirler. Bu kalite çeliklerin ağırlıkça %0,1'den az karbon içeren kaliteleri su verme yolu ile sertleştirilemediklerinden, ısıtıl tesiri altındaki bölgede martenzit oluşma riski bulunmaz. Fakat bu çeliklerin birleştirilmesinde en önemli sorunlardan biri, 1150 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda tane kabalaşmasının gerçekleşmesidir. Östenit-ferrit dönüşümü olmadığı için ısıtıl işlem ile kabalaşan taneleri küçültmek mümkün değildir. İnce taneli ferritik paslanmaz çelikler oldukça sünek özellik gösterebilmektedir. Ancak tane kabalaşması nedeni ile süneklikleri önemli ölçüde azalır ve yapı gevrekleşir. Gevrekleşen yapılarda darbe tokluk değeri azalmaktadır ve malzeme servis koşullarında düşük bir performasta çalışır. Bu nedenle, ferritik paslanmaz çeliklerin birleştirme uygulamalarında, ısıtıl tesiri altındaki bölge mümkün olduğu kadar az bir süre 1150 °C'nin üzerinde kalmalıdır. Bu durum, kaynak pasolarının çok kısa olması ile ve birleştirme sonrası hızlı soğutma ile sağlanabilmektedir. Ayrıca, tane kabalaşmasını önlemek için bu kalite çeliklerin içerisine bir miktar azot ilave edilir. İlave olarak, kullanılan dolgu metali azot içeriyorsa kaynak metali ince taneli bir yapıda katılaşır [25, 30].

Stabilize edilmemiş, belirli miktarda C ve N içeren ferritik paslanmaz çelikler 900 °C sıcaklığın üzerine ısıtılıp hızlı soğutulduğunda kırılma eğilimi şiddetli bir şekilde artar ve korozyon direnci düşer. Bu durumunun nedeni ise Cr-ca zengin karbür ve nitrür yapılarının yüksek sıcaklıkta çözünmesi ve soğuma esnasında tane sınırlarına çökmesinden kaynaklanmaktadır. Bu sorun stabilize edilmemiş ferritik paslanmaz çeliklerde birleştirme sonrası 750 °C sıcaklıkta tavlama ile giderilebilmektedir.

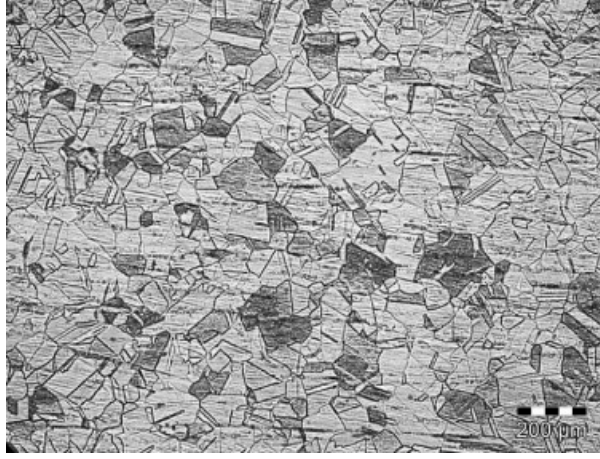
Kompozisyonel olarak Ti ve/veya Nb ile stabilize edilmiş ferritik paslanmaz çeliklerde ise bu problem görülmemektedir. Kompozisyonunda ağırlıkça %15'ten fazla Cr içeren ferritik paslanmaz çeliklerde karşılan bir diğer problem ise 475 °C sıcaklıkta oluşabilen gevrekliktir. Bu durum 400-550 °C sıcaklık aralığında uzun sürelerde kalma sonucu meydana gelmektedir. Çökelmelerin yol açtığı ve ferrit yapısının serbest kromca fakirleşmesi ile korozyon direncinin azalmasıyla sonuçlanmaktadır. Bahsi geçen problemin giderilmesinde, alaşımın 700-800 °C arasındaki bir sıcaklığa ısıtılması ve hızlı soğutulması fayda sağlayacaktır [25, 30].

Östenitik paslanmaz çelikler kompozisyonlarında ağırlıkça %16-26 Cr, %10-24 Ni+Mn ve %0,4'e kadar karbon içermektedir. Östenitik paslanmaz çeliklerin bazı özelliklerini geliştirmek için yapılarına Mo, Ti, Nb, Ta ve N gibi elementler de eklenebilmektedir. Bu elementlerden Ti, Mo ve Nb elementleri sürünme dayanımını artırmak ve tanelerarası korozyon hassasiyetini minimize etmek için ilave edilmektedir.

Östenitik paslanmaz çelikleri rakipsiz kılan bir özelliği ise geçiş sıcaklığı altında gevrekleşme olayının görülmemesidir. Bu çelikler, -270 °C sıcaklıklardan yüksek sıcaklıklara kadar korozyon dirençlerini ve mekanik özelliklerini koruyarak diğer paslanmaz çelik türlerine göre daha çok tercih edilir [25, 30].

Karbonlu çelikler yüksek sıcaklıktan oda sıcaklığına soğutulduklarında, östenit yapısı α -ferrit ve sementite dönüşmektedir. Yeterli miktarda hızlı soğutma ile de martenzit yapısına dönüşmektedir. Östenitik paslanmaz çelikler içerdikleri yüksek nikel miktarı sayesinde bu dönüşümleri göstermezler ve içyapı oda sıcaklığında dahi östenitiktir. Şekil 2.9'da AISI 316L alaşımında östenitik matriks yapısı örneklenmiştir. Matriks taneli bir yapıya sahip ikizlenme de içermektedir [35].

Nikel soğuma sırasında östenit fazını stabilize ederek, oda sıcaklığı ve altındaki sıcaklıklarda dahi içyapının östenitik halde olmasını sağlamaktadır. Tamamen östenitik bir içyapı, kompozisyonunda min. ağırlıkça %8 Ni içeriği ile sağlanmaktadır. Bu çelikler soğuma sırasında östenit-ferrit dönüşümü göstermediklerinden dolayı su verme ile sertleştirilemezler [25, 30, 34, 35].



Şekil 2.9. AISI 316L kalite östenitik paslanmaz çeliğe ait mikroyapı görüntüsü [35]

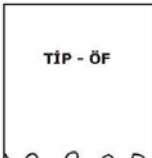
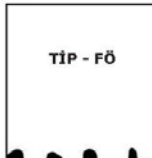
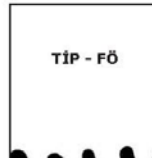
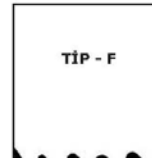
Östenitik paslanmaz çelikler kararlı ve yarı kararlı olmak üzere iki gruba ayrılırlar. Buradaki temel fark, yarı kararlı olan östenitik paslanmaz çeliklerin soğuk şekillendirme sonrasında içyapılarında değişim meydana gelmesidir. Bu değişim, iğnemsî veya martenzitik türde bir içyapıdır. Kararlı olan östenitik paslanmaz çelikler ise çok yüksek miktarlarda uygulanan soğuk şekillendirmelerde dahi östenitik yapılarını korurlar [30].

Östenitik paslanmaz çeliklerin dört tip katılaşma türü vardır. Östenit-ferrit katılaşma dönüşümünü gösteren bir faz diyagramı Şekil 2.10’da verilmiştir. Birleştirmelerde katılaşmanın daha kolay takip edilebilmesi için katılaşma türlerini gösteren bir görsel de Şekil 2.11’de verilmiştir. Östenit (Ö) ve ötektik ferrit (ÖF) katılaşmalarda, birincil katılaşma östenit olarak gerçekleşmekte olup, katılaşma yapısında oluşan ilk faz östenittir. İskeletvari ferrit (FÖ) ve bünyesinde Widmanstatten türü ferrit (F) oluşturan katılaşma türlerinde birincil faz delta ferrit (δ -ferrit) yapısındadır [31].

Katılaşma türünün ötektik ferrit olması halinde birincil kristallenme östenit oluşumu ile gerçekleşmektedir ve hücrel dendritler arasında ferrit çekirdeklenmesi ve büyümesi gerçekleşmektedir. Bir ağsı yapıda bulunabilen FÖ tipi katılaşma yapıları, özellikle östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak yöntemiyle birleştirme uygulamalarında görülmektedir. Katı halde ferritin difüzyon kontrollü olarak östenite dönüşmesi esnasında oluşmakta ve katılaşmayı takip eden aşamada birincil ferrit olarak görülmektedir. Bu tip ferrit, dendrit kolları arasında bulunmakta olup, levha ya da iğnemsî morfolojide de oluşabilmektedir. Eğer birleştirme uygulamalarında,

The diagram is a phase diagram with temperature (Sıcaklık) on the vertical axis. It shows the following regions and phase boundaries:

- L + γ** : Liquid + Austenite region at high temperatures and low carbon content.
- L + $\gamma + \delta$** : Liquid + Austenite + Ferrite region at high temperatures and intermediate carbon content.
- $\gamma + \delta$** : Austenite + Ferrite region, bounded by the **Ferrit solvus** curve.
- γ** : Austenite region.
- δ** : Ferrite region.
- Tam Östenitik**: Fully austenitic region at high temperatures and low carbon content.
- Östenit + Ötektik Ferrit**: Austenite + Eutectic Ferrite region at lower temperatures and intermediate carbon content.

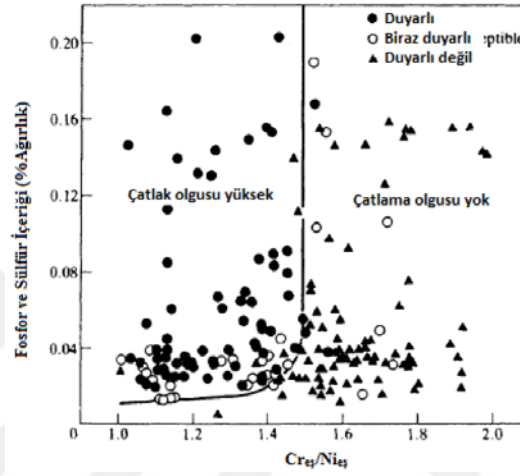
TAM ÖSTENİT	ÖTEKTİK FERRİT	FERMİKÜLER FERRİT	LEVHALI FERRİT	WINDMANSTÄETTEN ÖSTENİTLİ MATRİKS FERRİT
TİP - Ö	TİP - ÖF	TİP - FÖ	TİP - FÖ	TİP - F
				

Östenit

Delta Ferrit

22

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak ile birleştirme uygulamalarında katılaşma çatlak duyarlılığı, katılaşma türüne, kükürt, fosfor, mangan veya nadir toprak elementlerinin içeriğine bağımlılık göstermektedir. Şekil 2.12’de östenitik paslanmaz çeliklerin katılaşma çatlaklarına karşı duyarlılığını gösteren bir grafik verilmiştir. Bu diyagramda, Schaeffler diyagramındaki $Cr_{eş}$ ve $Ni_{eş}$ bileşenleri de kullanılmıştır. Bu diyagramda göre, $Cr_{eş}/Ni_{eş} < 1,48$ ise katılaşma yapısı östenitik olup, çatlak hassasiyeti yüksektir [31].



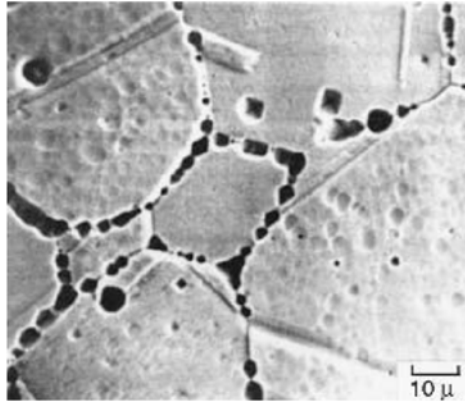
Şekil 2.12. Östenitik paslanmaz çeliklerin birleştirmelerinde katılaşma çatlak duyarlılığı [31]

Östenitik paslanmaz çelikler sıvı durumdan katılaşmaya başladıklarında, yapı östenit ve δ -ferrit tanelerinden oluşmaktadır. Mikroyapıda bulunan bu ferrit yapısı, sıcak şekillendirme için uygun olmamakla birlikte sıcak şekillendirme sırasında çatlak oluşum riski doğurmaktadır. Yapıda δ -ferrit oluşumunu engellemek için, katılaşma soğumasının oldukça yavaş bir hızda olması gerekmektedir. Çeliğin 1150 °C sıcaklıkta çok uzun sürelerde tavlınması ve ardından hızlı soğutma ile bu durum engellenebilmektedir. Çelik üretimi esnasında alınabilecek bir diğer önlem ise, östenit stabilize edici elementlerin miktarlarının artırılması ile δ -ferrit oluşumunun engellenmesidir [30, 31].

Östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak yöntemi ile birleştirme uygulamalarında karşılaşılan bir diğer sorun ise, 425-850 °C sıcaklıkları arasında uzun süre bekleme nedeniyle oluşan krom karbür çökeltileridir. Oluşan krom karbür yapısı genellikle $M_{23}C_6$ türünde olup, bileşimin yaklaşık %90'ı kromdan oluşmaktadır. İşlem sıcaklığının 1100

°C olması halinde krom karbür yapıları östenit içerisinde çözünmektedir. Sıcaklığın 425 °C'e ulaşması halinde karbon difüzyon hızı artar ve tane içerisinde tane sınırlarına doğru hareket etmeye başlar. Bu şekilde tane sınırlarında biriken karbon, kroma yüksek afinitesinden dolayı, tane sınırlarında kromca zengin krom karbür yapılarının oluşmasına neden olur. Tane içindeki kromun tükenmesi (fakirleşmesi) ile birlikte malzemenin korozyon direnci azalır. Bunun sonucu olarak koroziif ortamlarda, tane sınırları boyunca anodik çözünmeler gerçekleşmektedir.

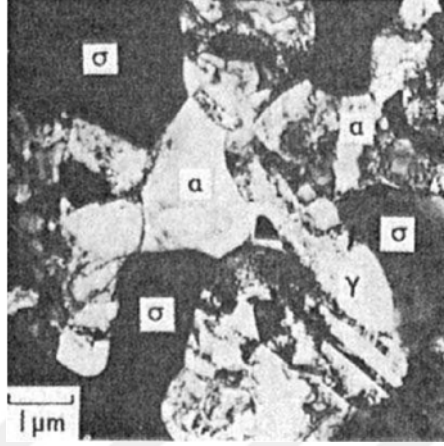
Şekil 2.13'te kompozisyonunda ağırlıkça %0,05 C içeren AISI 304 kalite paslanmaz çelik mikroyapısında tane sınırlarında krom karbürler üzerinden ilerlemiş korozyon (tanelerarası korozyon) örneği verilmiştir. Bu durum çeliğin karbon içeriğinin artması ile doğru orantılı bir şekilde artar. Karbon miktarına bağlı olarak, karbür çökmesinin şiddeti sıcaklığa ve zamana bağımlılık göstermektedir. Tanelerarası korozyonu önlemek için çelik üretim sırasında alınabilecek önlem ise çeliği stabilize etmektir. Stabilize etmek için karbonun kroma karşı afinitesinden daha yüksek afinitesi olan alaşım elementleri ilave etmek gerekmektedir. Stabilize etmek için çelik içerisine katılan elementler titanyum, niyobyum ve tantaldır [30, 31].



Şekil 2.13. AISI 304 kalite paslanmaz çelikte $M_{23}C_6$ karbür çökmesine bağlı olarak gerçekleşen tanelerarası korozyon [31]

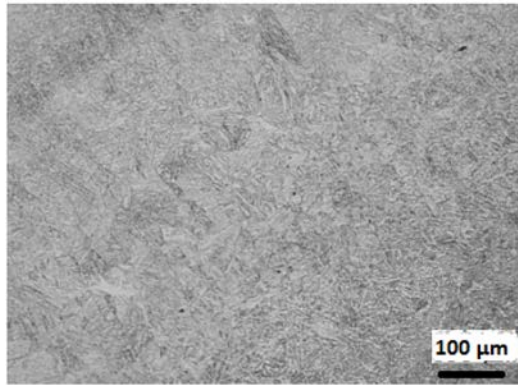
Kimyasal kompozisyonunda ağırlıkça %9'dan daha az nikel içeren östenitik paslanmaz çeliklerin kaynak yöntemi ile birleştirme uygulamalarında istenmeyen sigma (σ) fazının oluşumu da görülmektedir (Şekil 2.14). Bu faz, 550-900 °C sıcaklık aralığında ortaya çıkar ve oldukça sert (700-800 HV), gevrek ve antimanyetik bir yapıdadır. Yaklaşık olarak ağırlıkça %52 Cr ve %48 Fe içeriğinden oluşmaktadır.

Östenitik paslanmaz çeliklerde bu fazın oluşması için yapıda bir miktar ferrit olmalıdır. Darbe mukavemetini düşürdüğü için bu yapı çelikte istenmez. Eğer çelik içerisinde bu faz mevcutsa, bu fazı gidermek için çelik 950-1050 °C sıcaklıkta tavlınır ve ardından suda hızlı soğutulur [31].



Şekil 2.14. Paslanmaz çelik matriksi içerisinde bulunabilen σ fazını gösteren bir mikroyapı [31]

Martenzitik paslanmaz çelikler, kimyasal kompozisyonlarında çoğunlukla ağırlıkça %11,5-18 Cr ve %0,15-1,5 C içerirler. Bu çelikler, yüksek sıcaklıklarda östenit yapısına (950-1050 °C) sahip iken, uygun bir soğutma ile sertleşebilmekte ve içyapıları oda sıcaklığında martenzitik yapıya dönüşmektedir (Şekil 2.15). Karbonun, Fe-Cr diyagramında östenit alanını genişletmesinden dolayı bu çeliklerin yüksek sıcaklıklarda östenit yapısına sahip olabilmeleri için Cr miktarının en fazla ağırlıkça %18 olması gerekmektedir. Ağırlıkça %11,5 Cr içeriği ise korozyon direnci için minimum miktardır [25, 34].



Şekil 2.15. Martenzitik paslanmaz çeliğe ait bir mikroyapı görüntüsü [25]

Martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak yöntemi ile birleştirme uygulamalarında çelik içerisindeki krom miktarının etkisi göz ardı edilmemelidir. Örneğin, ağırlıkça %0,08 C ve %12 Cr içeren martenzitik paslanmaz çeliğin kaynakla ile birleştirme sonrası ısı tesiri altındaki bölgesi de tamamen martenzitiktir. Eğer krom içeriği ağırlıkça %15'e çıkarılırsa, kromun ferrit stabilize edici etkisinden dolayı östenite dönüşüm engellenir ve yapıda bir miktar dönüşmemiş ferrit kalır. Bu şekilde ısı tesiri altındaki bölgede hızlı soğuyan bölgeler martenzitik, diğer bölgeler ise ferritik yapıda olacaktır. Genelde martenzitik paslanmaz çeliklerin kaynak ile birleştirme uygulamalarında çatlama riskini engellemek için 200-400 °C sıcaklık aralığında bir ön tav uygulanmaktadır. Ön tav sıcaklığı çeliğin karbon içeriğine göre değişebilir ve karbon miktarı artıkça ön tav sıcaklığı yükselir. Karbon miktarının ağırlıkça %0,04'e düşürülmesi ve yapıya ağırlıkça %4-6 arası nikel ilave edilmesiyle östenit alanı genişletilebilir ve böylece bu çeliklerde kaynak sonrası nispeten çatlama katkı verebilen delta ferrit yapısının oluşumu da engellenir [30].

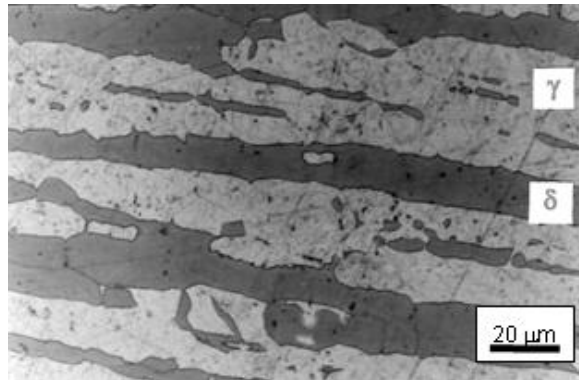
Çökelti sertleşebilen paslanmaz çelikler molibden, titanyum, bakır, niyobyum gibi alaşım elementlerinin etkisiyle çökelti sertleşmesi mekanizmalarının devreye girdiği tipik Fe-Cr-Ni çelikleridir. Çökelti oluşumu sayesinde mukavemet değerleri 1700 MPa değerine kadar yükseltilebilmektedir. Bu paslanmaz çelikler, içyapılara göre üç sınıfa ayrılmaktadır. Mikroyapılarında (i) östenitik, (ii) yarı östenitik ve (iii) martenzitik matriksleri görmek mümkündür (Şekil 2.16). İçyapıları içerdikleri alaşım elementlerine göre değişmektedir. Bu çeliklerin karbon içeriği oldukça düşük olup martenzitik türlerinde dahi temel sertleştirme mekanizması çökelti sertleşmesidir [25, 34].



Şekil 2.16. Çökelti sertleştirilmiş paslanmaz çeliğe ait mikroyapı görüntüsü [25]

Çift fazlı (dubleks) paslanmaz çelikler oda sıcaklığında mikroyapılarında östenit ve ferrit fazlarını bir arada bulunduran paslanmaz çeliklerdir. Bu çelikler esasen östenitik ve ferritik paslanmaz çeliklerin en iyi ortak özelliklerinin kombine edildiği paslanmaz çelik türüdür. Matrikslerinde her bir fazın %50 oranında olması alaşımdan beklenen yüksek performansı karşılamaktadır. Yapısında bulundurduğu ferritik yapı, mukavemet ve gerilmeli korozyona karşı direnç sağlarken, östenitik yapı ise darbe tokluğu ve genel korozyon direnci sağlamaktadır. Yapıda östenit oranı fazla ise çeliğin mukavemet dayanımı düşebilmekte ve gerilmeli korozyona karşı hassasiyeti artabilmektedir. Ancak yapıda yeterli oranda östenit fazının olmaması çeliğin tokluğunu düşürebilmekte ve genel korozyon direncinde azalmaya neden olmaktadır [30, 32].

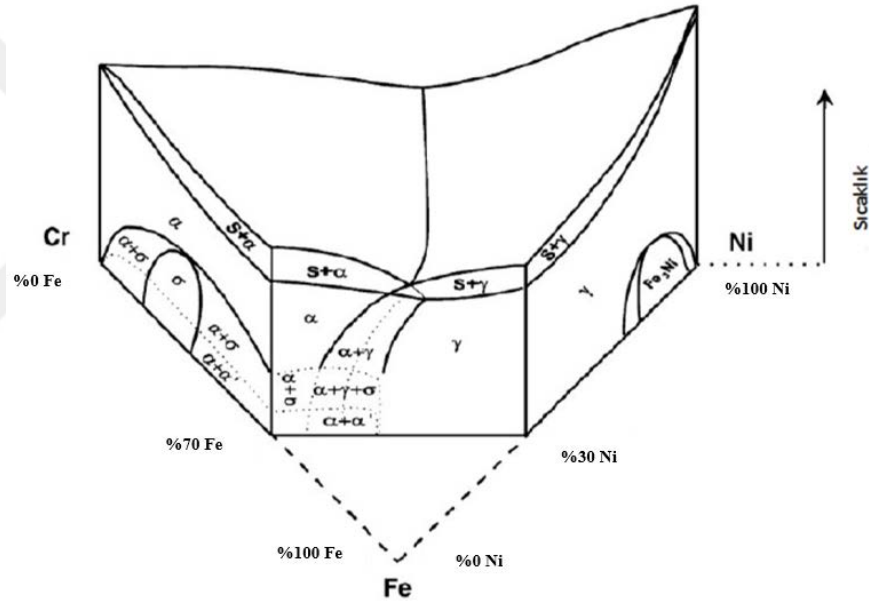
Dubleks paslanmaz çeliklerin yapılarında ferrit ve östenit yapılarının oluşumu temel olarak alaşım elementleri ile sağlanmaktadır. Çeliğin içerisinde bulunan alaşım elementlerinden Cr ve Mo bilindiği üzere δ -ferrit oluşumunu sağlamaktadır. Kompozisyonda bulunan Ni, Mn ve N elementleri ise östenit oluşumunu sağlar. Bu sayede mikroyapıda ferrit (δ , HMK) ve östenit (γ , YMK) faz yapıları bir arada görülmektedir. Dubleks paslanmaz çeliklere azot özellikle ilave edilmektedir. Bunun nedeni, yapıda östenit fazının oluşumunu hızlandırmak ve oluşan fazın kararlılığını artırmaktır [30]. Şekil 2.17’de bir dubleks paslanmaz çelik türü olan UNS S31803 (AISI 2205) alaşımına ait bir mikroyapı örneği verilmiştir [36]. Genel olarak dubleks paslanmaz çeliklerin karbon içeriği ağırlıkça %0,03-0,04 aralığında olup, ağırlıkça %18-28 Cr ve %4,5-8 Ni elementlerini de içermektedirler. Nikel miktarının ağırlıkça %8’den az olması yapının tamamen östenitik olmasını engellemektedir [32].



Şekil 2.17. UNS S31803 dubleks paslanmaz çeliğine ait bir mikroyapı görüntüsü [36]

Dubleks paslanmaz çelikler, temel olarak Fe-Cr-Ni üçlü faz diyagramı kullanılarak geliştirilmiş malzemelerdir (Şekil 2.18). Genel anlamda mikroyapıları ferritik matris içerisinde oluşan östenit adacıkları şeklinde tanımlanmaktadır. Yapılarında ferrit ve östenit gibi birincil fazlar dışında ısıtma ve soğutma koşullarında sigma (σ) ve chi (χ) gibi ikincil fazlar da oluşabilmektedir [25, 32].

Dubleks paslanmaz çeliklerin katılaşmaları ferritik olarak başlamakta ve azalan sıcaklığı takiben bir katı hal reaksiyonu olan ferrit-östenit dönüşümü gerçekleşerek östenit fazı oluşmaktadır. Buradaki ferrit yapısı sıvıdan katılaştığı δ -ferrit yapısıdır. Ana alaşım elementleri olan demir, krom ve nikelin çelik içerisindeki miktarsal dağılımları malzemenin ergime ve katılaşma sıcaklıklarını değiştirmektedir [25, 32].



Şekil 2.18. Fe-Cr-Ni üçlü faz denge diyagramı [25]

Dubleks paslanmaz çelikleri, çift yapıları dışında tanımlayan en önemli özellikleri ise çukurcuk korozyon direnci değeri olarak bilinen PRE_N (Pitting Resistance Equivalent) değeridir. Bağntıdaki “N” ifadesi azot alaşımlı olduklarını belirtmektedir. Bu değer eşitlik 2.3 kullanılarak hesaplanabilir.

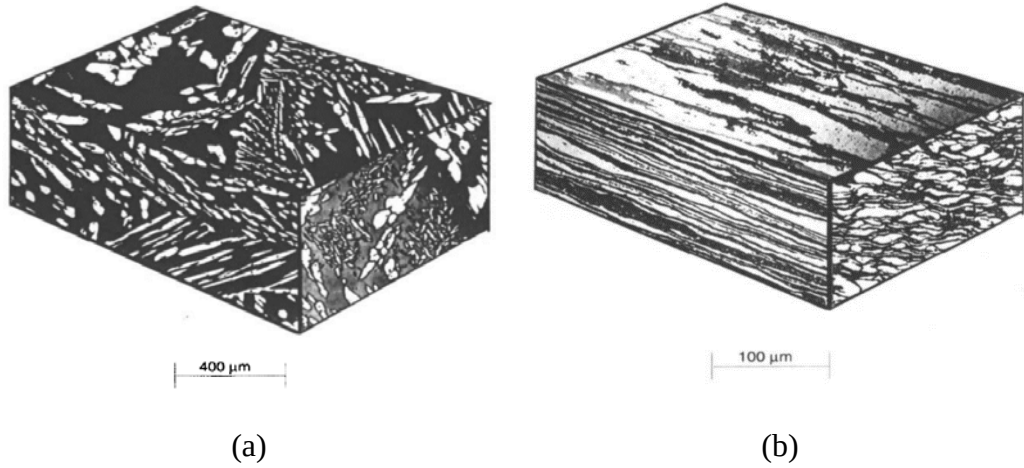
$$PRE_N = (\%Cr) + 3,3 * (\%Mo) + 16 * (\%N) \quad (2.3)$$

Dubleks paslanmaz çelikler kendi aralarında PRE_N değerleri ve içerdikleri alaşım elementlerine göre dört gruba ayrılmaktadır. Bahsi geçen çukurcuk korozyon değerinin yaklaşık 25 olması çeliğin düşük alaşımlı bir dubleks paslanmaz çelik

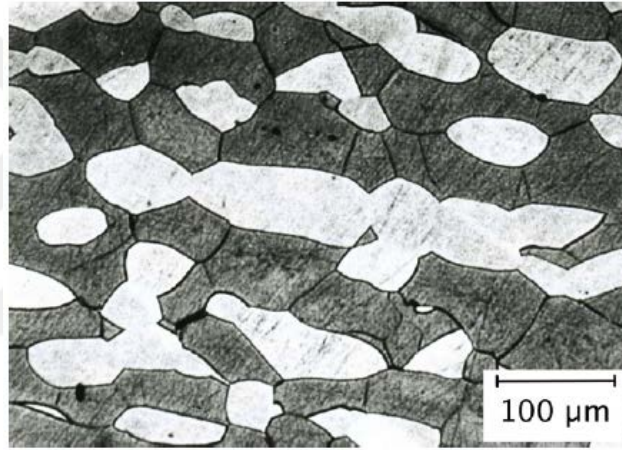
olduğunu ve bileşiminde ağırlıkça %23 Cr, %4 Ni ve %0,1 N olduğunu ifade eder. Orta alaşımlı dubleks paslanmaz çeliklerde (ağırlıkça %22 Cr, %5 Ni, %3 Mo ve %0,17 N içeren çelikler) bu değer 30-36 aralığındadır. Bilindiği üzere yüksek alaşımlı dubleks paslanmaz çelikler ağırlıkça %25 Cr içermektedir. Kompozisyonlarında Mo, N, Cu ve W elementlerini de içeren bu alaşımlarda bakır içeriği ağırlıkça %2,5 değerinde olabilir. Bu alaşımlar için PRE_N değeri 32-40 arasında değişmektedir. Nihai olarak süper dubleks paslanmaz çeliklerde (ağırlıkça %25 Cr, %7 Ni, %3,7 Mo ve %0,27 N içeren çelikler) PRE_N değerleri 40'tan büyüktür [30, 32].

Dubleks paslanmaz çeliklerin diğer paslanmaz çelik türlerine göre sağladığı en büyük avantaj yüksek mekanik özellikleri sayesinde parça kalınlığının düşürülmesine olanak tanımasıdır. Diğer paslanmaz çelik türlerine göre dezavantajı ise kaynakla birleştirme uygulamaları sonrası ısı etkisi altında kalan bölgede ferrit miktarının artması ile birlikte çukurcuk korozyon direncinin hassasiyetleşmesidir. Bu çelikler yüksek sıcaklıklarda ve düşük sıcaklıklarda gevrekleşme eğilimi göstermektedirler. Bu nedenle, dubleks paslanmaz çeliklerin genel olarak kullanım sıcaklığı -50 °C ile 300 °C arasındadır. Kırılganlık eğiliminin giderilmesi için bu çelikleri tekrar tavlama gerekmektedir [32, 37].

Dubleks paslanmaz çelikler, döküm ve dövme (haddeleme) yöntemleriyle üretilmektedirler (Şekil 2.19). Hem döküm yöntemiyle üretilen hem de dövme yöntemiyle üretilen alaşımlarda östenit-ferrit dengesi kabaca aynı fraksiyonlara sahiptirler [38]. Sıcak haddeleme yöntemiyle üretilen dubleks paslanmaz çeliklerde hadde tekstürünü gidermek için bir normalizasyon tavlamasını takiben su verme işlemi uygulanmaktadır. Su verme işlemi ile dengede oluşabilecek intermetaliklerin oluşumu engellenmektedir. Şekil 2.20'de, 1200 °C sıcaklıkta ısıtılmış ve sonrasında su verilmiş bir dubleks paslanmaz çeliğe ait mikroyapı verilmiştir [33]. Mikroyapıda aydınlık kontrasta karşılık gelen bölgeler östenitik yapıyı; daha koyu kontrastlı olan bölgeler ise ferritik yapıyı göstermektedir. Modern dövme yöntemi (sıcak işlem) ile üretilmiş ürünlerin optimum faz dengesi için genel olarak %45-60 arasında bir östenit aralığı istenmektedir [30, 33, 38].



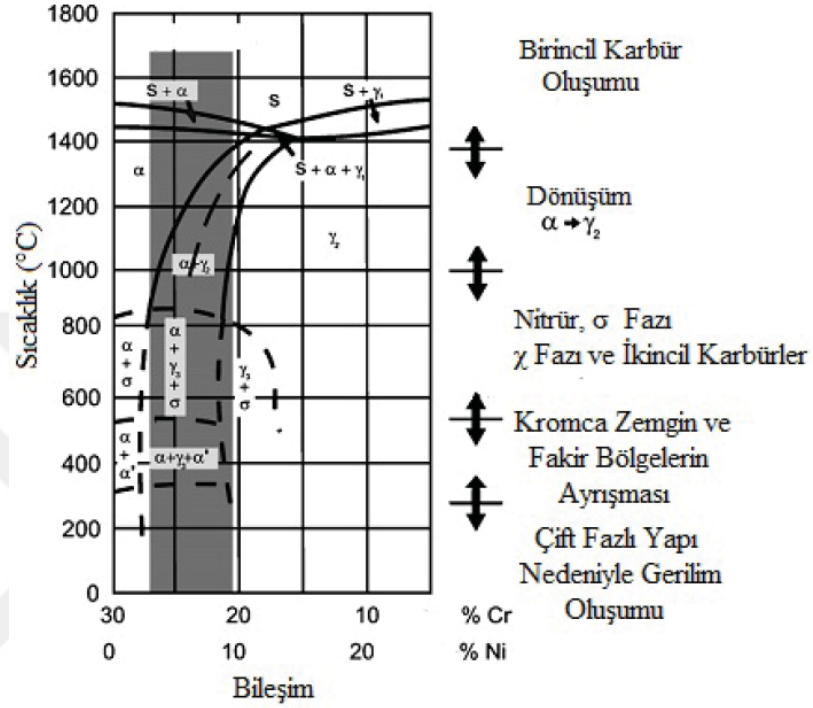
Şekil 2.19. Dupleks paslanmaz çeliklere ait tipik mikroyapılar: (a) döküm yapısı ve (b) haddelenmiş yapı [38]



Şekil 2.20. 1200 °C sıcaklıkta ısıtılmış ve ardından su verilmiş bir dupleks paslanmaz çeliğe ait mikroyapı görüntüsü [33]

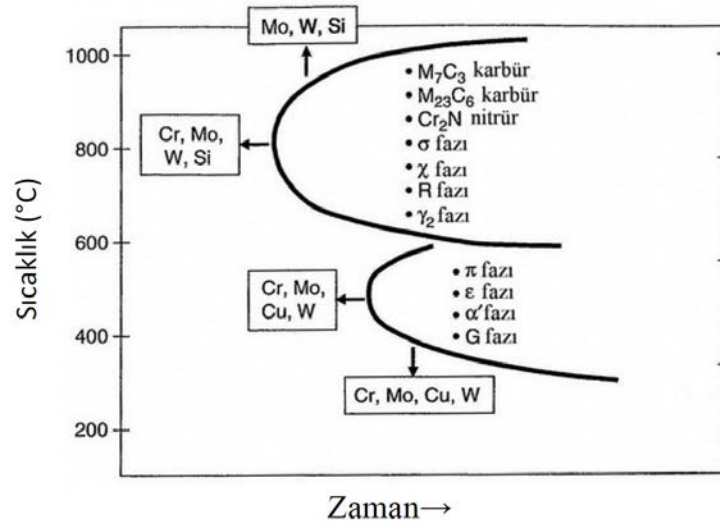
Dupleks paslanmaz çeliklerde istenen faz oranının sağlanması önem arz etmektedir. Bu durum, kimyasal analizin uygun tasarlanması ve ısıtma işlemlerin doğru bir şekilde uygulanması ile gerçekleşmektedir. Eğer izotermal ve izotermal olmayan ısıtma işlemler doğru bir şekilde uygulanmazsa, bu durum yapıda istenmeyen ikincil fazların oluşumuna neden olur. Dupleks paslanmaz çeliğe uygulanan ısıtma işlemlerde gerçekleşen faz dönüşümleri, alaşım elementlerinin ferrit fazındaki yayınımlarının östenit fazındaki yayınımlarına göre 100 kat daha hızlı olmasından dolayı ferrit fazında gerçekleşmektedir. Kompozisyonda bulunan Cr ve Mo gibi ferrit stabilize edici elementler, ikincil fazların oluşumuna neden olmaktadır. Bu fazların, ferrit içerisindeki çözünürlüğü östenite göre çok daha yüksektir. Sıcaklığın azalmasıyla birlikte oluşan ikincil fazların ferrit fazındaki çözünürlüğü azalmakta ve böylece

ikincil faz oluşum eğilimi artmaktadır. Bileşiminde ağırlıkça %70 Fe içeren bir dubleks paslanmaz çelikte soğuma esnasında oluşan fazlar Şekil 2.21’de gösterilmektedir. Yapıda oluşan ikincil fazların dubleks paslanmaz çeliğin mekanik özellikleri ve korozyon direncine etkisi de oldukça yüksektir [25, 32].



Şekil 2.21. Bileşiminde ağırlıkça %70 Fe içeren dubleks paslanmaz çelikte soğuma sırasında oluşan fazlar [32]

Soğuma sırasında, soğutma hızının yeteri kadar yüksek olmaması istenmeyen ikincil östenit (γ_2), sigma (σ), chi (χ) ve alfa prime (α') gibi ikincil fazlar ile ferrit tanesinin içerisinde kromca zengin ve fakir ayrışma bölgelerinin oluşmasına neden olmaktadır. Soğutma hızın istenenden yüksek olması ise yapıda arzu edilen östenit miktarının elde edilememesine ve nitrür gibi istenmeyen yapıların ayrışmasıyla sonuçlanmaktadır. Şekil 2.22’de dubleks paslanmaz çeliklerde alaşım elementlerinin çökelti oluşumuna etkisi ve oluşan çökeltilerin zaman-sıcaklık diyagramı verilmiştir. Diyagramdan da görüleceği üzere, dubleks paslanmaz çeliklerde, 600-1000 °C ve 300-600 °C sıcaklık aralıkları mikroyapıda meydana gelen dönüşümler açısından önem arz etmektedir [32, 37-39].



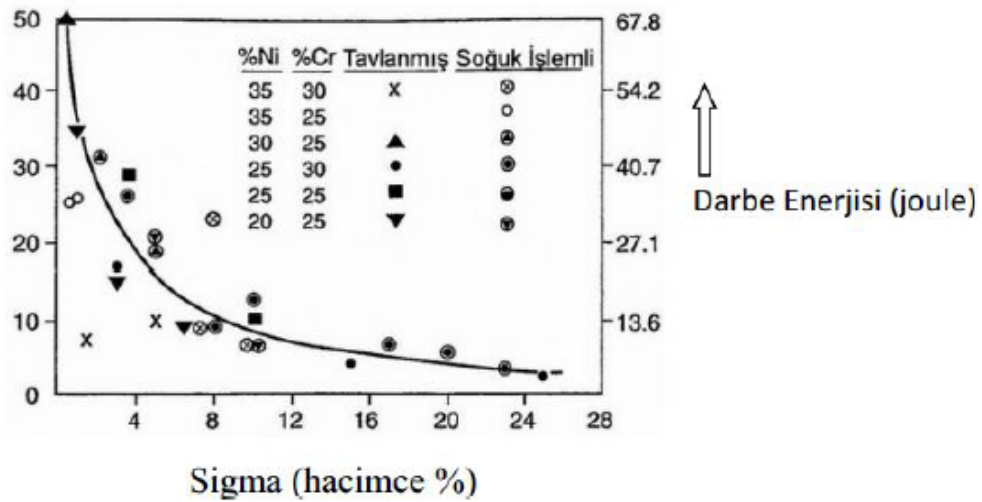
Şekil 2.22. Dupleks paslanmaz çeliklerde alaşım elementlerinin çökelti oluşumuna etkisi ve oluşan çökeltilere ait zaman-sıcaklık diyagramı [39]

Dupleks paslanmaz çeliklerde, 1000 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda östenit-ferrit dönüşümü görülmektedir. Buradaki ferrit yapısı esasen δ -ferrit olarak nitelendirilir. Sıcaklık 1050-1300 °C aralığına geldiğinde, yapı %100 δ -ferritten oluşmaktadır. δ -ferrit bu sıcaklıklarda C ve N elementleri bakımından zenginleşmektedir. Sıcaklık 600-1000 °C aralığında iken, ikincil fazların oluşumu görülmektedir. Yapıda oluşan ikincil fazların mekanik özelliklere ve korozyon direnci üzerine olumsuz etkisi vardır ve çelik içerisinde ikincil fazların oluşumu istenmemektedir. İkincil fazlar, 1050 °C'nin üzerinde tavlama ve ardından hızlı su verme işlemi ile çelik yapısından giderilebilmektedir. Sıcaklık aralığının 300-600 °C olması halinde ise krom, ferrit içerisinde ayrışma eğilimi gösterecektir. Bu sıcaklık aralığında, dengede soğutulan dupleks paslanmaz çeliklerin yapısında krom içeriği farklı olan ferrit fazları meydana gelmekte olup, bu durumun mekanik özellikler ve korozyon direnci üzerine olumsuz etkisi olmaktadır [32].

Dupleks paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklıktan itibaren soğuma sırasında ana östenit yapısından farklı olan ikincil östenit (γ_2) olarak adlandırılan bir östenit faz oluşumu da gerçekleşebilmektedir. İkincil östenitin oluşum mekanizması görece hızlıdır. Yaklaşık 650 °C'nin altındaki sıcaklıklarda, difüzyonsuz bir şekilde dönüşüm sonucu oluşmaktadır.

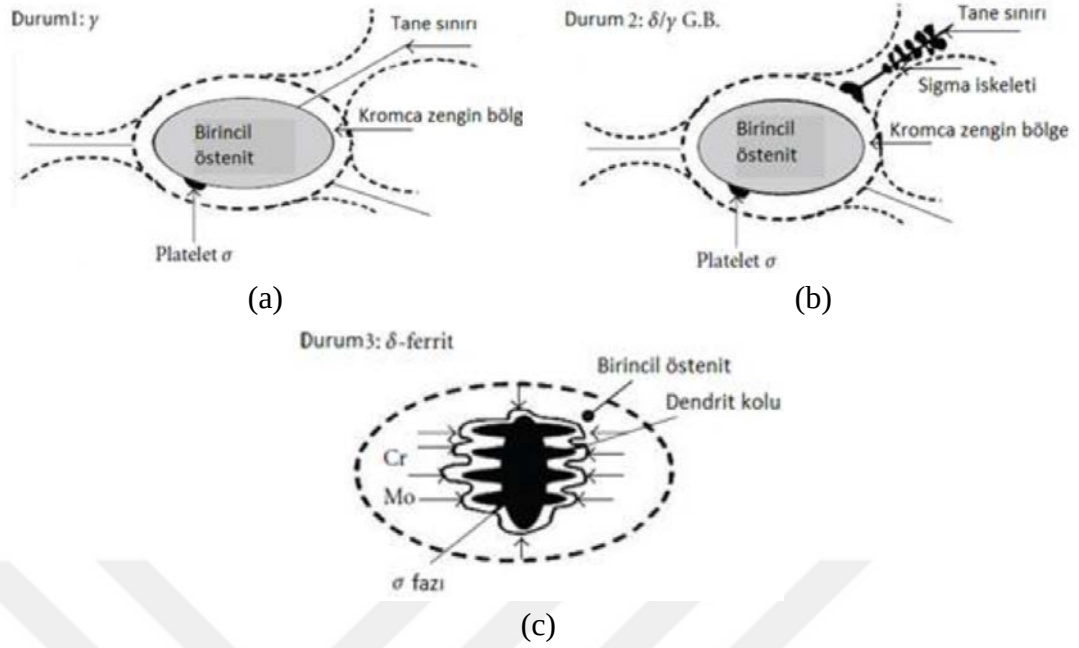
Yaklaşık 800-650 °C sıcaklığı aralığındaki soğuma sırasında ise oluşumu hızlı bir difüzyonla gerçekleşmekte olup, Widmanstatten yapısındaki östenit fazı çöker. Oluşan ikincil östenit fazının Ni ve N içeriği ferrit fazına göre daha yüksektir. Cr ve N miktarı ise birinci östenit (ana östenit) yapısında daha düşüktür [32, 39].

Dubleks paslanmaz çeliklerin kullanımını kısıtlayan en önemli ikincil fazlardan biri olan sigma (σ) fazı, Fe-Cr-Ni sistemlerinde 600-950 °C sıcaklık aralığında oluşmakta olup, Fe-Cr elementlerine sahip tetragonel bir yapıdadır. Oluşan bu faz yapısı mekanik özellikleri, korozyon direncini ve kaynak özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir. Şekil 2.23'te Fe-Cr-Ni sistemlerinde σ fazının darbe tokluğu üzerine etkisini gösteren bir eğri verilmiştir. Bu faz oldukça sert ve kırılgan bir yapıda olup, çeliğin tokluğunu önemli derecede düşürmektedir [39].



Şekil 2.23. Fe-Cr-Ni sistemlerinde σ fazının darbe tokluğu üzerine etkisi [39]

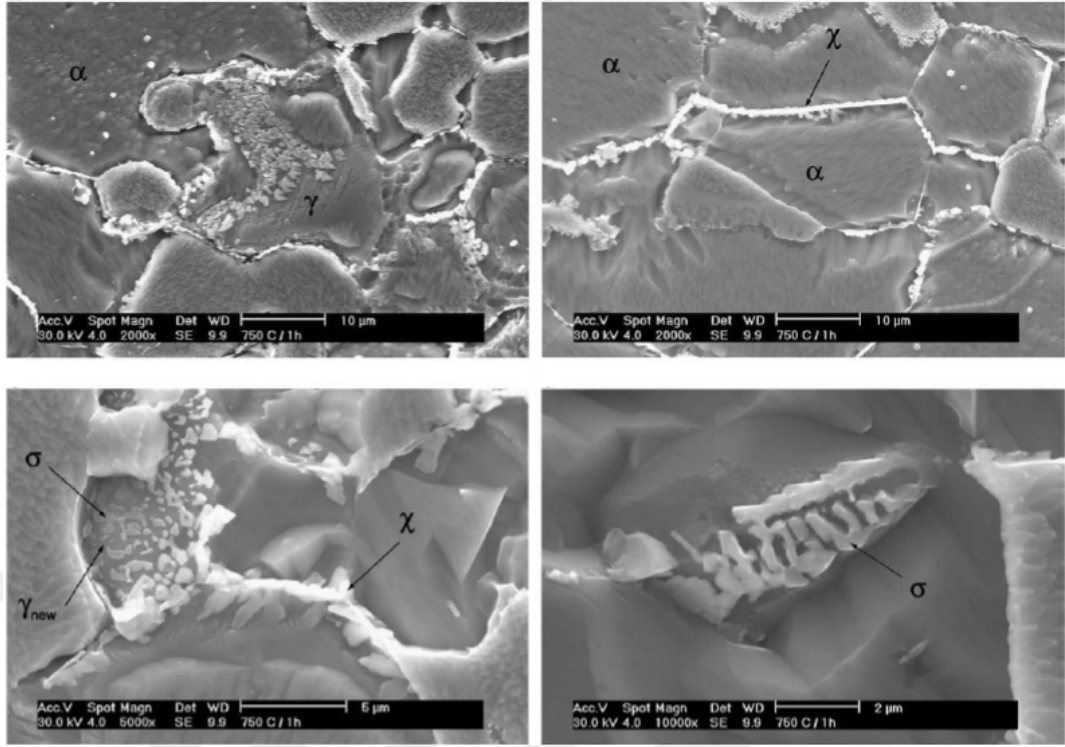
Şekil 2.24'te ise mekanik özellikleri olumsuz yönde etkileyebilen σ fazının oluşum mekanizması verilmiştir. Yapıda bulunan σ fazı çoğunlukla östenit tane sınırlarında çekirdeklenmekte (Şekil 2.24a) ve östenit tanesi içerisine doğru da büyüebilmektedir (Şekil 2.24b). Aynı zamanda ferrit-östenit (Şekil 2.24b) ve ferrit-ferrit (Şekil 2.24c) arayüzeylerinde de σ fazı oluşumu söz konusudur. Tane/faz sınırları gibi arayüzeylerde oluşabilen sert intermetaliklerin çatlak çekirdeklenmesine katkı vermesi de kaçınılmazdır. Nitekim bu tür fazları içeren matriksler yüklenme koşulları altında çatlakların sınırlar/arayüzeyler boyunca kolayca ilerlemesinden dolayı yüksek plastisite göstermeksizin hızlı bir şekilde hasarlanabilir [25, 32, 39].



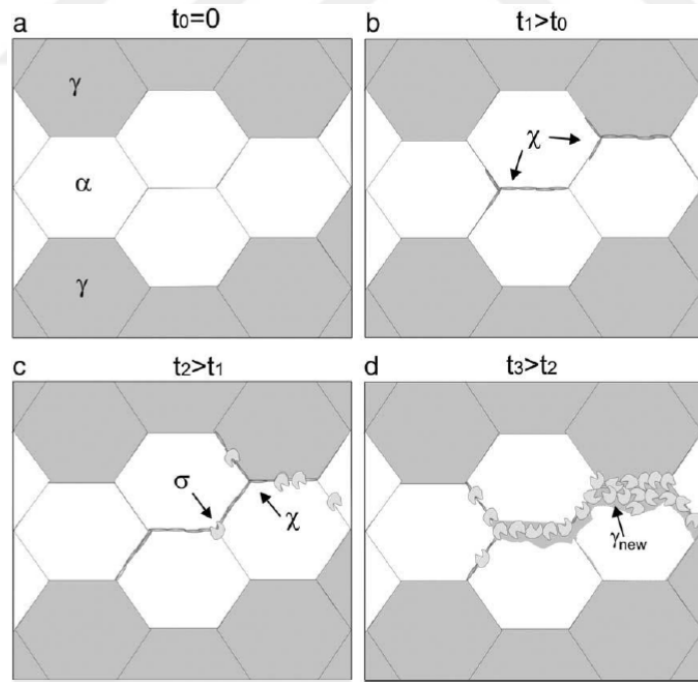
Şekil 2.24. Dubleks paslanmaz çeliklerde σ fazının oluşum mekanizması; (a) östenit içerisinde, (b) ferrit-östenit ve (c) ferrit-ferrit arayüzeylerinde oluşum [32]

Dubleks paslanmaz çeliklerde oluşan bir diğer önemli intermetalik faz ise chi (χ) fazıdır. Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Ni-Mo ve Fe-Cr-Ni-Ti sistemlerinde bu faz oluşabilmektedir ve her ne kadar bileşimleri farklı olsa da hem χ fazının hem de σ fazının kristal yapıları aynıdır. Şekil 2.25'te bir dubleks paslanmaz çelik matriksinde bahsi geçen sert ve kırılğan bu fazlar (χ ve σ) gösterilmektedir. Esasen χ fazı 700-900 °C aralığında oluşmaktadır. Bu fazın oluşumu matriks içerisinde bu sıcaklıkta düşük bir yayılım hızı ile gerçekleşmekte olup, σ fazına benzer şekilde χ fazı da δ/γ arayüzeyinde oluşmaktadır. Matriks içerisinde bulunan σ fazından farklı olarak, χ fazı tane sınırlarında ağsı bir şekilde oluşmaktadır ve süreklilik arz etmektedir. Bu durum, δ ve χ fazlarının da kübik yapıya sahip olmalarından kaynaklanmaktadır [25, 32].

Şekil 2.26'da dubleks paslanmaz çelik yapısında hem χ fazının hem de σ fazının çökmesi zamanın bir fonksiyonu olarak şematize edilmiştir. Daha öncesinde de belirtildiği üzere, χ fazı öncelikli çökelen faz olup, sınırlar boyunca matriks içerisinde yer alabilmektedir. Bu faz, tane sınırlarını veya δ/γ arayüzeylerini bir film yapısı gibi kaplayabilmektedir. Daha sonrasında çökecek olan σ fazı da, χ fazı gibi sınırlarda/arayüzeylerde çekirdeklenebilmektedir. Tüm bunların dışında sınırlardan tane merkezine doğru γ_2 faz yapısının genişlemesi de söz konusudur [32].

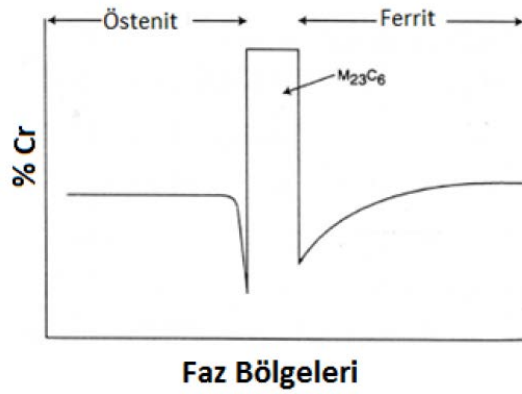


Şekil 2.25. Dupleks paslanmaz çeliklerde gözlenen χ ve σ yapılarına ait SEM görüntüleri [32]



Şekil 2.26. Dupleks paslanmaz çelik matriksinde σ ve χ fazlarının çekirdeklenmesi ve büyümesi [32]

Dubleks paslanmaz çeliklerin mikroyapısında $M_{23}C_6$ tipi karbür yapıları da sıklıkla görülmektedir. Bu karbür yapısı da östenit-ferrit arayüzeylerinde çekirdeklenmekte olup, ferrit fazına doğru büyümektedir. Ferritik yapıda Cr difüzyonu östenitik yapıya göre 100 kat daha hızlı gerçekleştiği için genel olarak karbürler ferrit fazına doğru büyüme eğilimindedirler. Bunun sonucu olarak Şekil 2.27’den de görüleceği üzere, ferrit fazında kromca fakirleşmiş bölge geniş iken, östenit fazında bu fakirleşme daha dardır [25, 32].



Şekil 2.27. Dupleks paslanmaz çelikte δ/γ arayüzeyinde Cr derişimi [32]

Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynak yöntemi ile birleştirme uygulamalarında östenit-ferrit dengesinin sağlanması çok önemlidir. Bu çeliklerin katılma yapısı daha önceden de bahsedildiği üzere ferritik olarak başlamaktadır. Soğumayı takiben ferrit tane sınırlarında östenit fazlarının çekirdeklenmesi başlamaktadır. Bu nedenle soğuma hızı esasen östenit fazının yapıdaki miktarını belirlemektedir. Isıdan etkilenen bölgede yeterli miktarda östenit oluşumunu sağlayabilmek adına çok hızlı soğumalar istenmemektedir. Çok yavaş soğuma hızlarında ise gevrek karakterli intermetalik fazlar oluşmaktadır. Bu nedenle optimum bir kaynaklı birleştirme için ısı girdisi, soğuma hızı ve kaynak parametreleri önem arz etmektedir. Soğuma hızını etkileyen faktörler ısı girdisi, kaynak prosedüründe belirtilen minimum ve maksimum kaynak parametreleri, ön tav ve pasolar arası sıcaklıklardır. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde 1200-800 °C sıcaklık aralığındaki soğuma süresi yaklaşık 4-15 saniye arasında olmalıdır. Bu durum ısı girdisi için üst limiti belirlemektedir. Isı girdisi için alt limiti mikroyapıda oluşması istenen östenit ihtiyacı belirlemektedir. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmelerinde önerilen ısı girdisi ve maksimum pasolararası sıcaklıklar Tablo 2.1’de verilmiştir [30, 31].

Tablo 2.1. Dubleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı birleştirmeleri için önerilen ısı girdileri ve pasolararası sıcaklıklar [30]

Tür	Önerilen Isı Girdisi* (kJ/mm)	Maksimum Pasolararası Sıcaklık (°C)
Düşük alaşımlı dubleks paslanmaz çelikler	0,5-2,5	150-200
Orta alaşımlı dubleks paslanmaz çelikler		125-200
Yüksek alaşımlı dubleks paslanmaz çelikler	0,2-1,5	100-150**
Süper dubleks paslanmaz çelikler		

* Isı girdisi malzeme kalınlığına göre seçilmelidir.

** Optimum kaynak özellikleri için maksimum 100 °C önerilir.

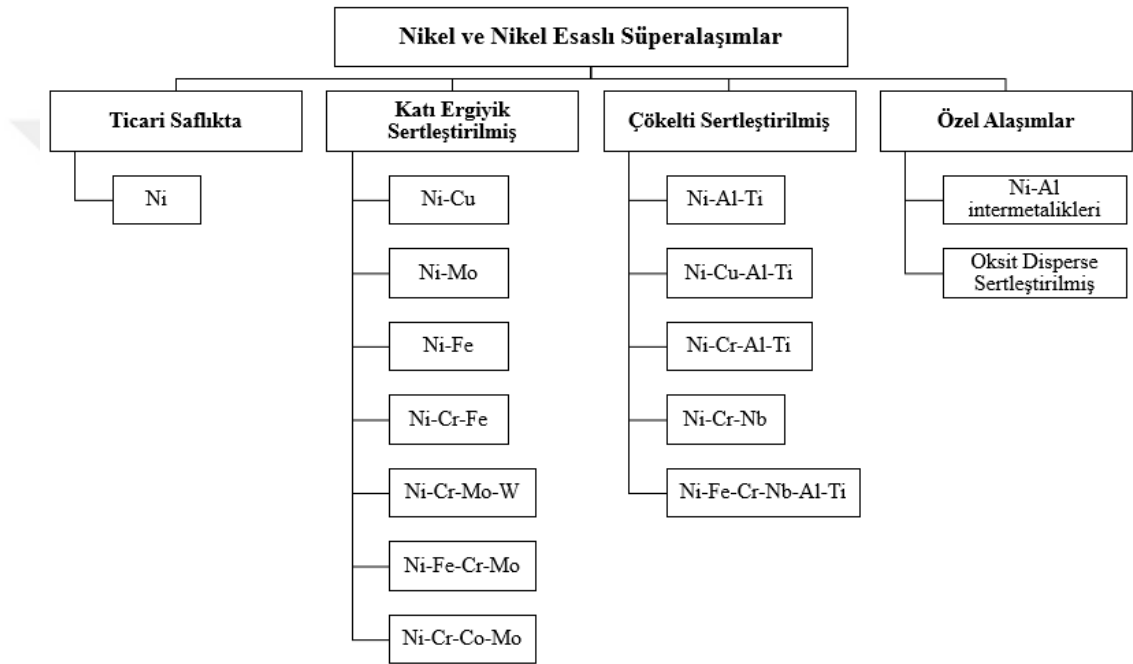
Dubleks paslanmaz çelikler kaynaklı birleştirmelerde benzer kimyasal kompozisyondaki bir dolgu metali ile birleştirildiğinde ısı tesiri altındaki bölgede yüksek ferrit oluşma eğilimi olmaktadır. Bu durumlarda uygun dubleks yapıyı oluşturmak için ek ısı işlemlere gerek duyulmaktadır. Isıl işlem ihtiyacını önlemek ve uygun dubleks yapıyı sağlamak için yüksek nikel içerikli dolgu metallerinin kullanılması tavsiye edilmektedir. Dolgu metalindeki nikel miktarı %9 seviyelerine kadar yükselebilmektedir [30].

2.1.2. Nikel esaslı süperalaşımlara genel bakış

Nikel esaslı süperalaşımlar, yüksek sıcaklık uygulamalarında yüksek dayanım gösterebilen ısıl direnci yüksek alaşım grubu olarak bilinmektedir. Bu alaşımlar, mükemmel korozyon ve oksidasyon dirençlerine sahip olmalarının yanı sıra, yüksek sıcaklıkta, yüksek sürünme davranışı göstermektedirler. Bu alaşımlar, reaktörlerde, kimya ve petrokimya endüstrilerinde, kriyonejik sıvı dağıtım endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmaktadır. Nikel esaslı süperalaşımlar, paslanmaz çeliklere kıyasla 650 °C üzerindeki sıcaklıklarda daha iyi performans göstermektedirler. Kimyasal kompozisyonunda yer alan alaşım elementleri nikel esaslı süperalaşımların özelliklerini belirleyebilmektedir. Süperalaşımların yüksek oksidasyon direnci, ana alaşım elementi olan nikel ve bileşiminde bulunan krom ile sağlanmaktadır. Alaşım kompozisyonunda bakır, molibden, demir, tungsten, kobalt, alüminyum, titanyum, niyobyum gibi alaşım elementleri de bulunmaktadır. Bu elementler (Cu, Mo, Fe, Co vb.) katı ergiyik sertleşmesine katkı verebilecek nitelikte olup, bazıları (Al, Nb, Ti) da

oluşturdukları çökeltiler ile alaşımda çökelti sertleşmesi ile mukavemetin artmasına neden olur [40, 41].

Nikel esaslı süperalaşımların, çelikler ve alüminyum alaşımlarındaki gibi bir sistematik sınıflandırma sistemi yoktur. Bu nedenle, nikel esaslı alaşımların çoğu ticari isimleriyle veya alaşım üreticisi tarafından belirlenen alaşım numarasıyla bilinmektedirler. Nikel esaslı alaşımlar Şekil 2.28’de gösterildiği gibi genel olarak bileşimlerine göre sınıflandırılmaktadırlar [40].



Şekil 2.28. Nikel ve nikel esaslı süperalaşımların sınıflandırılması [40]

Katı ergiyik sertleştirilmiş nikel esaslı süperalaşımlar 800-1200 °C sıcaklıklara kadar mukavemetlerini kaybetmeden mükemmel korozyon ve oksidasyon direnci sergilemektedirler. Aynı zamanda bu alaşımlar 870-980 °C düşük tavlama sıcaklıklarında en yüksek tokluk ve süneklik özelliklerini gösterirler. Yüksek sıcaklık tavlama (1120-1200 °C) alaşımın bir taraftan yorulma direncini ve bir taraftan da orta seviye sıcaklıklarda (600 °C’nin üzerindeki) sürünme kopmasına karşı direncini arttırabilmektedir [40, 42].

Çökelti sertleştirilmiş nikel esaslı süperalaşımlar sahip oldukları yüksek mukavemet ve mükemmel korozyon direnci kombinasyonu ile metal esaslı alaşımlar arasında eşsiz bir yere sahiptir. Çökelti sertleştirilmiş alaşımlar mukavemetlerini ergime

sıcaklıklarının yarısından fazla ortamlarda dahi muhafaza edebilmektedirler. Bu alaşımlar yapılarında ikincil bir fazın çökmesi ile elde edilirler. Bu yöntemle ilk sertleşilen nikel esaslı süperalaşım Nimonic 80 alaşımıdır [40, 41].

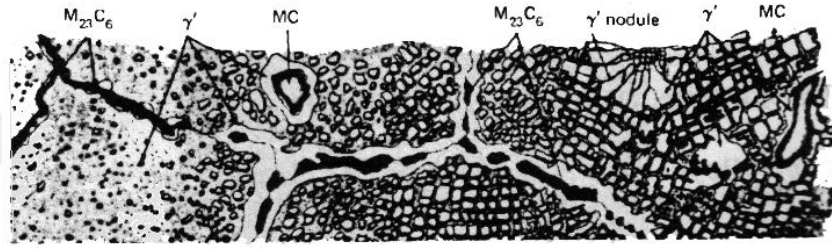
Nikel esaslı alaşımlarda çeşitli alaşım elementlerinin faz kararlılığı üzerindeki genel etkisi Tablo 2.2’de özetlenmiştir. Kompozisyonunda bulunan Co, Cr, Fe, Mo ve Ta elementleri genellikle katı ergiyik sertleştirici olarak kullanılmaktadır. Nikele göre benzer atom yarıçapı, elektronik yapı ve kristal yapı sergileyen elementler büyük olasılıkla katı ergiyik içerisinde kalır. Çözünmüş bir elementin katı ergiyik sertleşmesi için mukavemet arttırma kabiliyeti nikel ile atomik boyut farkı ile değerlendirilebilmektedir. Tablo 2.3’te 1000 °C sıcaklıkta nikel içerisindeki çeşitli elementlerin yaklaşık atom çapları ve çözünürlük değerleri verilmiştir. Atomik yarıçap uyumsuzluğu ve çözünürlükler incelendiğinde, katı ergiyik sertleşmesi için en iyi kombinasyonu Al, Ti, Mn, Nb, Mo ve W elementlerinin sağladığı görülmektedir. Ayrıca kompozisyona Mo ve W ilaveleri, bu elementlerin nikel içerisindeki düşük yayınma özelliklerinden dolayı sürünme mukavemetini arttırıcı özellik göstermektedir. Kompozisyonda bulunan Ti ve Al elementleri her ne kadar katı ergiyik sertleştirici elementler olsa da, nikel esaslı alaşımlarda γ' -Ni₃(Al,Ti) fazının çökmesiyle mukavemeti geliştirirler. Tüm bunların dışında bu alaşımların matrislerinde çeşitli karbür yapıları da bulunabilmektedir (Şekil 2.29). Kompozisyonlarında bulunan krom bu karbürlerin oluşumuna önemli ölçüde katkı vermektedir [40, 42].

Tablo 2.2. Nikel esaslı alaşımların kompozisyonunda bulunan elementlerin faz oluşumlarına etkisi [40]

Etki	Element
Katı ergiyik sertleştirici	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
γ' -Ni ₃ (Al,Ti) oluşturu	Al, Ti
γ' katı ergiyik sertleştirici	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
γ'' -Ni ₃ Nb oluşturu	Nb
MC ve M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M ₇ C ₃	Cr
M ₂₃ C ₆	Cr, Mo, W
M ₆ C	Mo, W
TCP fazları (σ , P, μ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Yüzey oksit (Cr ₂ O ₃ /Al ₂ O ₃) oluşturu	Cr, Al

Tablo 2.3. 1000 °C sıcaklıkta nikel içerisinde çeşitli elementler için yaklaşık atom çaplarının ve çözünürlük verilerinin özeti [40]

Çözünen	Nikele kıyasla yaklaşık atom boyutu farkı (%)	1000 °C'de nikel içerisinde yaklaşık çözünürlük (ağ-%)
C	+43	0,2
Al	-15	7
Si	+6	8
Ti	-17	10
V	-6	20
Cr	-0,3	40
Mn	+10	20
Fe	+0,3	100
Co	-0,2	100
Cu	-3	100
Nb	-15	6
Mo	-9	34
Ta	-15	14
W	-10	38



Şekil 2.29. Nikel esaslı süperalaşımların mikroyapısı [42]

Bu bölümde nikel esaslı süperalaşım ailesine ait üyeler de kısaca işlenmiştir. Ni-Cu sistemi, Monel alaşım ailesinin temeli oluşturmaktadır. Bu iki element çok benzer atomik özellikler sergilemektedirler. Her ikisi de yüzey merkezli kübik kristal kafes yapısına sahiptir. Atom yarıçaplarında yüzde üçten daha az fark olmakla beraber, benzer elektronegatiflik ve valans sergilemektedirler. Böylece nikel ve bakır birbirleri içerisinde %100 çözünürlük göstermekte olup, her oranda katı ergiyik oluşturur ve tek faz yapısındadır. Monel alaşımlarının mukavemetleri ısıtılma işlemi ile arttırılmaz, sertleştirme katı ergiyik sertleşmesi ile elde edilmektedir [40].

Inconel, tipik bir Ni-Cr süperalaşımıdır ve bu alaşım yüksek sıcaklık ve basınç altında yüksek korozyon ve oksidasyon dirençleri nedeniyle endüstride kullanım alanı bulmaktadır. Bu alaşımlar sıcaklığa maruz kaldıklarında, yüzeylerinde kromca zengin sürekli bir pasif tabaka oluşur ve bu tabaka oksitlenmenin yüzeyden malzeme

merkezinine doğru nüfuz etmesini engeller. Inconel alaşımlarının mukavemetlerini temelde katı ergiyik sertleşmesi (Inconel 600) ve çökelti sertleşmesi (Inconel 718) mekanizmaları belirlemektedir. Inconel 718 alaşımı bileşiminde Nb içermektedir ve γ'' -Ni₃Nb intermetaliti oluşturularak çökelti sertleştirilmesi ile alaşımın mukavemeti daha da arttırılır. Çökelti sertleştirilmiş alaşımlarda kaynak sıcaklığının sertleşmeye neden olmaması ve ön kaynak çatlaması görülmemesi nedeniyle bu alaşımların kaynak ile birleştirilme kabiliyetleri yüksektir [40, 43].

Nikel esaslı süperalaşımlar olan Inconel, Nimonic ve Hastelloy türleri kimyasal bileşimlerinde az miktarda demir ihtiva ederken, Incoloy 901 ve Inconel 706 kalite nikel esaslı süperalaşımlar %35 oranlarına kadar demir içerebilmektedirler [40].

Hastelloy C-276, Haynes International firmasının geliştirdiği bir alaşımdır. Bu alaşım, agresif ortam koşullarında mükemmel korozyon ve oksidasyon direncine sahip tungsten ilaveli bir nikel-krom-molibden alaşımıdır. Bu özellikleri sayesinde Hastelloy C-276 alaşımı, sülfürik asit reaktörleri, kağıt endüstrisi, baca gazı kükürt giderme tesislerinde, asidik gaz altında çalışan bileşenlerde, ısı eşanjörleri gibi birçok zorlu ortamda kullanılmaktadır. Hem oksitleyici hem de redükleyici ortam koşullarında korozyona karşı iyi bir dirence sahip olan bu alaşım deniz suyu ortamlarında, özellikle aralık korozyonu koşullarında korozyona karşı mükemmel direnci sayesinde, deniz / deniz uygulamaları için oldukça çekici bir malzeme olmuştur. Hem durgun deniz suyu hem de akışkan deniz suyu ortamında yapılan aralık korozyonu testleri, Hastelloy C-276 alaşımının korozyona uğramadığını göstermiştir. ASTM G48-C ve D standartlarına göre yapılan testlerde, kritik aralık ve kritik çukurcuk korozyonu sıcaklıkları AISI 304, Incoloy 825 ve 925, Inconel 625 ve 725 alaşımlarına kıyasla Hastelloy C-276 alaşımının aralık ve çukurcuk korozyonuna karşı daha yüksek dirençli olduğunu göstermiştir. Aynı zamanda yüksek mukavemete ve iyi tokluğa sahip olmasında dolayı Hastelloy C-276 alaşımı havacılık endüstrisi, petrokimya endüstrisi, nükleer endüstri gibi birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır [7, 40, 43, 44].

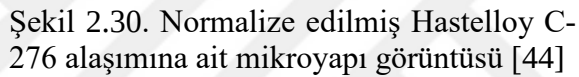
Ni-Cr-Mo sistemi, katı ergiyik sertleştirilmiş bir matrikse sahip olup, genellikle normalize edilmiş konumunda tedarik edilir. Normalizasyon işlemi ile kompozisyonunda bulunan birçok element östenitik matriksi içerisinde



Şekil 2.30. Normalize edilmiş Hastelloy C-276 alaşımına ait mikroyapı görüntüsü [44]

Kompozisyonunda molibdenin varlığı stabil intermetalik bileşiklerini

neden olur. Aynı zamanda malzemeninin yüksek sıcaklıklara maruz



42

2.1.3. Dolgu metallerinin tanıtımı

Bu bölümde, tez çalışmasına konu olan ana metallerin (paslanmaz çelik ve nikel esaslı süperalaşım) birleştirilmesinde kullanılan dolgu metalleri tanıtılacaktır. Genellikle dubleks paslanmaz çelikler ile nikel esaslı süperalaşımların kaynak yöntemi ile birleştirme uygulamalarında nikel esaslı dolgu metallerinin kullanımı tercih edilmektedir. Bu tercihin temel nedeni dubleks paslanmaz çelik ile benzer bileşimde dolgu metalleri kullanıldığında, kaynak metallerinin yapısında yüksek miktarda ferrit oluşma eğilimi görülmesidir. Kaynak metalinde yüksek miktarda ferrit oluşması kaynaklı bağlantının tokluğunu ve korozyon direncini olumsuz yönde etkilemektedir. Bu nedenle kullanılan dolgu metallerinin kompozisyonları esasen nikel esaslı süperalaşımlara benzer içerikte tercih edilmektedir [1].

Dolgu metalinin adlandırması uygulanan birleştirme yöntemine göre değişmektedir. Dolgu metali, örtülü elektrot ise tanımlamada 'E' notasyonu kullanılır. Metal özlü telin kullanımında bu notasyon 'ER' ile tanımlanır. ERNi-1, ERNiFeCr-1, ERNiCr-3, ERNiCrMo-3, ERNiCrMo-4 ve ERNiCrMo-10 gibi bazı dolgu metalleri paslanmaz çelikler ile nikel esaslı süperalaşımların birleştirmelerinde kullanılmaktadır [45, 46].

ERNi-1 dolgu metalinin kimyasal kompozisyonunda ağırlıkça %96 Ni ve %3 Ti bulunmaktadır. Bu dolgu metali, bazı nikel alaşımlarının (200 ve 201) paslanmaz çelikler ile birleştirilmesinde kullanılır [46].

ERNiFeCr-1 dolgu metali esasen bir Ni-Fe-Cr alaşımıdır. Bu dolgu metalinin yaşlanma sertleşmesi ile mukavemeti arttırabilmektedir. Genellikle Inconel 718 süperalaşımlarının birleştirilmelerinde bu dolgu metali kullanılmaktadır [46].

Paslanmaz çelik ve nikel esaslı süperalaşımların birleştirilmesinde tercih edilen bir diğer dolgu metali ise ERNiCr-3 dolgu metali olup, bu dolgu metali esasen bir Ni-Cr-Fe alaşımıdır. Bu dolgu metali özellikle yüksek sürünme direnci özelliğinden dolayı tercih edilebilmektedir. Aynı zamanda kriyonejik ortamlardan (-196 °C) yüksek sıcaklık ortamlarına kadar çok geniş bir sıcaklık aralığına da dayanım göstermektedir. Bu dolgu metali farklı paslanmaz çeliklerin birleştirilmesinde de kullanılabilir [45, 46].

Kullanılan dolgu metalllerinden bir diğeri olan ERNiCrMo-3 ise, esasen bir Ni-Cr-Mo alaşıımıdır. Kriyonejik sıcaklıklardan 980 °C gibi yüksek sıcaklıklara kadar geniş bir sıcaklık aralığında yeteri mukavemet ve yüksek korozyon direnci sağlamakta olup, aynı zamanda yüksek oksidasyon direncine sahiptir. Kükürt içermeyen ortamlarda 1200 °C gibi yüksek sıcaklıklara karşı dirençli iken kükürt içeren ortamlarda 500 °C'e kadar direnç göstermektedir. Bu dolgu metali genellikle nikel esaslı süperalaşımların kendi aralarında ve paslanmaz çelikler ile birleştirme uygulamalarında kullanılmaktadır [45, 46].

Bir Ni-Cr-Mo alaşıımı olan ERNiCrMo-4 dolgu metalinin kimyasal kompozisyonunda ağırlıkça %57 Ni, %16 Cr, %15,5 Mo ve %5,5 Fe bulunmaktadır. Bu dolgu metali, çukurcuk korozyonuna karşı çok yüksek direnç göstermektedir. Basınçlı kazanlarda, boru hatlarında, kimyasal proses uygulamalarında ve denizcilik uygulamalarında tercih edilmektedir [45, 46].

Bir diğeri Ni-Cr-Mo alaşıımı olan ERNiCrMo-10 dolgu metali, ERNiCrMo-3 dolgu metaline göre daha yüksek Mo ve Fe içeriğine sahiptir. Bu dolgu metali genellikle petrol, güç üretim santralleri ve denizcilik uygulamalarında paslanmaz çelikler ile nikel esaslı alaşımların birleştirmelerinde tercih edilmektedir [45, 46].

2.2. Birleştirilmiş Parçalarda Mikroyapısal ve Mekanik Özellikler

Bu bölümde, nikel esaslı süperalaşımların paslanmaz çelikler ile olan birleştirilmelerinde kullanılan yöntemler, kullanılan ana metallere ve dolgu (ilave) metallere metalurjisi, makro ve mikro incelemeler, mekanik özellikler vb. birçok unsur literatür örneklemeleri ile işlenecektir.

Nikel esaslı süper alaşımların paslanmaz çelikler ile ark kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilmesinde, nikel esaslı süper alaşıımın kimyasal kompozisyonuna benzer dolgu (ilave) metalleri tercih edilmektedir. Örneğin, Inconel alaşıımları ile AISI 316 östenitik paslanmaz çeliğin birleştirilmesinde Inconel bileşimine yakın dolgu metalleri kullanılmaktadır. Tablo 2.4'te nikel esaslı süper alaşımların paslanmaz çelikler ile birleştirilmesinde kullanılan dolgu malzemeleri ve genellikle hasar oluşum bölgesi tanıtılmıştır [1].

Tablo 2.4. Nikel esas süperalaşımlar ile paslamaz çeliklerin birleştirilmesinde kullanılan ilave malzemeler, ulaşılan çekme mukavemet değerleri ve hasar oluşum bölgeleri [1]

Süperalaşım	Çelik	İlave Malzeme	Çekme Mukavemeti (MPa)	Hasar oluşumu
Monel 400 (Ni-Cu)	AISI 410	ENiCrFe-2	564	Monel
Monel 400 (Ni-Cu)	AISI 304		568	
Inconel 600 (Ni-Cr)	AISI 347		655	Inconel
Inconel 600 (Ni-Cr)	AISI 405	ERNiCrFe-6	620	Paslanmaz çelik
Inconel 625 (Ni-Cr)	AISI 304	ENiCrMo-3	629	
Inconel 625 (Ni-Cr)	AISI 410	ERNiCrMo-3	466	
Incoloy 800 (Ni-Fe-Cr)	AISI 347	ERNiCrFe-6	625	Incoloy
Hastelloy C (Ni-Cr-Mo-Fe)	AISI 316	ENiCrFe-2	624	Paslanmaz çelik

Sharma ve diğerleri, AISI 321 östenitik paslanmaz çelik (BM-1) ile Hastelloy C-276 (BM-2) alaşımı levhaların (100x100x6 mm) birleştirilmesini darbeli akım TIG yöntemi kullanarak gerçekleştirmiş ve birleştirmelerin mikroyapısal ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Birleştirmede ERNiCrMo-4 dolgu metali kullanılmıştır. Kaynak işleminden önce plakalara alın eklem bağlantısı için 80°'lik bir V-tipi kaynak ağızı açılmıştır. Katılaşma sırasında uygun kavramayı sağlayacak ve gerilimi azaltacak bakır yedek plakalı bir jig fıkstürü kullanılmış ve pasolar arası sıcaklık bu sayede 150 °C olarak tutulmuştur.

Darbeli akım TIG kaynağında, doğru akım elektrot negatif olarak kullanılmış ve birleştirme dört pasoda gerçekleştirilmiştir. Birleştirmede her paso için ısı girdisi eşitlik 2.5 dikkate alınarak hesaplanmıştır. Eşitlikte bulunan “ η ” ifadesi verimliliği işaret etmekte olup, bu birleştirme yöntemi için verimlilik yaklaşık %60 olarak kabul

edilmiştir. Eşitlikte bulunan “V” ifadesi voltajı, “s” ifadesi kaynak hızını ve “I” ifadesi de ortalama akımı göstermektedir.

$$I_{\text{ort}} = \eta \times I \times V / s \quad (2.5)$$

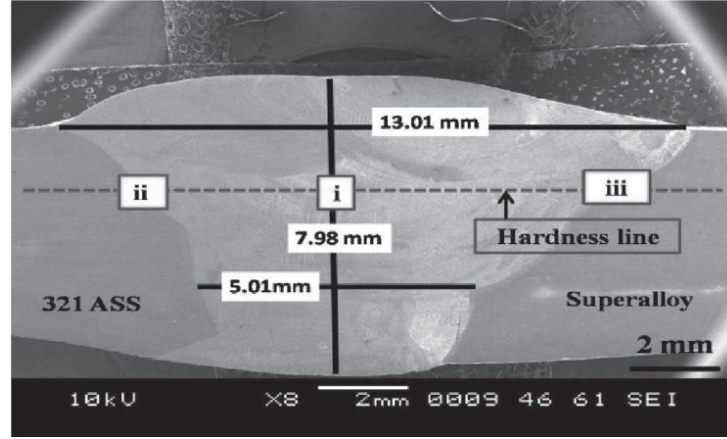
Eşitlik 2.6 kullanılarak ortalama akım değeri hesaplanabilmektedir. Bu eşitlikte yer alan “ I_p ” ve “ t_p ” ifadeleri ise sırasıyla pik akımı ve akım süresini göstermektedir. Öte yandan eşitlikte bulunan “ I_b ” ve “ t_b ” ifadeleri ise sırasıyla arka plan akımı ve arka plan akım süresi olarak kabul edilmiştir. Bu çalışmada yapılan birleştirmede kullanılan proses parametreleri Tablo 2.5’te verilmiştir [47].

$$I_{\text{ort}} = (I_b \times t_b) + (I_p \times t_p) / (t_p + t_b) \quad (2.6)$$

Tablo 2.5. Darbeli akım TIG kaynağında kullanılan proses parametreleri [47]

Paso Numarası	Akım (A)		Voltaj (V)	Darbe Süresi (ms)		Frekans (Hz)	Hız (mm/s)	Kümülatif Isı Girdisi (kJ/mm)
	Pik Akım (I_p)	Temel Akım (I_b)		t_p	t_b			
Kök	150	80	14	0,4	4	6	1,66	~ 1,75
1. dolgu pasosu								
2. dolgu pasosu								
Üst kısım								

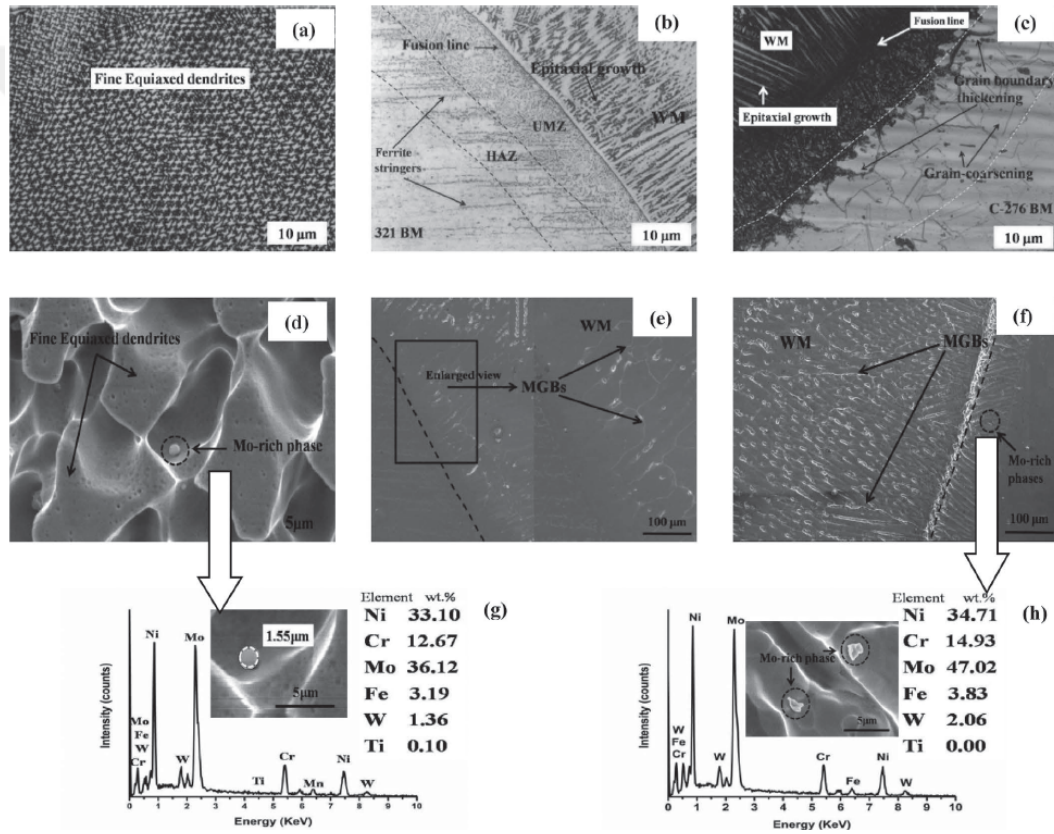
Metalografik olarak hazırlanmış birleştirme örneği elektrokimyasal olarak kromik asit içerisinde dağlanmıştır. Dağlama işleminde numune 5V’luk bir potansiyelde çözelti içerisinde 25 sn boyunca tutulmuştur. Birleştirme sonrası yapılan makro incelemeler (Şekil 2.31), birleştirmede herhangi bir çatlak, ergime eksikliği, gözenek veya süreksizlikler gözlemlenmemiştir. Bu tür süreksizlikler, bilindiği üzere malzemenin özelliklerini olumsuz yönde etkileyen önemli faktörlerdir. Verilen makro görsel üzerinde ‘i, ii ve iii’ olarak bölge işaretlemeleri yapılmış olup, bu bölgeler üzerine detaylı mikroskobik çalışmalar yapılmıştır. Yapılan bu çalışmalar ile hem kaynak metalinin hem de ana metal-kaynak metal geçişlerinin mikroyapısal bileşenleri ortaya konulmuştur [47].



Şekil 2.31. Süperalaşım C-276 ve AISI 321 alaşımlarının birleştirilme sonrası makro görüntüsü [47]

Şekil 2.31’de verilen makro görsel üzerinde “i” olarak işaretlenen bölgenin (kaynak metali) katılaşma yapısı Şekil 2.32a’dan da görüleceği üzere ince eşeksenli dendritik bir yapıya sahiptir. Makro görsel üzerinde işaretlenmiş “ii ve iii” bölgeleri üzerine (kaynak metali-ana metal geçişleri) üzerine yapılan mikroskobik incelemeler her iki birleştirme geçişlerinin belirgin olduğunu ve bu bölgelerde kaynak metaline doğru hareket eden füzyon hattına dik epitaksiyel büyümelerin olduğunu göstermiştir (Şekil 2.32b ve Şekil 2.32c). Ana metalin ve dolgu metalinin kristal yapısının YMK formunda olması bahsi geçen epitaksiyel büyümeye neden olabilmektedir. Şekil 2.32b’de çelik-kaynak metal geçişine ait bir mikroyapı verilmiş olup, yapı tipik karışmama bölgesi (unmixed zone, UMZ) içermektedir. Bu durum dolgu metalinin ($\sim 1370^{\circ}\text{C}$) ergime noktasının ana metalin ($\sim 1400^{\circ}\text{C}$) ergime noktasına benzer ve daha yüksek olduğu durumlarda gerçekleşmektedir. Ayrıca çeliğin ısı tesiri altındaki bölgesinde δ -ferrit yapıları da gözlemlenmiştir (Şekil 2.32b). Kullanılan paslanmaz çelik yapısında bulunan δ -ferrit tane kabalaşmasını indirgeyebilmekte ve ısı tesiri altındaki bölgede sıvılaşma çatlama eğilimini azaltmaktadır. Şekil 2.32c’den de görüleceği üzere, süperalaşım-kaynak metali arayüzeyinde bir kısmi ergimiş bölge (partially melted zone, PMZ) de tespit edilmiştir. Bu bölgede tane sınırı ergimelerinin ve sınır kalınlaşmalarının olması kaçınılmazdır. Ayrıca çoklu kaynak paso uygulanması ile oluşan ısıtma çevrimleri sonucu ısı tesiri altındaki bölgede tane kabalaşmaları da tespit edilmiştir. Şekil 2.32d’de verilen kaynak metalinin SEM görüntüsü ince eşeksenli morfolojinin varlığını doğrulamıştır. Hem AISI 321 alaşımının kaynak arayüzeyinde hem de C-276 alaşımının kaynak arayüzeyinde göç eden tane sınırlarının (migrated grain boundaries, MGBs) varlığı Şekil 2.32e ve

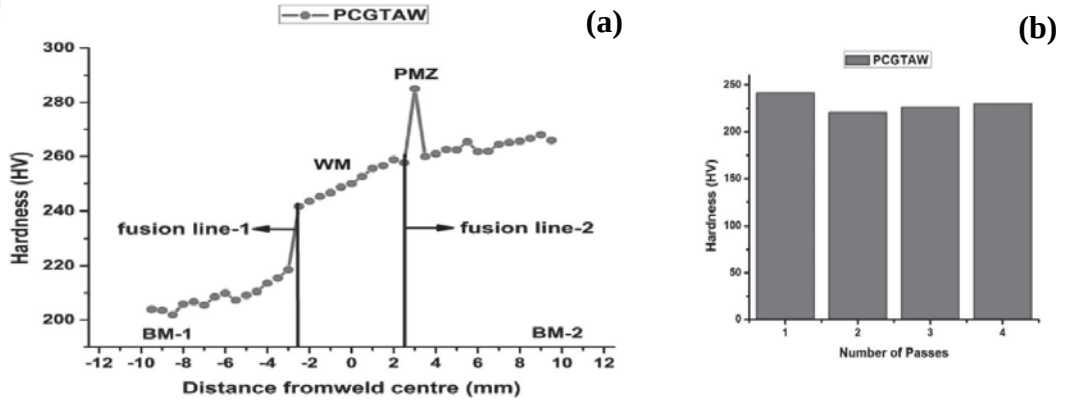
2.32f’de verilen taramalı elektron mikroskop (scanning electron microscope, SEM) görüntülerinden de görülmektedir. Göç eden tane sınırları tam östenik kaynaklarda ve çoklu pasolu birleştirmelerde termal etki nedeniyle yaygın olarak görülmektedir. Yapılan enerji dağılımlı x-ışın spektrometrik analizlerde (EDS) Mo ve W’nin hem kaynak metalinin interdentrik bölgelerinde hem C-276 alaşımının arayüzeyinde aydınlık kontrastta gözlenebildiği ortaya konmuştur. Bu durum, hem molibdenin hem de tungstenin kaynak havuzundaki diğer elementlere göre daha büyük yarıçaplara sahip olduğunu ve Şekil 2.32g ve 2.32h’de görüldüğü üzere katılaşmanın son aşamasında ikincil fazların ayrılmasına neden olduğuna işaret etmektedir [47].



Şekil 2.32. Süperalaşım-çelik birleştirmesine ait mikroyapılar ve analiz çıktıları; (a) kaynak metal mikroyapısı, (b) çelik-kaynak metal arayüzeyi, (c) süperalaşım-kaynak metal arayüzeyi, (d) kaynak metal SEM görüntüsü, (e) çelik-kaynak metal arayüzeyi SEM görüntüsü, (f) süperalaşım-kaynak metal arayüzeyi SEM görüntüsü, (g ve h) SEM görüntülerinde işaretlenmiş çökeltilere ait EDS analizleri [47]

Şekil 2.33a’da birleştirilmiş parça için çelik esaslı malzemeden süperalaşıma doğru sertlik değerlerindeki değişimi gösteren bir grafik verilmiştir. Sertlik değişiminin temelinde malzemelerin kimyasal kompozisyon farklılığı gelmektedir. Kaynak

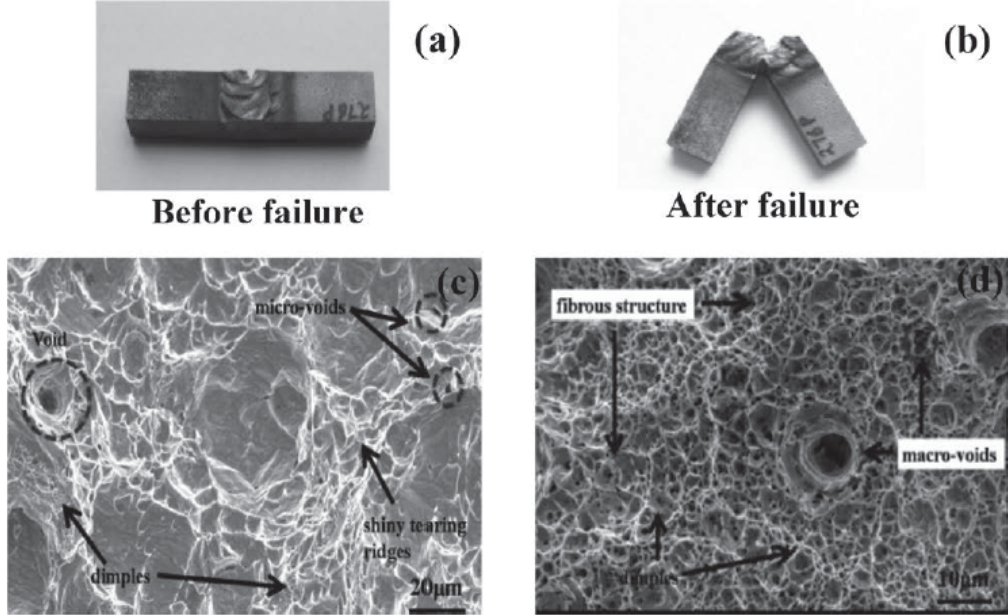
metalinde 255,5 HV sertlik elde edilmiş olup, bu değer çelik ve çeliğin ısı tesiri altındaki bölgesinden daha yüksek, C-276 alaşımının ısı tesiri altındaki bölgesinden ve C-276 alaşımından ise daha düşüktür. Kaynak metalinin sertliğinin yüksek olması ince eşeksenli dendritik katılaşma yapısına sahip olmasının bir sonucudur. C-276 alaşımının kaynak arayüzündeki ani sertlik artışına, bu bölgede gerçekleşen tane kabalaşması ve kısmi ergimiş tane sınırlarının varlığı neden olmaktadır. Şekil 2.33b’de ise her bir kaynak pasosunun dikey mikro sertlik grafiği verilmiştir. En yüksek sertlik değeri kök pasosunda elde edilmiştir. Bu durum, birleştirme esnasında kullanılan bakır yedek plakaların kök pasosunda daha yüksek soğutma hızına neden olmasından kaynaklanmaktadır [47].



Şekil 2.33. Birleştirilmiş parçada mikro sertlik değişimi; (a) çelik alaşımından süperalaşıma doğru yatay yönde ve (b) kaynak metalinde dikey yönde değişim [47]

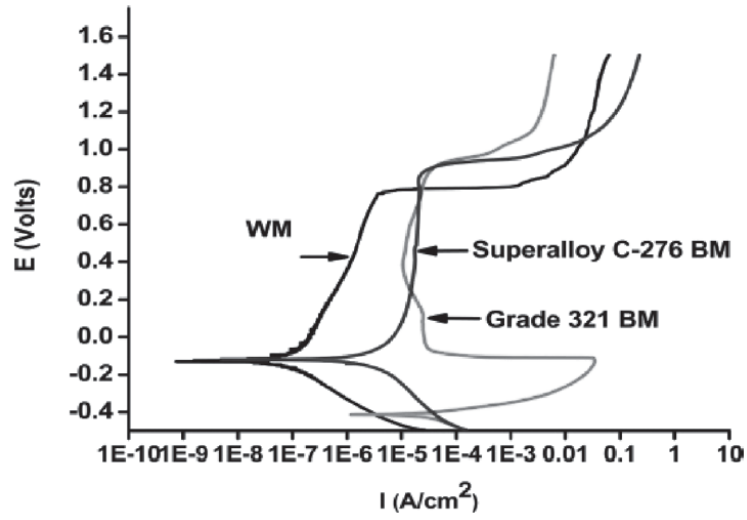
Birleştirilmiş parçada oda sıcaklığında darbe testleri de yapılmış olup, parçanın test öncesi ve sonrası makro görselleri sırası ile Şekil 2.34a ve Şekil 2.34b’de verilmiştir. Darbe testleri, parçanın ortalama 210 J darbe tokluğuna sahip olduğunu ve birleştirmede hızlı bir kırılmanın gerçekleşmediğini ortaya koymuştur. Östenitik bir katılaşma hacminde ince eşeksenli dendritlerin olması birleştirme için yüksek darbe tokluk değeri sağlamıştır. Şekil 2.34c’deki SEM fraktografından da görüleceği üzere, kırılma yüzeyinde çok sayıda mikro boşlukların (çukurcukların) olması ve belirgin yırtılma sırtlarının gözlenmesi kırılmanın sünek bir şekilde gerçekleştiğini yansıtmaktadır. Farklı metallerle birleştirilmiş parçanın çekme mukavemet değerini ve hasarlanma modunu tespit etmek için çekme testi de gerçekleştirilmiştir. Birleştirilmiş parçanın çekme mukavemet değeri 579 MPa olarak ölçülmüş olup, bu değer AISI 321 kalite östenitik paslanmaz çeliğin çekme mukavemetinden yüksektir. Çekme

yüklenmesi altında hasarlanmış parçanın kırık yüzeyine ait bir SEM fraktografi Şekil 2.34d’de verilmiş olup, kırılma yüzeyinde mikro/makro boşlukların (çukurcukların) olması test edilen parçanın kırılmadan önce yeterli seviyede enerji absorbe edebildiğini ve nihai kopmanın sünek bir şekilde gerçekleştiğini göstermektedir [47].

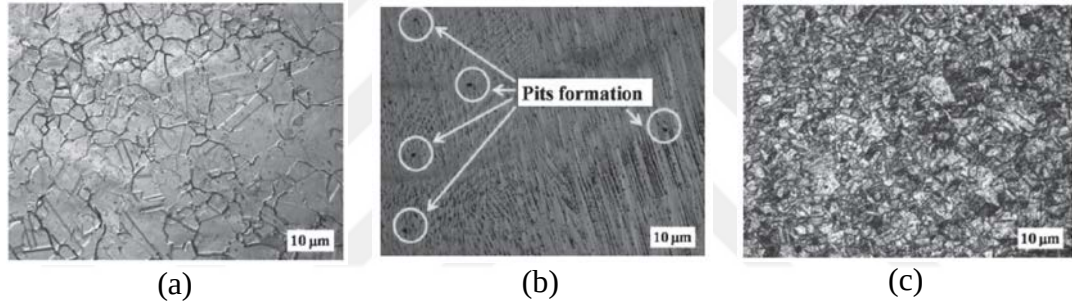


Şekil 2.34. Birleştirilmiş parçanın darbe testi öncesi (a) ve sonrası (b) makro görselleri, (c) darbe testi sonrası SEM fraktografi ve (d) çekme testi sonrası SEM fraktografi [47]

Birleştirilmiş parçanın korozyon direnci Şekil 2.35’te gösterildiği gibi potansiyodinamik polarizasyon testi yapılarak değerlendirilmiştir. Orta derecede oksitleyici bir ortam oluşturabilmek için test ortamı özel bir karışım olarak hazırlanmış olup, bu karışım esasen $H_2SO_4 + NH_4SCN$ (sülfürik asit + amonyum tiyosiyanat) içermektedir. Polarizasyon grafikleri incelendiğinde, hem kaynak metalini hem de süperalaşım C-276 için geniş bir pasivasyon aralığı olduğu görülmüştür. Bu durum, matristeki Mo ve W varlığı ile ilişkilendirilebilir. Bununla birlikte, çukurcuk potansiyeli (E_{pit}) değerinin, ana metal olan C-276 alaşımına kıyasla kaynak metalini için daha düşük olduğu görülmüştür. Kaynak metalinde E_{pit} değerinin düşük olması Mo ve Cr elementlerinin tükenmesine neden olan Mo-ca zengin ikincil fazlardan kaynaklanmaktadır. Matriks içerisinde Mo ve Cr-ca tükenmiş bölgeler çukurcuk oluşumu için anodik davranış göstermekte olup, korozyon direnci azalmaktadır (Şekil 2.36). Süperalaşıma ve kaynak metaline kıyasla çeliğin daha yüksek krom içeriği polarizasyon eğrisinin anodik tarafındaki pasivasyon davranışına etkindir [47].



Şekil 2.35. AISI 321 ile Hastelloy C-276 birleştirmesine ait polarizasyon eğrisi [47]



Şekil 2.36. Birleştirilmiş parçanın polarizasyon testi sonrası mikroyapı görüntüleri; (a) Hastelloy C-276, (b) kaynak metali ve (c) AISI 321 [47]

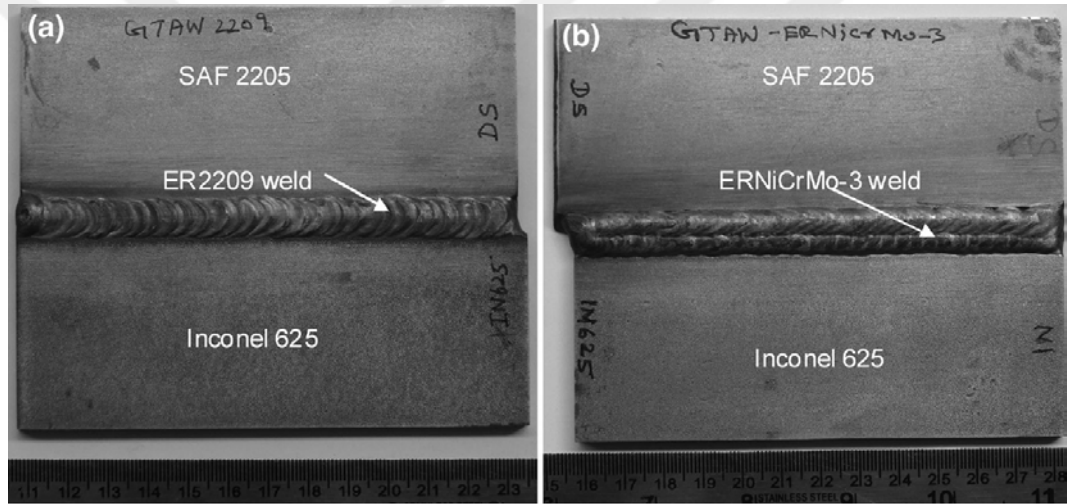
Sridhar ve diğerleri, 125x50x5 mm ebatlarında Inconel 625 ve dubleks paslanmaz çeliği (SAF 2205) ER2209 ve ERNiCrMo-3 dolgu metalleri kullanılarak TIG kaynak yöntemi ile birleştirmişlerdir. Çalışmada kullanılan proses parametreleri Tablo 2.6'da verilmiştir. Bu farklı metallerin birleştirilmeleri standart V-tipi alın birleştirme şeklinde gerçekleştirilmiştir. Birleştirmelerde 2 mm'lik bir kök boşluğu oluşturulmuş, 1 mm'lik boyut alanına 70°'lik bir iç açısı ile V dikişi şeklinde kaynaklar tamamlanmıştır.

Distorsiyonu ve bükülmeyi önlemek için ana metalleri sıkıca kenetleyebilen özel olarak tasarlanmış bakır arka plakalı bir fişstür kullanılmıştır. Kaynaklı birleştirmeler, herhangi bir kusurun tespiti için gama ışın radyografi tekniği kullanılarak karakterize edilmiştir ve birleştirmeler başarılı olarak değerlendirilmiştir (Şekil 2.37).

Metalografik olarak hazırlanan birleştirilmiş parçalar elektrolitik olarak %10 oksalik asit çözeltisi ile 6 voltajta dağlanmışır [48].

Tablo 2.6. Inconel 625 ile SAF 2205 birleştirmesi için kullanılan proses parametreleri [48]

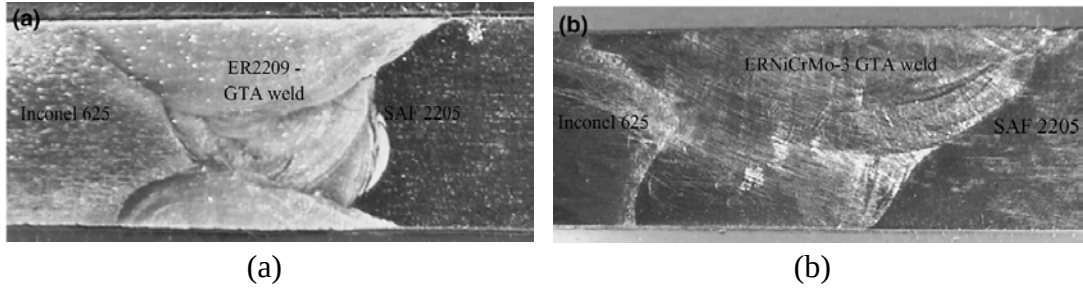
Dolgu Metali	Kaynak Pasosu	Voltaj (V)	Akım (A)	Koruyucu Gaz Akış Debisi (l/dk)	Dolgu Metali Çapı (mm)
ER2209	Kök paso	10.9-11.1	151-152	15	2.4
	Diğır pasolar	16.1-16.4	170-172		
ERNiCrMo-3	Kök paso	11.1-11.4	151-152		
	Diğır pasolar	12.4-14.6	152-170		



şekil 2.37. Farklı dolgu metalleri kullanılarak yapılan Inconel 625 ve SAF 2205 birleştirmelerine ait makro görseller; (a) ER2209 ve (b) ERNiCrMo-3 [48]

TIG kaynak yöntemi kullanılarak birleştirilen parçalarda (Inconel 625 – SAF 2205), ana metallerle uygun füzyonun meydana geldiğı kesitsel makro yapı çalışmalarından anlaşılmaktadır (şekil 2.38). Birleştirmelerde ark çarpması, çatlaklar ve kaynak kesmesi gibi fiziksel yüzey kusurları da gözlemlenmemiştir.

Dolgu teli ve proses parametrelerinin seçiminin her iki durum için de uygun olduğı görülmüştür. Ayrıca, herhangi bir makro kusur olmaksızın uygun kaynak havuzu morfolojisi doğırulanmıştır. Gama ışını ile yapılan tahribatsız testlerde, birleştirilmiş parçalarda inklüzyonlar, porozite ve füzyon eksikliğı vb. gibi kaynak kusurları da tespit edilmemiştir. Bu tür süreksizliklerin olmaması birleştirmenin istenen mekanik özelliklerinin sağılanması katkı verecek seviyededir [48].



Şekil 2.38. Farklı dolgu metalleri ile birleştirilen Inconel 625 ve SAF 2205 dubleks paslanmaz çeliğin makro görselleri; (a) ER2209 ile ve (b) ERNiCrMo-3 ile [48]

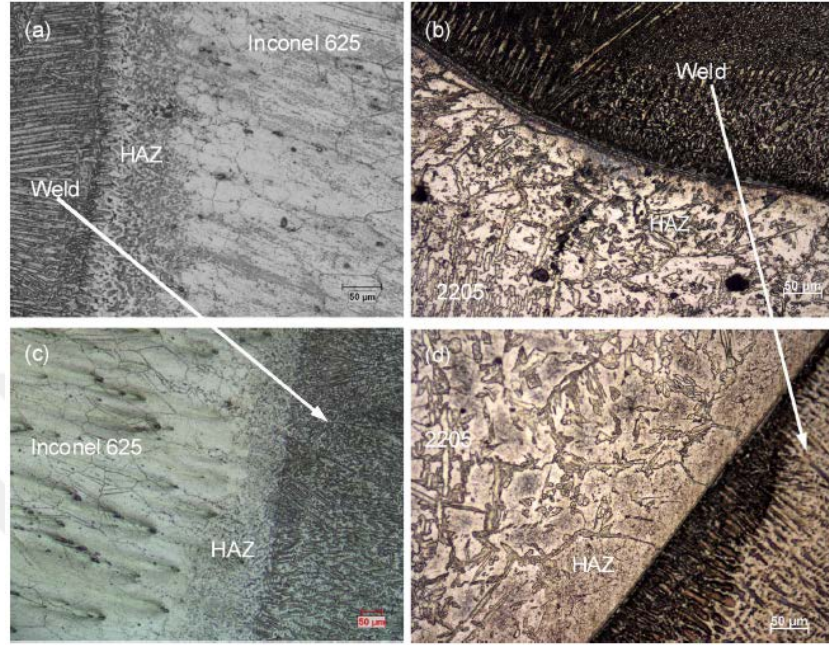
ER2209 dolgu metali ile birleştirilmiş parçada Inconel 625 ile kaynak metali arayüzeyinde önemli ölçüde karışmamış bölge tespit edilmiştir (Şekil 2.39a ve Şekil 2.39b). Bu durum, yeniden katılaşma aşamasında zayıf seyrelmeye neden olan dolgu metali ve ana metalin ergime sıcaklıkları farkından oluşmaktadır. Aynı parçada kaynak metali ve SAF 2205 arayüzeyinde her iki metalin uyumluluğu nedeniyle füzyon hattı belirgin bir şekilde gözlenmektedir. Çoklu kaynak pasosu nedeni ile SAF 2205 alaşımının ısı tesiri altındaki bölgesinde tane kabalaşması gerçekleşmiştir.

Öte yandan, epitaksiyel büyüme ile tane sınırı kalınlaşması Inconel 625 alaşımının ısı tesiri altındaki bölgesinde görülmektedir. Inconel 625 ana metaline yakın konumda kaynak metalinin mikroyapısı, eşeksenli uzun dendritlerden, taneler arası ve tane içi çökelti içeren östenitik bir matriksten oluşmaktadır. Birleştirmede SAF 2205 alaşımına yakın kaynak metalinde ise hücrel tane büyümeleri gözlemlenmiştir. ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak yapılan birleştirme işlemi sonrası gözlenen mikroyapılar Şekil 2.39c ve 2.39d’de verilmiştir.

ER2209 dolgu metali ile yapılan birleştirmeye benzer şekilde füzyon bölgesinde ve Inconel 625 alaşımında karışmama bölgesi tespit edilmiştir. Bu bölgenin genişliği, dolgu metalinin Inconel 625 ile uygun şekilde seyreltilmesine bağlı olarak ER2209 dolgu metali kullanımına göre daha dardır. Ayrıca Inconel 625 tarafına yakın konumda kaynak metali bölgesinde sütunsal büyüme meydana gelmiştir. Kaynak metalinin merkezinde ise eşeksenli ve hücrel dendrit kombinasyonları gözlenmiştir.

Şekil 2.39d’de ise ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak yapılan birleştirmenin kaynak metali-SAF 2205 arayüzeyi verilmiştir. ER2209 dolgu metalinden farklı olarak bu bölgede füzyon hattının kalınlaştığı tespit edilmiştir. Ayrıca SAF 2205 alaşımının

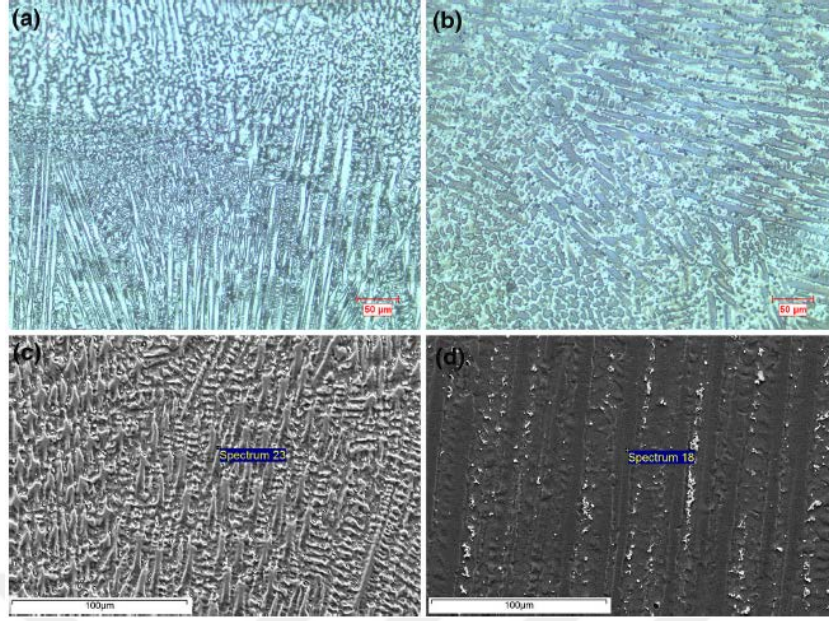
ısı tesiri altındaki bölgesinde tane ve alt tane sınırları boyunca ince çökeltiler de gözlenmiştir. Bu durum, ER2209 dolgu metalinin kullanıldığı birleştirmede gerçekleşmemiştir [48].



Şekil 2.39. Inconel 625 ve SAF 2205 kaynaklı bağlantılarını gösteren mikroyapılar; (a ve b) ER2209 (c ve d) ERNiCrMo-3 [48]

Her iki dolgu metali kullanımında da Inconel 625 alaşımının ısı tesiri altındaki bölgesinde segregasyon nedenli ikincil fazların oluşumuna ek olarak SAF 2205 alaşımının ısı tesiri altındaki bölgesinde gözlenen tane kabalaşması Şekil 2.40a-d’de verilmiştir. Bu durum, TIG kaynağında öncelikle yüksek ısı girdilerine ulaşılması ve sonrasında daha yavaş soğuma hızlarının bir sonucudur.

ER2209 dolgu metali kullanılan parçanın kaynak bölgesinde sütunsal dendritler gözlenmektedir. Şekil 2.40a ve Şekil 2.40c’den de görüleceği üzere, dendritik katılaşma hacminde ince disperse ikincil fazlar da bulunmaktadır. Şekil 2.40b ve Şekil 2.40d’de geri saçılmış elektron SEM görüntüleme ile edilen görseller, koyu kontrastta ağsı dendritik yapıyı ve açık kontrastta Nb ve Mo’nun segregasyon yörelerini göstermektedir [48].

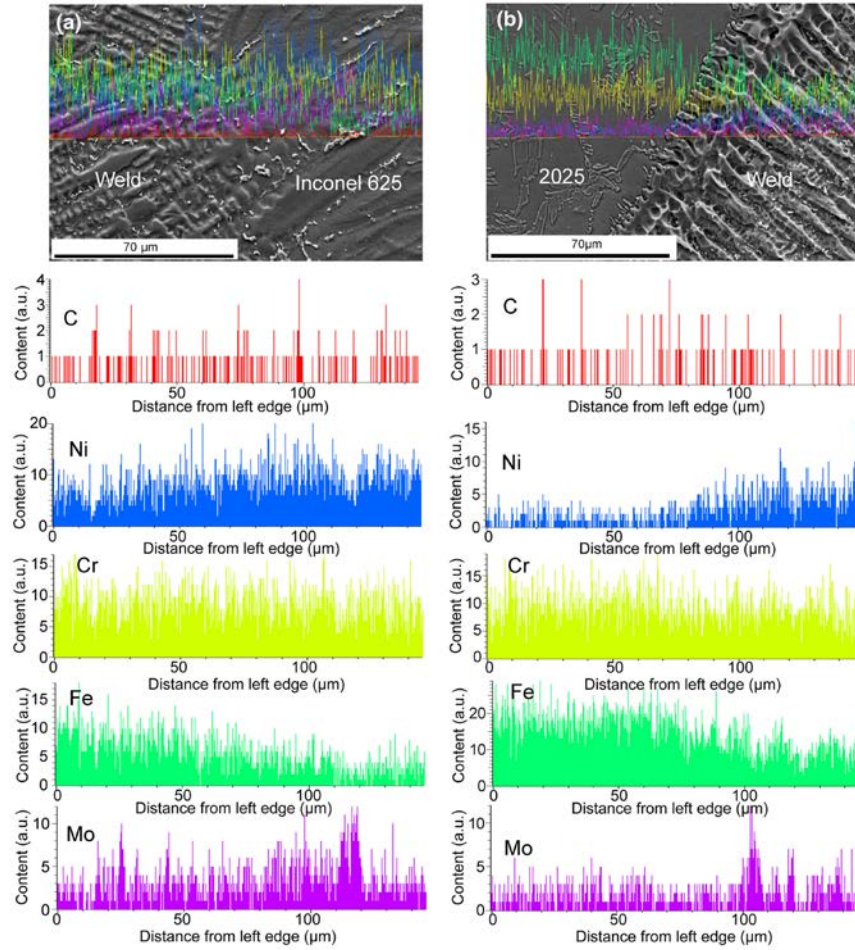


Şekil 2.40. Birleştirilmiş Inconel 625 - SAF 2205 bağlantısının kaynak metaline ait mikroyapılar; (a) ER2209, (b) ERNiCrMo-3 ve kaynak bölgesinin SEM görüntüleri; (c) ER2209, (d) ERNiCrMo-3 [48]

ER2209 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın Inconel 625 ve kaynak metali arayüzeyinin SEM-EDS haritalama görüntüleri Şekil 2.41a’da verilmiştir. EDS analiz sonuçları, Inconel 625 alaşımına yakın kaynak metali arayüzeyinde Mo ve Fe zenginleşmesi olduğunu göstermiştir. Bu tür bir elementel zenginleşme birleştirme sürecinde SAF 2205 alaşımından demirin ve Inconel 625 alaşımından molibdenin göçü ile mümkündür. Ana metallerin ve dolgu metalinin arasındaki elementel konsantrasyon farklılaşması bahsi geçen sürece de katkı verebilmektedir. Mikroskobik çalışmalar matriks içerisinde ikincil fazların varlığını da ortaya koymuş olup, EDS analizleri değerlendirildiğinde bu fazların bileşiminin Fe-Ni-Cr içeriğinde olduğu belirlenmiştir.

ER2209 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın SAF 2205 ve kaynak metali arayüzeyinin SEM haritalama sonuçları Şekil 2.41b’de verilmiştir. Haritalama çalışmasından da görüleceği üzere, kaynak bölgesinde Ni, Mo ve Fe zenginleşmesi gerçekleşmiştir. Bununla birlikte kaynak arayüzeyinde Mo ve Ni elementlerince bir fakirleşmesinin var olduğu da tespit edilmiştir. Tüm bu haritalama çalışmaları ile elde edilen bulgular daha öncesinde Şekil 2.40d’de verildiği üzere östenitik matriksine sahip kaynak metalinde dizinler halinde ikincil fazlar bulunabilmesine de açıklık

getirmiştir. Bu fazların farklı yönlerde oryente olmalarına Fe, Cr, Mo ve C gibi elementlerin katılma cephesinde birikmesi ve aşırı soğumanın gerçekleşmesi etkindir [48].

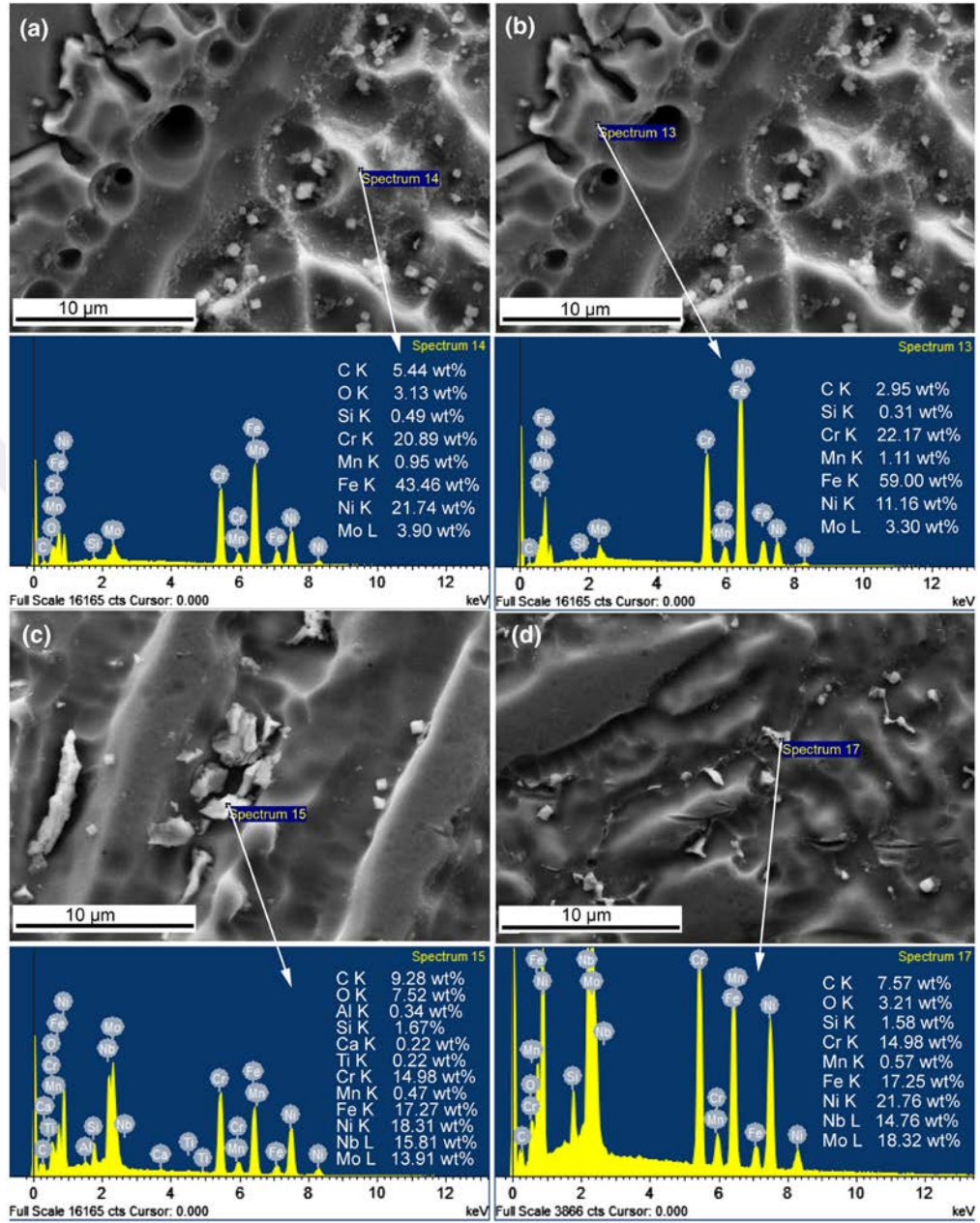


Şekil 2.41. ER2209 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçada çizgisel haritalama analizi; (a) Inconel 625-kaynak metali arayüzeyi ve (b) SAF 2205-kaynak metali arayüzeyi [48]

ER2209 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın ana metal-kaynak arayüzeylerine SEM görüntüleri ve seçilmiş bölgelerine ait EDS nokta analizleri Şekil 2.42’de verilmiştir. Birleştirilmiş parçanın, SAF 2205 alaşımına yakın kaynak metali bölgesinde kaynak sırasında kromun buharlaşması sonucu oluşan boşluklar tespit edilmiştir.

Yapılan nokta analizleri, dendrit içeriğine kıyasla boşluk içeren bölgedeki krom içeriğinin nispeten daha düşük olduğunu göstermiştir (Şekil 2.42a ve Şekil 2.42b). Inconel 625 alaşımına yakın kaynak füzyon bölgesinde aydınlık kontrastta gözlenen çökeltiler de gözlenmiştir (Şekil 2.42c). Çökelti üzerine yapılan EDS analizleri (Şekil

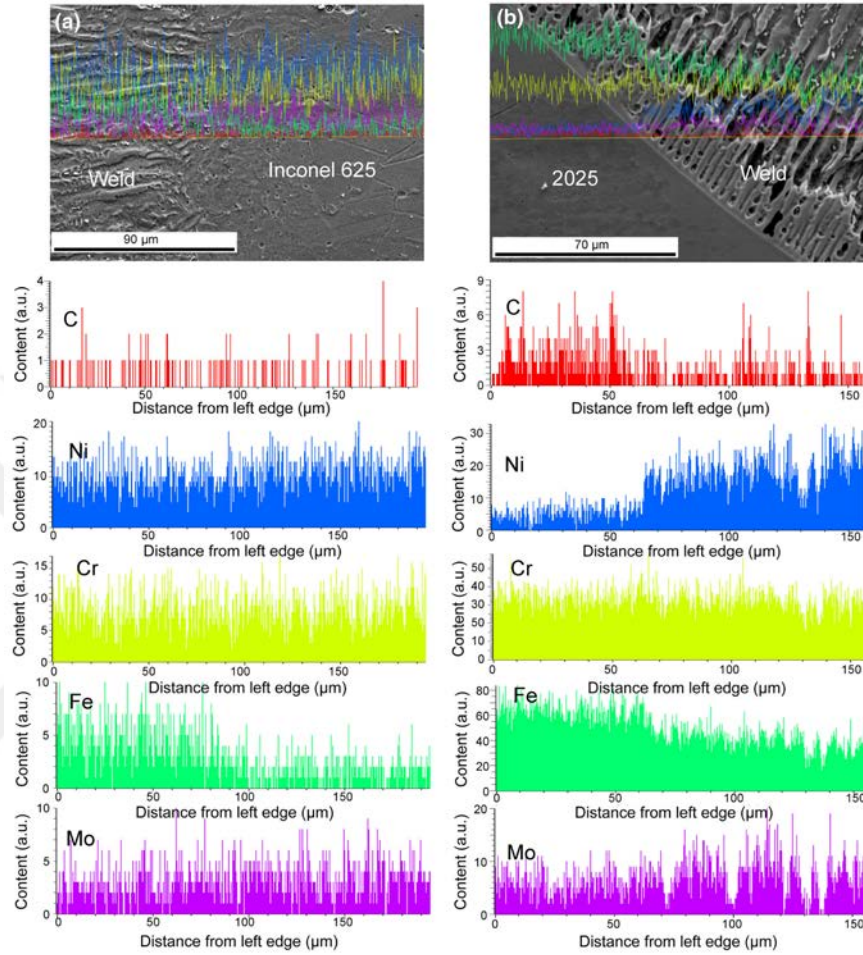
2.42d), çökelti bileşiminin Nb-Ti-Mo içeriğinde olduğunu ve segregasyonun çökeltilerin oluşumuna katkı verdiğini ortaya koymuştur [48].



Şekil 2.42. ER2209 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçada SEM görüntüleme ve EDS analizi; (a ve b) SAF 2205 alaşımına yakın kaynak bölgesi, (c ve d) Inconel 625 alaşımına yakın kaynak bölgesi [48]

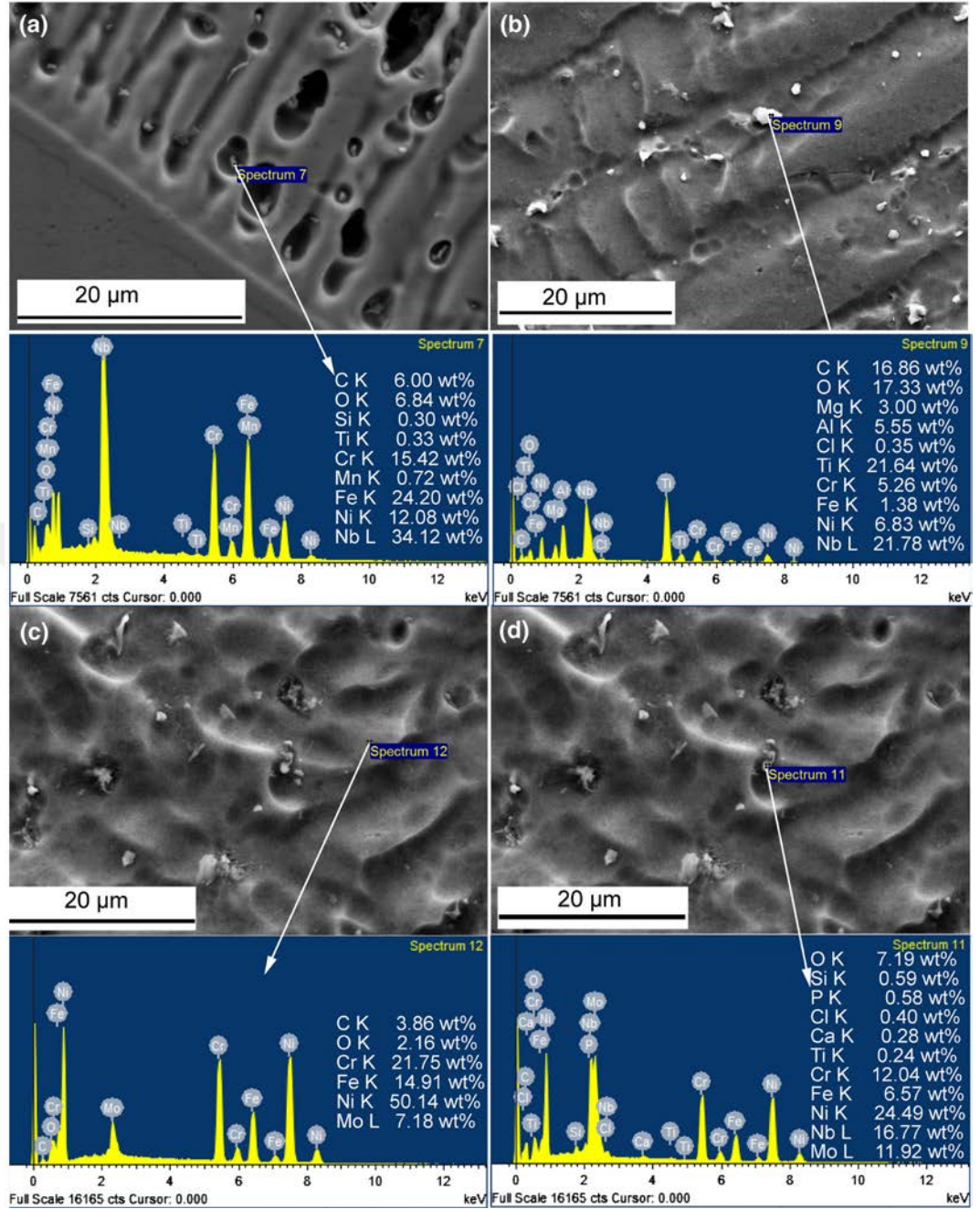
ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın Inconel 625 ve SAF 2205 alaşımlarının kaynak arayüzeylerine ait SEM görüntüleri Şekil 2.43a ve b'de verilmiştir. Kaynak metalinden ana metale olan geçiş hattı boyunca yapılan çizgisel analizler, her ne kadar demirce bir fakirleşme gerçekleşse de, Cr, Mo ve Ni-ce

elementel zenginleşmenin olduğu açıktır. Bahsi geçen elementel fakirleşme ve zenginleşme esasen kaynak işlemi sürecinde elementel göçün oluştuğuna işaret etmektedir [48].



Şekil 2.43. ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçada çizgi haritalama analizi; (a) Inconel 625-kaynak metali arayüzeyi ve (b) SAF 2205-kaynak metali arayüzeyi [48]

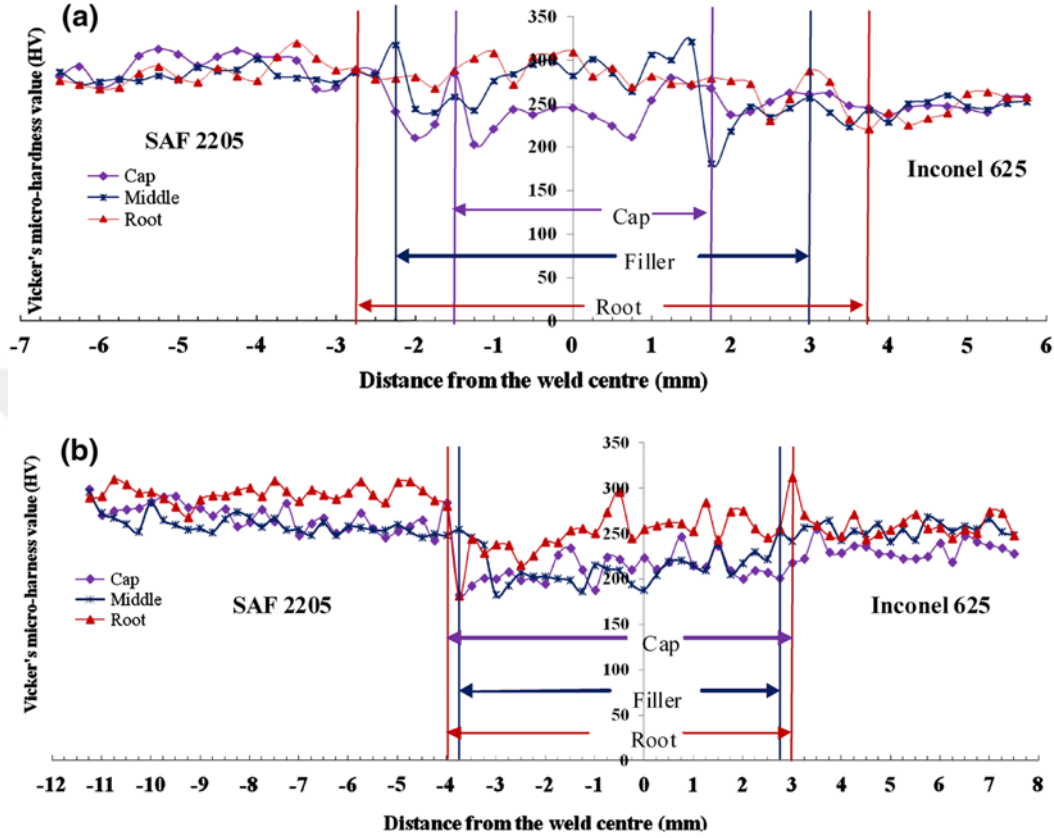
Şekil 2.44'te, ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın her iki ana metalinin kaynak arayüzeyine ait SEM görüntüleri ve seçilmiş bölgelerine ait EDS analizleri verilmiştir. Inconel 625 alaşımına yakın kaynak bölgesinde bazı elementlerin (Nb ve Ti) miktarsal artışı söz konusudur (Şekil 2.44a ve b). Bu elementlerin varlığı NbC ve (Nb, Ti)C gibi çökeltilerin mevcudiyetine de açıklık getirmektedir. Şekil 2.44c ve d'de gösterildiği üzere, SAF 2205 alaşımına yakın kaynak metalinde de segregasyon sonucu ikincil fazların var olduğu da tespit edilmiştir [48].



Şekil 2.44. ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçada SEM görüntüleme ve EDS analizi; (a) SAF 2205 alaşımına yakın kaynak bölgesi, (b)-(d) kaynak bölgesi [48]

Birleştirilmiş parçaların yüzey, orta ve kök bölgelerinin sertliklerini gösteren profiller Şekil 2.45'te gösterilmiştir. ER2209 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçanın kaynak metali bölgesinde yüzey, orta ve kök pasolarındaki ortalama sertlik değerleri sırasıyla 243,7 HV, 265,2 HV ve 280,2 HV olarak bulunmuştur. ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilmiş parçanın yüzey, orta ve kök pasolarına ait sertlik değerleri sırasıyla 212,6 HV, 207,3 HV ve 253 HV olduğu görülmüştür. Görüleceği

üzere, ER2209 dolgu metali kullanılarak birleştirilen parçanın ortalama sertliği ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilen parçaya kıyasla daha yüksektir [48].



Şekil 2.45. Inconel 625 ve SAF 2205 alaşımlarının kaynaklı bağlantılarının sertlik profilleri; (a) ER2209 ve (b) ERNiCrMo-3 [48]

Sertlik profillerinden de görüleceği üzere, kaynak bölgesindeki sertlik değerleri, kaynaklı parçanın diğer bölgelerine kıyasla daha düşüktür. ER2209 kaynak bölgesinin kök pasosundaki ortalama sertlik değeri de ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilen parçanın kaynak bölgesine göre daha yüksektir. ER2209 dolgu metali ile birleştirilmiş kaynaklı bağlantının sertliğinin daha yüksek olmasının nedeni, kaynak sırasında tükenen ve boşluk oluşturan kromun bulunmamasından kaynaklanmaktadır. Kaynak bölgesinde gözlenen sertlikteki değişimler, katılaşma ve çok pasolu kaynak nedeniyle, sütunsal, hücresel ve dendritik gibi farklı katılaşma yapılarının oluşumuna atfedilmiştir. ERNiCrMo-3 ile birleştirilmiş parçada yüzey ve kök pasolarındaki sertlik değerleri fazla değişiklik göstermezken, ER2209 ile birleştirilmiş parçada farklı pasolarda sertlik değerlerinde değişkenlikler tespit edilmiştir. İlk pasodan sonraki

soğuma hızının en yüksek olması ve dolayısıyla daha ince bir dendrit yapısının, yüzeye kıyasla kökte meydana gelmesiyle bu değişkenlik açığa çıkabilmektedir [48].

Her iki dolgu metali ile birleştirilmiş parçaların çekme testlerinde kırılmalar kaynak bölgelerinden gerçekleşmiştir. Çekme test sonuçları, her iki dolgu metali için de kaynak bağlantılarının çekme mukavemetinde çok fazla değişiklik olmadığını göstermiştir. ERNiCrMo-3 ile birleştirilen parça için ortalama 718,3 MPa ve ER2209 ile birleştirilen parça için ortalama 752,7 MPa çekme mukavemetleri gözlemlenmiştir [48].



3. MALZEME VE YÖNTEM

3.1. Birleştirmede Kullanılan Malzemeler

Tez çalışması kapsamında, benzer olmayan metaller olarak 10,8 mm kalınlığında dubleks paslanmaz çelik plakalar ile 8,2 mm kalınlığında nikel esaslı süperalaşım plakalar kullanılmıştır. Dubleks paslanmaz çelik olarak UNS S31803 alaşımı, nikel esaslı süperalaşım olarak da Hastelloy C-276 alaşımı seçilmiştir. Seçilmiş olan ana metallerden UNS S31803 alaşımı ferrit ve östenit içeren çift faz yapısındadır. Her bir fazın sahip olduğu özelliklerin de bir fonksiyonu olarak bu çeliğin akma mukavemeti 460 MPa, çekme mukavemeti 640-840 MPa seviyesindedir. Bu çelik aynı zamanda yüksek şekillendirme kabiliyetine (~ %25 uzama) ve çukurcuk korozyonuna karşı yüksek dirence sahip bir malzemedir [32]. Birleştirmelerde kullanılan bir diğer metal olan Hastelloy C-276 alaşımı ise katı ergiyik sertleştirilmiş bir nikel esaslı süperalaşım olup, akma mukavemeti 355 MPa, çekme mukavemeti 728 MPa seviyesindedir. Kullanılan çeliğe kıyasla daha yüksek şekillendirme kabiliyetine (~ %73 uzama) sahip olan bu alaşım yüksek sıcaklıklara karşı dayanım gösterebilen oksidasyona dirençli bir malzemedir [41]. Her iki alaşıma ait kimyasal kompozisyonlar Tablo 3.1 ve Tablo 3.2’de verilmiş olup, alaşımlar standartlarına uygun kimyasal kompozisyon aralığındadır.

Tablo 3.1. Birleştirmede kullanılan çeliğe ait kimyasal kompozisyon (ağ.-%)

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Fe
0,03	1,34	0,35	5,65	22,00	3,22	0,03	0,06	balans

Tablo 3.2. Birleştirmede kullanılan süperalaşıma ait kimyasal kompozisyon (ağ.-%)

C	Mn	Si	Fe	Cr	Mo	Co	V	Ni
<0,002	0,40	0,01	5,12	15,70	16,20	0,14	0,12	balans

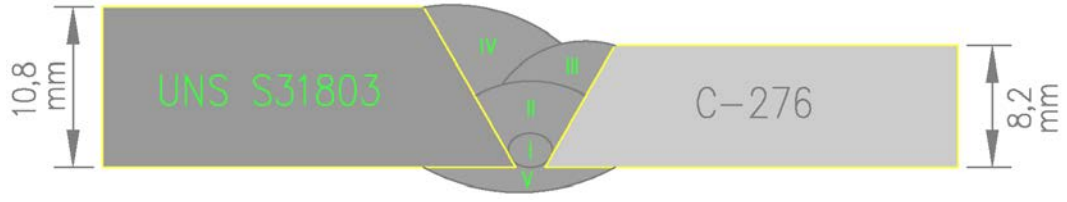
Birleştirmelerde ERNiCr-3 ve ERNiCrMo-3 dolgu metalleri kullanılmıştır. Bu dolgu metalleri esasen nikel esaslı süperalaşım kompozisyonuna (Ni-Cr-Mo) benzer içeriktedir. Kullanılan bu dolgu metallerine ait kimyasal kompozisyonlar Tablo 3.3'te verilmiştir. Tabloda etken elementler kıyaslamalı olarak verilmiş olup, iki metal arasındaki en temel farklılık ERNiCr-3 dolgu metalinin molibden içermemesi ve ERNiCrMo-3 dolgu metalinin ise daha yüksek niyobyum içermesidir. Her iki dolgu metalinin içerdiği karbon miktarı ağırlıkça %0,03 değerinden daha düşüktür.

Tablo 3.3. Birleştirmede kullanılan dolgu metallerinin kimyasal kompozisyonları (ağ.-%)

Metal	Mn	Fe	Cr	Mo	Nb	Ti	Ni
ERNiCr-3	3,00	1,16	20,22	-	2,42	0,36	balans
ERNiCrMo-3	0,05	0,20	22,40	9,00	3,55	0,22	balans

3.2. Seçilen Birleştirme Tekniği ve Parametreleri

Ana metallerden UNS S31803 dubleks paslanmaz çeliğinin kalınlığı 10,8 mm ve Hastelloy C-276 nikel esaslı süperalaşımının kalınlığı ise 8,2 mm olarak seçilmiştir. Şekil 3.1'de gösterildiği üzere, benzer olmayan metaller çoklu pasoda TIG yöntemi ile birleştirilmiştir. Birleştirmelerde öncelikle V-tipi bir kaynak ağzı açılmış ve toplam 5 pasoda birleştirme işlemi tamamlanmıştır. Daha önceden de belirtildiği üzere, dolgu metali olarak nikel esaslı alaşımlar olan ve farklı molibden içeriğine sahip ERNiCr-3 ve ERNiCrMo-3 malzemeleri kullanılmıştır. Birleştirmelere ait makro görüntüler Şekil 3.2'de verilmiştir. Birleştirmelere ait her bir paso için voltaj (U, Volt), akım (I, Amper), kaynak hızı (v, mm/s) ve ısı girdisi (Q, kJ/mm) değerleri Tablo 3.4'te verilmiştir. Birleştirmelerde etken bir faktör olan ısı girdisi Eşitlik 3.1'de verilen denklem ile hesaplanmış olup, denklemde yer alan ısıl verimlilik faktörü (k) için TS EN 1011-1 standardına uygun olarak 0.6 değeri kullanılmıştır. Tablo 3.4'ten de görüleceği üzere, ısı girdisi kaynak parametrelerine bağlı olarak 0.48-1.10 kJ/mm arasında değişmiştir. Birleştirme süreçlerinde hem kaynak havuzu hem de kök bölgesi argon atmosferi ile korunmuştur.



Şekil 3.1. Birleştirmeye ait şematik bir görüntü



Şekil 3.2. Birleştirilen plakalara ait bir makro görüntü

Tablo 3.4. Birleştirmede kullanılan parametreler

Paso Numarası	U (Volt)	I (A)	v (mm/s)	Q (kJ/mm)
I	10	90	1.133	0.476
II	12	110	0.738	1.073
III	12	110	1.030	0.769
IV	12	110	1.030	0.769
V	12	110	1.014	0.781

$$Q = k \times \frac{U \times I}{v} \times 10^{-3} \text{ kJ/mm} \quad (3.1)$$

3.3. Makroskobik ve Mikroskobik İncelemeler

Birleştirme çalışmaları sonrası makroskobik ve mikroskobik incelemeler için örnek numuneler ana bağlantılardan kesme yolu ile alınmıştır. Her iki inceleme için de numune yüzeyleri metalografik olarak hazırlanmıştır. Bu aşamada yüzeyler 320, 600 ve 1000 mesh'lik SiC zımpara kağıtları ile zımparalanmıştır. Daha sonrasında 3 ve 1 μm 'luk elmas solüsyon kullanılarak yüzeylerin nihai parlatması gerçekleştirilmiştir. Makro incelemede numuneler oksalik asit ayracı ile 10,5 V altında 20 saniye elektrolitik olarak dağlanmıştır. Mikro incelemeler için numuneler elektrolitik olarak

dağlanmıştır. Bu dağlama işleminde çözelti olarak %10 oksalik asit kullanılmış olup, numune 10,5 voltluk bir potansiyelde 6-15 saniye boyunca dağlanmıştır. Dağlama işleminde benzer olmayan metallerin anodik çözünme davranışları farklı olduğundan her bir metal farklı sürelerde dağlanmıştır. Ana metallerin ve kaynak metalinin içyapısını açığa çıkarılmasında parlatma-dağlama işlemi çoklu kez yapılabilmektedir. Bu çalışmada da, parlatılmış birleştirmenin kesit yüzeyinde 6 saniyelik bir etkileşim ile çelik matriks yapısına ulaşılmıştır. Daha uzun sürelerde (~15 sn) yapılan dağlama işlemleri sonrası nikel esaslı malzemenin matriksi açığa çıkartılmıştır. Kaynak metaline ait matriks yapısı ise 6-15 saniyelik dağlama işlemi ile doğal olarak açığa çıkabilmektedir.

Mikroyapısal incelemelerde ise ışık mikroskobu (IM, Olympus BX41M-LED) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM, Jeol JSM 6060, Jeol JSM-7100F ve Zeiss Evo 10) kullanılmıştır. Bazı fazların kimyasal içeriğinin belirlenmesinde IXRF model enerji dağılımlı x-ışın spektrometresi (EDS) de kullanılmış olup, fazın tanımlanmasına yönelik noktasal analizlerin yanı sıra haritalama çalışmaları da yapılabilmektedir.

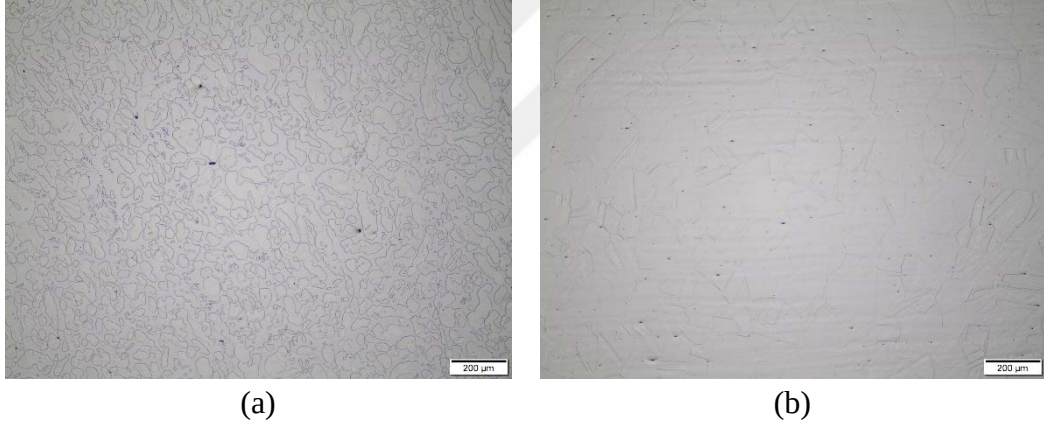
3.4. Mekanik Karakterizasyon

Birleştirilmiş parçaların mekanik karakterizasyonu iki aşamada yapılmıştır. Birinci aşamada, yüzeyleri parlatılmış numune kesitlerinde mikro sertlik taraması gerçekleştirilmiştir. Bu aşamada, Qness Q10+ mikro sertlik ölçeri kullanılarak 0,2 kgf yük altında 0,3 mm aralıklarla 10 saniyelik bir etkileşim sürecinde mikro sertlik değerleri belirlenmiştir. Karakterizasyonun ikinci aşamasında, TS EN ISO 148-1 standardına uygun olarak ana metallerde, kaynak metallerinde ve birleştirmelerin füzyon hattında V-tipi çentikler açılmış ve numuneler oda sıcaklığında Charpy darbe test düzeneği kullanılarak test edilmiştir. Testler en az üç kez tekrarlanmış olup, ortalama değerler nihai değerler olarak belirlenmiştir. Darbe testleri sonrası kırılma yüzeyleri üzerine fraktografik etüdler SEM ile yapılmıştır. Kırılma davranışının yapısını tayin etmek için darbe testleri sonrası numunelerin kesit incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

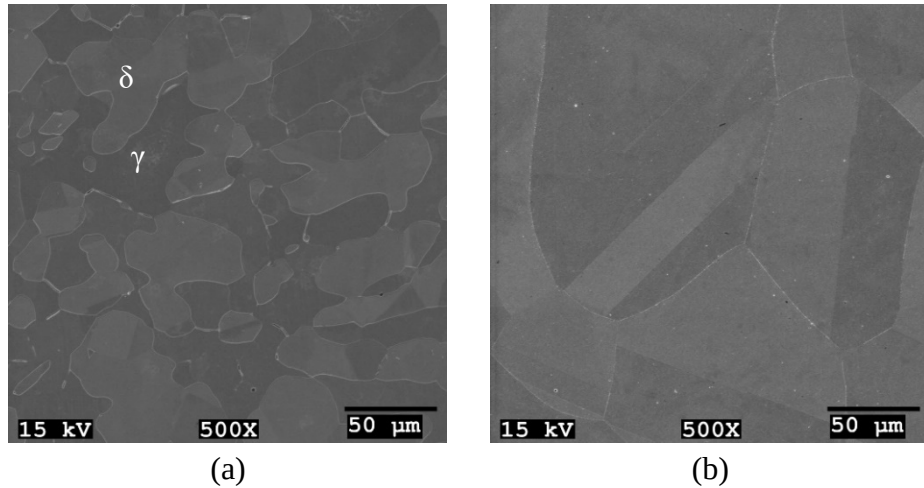
4. BULGULAR VE TARTIŞMA

4.1. Ana Metallerin Karakterizasyonu

Şekil 4.1 ve Şekil 4.2’de birleştirmelerde kullanılan ana metallere ait IM ve SEM görüntüleri verilmiştir. Ana metal olarak seçilen dubleks paslanmaz çelik mikroyapısı östenitik (γ) ve ferritik (δ) fazlar içermekte olup, yapılan kantitatif metalografi çalışmaları bu fazların oranının 55:45 (γ : δ) olduğunu göstermiştir (Şekil 4.1a ve Şekil 4.2a). Kullanılan nikel esaslı süperalaşım eşeksenli tane yapısında ve nikelce zengin katı ergiyik fazındadır. Mikroyapısında bulunan ikizlenmeler YMK kristal yapısında bulunan metallerde sıklıkla gözlenen bir olgudur (Şekil 4.1b ve Şekil 4.2b).



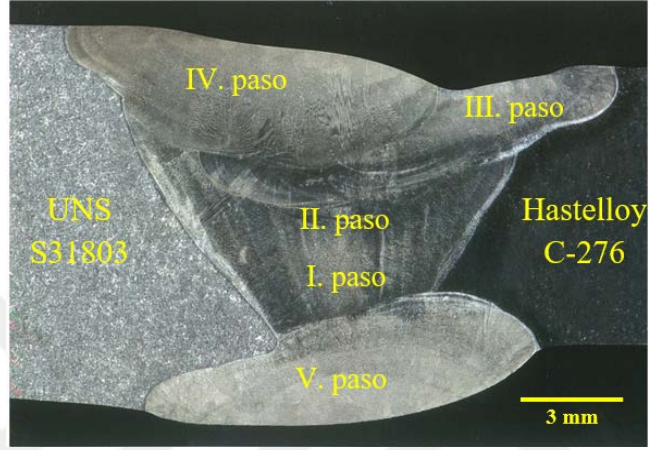
Şekil 4.1. Ana metallerin mikroyapılarını gösteren IM görüntüleri



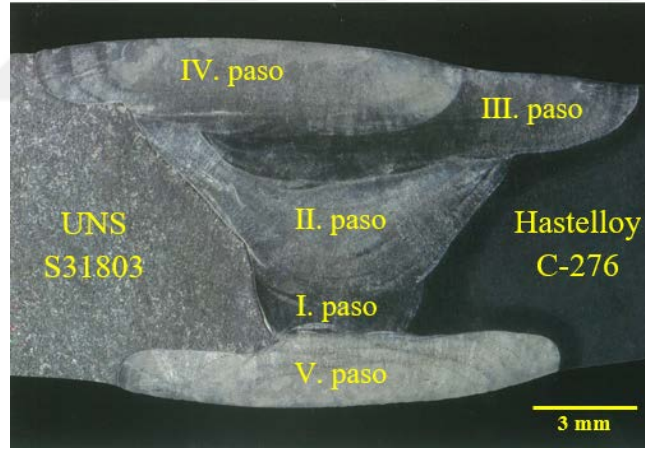
Şekil 4.2. Ana metallerin mikroyapılarını gösteren SEM görüntüleri

4.2. Birleştirilmiş Parçaların Makroyapısal ve Mikroyapısal Karakterizasyonu

Şekil 4.3'te farklı dolgu metalleri ile birleştirilmiş parçalara ait makro görüntüler verilmiştir. Her bir makro görüntüde birleştirmedeki pasolar gösterilmiştir. Makro görüntülerden de görüleceği üzere, birleştirilmiş parçalarda kaynak boşluğu, çatlak, nüfüzizetsizlik gibi süreksizliklerin oluşmadığı tespit edilmiştir.



(a)



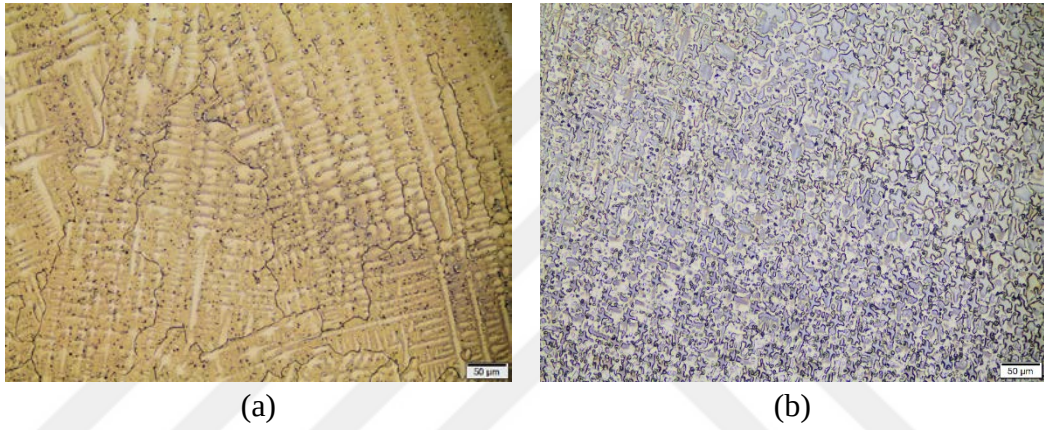
(b)

Şekil 4.3. Birleştirilmiş parçaların kesitlerine ait makro görüntüler; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3 ile birleştirme

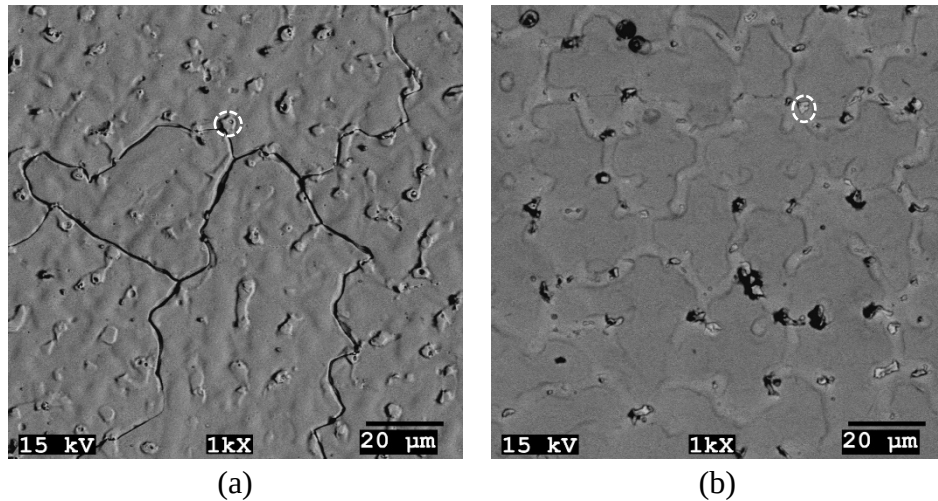
Şekil 4.4'te, nihai katılaştıran ve farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin IV. pasolarına ait IM görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.4a'da görüleceği üzere, kaynak metali tipik dendritik katılaşma yapısında olup, farklı oryantasyonda farklı dendritik katılaşma cephelemi mevcuttur. Dolgu metalinin kimyasal bileşiminde molibden gibi bir taraftan katı ergiyik oluşturuıcı diğeri taraftan karbür oluşturuıcı bir elementin olması, katılaştıran kaynak metalinde farklı bir metalurjik yapının oluşmasına

neden olabilmektedir. Aynı zamanda katılaşmada artan empürite (katışkı) nedeni ile aşırı soğuma miktarı da artabilmekte ve böylece katılaşma morfolojisi de değişebilmektedir. Şekil 4.4b'den de görüleceği üzere, molibden içeren kaynak metalinde katılaşma yapısı çoğunlukla eşeksenli dendrit morfolojisindedir.

Şekil 4.5'te verilen yüksek büyütmeli SEM görüntüleri katılaşma yapısındaki farklılaşmayı belirgin bir şekilde göstermektedir. Aynı zamanda molibden içeren kaynak metalinin interdendritik bölgelerde nispeten daha çok miktarda çökelti içerdiği de SEM incelemeleri ile tespit edilmiştir (Şekil 4.5).



Şekil 4.4. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin IV. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3

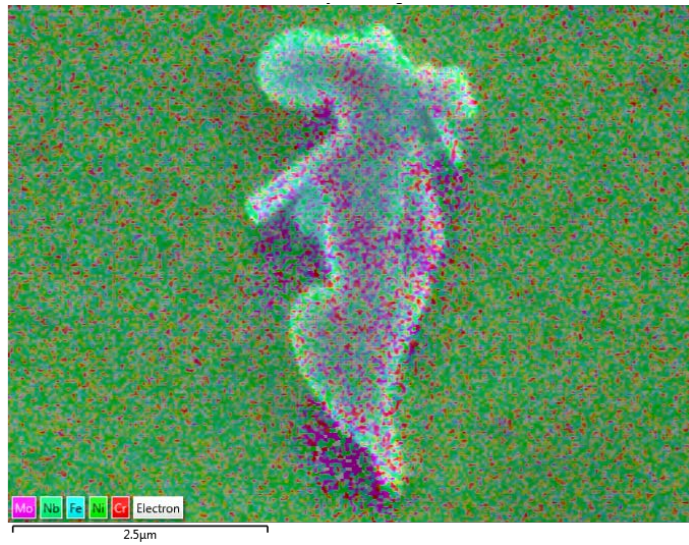


Şekil 4.5. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin IV. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren SEM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3

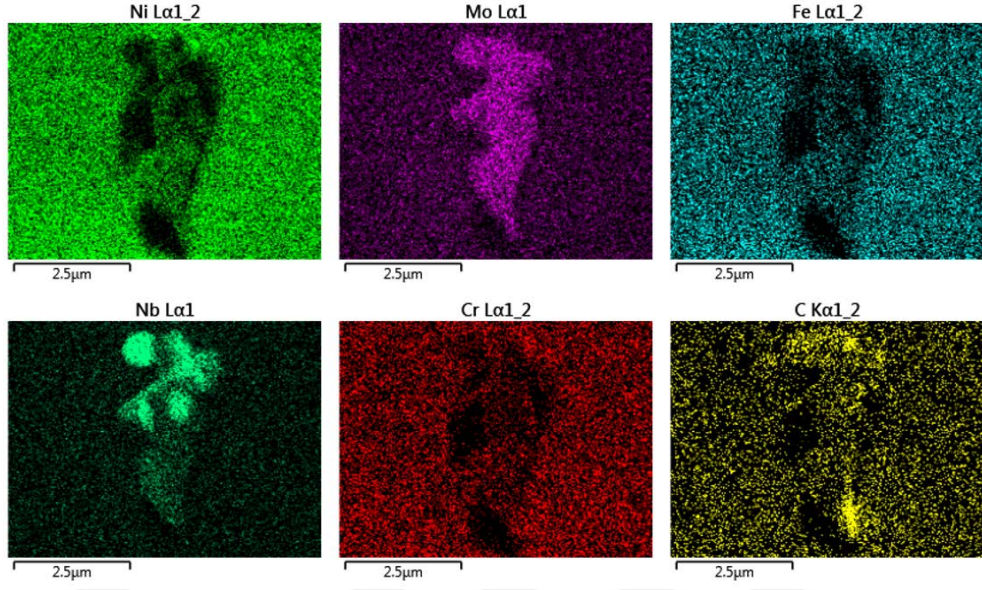
Şekil 4.5a’da görüldüğü üzere, kaynak metalinin katılaşma yapısında disperse halde ve globular morfolojide çökeltiler mevcuttur. Matriks içerisinde bulunan bu çökeltilerin türü, boyutu ve dağılımı alaşımın nihai sertliği ve darbe tokluğu gibi mekanik özelliklerini belirleyebilmektedir. Şekil 4.5a’da işaretlenen bahsi geçen çökelti üzerine yapılan EDS analizi, çökeltinin Nb-ca zengin bir karbür yapısında olduğunu ve kimyasal bileşiminin 50.3 Nb ve 10.7 C (ağ.-%) olduğunu göstermiştir.

ERNiCrMo-3 ile birleştirilmiş bağlantının kaynak metalinin mikroyapısında ise daha çok miktarda çökeltinin var olduğu gözlenmiştir (Şekil 4.5b). Çökelti üzerine yapılan EDS analizleri ise bu çökeltinin Mo, Nb-ca zengin bir karbür olduğunu göstermiştir. Bu çökeltinin kimyasal bileşimi ağırlıkça %13.0 Mo, 5.1 Nb, 1.6 C seviyesindedir. Görüleceği üzere bu dolgu metali ile yapılmış birleştirmenin kaynak metalinde yer alan çökeltiler (karbürler), ERNiCr-3 dolgu metali ile yapılan birleştirmenin kaynak metalindeki çökeltilere kıyasla oldukça düşük oranda (~ 1/10 oranında) niyobyum içermektedir.

ERNiCrMo-3 dolgu metalinin katılaşma yapısı içerisinde Mo, Nb-ca zengin karbür yapısına ait elementel haritalama örneği Şekil 4.6’da verilmiştir. Şekil 4.7’de verilen bölgesel haritalama örnekleri, Şekil 4.6’da bahsi geçen çökeltilerin elementel içeriğini açık bir şekilde göstermektedir. Verilen görsellerde çökelti bütününde hem molibden hem de niyobyum en baskın elementler olarak bulunmaktadır.

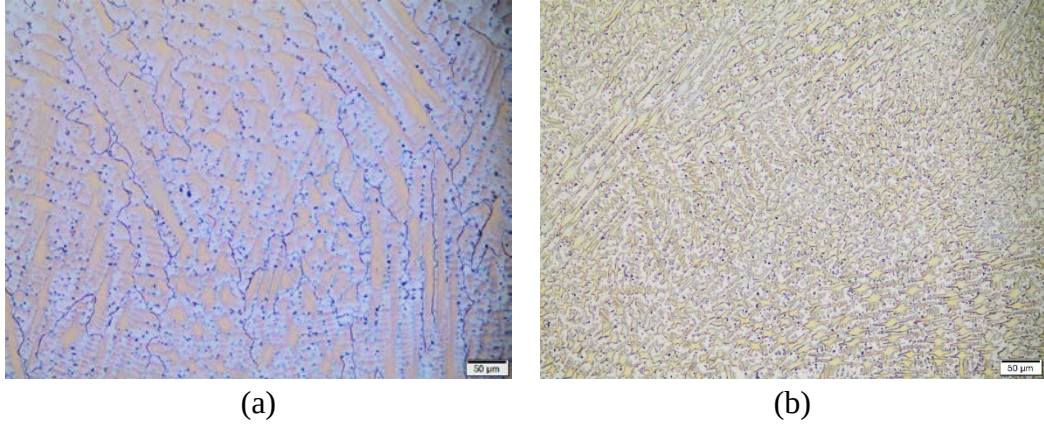


Şekil 4.6. ERNiCrMo-3 dolgu metalinin katılaşma yapısı içerisindeki karbür yapısına ait elementel haritalama örneği



Şekil 4.7. SEM görüntüsüne ait elementel haritalama

Şekil 4.8’de kaynak metallerinin III. pasolarına ait IM görüntüleri verilmiştir. Bu bölgeler esasen IV. pasodan kaynaklı ısıya maruz kalan bölgelerdir. Kimyasal bileşiminde molibden içermeyen kaynak metalinin katılaşma yapısı tipik sütunsal katılaşma yapısı sergilemektedir (Şekil 4.8a). ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş olan parçanın benzer bölgesinde ise sütunsal ve eşeksenli bir katılaşma yapısı gözlemlenmiştir (Şekil 4.8b).

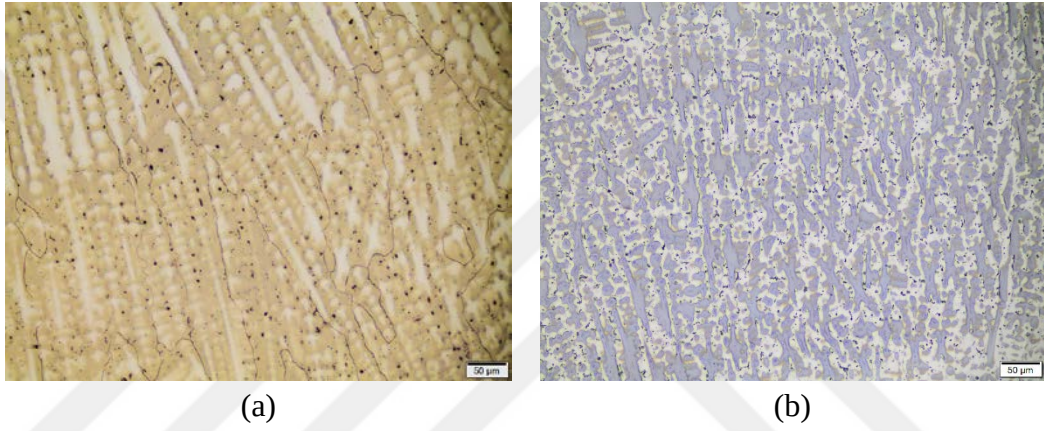


Şekil 4.8. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin III. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3

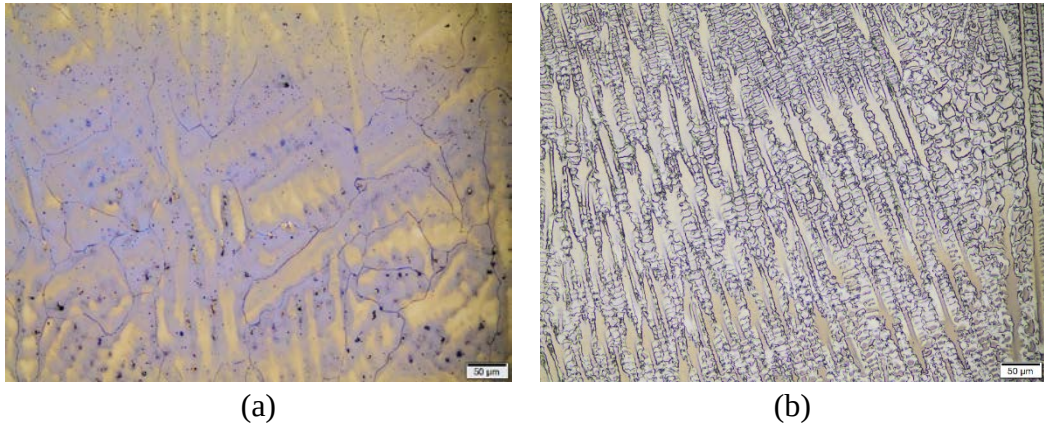
Birleştirmelerin II. pasolarına karşılık gelen kaynak metallerinin katılaşma yapıları Şekil 4.9’da verilmiştir. ERNiCr-3 ile birleştirmede kaynak metali belirgin bir şekilde yönelmiş katılaşma yapısı sergilese de, katılaşma yapısında sütunsal yapıdan

eşeksenli bir yapıya dönüşüm gözlemlenmiştir (Şekil 4.9a). Dolgu metalinin ERNiCrMo-3 olması halinde, bu bölgede daha önceki pasolarda belirgin bir şekilde gözlemlenen eşeksenli yapı bozulmaktadır (Şekil 4.9b).

Kesitte yüzeyden kök bölgesine yaklaştıkça pasolar arası termal etki katılaşma yapısında değişime neden olmaktadır. Şekil 4.10'dan da görüleceği üzere, bahsi geçen etki nedeniyle kimyasal bileşiminde molibden içermeyen dolgu metalinde yönlenmiş katılaşma yapısı ve molibden içeren dolgu metalinde ise eşeksenli katılaşma yapısı dejenere olmaktadır.

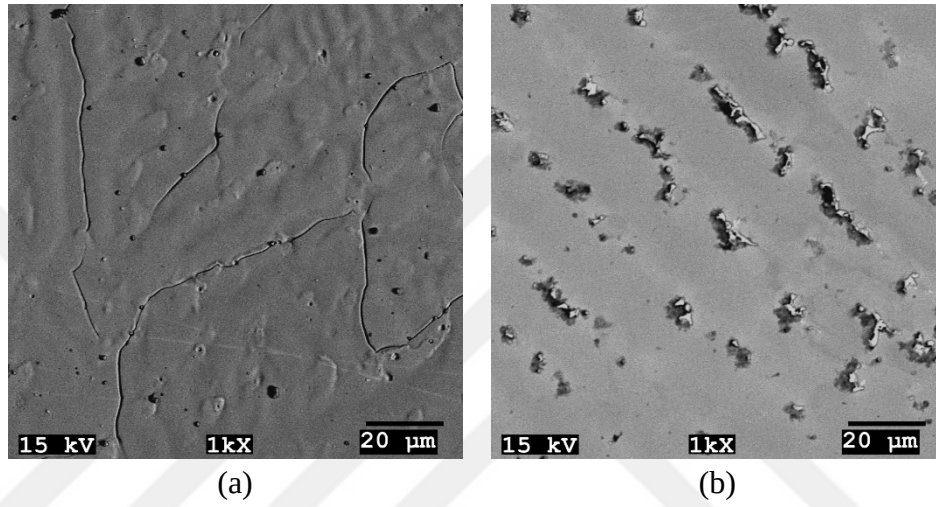


Şekil 4.9. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin II. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3



Şekil 4.10. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin I. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3

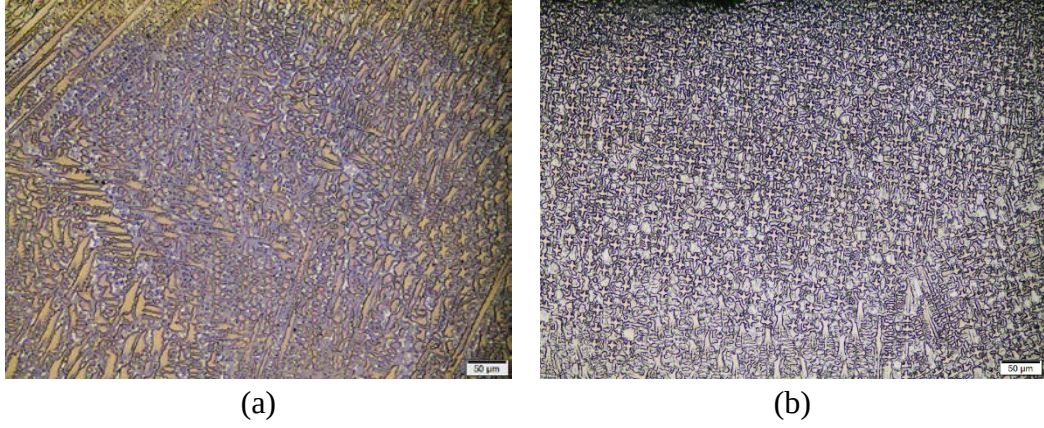
Şekil 4.11’de verilen SEM görüntülerinden de görüleceği üzere, matriks içi çökelti miktarında da önemli bir değişim gerçekleşmiştir. Şekil 4.11a’da verilen kaynak metal yapısı, daha önceki pasolara göre nispeten daha kaba olup, nispeten daha az çökelti dağılımına sahiptir. Ancak, ERNiCrMo-3 ile yapılan birleştirmede kaynak metali dejenere olmuş eşeksenli dendrit hacminde daha yoğun çökelti içermektedir. Bu çökelti daha önceden belirlenen çökelti bileşiminde olup, ısı gradyente göre yönelmiştir (Şekil 4.11b).



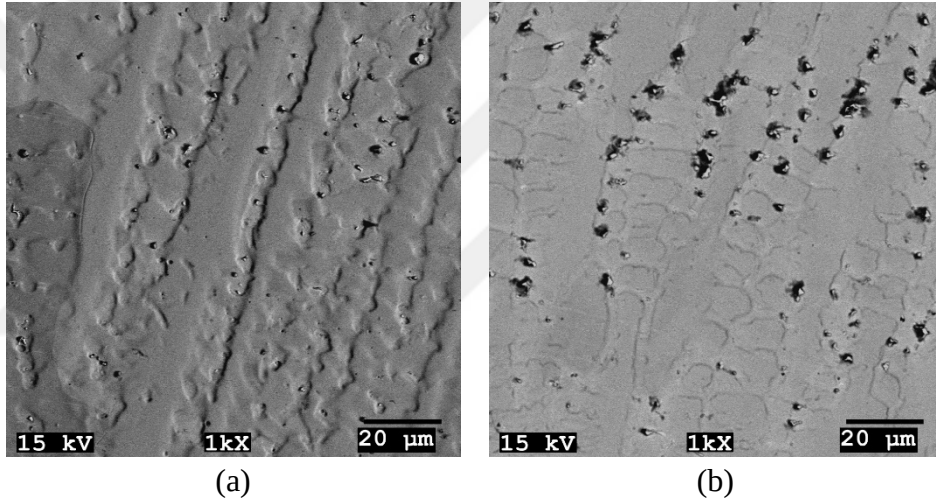
Şekil 4.11. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin I. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren SEM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3

Şekil 4.12’de birleştirilmiş parçaların kök bölgesindeki kaynak metal katılaşmalarını gösteren IM görüntüleri verilmiştir. Bu bölge birleştirmede V. pasoya karşılık gelmekte olup, benzer olmayan metallerin birleştirilmesine yönelik ilk paso olarak da kabul edilir. Bundan dolayı bu bölgede hızlı katılaşma yapısı oluşabilmektedir.

Şekil 4.12’den de görüleceği üzere, her iki mikroyapıda hızlı soğumanın bir sonucu olarak oldukça ince bir katılaşma yapısına sahiptir. Bileşiminde molibden içermeyen dolgu metali kök bölgesinde hem sütunsal hem de eşeksenli katılaşma yapıları sergilemektedir (Şekil 4.12a). Kompozisyonunda molibden içeren dolgu metalinin bu bölgedeki katılaşma yapısı tüm pasolara kıyasla en ince eşeksenli katılaşma formundadır (Şekil 4.12b). Bahsi geçen mikroyapısal özellikler Şekil 4.13’te verilen SEM görüntülerinde de gözlemlenmiştir.



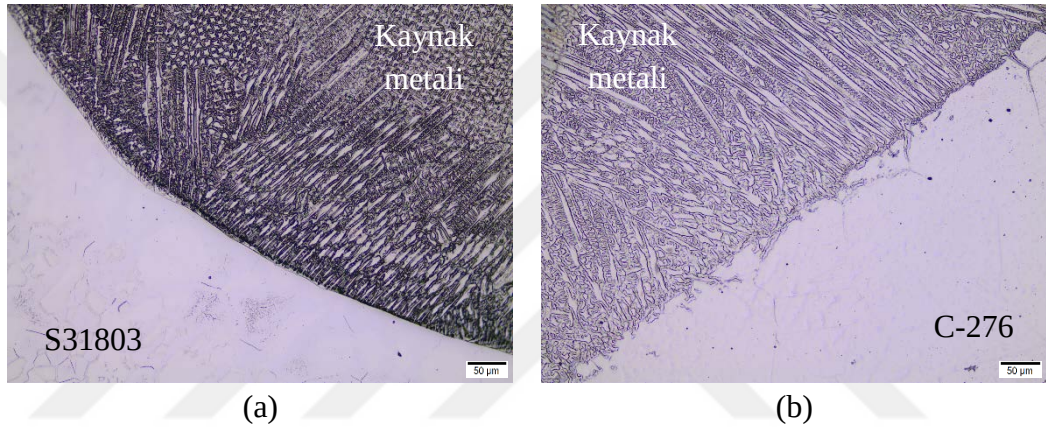
Şekil 4.12. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin V. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren IM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3



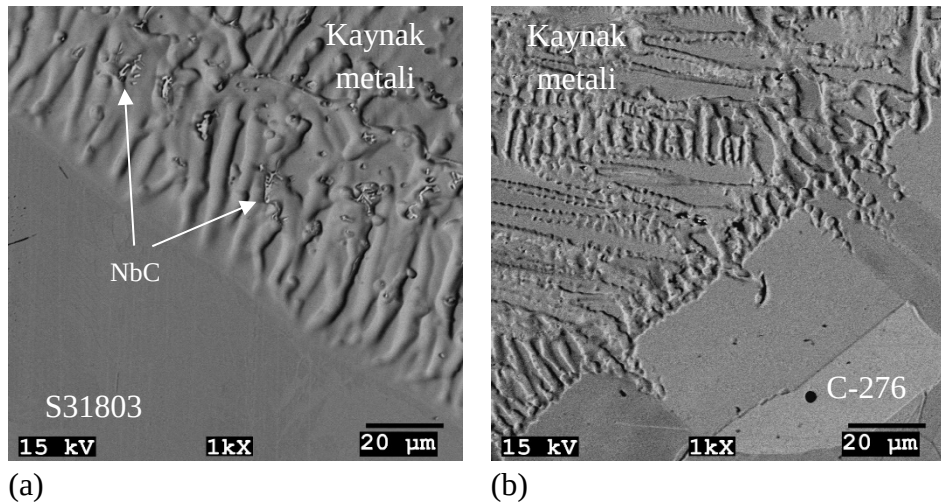
Şekil 4.13. Farklı kimyasal kompozisyona sahip kaynak metallerinin V. pasolarına ait katılaşma yapılarını gösteren SEM görüntüleri; (a) ERNiCr-3 ve (b) ERNiCrMo-3

Birleştirilmiş parçalarda dubleks paslanmaz çelik-kaynak metal ve nikel esaslı süperalaşım-kaynak metal geçişleri yüzeyden köke doğru farklı lokasyonlar seçilerek karakterize edilmiştir. Bu lokasyonlardan, IV. ve III. pasoları kapsayan bölgeler yüzeye yakın konum olarak ifade edilmiş iken, II. ve I. pasoları içeren bölgelerde birleştirilmiş parçanın orta bölgesi olarak tanımlanmıştır. Daha önceden de belirtildiği üzere, V. paso birleştirmenin kök bölgesidir. Şekil 4.14'te ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda ana metal-kaynak metal geçişleri verilmiştir. Çelik-kaynak metal geçiş bölgesinde kimyasal kompozisyon farklılaşması nedeni ile füzyon hattı keskin bir sınır olarak mikroyapıda yer almakta olup, bu bölgede çeliğin metalurjik yapısında morfolojik bir değişim olmamakla birlikte

kaynak metal yapısı çoğunlukla eşeksenli dendritler içermektedir (Şekil 4.14a). Süperalaşımın, kaynak metal ile füzyon hattında kısmi tane kabalaşması gözlemlenmiş olup, sınırlar boyunca kısmi ergimeler/sınır segregasyonları gerçekleşmiştir. Bu bölgede, katılaştan kaynak metali daha önceden de açıklandığı üzere, sütunsal ve eşeksenli dendrit morfolojileri sergilemektedir (Şekil 4.14b). Bu geçiş bölgeleri üzerine yapılan SEM incelemeleri, bu bulguları destekleyecek niteliktedir (Şekil 4.15a ve b). Daha önceden de verildiği üzere, katılaştan kaynak metalinin interdendritik bölgelerinde varolan ötektik Nb-ca zengin çökeltiler (NbC) Şekil 4.15a’da yeniden gösterilmiştir.

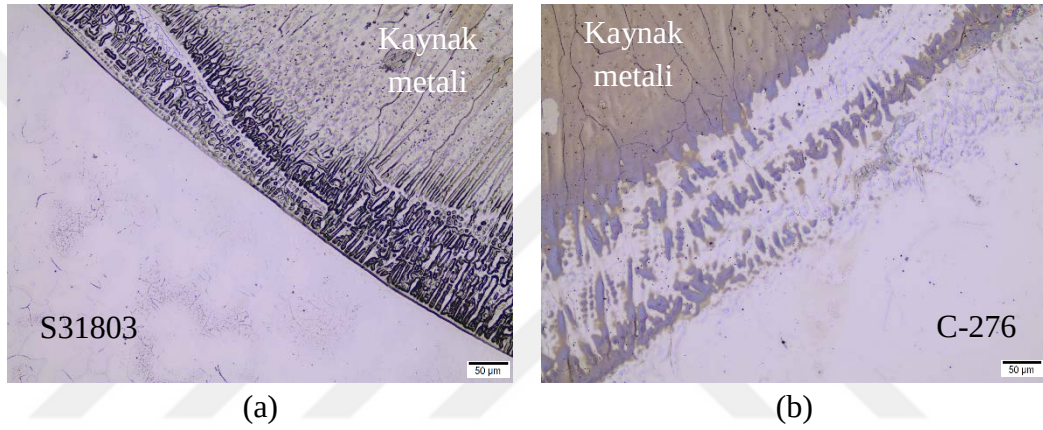


Şekil 4.14. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

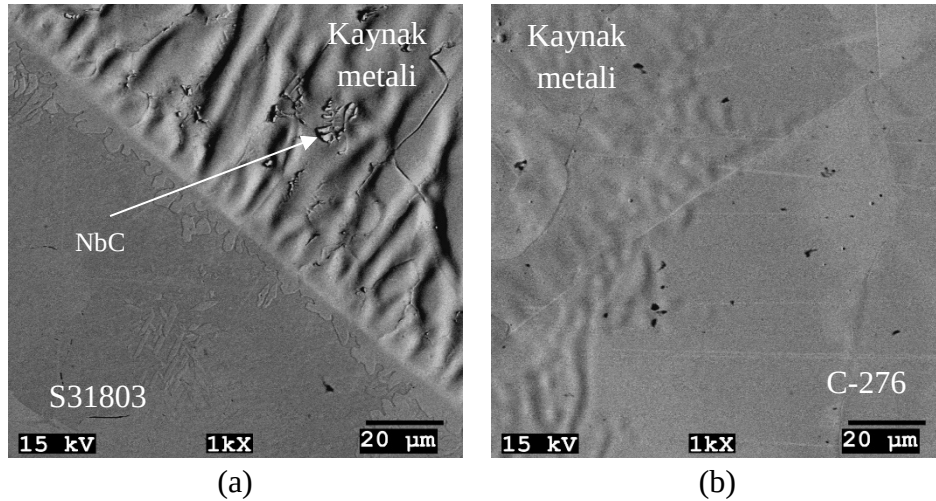


Şekil 4.15. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

Şekil 4.16'da ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kesit ortasına karşılık gelen ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri verilmiştir. Birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metal geçişinde ısı girdisi nedeni ile östenitik ve ferritik faz alanlarında morfolojik değişimler tespit edilmiştir (Şekil 4.16a). Hastelloy C-276 alaşımının kimyasal kompozisyonu ile dolgu metal kompozisyonunun benzer olması ana metal-kaynak metal geçişinde belirli bir füzyon hattının oluşmamasına nedendir. Aynı zamanda Şekil 4.16b'den de görüleceği üzere, bir karışmama bölgesi de oluşabilmektedir. Her iki ana metal-kaynak metal geçiş bölgesinde bahsi geçen olgular Şekil 4.17'de verilen SEM incelemeleri ile de ortaya konulmuştur.

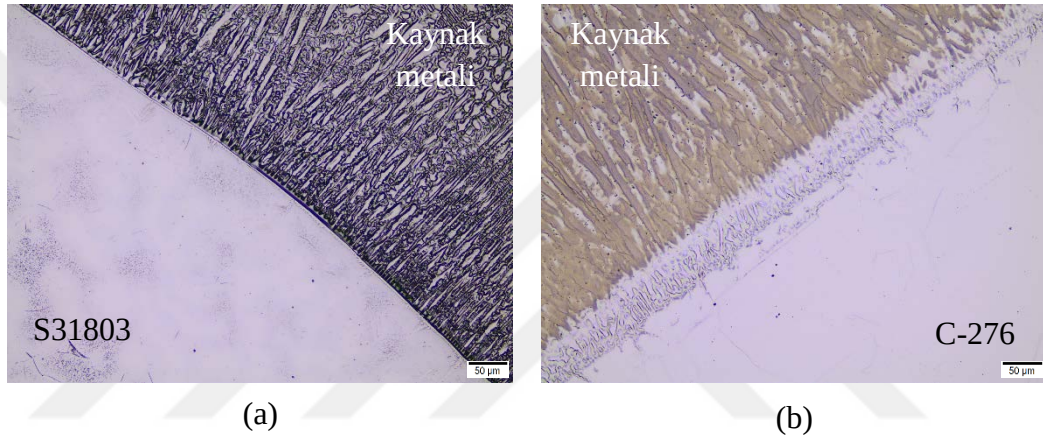


Şekil 4.16. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

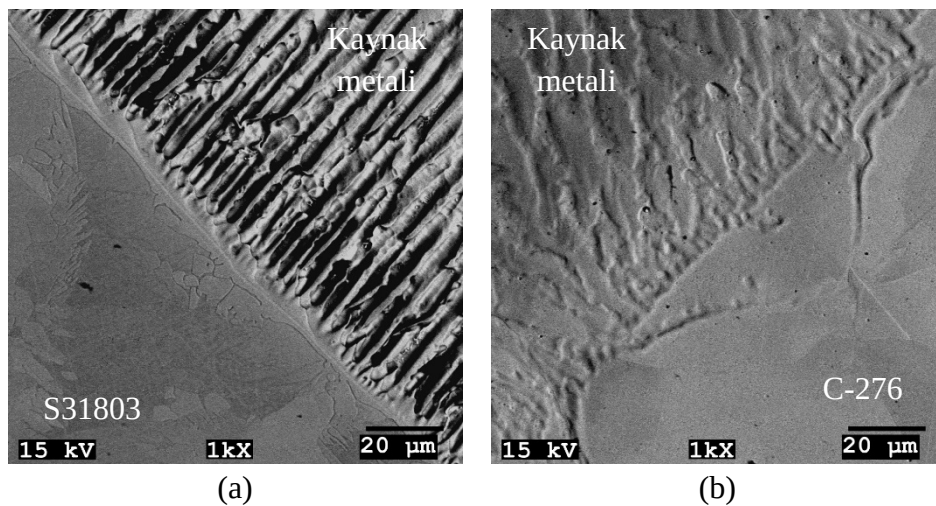


Şekil 4.17. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

Çeliğin füzyon hattına yakın mikroyapısında morfolojik değişim izlenmiştir (Şekil 4.17a). Çelik yapısında bulunan ferrit fazı daha iğnesel bir görünümde bulunmaktadır. Bilindiği üzere iğnesel morfolojiye sahip fazlar ana matriks içerisinde lokal sertlik artışlarına neden olabilmektedir. Ancak bu fazlar hem matriksin şekil değişim kabiliyetini azaltabilmekte hem de malzmenin tokluğunu düşürmektedir. Öte yandan kimyasal kompozisyonlarındaki benzerlik nedeniyle süperalaşım-kaynak metal geçişi keskin bir sınır ile ayrılmamıştır (Şekil 4.17b). Ana metal-kaynak metali geçişlerine özgü bahsi geçen metalurjik oluşumlar birleştirilmiş parçanın kök bölgesine ait füzyon hatları boyunca da gözlemlenmiştir (Şekil 4.18 ve Şekil 4.19).

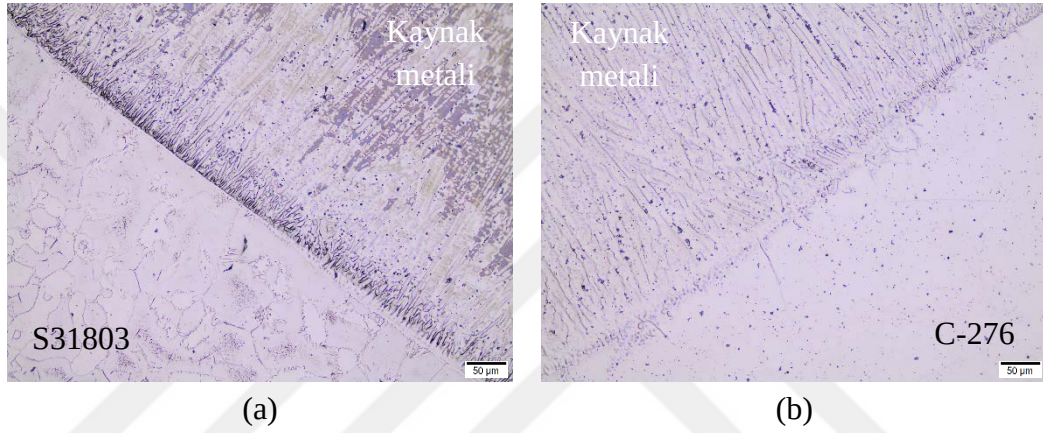


Şekil 4.18. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kök bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

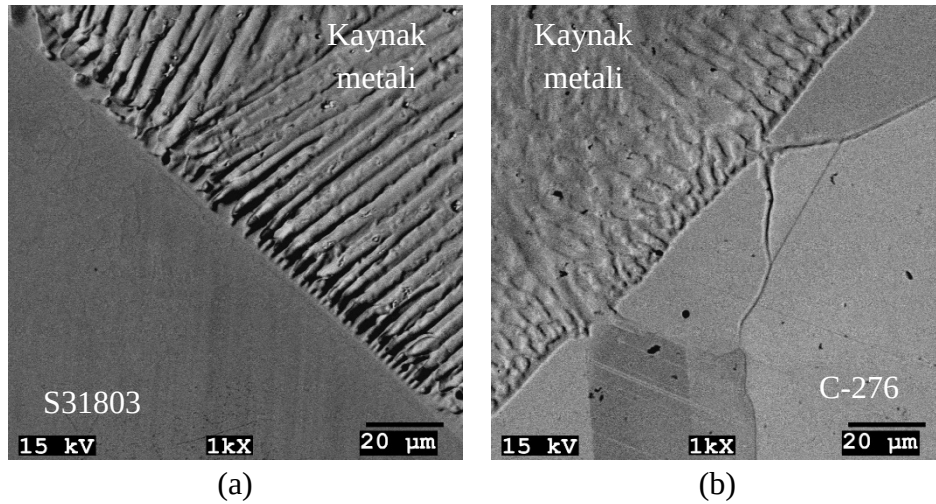


Şekil 4.19. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kök bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

Şekil 4.20’de ERNiCrMo-3 dolgu metalı ile birleştirilmiş parçanın yüzeyine yakın bir konumda ana metal-kaynak metalı geçiş bölgelerine ait IM görüntüleri verilmiştir. Çift faza sahip ana metal yapısında morfolojik değişim gözlenmiştir (Şekil 4.20a). Süperalaşım ile kaynak metalı arasında füzyon hattı boyunca kısmi ergime bölgeleri oluşmuş ve kaynak metalinde yönlenmiş dendritik bir katılaşma yapısı gözlemlenmiştir (Şekil 4.20b). Katılaştıran kaynak metalinin interdendritik bölgelerinde dizinler halinde çökeltiler bulunmaktadır (Şekil 4.21a). Süperalaşım mikroyapısında ise tane sınırları boyunca kısmi ergimeler gözlenmiştir (Şekil 4.21b).

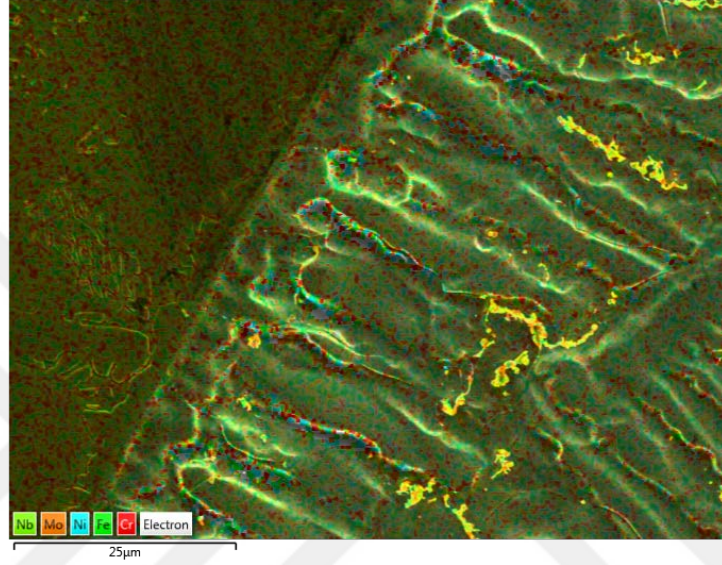


Şekil 4.20. ERNiCrMo-3 dolgu metalı ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

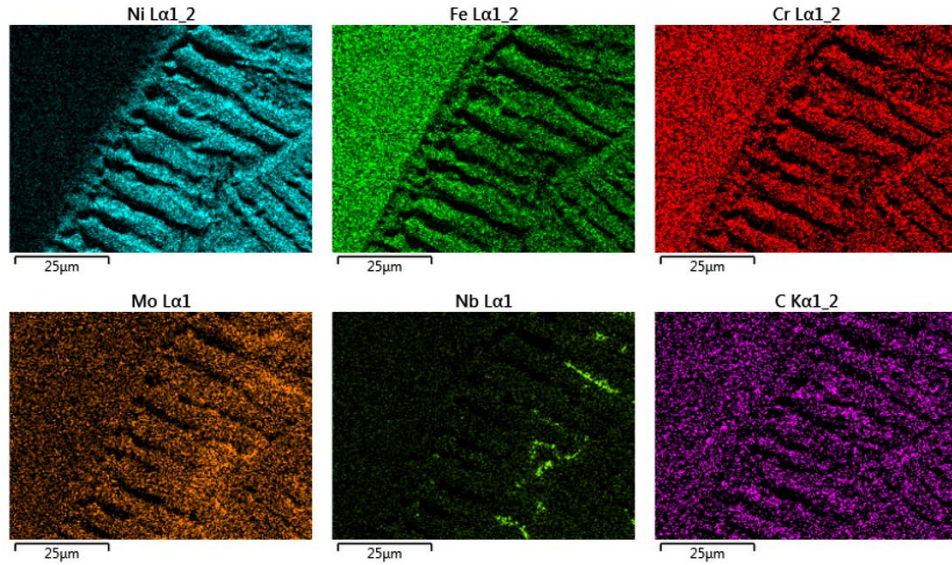


Şekil 4.21. ERNiCrMo-3 dolgu metalı ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

Şekil 4.22’de çelik-kaynak metal geçişini de içeren bir bölgede yapılan elementel haritalama çalışmasından da görüleceği üzere, bahsi geçen çökelti Mo ve Nb-ca zengin çökeltilerdir. Şekil 4.23’te verilen bölgesel haritalama örnekleri bu çökeltilerin elementel içeriğini (Mo, Nb ve C) açık bir şekilde göstermektedir. Tüm bu bulgular daha öncesinde kaynak metalinde yapılan SEM-EDS çalışmalarını destekler niteliktedir.

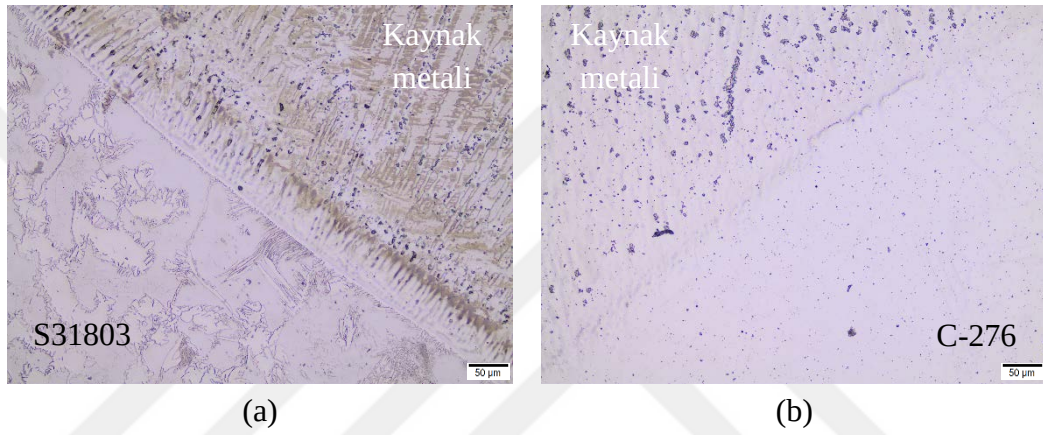


Şekil 4.22. ERNiCrMo-3 dolgu metal ile birleştirilmiş parçanın yüzeye yakın konumunda çelik-kaynak metal geçiş bölgesine ait elementel haritalama örneği

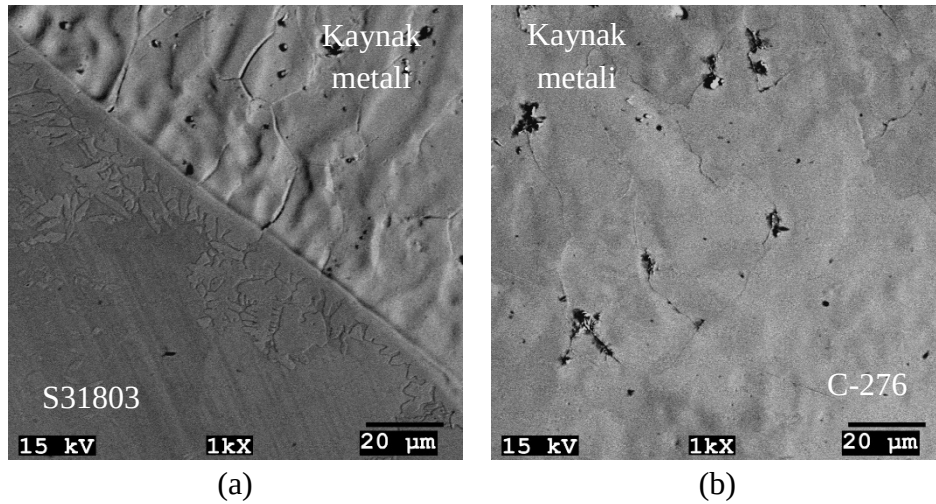


Şekil 4.23. Şekil 4.22’de verilen SEM görüntüsüne ait elementel haritalama

ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesine ait ana metal-kaynak metali geçişlerini gösteren IM görüntüleri ve SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 4.24 ve Şekil 4.25'te verilmiştir. Bu konumda çelik-kaynak metal geçişleri göz önüne alındığında, demir esaslı malzemede morfolojik değişimin olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 4.24a ve Şekil 4.25a). Kullanılan dolgu metalinin ana malzemelerden süperalaşım ile benzer kompozisyonlarda olması nedeniyle daha önceden de belirtildiği üzere, füzyon hattının keskin bir kontrast ile açığa çıkarılmasına sınırlama getirmektedir (Şekil 4.24b ve Şekil 4.25b).

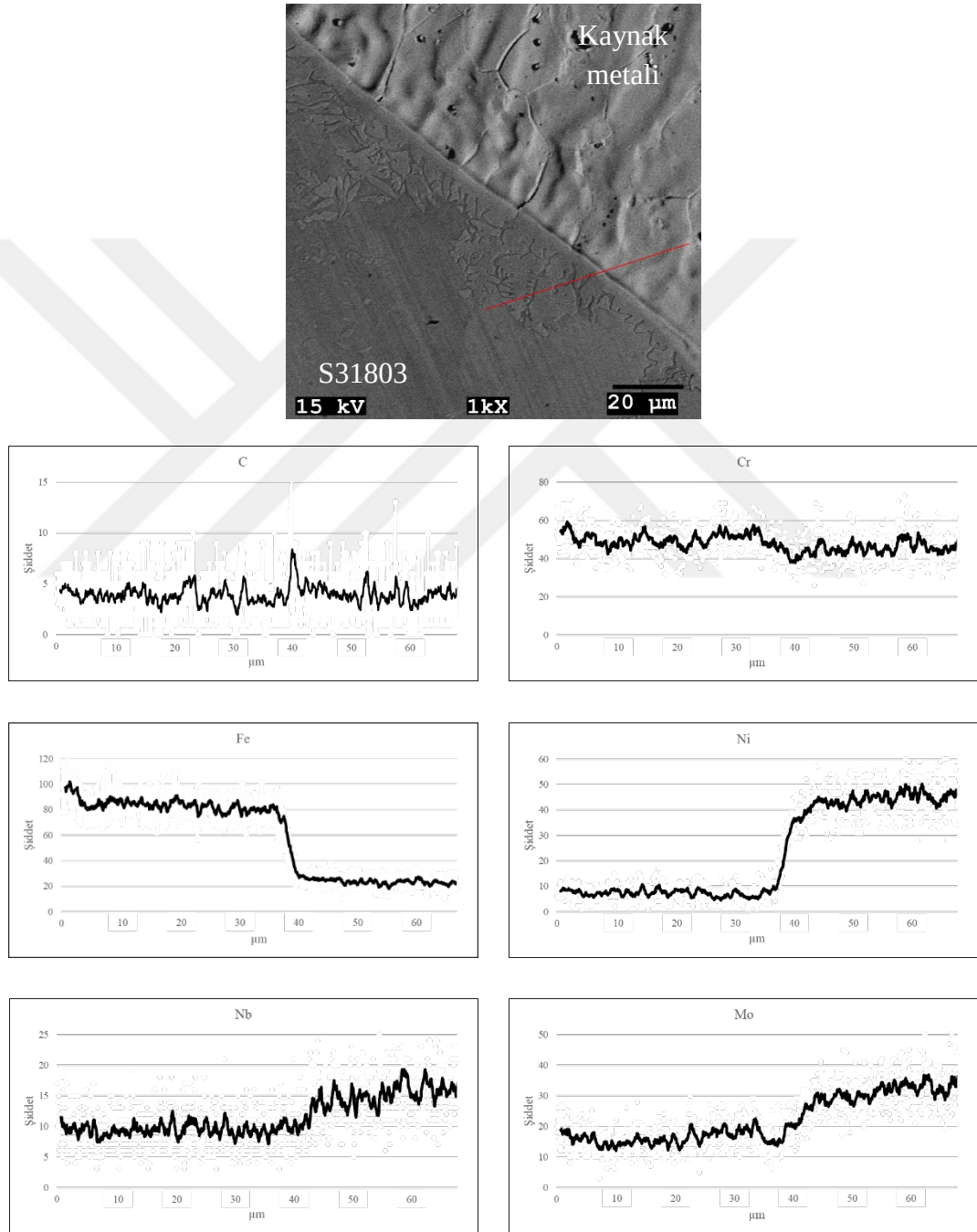


Şekil 4.24. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi



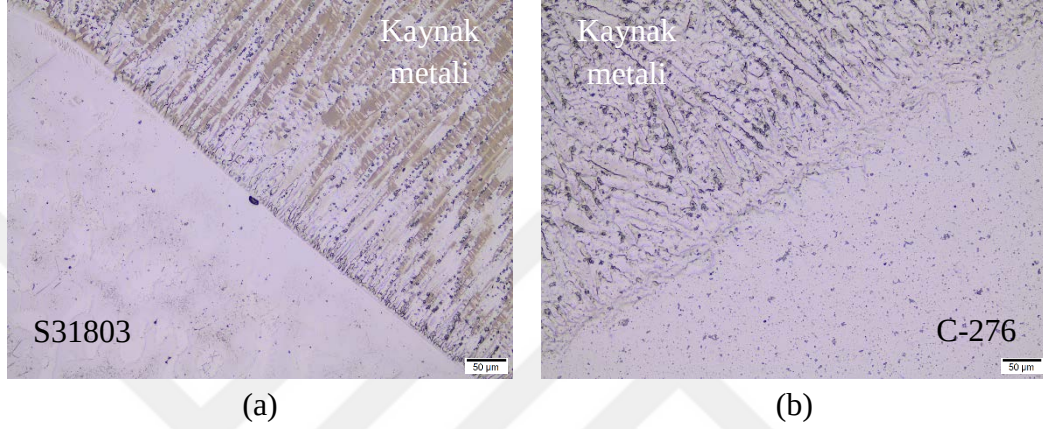
Şekil 4.25. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

Isı girdisi nedeni ile çelik-kaynak metali geçiş bölgesinde demir esaslı malzemede morfolojik değişimler gerçekleşmiş olsa da, Şekil 4.25a’da verilen SEM görüntüsünde işaretlenen hat boyunca herhangi bir elementel geçişin gerçekleşmediği tespit edilmiştir. Şekil 4.26’da verilen mesafeye bağlı elementel konsantrasyon değişimi bu tespiti desteklemektedir.

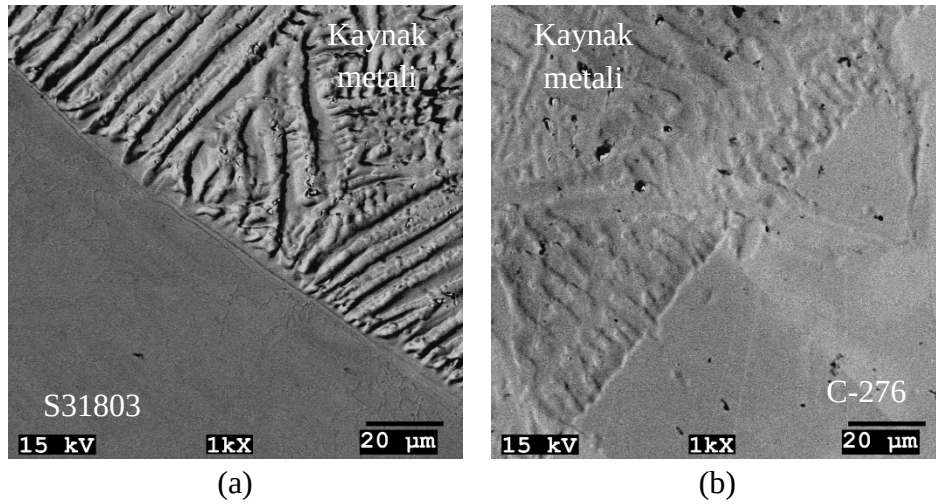


Şekil 4.26. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın orta bölgesinde çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait mesafeye bağlı elementel konsantrasyon değişimi

Kimyasal kompozisyonunda molibden içeren dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kök bölgesinde ana metal-kaynak metal geçişlerini gösteren IM ve SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 4.27 ve Şekil 4.28’de verilmiştir. Bu mikroyapılarda, kaynak metaline ait mikroyapısal bileşenler (yönlenmiş dendritler ve çökeltiiler) ile füzyon hattı boyunca ana metallerde gözlenen metalurjik olgular (kısmi ergime ve fazların morfolojik değişimi) benzer bir şekilde verilen mikroyapılarda da gözlemlenmiştir.



Şekil 4.27. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kök bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren IM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi



Şekil 4.28. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kök bölgesinde ana metal-kaynak metal geçiş bölgelerini gösteren SEM görüntüleri; (a) çelik-kaynak metal geçişi ve (b) süperalaşım-kaynak metal geçişi

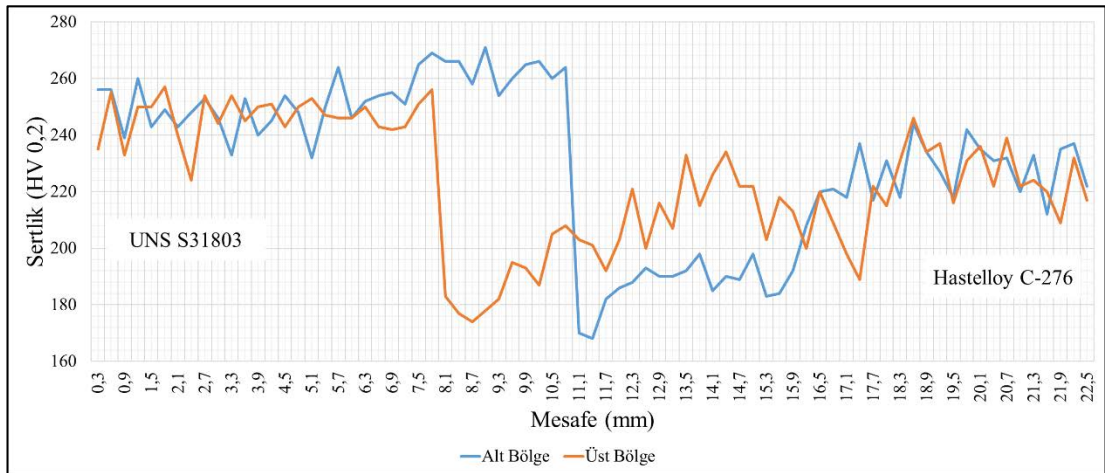
4.3. Birleştirilmiş Parçalarının Mekanik Karakterizasyonu

4.3.1. Sertlik verilerinin değerlendirilmesi

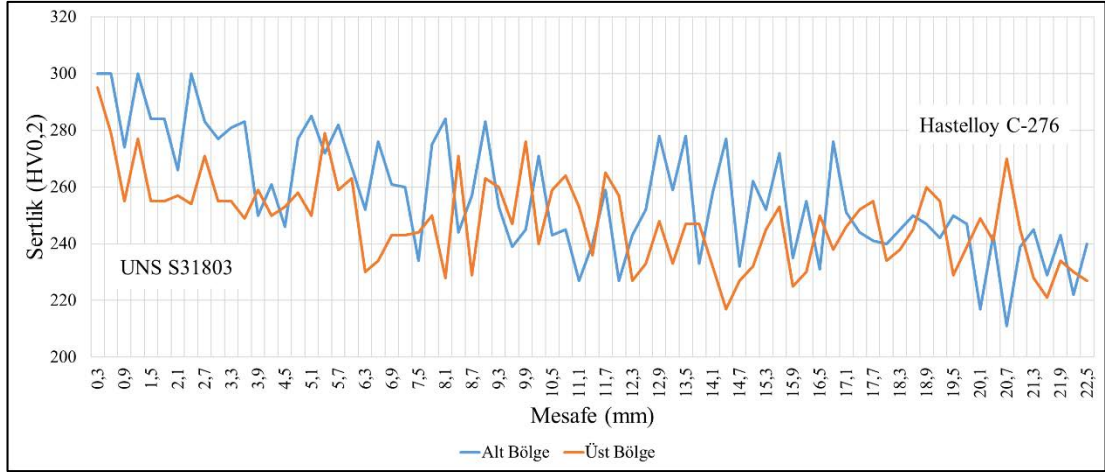
ERNiCr-3 ve ERNiCrMo-3 dolgu metalleri ile birleştirilmiş parçaların dubleks paslanmaz çelik ana metalinden nikel esaslı süperalaşım ana metaline doğru 0,3 mm aralıklarla sertlik taraması gerçekleştirilmiştir. 0,2 kgf yük altında 10 saniye boyunca Vickers cinsinden mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Sertlik ölçümleri üst yüzeyin 2 mm altından (üst) ve kaynak pasosunun en dar (alt) bölgelerinden gerçekleştirilmiştir.

Elde edilen sertlik sonuçları Şekil 4.29 ve Şekil 4.30’da verilmiştir. Sertlik ölçüm sonuçları incelendiğinde, ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçada, hem alt hem de üst yüzeyinde dubleks paslanmaz çelikten dolgu metaline geçiş olan bölgede keskin bir sertlik düşüşü görülmektedir. Dolgu metalinin Hastelloy C-276 ana metaline benzer kimyasal kompozisyona sahip olması nedeniyle, bu keskin geçiş kaynak metali-nikel esaslı süperalaşım bölgesinde görülmemektedir.

ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçada ise dubleks paslanmaz çelikten başlayan sertlik ölçümleri alt ve üst yüzeylerde benzer bir eğilim göstermiş olup, en yüksek sertlik (~279 HV) çelik tarafında en düşük sertlik (~234 HV) ise Hastelloy C-276 ana metal tarafında tespit edilmiştir. ERNiCrMo-3 dolgu metalinin kimyasal kompozisyonunda Mo ve Nb elementlerinin olması kullanılan dolgu metali sertliğinin Hastelloy C-276 ana metalinin sahip olduğu sertlik değerinden (~253 HV) daha yüksek olmasına nedendir.



Şekil 4.29. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçada sertlik dağılımı



Şekil 4.30. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçada sertlik dağılımı

4.3.2. Darbe tokluk verilerinin değerlendirilmesi

ERNiCr-3 ve ERNiCrMo-3 dolgu metalleri ile birleştirilmiş parçaların, ana metal bölgelerinden, birleştirmelerin füzyon hatları ve kaynak metali bölgelerinden Charpy V-çentik darbe testleri de yapılmıştır. Kullanılan ana metallerin darbe tokluk değerleri Tablo 4.1’de verilmiştir. Dupleks paslanmaz çeliğin absorbe ettiği enerji değeri $131,67 \pm 7,23 \text{ J/mm}^2$ ve Hastelloy C-276 alaşımının absorbe ettiği enerji değeri $117,33 \pm 1,53 \text{ J/mm}^2$ olarak belirlenmiştir.

Tablo 4.1. Birleştirmede kullanılan ana metallerin darbe tokluk değerleri

Ana Metal	Absorbe Edilen Enerji (J/mm^2)				
	Test Sayısı ve Değeri			Ortalama Değer	Standart Sapma
	1	2	3		
UNS S31803	140	128	127	131,67	$\pm 7,23$
Hastelloy C-276	116	117	119	117,33	$\pm 1,53$

ERNiCr-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilen parçaların, kaynak metali ve ana metal-kaynak metali geçiş bölgelerini oluşturan füzyon hatlarında yapılan Charpy-V-çentik darbe testlerinden elde edilen darbe değerleri Tablo 4.2’de verilmiştir.

ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metali bölgesinde ortalama darbe tokluk değeri $83,67 \pm 2,08 \text{ J/mm}^2$ olarak belirlenmiştir. Çelik-kaynak metali füzyon hattında ise bu değer ortalama $76,33 \pm 1,53 \text{ J/mm}^2$ olarak tespit edilmiştir.

Süperalaşım-kaynak metali füzyon hattında ise çelik-kaynak metali füzyon hattına göre daha yüksek ($93,33 \pm 4,04 \text{ J/mm}^2$) bir ortalama değer elde edilmiştir. Ancak, her iki metalin de füzyon hatlarında absorbe ettikleri darbe değerlerinde, ana metal yapılarına göre düşüş olduğu görülmektedir.

Birleştirmede oluşan yüksek ısı girdisi ana metallerde tane kabalaşmasına ve fazların morfolojik değişimine neden olmuştur. Bu durumda, kaynak füzyon hattı boyunca çatlak ilerlemesi tokluk değerlerinde düşmeye neden olabilecektir.

Tablo 4.2. ERNiCr-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilen parçaların, kaynak metali ve füzyon hatlarının darbe tokluk değerleri

Bölge	Absorbe Edilen Enerji (J/mm^2)				
	Test Sayısı ve Değeri			Ortalama Değer	Standart Sapma
	1	2	3		
Kaynak metali	86	83	82	83,67	$\pm 2,08$
S31803 füzyon hattı	75	76	78	76,33	$\pm 1,53$
C-276 füzyon hattı	97	89	94	93,33	$\pm 4,04$

ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilen parçaların, kaynak metali ve ana metal-kaynak metali geçiş bölgelerini oluşturan füzyon hatlarında yapılan Charpy-V-çentik darbe testlerinde elde edilen darbe değerleri Tablo 4.3'te verilmiştir.

ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metali bölgesinde tespit edilen darbe tokluk değeri ortalama $44,00 \pm 2,00 \text{ J/mm}^2$ 'dir. Çelik-kaynak metali füzyon hattında ise bu değer ortalama $40,67 \pm 2,08 \text{ J/mm}^2$ olarak belirlenmiştir. Süperalaşım-kaynak metali füzyon hattında ortalama darbe değeri $58,00 \pm 10,15 \text{ J/mm}^2$ olup, bu değer çelik-kaynak metali füzyon hattının sergilediği darbe tokluk değerinin üzerindedir.

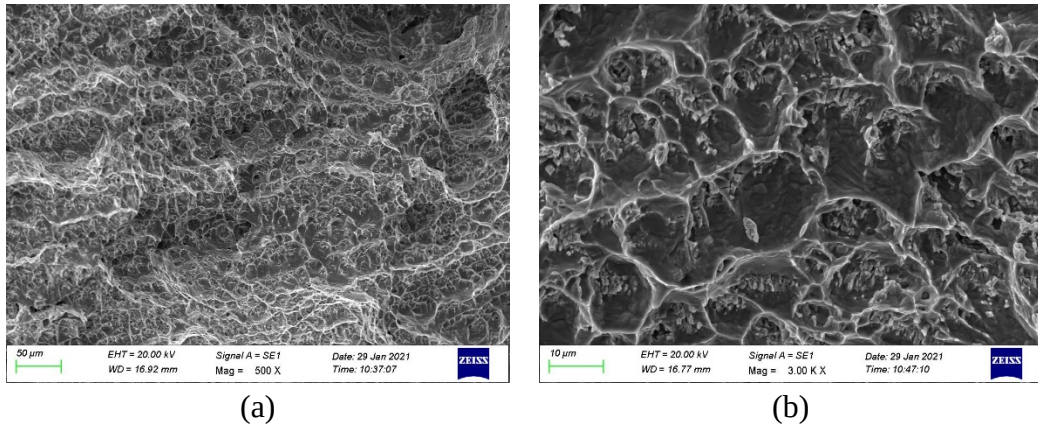
Nispeten daha yüksek miktarda molibden içeren kaynak metalinde aşırı soğuma nedeniyle hızlı katılaşma yapısının bulunması ve daha yoğun çökeltilerin varlığı birleştirmede darbe tokluk değerlerinde azalmaya neden olabilmektedir.

Tablo 4.3. ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak birleştirilen parçaların, kaynak metali ve füzyon hatlarının darbe tokluk değerleri

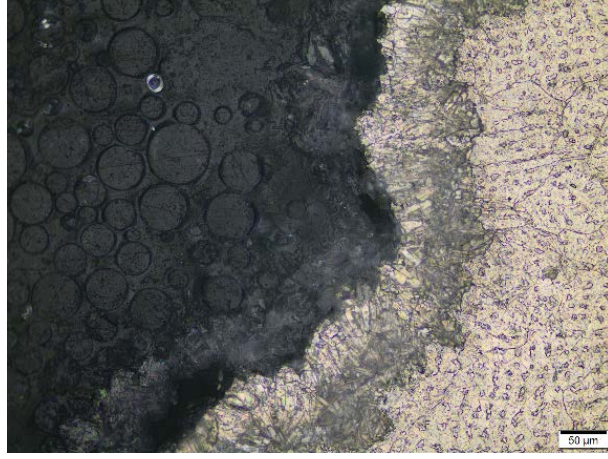
Bölge	Absorbe Edilen Enerji (J/mm ²)				
	Test Sayısı ve Değeri			Ortalama Değer	Standart Sapma
	1	2	3		
Kaynak metali	44	42	46	44	±2,00
S31803 füzyon hattı	40	43	39	40,67	±2,08
C-276 füzyon hattı	56	69	49	58	±10,15

4.4. Fraktografik İncelemeler

Şekil 4.31’de ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metaline ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları verilmiştir. Mikroyapısal çalışmalar, bu bölgede dendritik katılaşma yapısının var olduğunu göstermiştir. Şekil 4.31a’da verilen SEM görüntüsü farklı yönlerde oryente olmuş dendritlerin tipik mikroboşluk birleşmesi mekanizması ile sünek ayrıştığını göstermektedir. Matriks içerisinde çoğunlukla interdendritik bölgelerde segregasyon nedenli var olan çökelti mikroboşluk birleşmesi mekanizmasına katkı verebilmektedir. Matriks-çökelti arayüzeyinde var olan mikro boşluklar üzerinden çatlak ilerlemesi mümkündür (Şekil 4.31b). Şekil 4.32’de verilen kırılma kesiti IM görüntüsü çatlak ilerleme doğrultusunu göstermekte olup, katılaşma yapısında bahsi geçen arayüzeylerin davranışına işaret etmektedir.

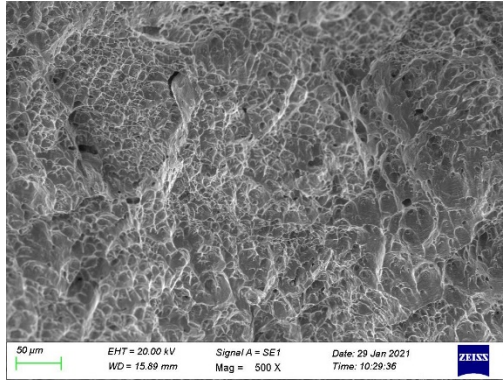


Şekil 4.31. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metaline ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) interdendritik sınırlar boyunca ayrışma

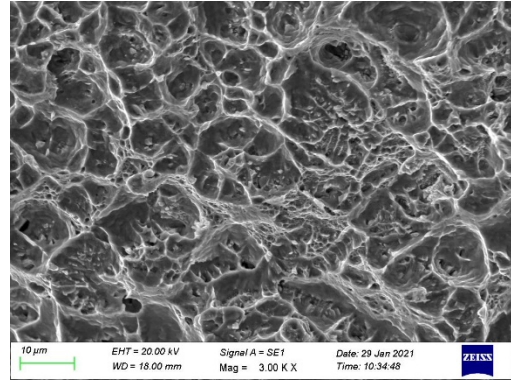


Şekil 4.32. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metali bölgesinin kırılma kesitine ait IM görüntüsü

Şekil 4.33'te ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait SEM kırılma yüzey görüntüleri verilmiştir. Isı tesiri nedeni ile bu geçiş bölgesinde çelik matriksinde yer alan fazların morfolojik değişimi söz konusudur. Bu durumda, geçiş arayüzeyi boyunca çoklu çatlak ilerlemesi Şekil 4.33a'dan da görüleceği üzere bir taraftan kaynak metalinin sünek kopma eğilimini diğer taraftan da özellikle ferrit-östenit tane sınırları boyunca ayrışma eğilimini ön plana çıkartmaktadır. Öte yandan geçiş arayüzeyinde özellikle kaynak metalinde eşeksenli katılaşmanın var olabildiği bir bölgede genişlemiş çukurcukların olması kırılmada plastik deformasyonun gerçekleşebildiğini de göstermektedir (Şekil 4.33b). Şekil 4.34'te verilen kırılma kesiti IM görüntüsü geçiş bölgesinden ziyade kaynak metalinden çatlak ilerlemesinin olabildiğini göstermektedir.

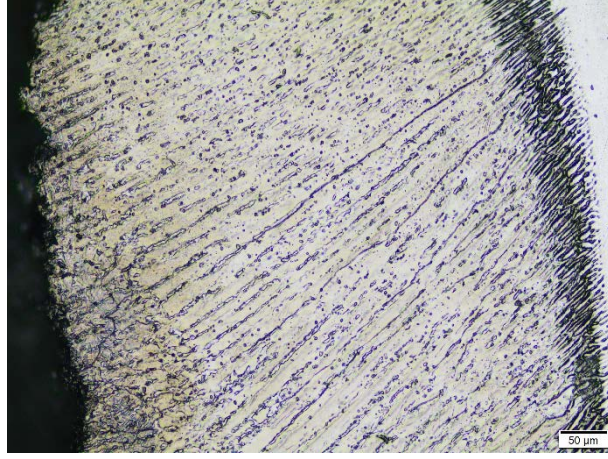


(a)



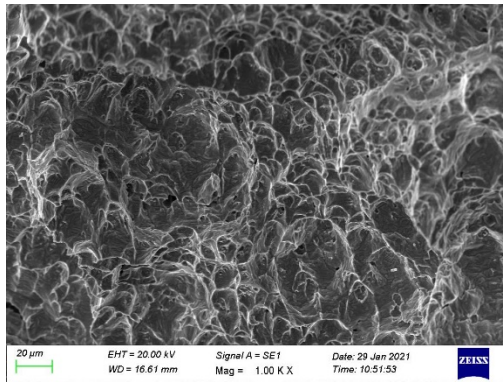
(b)

Şekil 4.33. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) eşeksenli katılaşma bölgesinde ayrışma

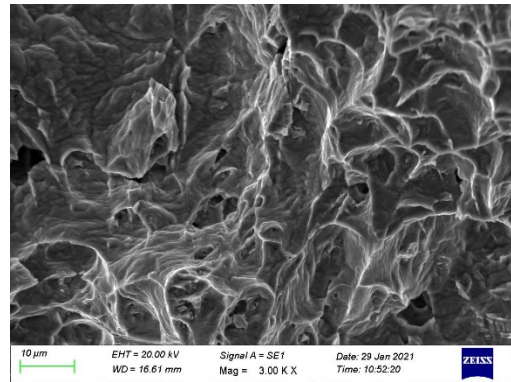


Şekil 4.34. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait IM kırılma kesit görüntüsü

ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali geçiş bölgesine ait SEM kırılma yüzey görüntüleri Şekil 4.35'te verilmiştir. Şekil 4.35a'dan da görüleceği üzere, kırılma tane sınırı ayrışması şeklinde gerçekleşmiş olup, özellikle süperalaşımın tane boyutunda gözlenen kabalaşmalar ve sınır ergimeleri/kalınlaşmaları bu tür bir kırılmaya neden olabilmektedir. Şekil 4.35b'de verilen SEM fraktografi ise çatlak ilerlemesinin nispeten kabalaşmış tane sınırları boyunca ilerleyebildiğini göstermektedir. Tüm bunların dışında Şekil 4.36'da verilen bu geçiş bölgesine ait kırılma kesiti IM görüntüsünde de görüleceği üzere çatlak ilerlemesi eşeksenli katılaşıma bölgesinde de ilerleyebilmektedir.

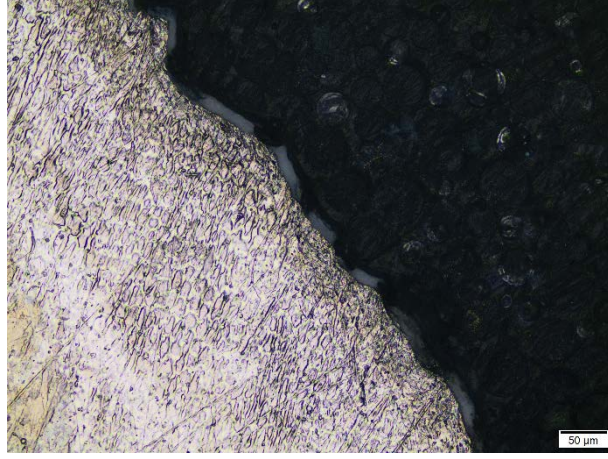


(a)



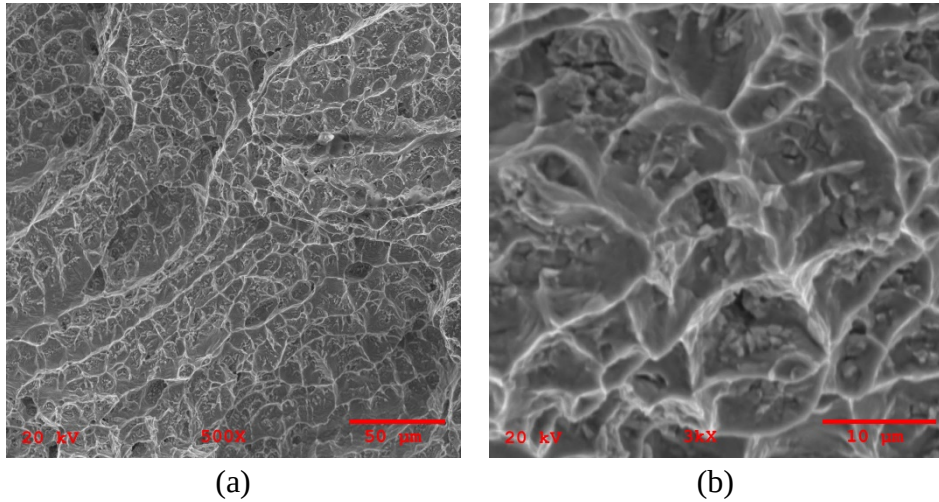
(b)

Şekil 4.35. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografileri; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) tane sınırı ayrışması

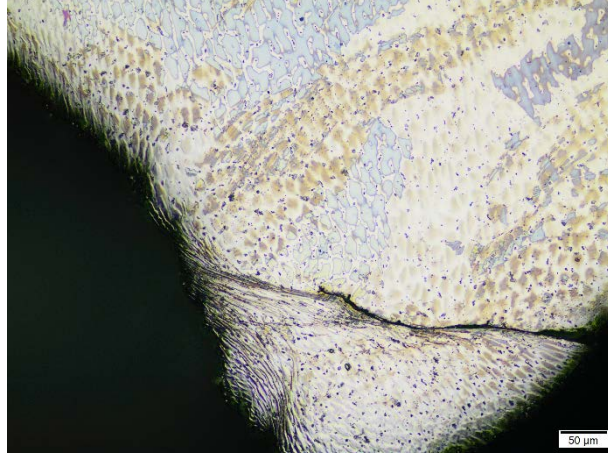


Şekil 4.36. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali bölgesine ait IM kırılma kesit görüntüsü

Şekil 4.37’de ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metali bölgesinin kırılma yüzeyine ait SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.37a’da kaynak metalinin kırılma yüzeyi tipik yönlenmiş çukurcuk kopmasını göstermektedir. Daha yüksek büyütmelerde yapılan incelemeler, çukurcuklar içerisinde yer alan sert çökeltilerin matriksin plastik akışa eşlik etmediğine de işaret etmektedir (Şekil 4.37b). Kırılma kesitine ait bir IM görüntüsü Şekil 4.38’de verilmiş olup, çatlakların tercihen yönlenmiş dendritler boyunca ilerlediği gözlenmiştir.



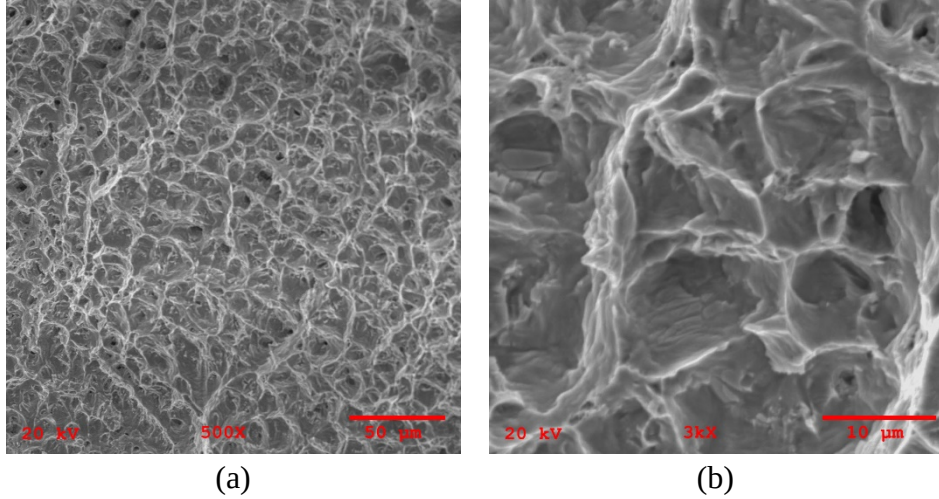
Şekil 4.37. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metaline ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) matriksin plastik akışı



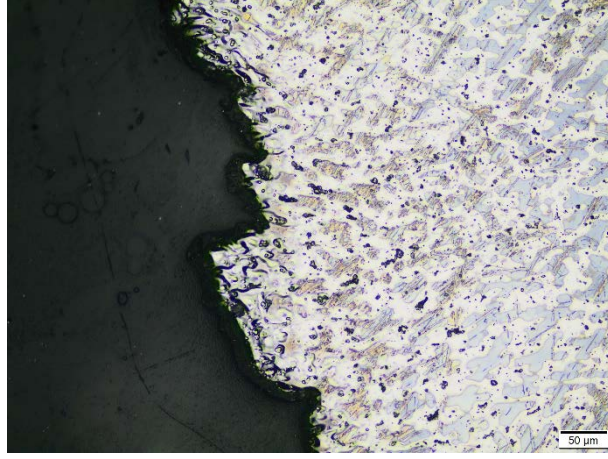
Şekil 4.38. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın kaynak metaline ait kırılma kesitini gösteren IM görüntüsü

ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma SEM fraktografları Şekil 4.39’da verilmiştir. Genel kırılma eşeksenli katılma yapısının kırılmasına benzer bir formdadır (Şekil 4.39a). Şekil 4.39b’de verilen SEM fraktografı sınır ayrışmasının var olduğuna işaret etmektedir.

Bu kırılma bölgesine ait kesit IM görüntüsü Şekil 4.40’ta verilmiş olup, çatlak ilerlemesi hattı boyunca girinti-çıkıntıların varlığı tipik sınır ayrışması göstermektedir.

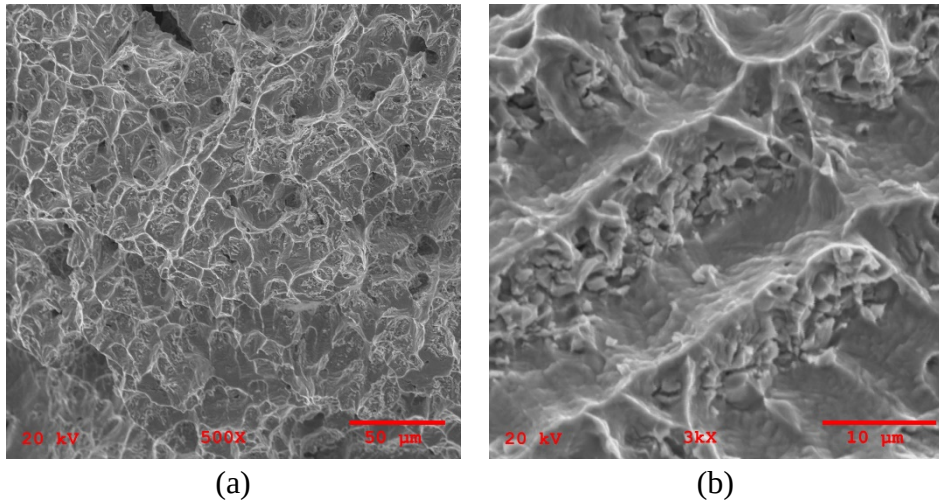


Şekil 4.39. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) sınır ayrışması

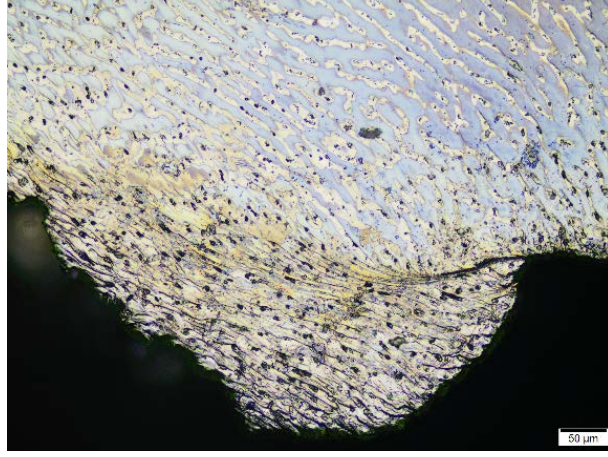


Şekil 4.40. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın çelik-kaynak metali geçiş bölgesinin kırılma kesitini gösteren IM görüntüsü

Şekil 4.41’de ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma SEM görüntüleri verilmiştir. Genel kırılma, sınır ayrışmalarının var olduğunu göstermektedir (Şekil 4.41a). Daha yüksek büyütmelerde yapılan SEM incelemeleri, Şekil 4.41b’den de görüleceği üzere sınır ayrışmalarında özellikle katılaşma matriksi içerisinde yer alan çökeltilerin de payının olduğunu göstermektedir. Şekil 4.42’de verilen kırılma kesiti IM görüntüsü, darbe yüklenmesi altında çatlakların çoğunlukla katılaşma yapısından ilerlediğine ve çatlak ilerlemesinde yoğun çökeltilerin bulunduğu interdendritik sınırların tercih edildiğine işaret etmektedir.



Şekil 4.41. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali geçiş bölgesine ait kırılma yüzeyini gösteren SEM fraktografaları; (a) genel kırılma yüzeyi ve (b) sınır ayrışması



Şekil 4.42. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçanın süperalaşım-kaynak metali geçiş bölgesinin kırılma kesitini gösteren IM görüntüsü

5. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, UNS S31803 dubleks paslanmaz çelik ile Hastelloy C-276 nikel esaslı süperalaşımının ERNiCr-3 ve ERNiCrMo-3 dolgu metalleri kullanılarak TIG kaynak yöntemiyle birleştirilmesi sonrası mikroyapısal ve mekanik karakterizasyonları gerçekleştirilmiştir.

Makro seviyede yapılan öncül incelemeler her iki dolgu metali ile yapılan birleştirmelerde herhangi bir kaynak hatasının olmadığını göstermiştir. Mikroyapısal karakterizasyon çalışmaları her iki dolgu metali kullanılarak yapılan birleştirmelerin kaynak metali bölgelerinde yüzeyden kök bölgesine doğru pasolar arası ısı etki nedeniyle katılaşma yapılarında değişimler olduğunu göstermiştir. Kaynak metalinin katılaşma yapısında yönelmiş dendritik katılaşma yörelerinin yanı sıra sütunsal katılaşma morfolojisine sahip yöreler de bulunmaktadır. ERNiCr-3 dolgu metali kullanılarak yapılan birleştirmede kaynak metalinin katılaşma yapısında disperse halde ve globular morfolojide Nb-ca zengin çökeltiiler tespit edilmiştir. ERNiCrMo-3 dolgu metali kullanılarak yapılan birleştirmenin kaynak metalinde ise oldukça yoğun çökeltiiler gözlenmiş olup, çökeltiiler Mo+Nb-ca zengin bir bileşimdedir. Çelik-kaynak metali geçiş bölgelerinde ısı girdisi nedeni ile dubleks yapının bileşenleri olan östenitik ve ferritik fazların morfolojilerinde belirgin değişimler olduğu görülmüştür. Süperalaşım-kaynak metali geçiş bölgesinde ise süperalaşımın orijinal tane boyutunda bir kabalaşma ve tane sınırları boyunca kısmi ergimeler tespit edilmiştir.

Mekanik karakterizasyon çalışmaları iki adımda gerçekleştirilmiştir. Birinci adımda birleştirilmiş parçaların sertlik profilleri açığa çıkartılmıştır. Sertlik ölçümleri birleştirilmiş parçaların üst yüzeyinin 2 mm altından ve alt yüzeyde ise birleştirmelerin en dar olduğu bölgelerden olmak üzere iki hat boyunca bir ana metalden diğer ana metale doğru yapılmıştır. Ana metallere biri olan çeliğin sertliği ~ 248 HV, diğer ana metal olan süperalaşımın sertliği ise ~ 230 HV olarak belirlenmiştir. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçada çeliğin ısı tesiri altındaki bölgesinde ferrit-östenit faz oranının ve fazların morfolojik değişimleri neticesinde bu bölgede sertlik

değeri ~ 260 HV değerine ulaşmıştır. Bu birleştirmede, kaynak metal sertlik değeri ise ~ 187 HV seviyesindedir. Süperalaşımın ısı tesiri altında kalan bölgesinde ise sertlik değeri kabalaşan tane yapısının ve sınırların zayıflaması nedeni ile ~ 221 HV değerine gerilemiştir. ERNiCrMo-3 dolgu metali ile yapılan birleştirme de ise çeliğin ısı tesiri altında kalan bölgesinde sertlik değeri diğer dolgu metali ile yapılan birleştirmeye kıyasla eşdeğer bölgesinde eşdeğer bir sertlik değeri (~ 261 HV) göstermiştir. Ancak daha yoğun çökelti içeren kaynak metalinin sertliği bileşiminde molibden bulunmayan dolgu metaline kıyasla yaklaşık 1,35 kat artarak ~ 253 HV sertlik değerine ulaşmıştır. Süperalaşımın ısı tesiri altında kalan bölgesinde ise sertlik değeri ~ 249 HV olarak belirlenmiştir.

Mekanik karakterizasyonun ikinci adımında oda sıcaklığında darbe tokluk testleri yapılmış ve sonrasında kırılma yüzey ve kesitleri mikroskopik olarak incelenmiştir. Kullanılan ana metallere dubleks paslanmaz çeliğin darbe tokluk değeri $131,67 \pm 7,23 \text{ J/mm}^2$ ve diğer ana metal olan nikel esaslı süperalaşımın darbe tokluk değeri ise $117,33 \pm 1,33 \text{ J/mm}^2$ olarak ölçülmüştür. Bileşiminde molibden olan dolgu metali ile yapılan birleştirmede daha önceden bahsedildiği üzere daha yüksek bir sertlik profili izlenmiş ve buna karşılık farklı bölgelerden (kaynak geçişleri ve kaynak metali) açılan çentikli numunelerde daha düşük darbe tokluk değerleri elde edilmiştir. ERNiCr-3 dolgu metali ile birleştirilmiş parçada çelik-kaynak metali füzyon hattına ait darbe tokluk değeri $76,33 \pm 1,53 \text{ J/mm}^2$ ve ERNiCrMo-3 dolgu metali ile yapılan birleştirmenin eşdeğer hattına ait darbe tokluk değeri ise $40,67 \pm 2,08 \text{ J/mm}^2$ olarak belirlenmiştir. ERNiCr-3 dolgu metalinin katılma yapısı $83,67 \pm 2,08 \text{ J/mm}^2$ 'lik bir darbe tokluk değerine sahip iken, bu değer ERNiCrMo-3 dolgu metalinin kaynak yapısı için $44,00 \pm 2,00 \text{ J/mm}^2$ seviyesindedir. Süperalaşım-kaynak metal geçişlerinde ise ERNiCr-3 ve ERNiCrMo-3 dolgu metalleri ile yapılan birleştirmelerde darbe tokluk değerleri sırası ile $93,33 \pm 4,04 \text{ J/mm}^2$ ve $58,00 \pm 10,15 \text{ J/mm}^2$ olarak ölçülmüştür. Dolgu metalinin kimyasal bileşiminin bir fonksiyonu olarak bir taraftan kaynak metalinde çökelti miktarının artması diğer taraftan da soğuma hızlarının değişkenliği nedeni ile yapısal değişimlerin ortaya çıkması darbe tokluk değerlerindeki farklılaşmanın nedeni olarak kabul edilmektedir.

Fraktografik çalışmalar, kaynak metalinin kırılma yapısında çoğunlukla çökeltilerin yoğun olduğu interdendritik bölgeler üzerinden çatlakların ilerlediğini ve çukurcuk

kopması nedenli kırılmanın gerçekleştiğini göstermiştir. Füzyon hatları boyunca yapılan SEM kırılma çalışmaları ise, ana metallerin faz yapısının da bir fonksiyonu olarak sınırlar boyunca çatlak ilerlemesinin olabildiğini ve bundan dolayı gevrek kırılma bölgelerinin de var olduğunu göstermiştir. Kırılma kesit çalışmaları ise darbe yüklenmesi altında çatlak ilerlemesinin çoğunlukla morfolojik değişimin veya kabalaşmanın bir sonucu olarak tane sınırları boyunca ilerlediğini teyit etmiştir.



KAYNAKLAR

- [1] Varoğlu A., Farklı Metallerin Kaynağı, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2005, 168837.
- [2] Back M., Welding of Dissimilar Metals in Different Welding Positions, Examensarbete I Materialdesign 300 HP, Avancerad Nivå, Skolan För Teknikvetenskap, Kth Kunliga Tekniska Högskolan, Stockholm, Sverige, 2015.
- [3] Dökme F., TIG Kaynak Yöntemiyle Birleştirilen Inconel 625 ve AISI 316 L Malzemelerin Mekanik Özelliklerinin ve Korozyon Davranışlarının İncelenmesi, Doktora Tezi, Tarsus Üniversitesi, Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Mersin, 2018, 533673.
- [4] Tümer M., Inconel 625-AISI 304L Malzeme Çiftinin Yüksek Nikelli İlave Metal ile Birleştirilmesi: Mikroyapısal ve Mekanik Özellikler, *Çukurova Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 2018, **33**(2), 73-82.
- [5] Kangazian J., Shamanian M., Mechanical and Microstructural Evaluation of SAF 2507 and Incoloy 825 Dissimilar Welds, *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, **26**, 407–418.
- [6] Odabaş C., Demir Esaslı ve Farklı Bileşimdeki Malzemelerin Kaynağı, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1992, 23901.
- [7] Dokumacı E., Investigation of High and Low Temperature Corrosion Behaviour of Nickel-Base Alloys, Dokuz Eylül University, Graduate School of Natural and Applied Sciences, İzmir, 2006, 202380.
- [8] Bahador A., Hamzah E., Mamat M. F., Effect of Filler Metals on the Mechanical Properties of Dissimilar Welding of Stainless Steel 316L and Carbon Steel A516 GR 70, *Jurnal Teknologi*, 2015, **75**(7), 61–65.
- [9] Atabaki M. M., Nikodinovski M., Chenier P., Ma j., Harooni M., Kovacevic R., Welding of Aluminum Alloys to Steels: An Overview, *Journal for Manufacturing Science and Production*, 2014, **14**(2), 59-78.
- [10] Wan L., Huang Y., Friction Stir Welding Of Dissimilar Aluminum Alloys And Steels: A Review, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, **99**, 1781-1811.

- [11] Yüce C., Yüksek Mukavemetli Çelikler ile Alüminyum Alaşımlarının Lazer Kaynağı ile Birleştirilmesinde Kaynak Parametrelerinin Bağlantı Üzerine Etkilerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, 2018, 522361.
- [12] Wang C., Yu Y., Yu J., Zhang Y., Zhao T., Yuan Q., Microstructure Evolution and Corrosion Behavior of Dissimilar 304/430 Stainless Steel Welded Joints, *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, **50**, 183-191.
- [13] Çalık A., Elektron Işın Kaynağı ile Birleştirilmiş İki Farklı Çelik Malzemenin Kaynak Bölgesinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta, 2004, 184307.
- [14] Arivazhagan A., Singh S., Prakash S., Reddy G.M., Investigation on AISI 304 Austenitic Stainless Steel to AISI 4140 Low Alloy Steel Dissimilar Joints by Gas Tungsten Arc, Electron Beam and Friction Welding, *Materials and Design*, 2011, **32**, 3036-3050.
- [15] Wang X., Wang X., Zhang Y. L., Wang C., Li Y., Huang Q. S., Microstructure and Creep Fracture Behavior in HR3C/T92 Dissimilar Steel Welds, *Materials Science & Engineering*, 2021, **799**, 140128.
- [16] Salem G. B., Chapuliot S., Blouin A., Bompard P., Jacquemoud C., Brittle Fracture Analysis of Dissimilar Metal Welds Between Low-Alloy Steel and Stainless Steel at Low Temperatures, *Procedia Structural Integrity*, 2018, **3**, 619-624.
- [17] Barlas Z., Uzun H., Sürtünme Karıştırma Kaynağı Yapılmış Cu/Al-1050 Alın Birleştirmesinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.*, 2010, **25**(4), 857-865.
- [18] Cheepu M., Susila P., Growth Rate of Intermetallics in Aluminum to Copper Dissimilar Welding, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2020, **73**(6), 1509-1514.
- [19] Çelik S., Çakır R., Alüminyum ve Bakırın Sürtünme Karıştırma Kaynağında Düşük Devir ve Takım Pozisyonunun Etkisi, *El-Cezerî Journal of Science and Engineering*, 2018, **5**(3), 706-719.
- [20] Kaygusuz E., Bakır ve Alüminyum Levhaların Sürtünme Karıştırma Kaynak Yöntemi (SKK) ile Birleştirilmesinde Kaynak Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Mersin Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Mersin, 2017, 474407.
- [21] Ramkumar K. D., Joshi V., Pandit S., Agrawal M. Kumar O. S., Periwal S., Manikandan M., Arivazhagan N., Investigations on the Microstructure and Mechanical Properties of Multi-Pass Pulsed Current Gas Tungsten Arc Weldments of Monel 400 and Hastelloy C276, *Materials and Design*, 2014, **64**, 775-782.

- [22] Arkun E., Paslanmaz Çelik Saclarda Şekillendirme Karakteristikleri, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2006, 180518.
- [23] Scheuer C. J., Cardoso R. P., Mafra M., Brunatto S. F., AISI 420 Martensitic Stainless Steel Low-Temperature Plasma Assisted Carburizing Kinetics, *Surface & Coatings Technology*, 2013, **214**, 30-37.
- [24] Yorulmazel S. C., Paslanmaz Çelik Konstrüksiyonlarda Oluşan Distorsiyonların Etüdü, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2007, 201161.
- [25] Akpınar S., Dupleks Paslanmaz Çelikte Oluşan Sigma ve Chi Fazlarının Oluşum Mekanizmalarının Farklı Isıl İşlem Parametreleriyle Saptanması, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2014, 378419.
- [26] Türkyılmazoğlu A., Dupleks, Martenzitik ve Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Kaynağı, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 2006, 181848.
- [27] Çelik E., Martenzitik Paslanmaz Çelik ve Ferritik Paslanmaz Çeliğin Kendileriyle ve Birbirleriyle Sürtünme Karıştırma Yöntemi ile Kaynak Edilebilirliğinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 2006, 185318.
- [28] Taban E., Yapısal Uygulamalar İçin Geliştirilen Modifiye 12 Cr Ferritik Paslanmaz Çeliğinin Özellikleri ve Kaynak Kabiliyeti, Doktora Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2007, 232671.
- [29] Önal E., Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Schaeffler, Delong ve WRC-92 Diyagramlarının İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 1997, 67091.
- [30] Kaluç E., Taban E., Paslanmaz Çelikler, Yeni Geliştirilen Türleri ve Kaynak Edilebilirlikleri, MMO/461, 2007.
- [31] Tümer M., Korumucu Gaz Kompozisyonun Özlü Tel Ark Kaynak Yöntemi ile Birleştirilen Paslanmaz Çeliklerin Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerine Etkisi, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 2012, 293091.
- [32] Kısasöz A., Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynağında Isı Girdilerinin Modellenmesi ve DeneySEL Verilerin Eldesi, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 2015, 414200.
- [33] Bhadeshia S. H., Honeycombe S. R., Steels-Microstructure and Properties, IV. Edition, 2017.

- [34] Kükürtcü G. E, Östenitik Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Kabiliyeti ve Mekanik Özelliklere Etkilerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 2014, 354311.
- [35] Kumar B. R., Sharma S., Mahato B., Formation of Ultrafine Grained Microstructure in the Austenitic Stainless Steel and its Impact on Tensile Properties, *Materials Science and Engineering*, 2011, **528**(6), 2209-2216.
- [36] Topolska S., Łabanowski J., Effect of Microstructure on Impact Toughness of Duplex and Superduplex Stainless Steels, *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*, 2009, **36**(2), 142-149.
- [37] Topçu S., Dupleks Paslanmaz Çeliklerde Mekaniksel Özelliklerin İyileştirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Karabük, 2015, 405887.
- [38] Gunn R. N., Duplex Stainless Steels: Microstructure, Properties and Applications, I. Edition, 1997.
- [39] Başyigit A. B., Dupleks Paslanmaz Çeliklerin TIG Kaynağında Soğuma Hızı ve Koruyucu Gazın Oluşan Manyetik Fazların Oranına ve Kaynaklı Bağlantının Özelliklerine Etkisi, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 2014, 371617.
- [40] DuPont J.N., Lippold J.C., Ksier S. D., Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys, I. Edition, 2009.
- [41] Günan F., Hastelloy C276 Alaşımının Frezelenmesinde Minimum Miktarda Yağlamanın Yüzey Pürüzlülüğü ve Takım Aşınması Üzerindeki Etkilerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Düzce Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Düzce, 2019, 579321.
- [42] Çay V. V., Ozan S., Süperalaşımlar ve Uygulama Alanları, Doğu Anadolu Bölgesi Araştırmaları, 2005.
- [43] Çulha A., Inconel 718 Alaşımında Bilyalı Dövmenin Malzeme Özellikleri ve Eroziyon Davranışına Etkileri, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 2019, 544504.
- [44] Manoharan M., Natarajan A., Muktinutalapati N. R., Welding Metallurgy of Corrosion-Resistant Superalloy C-276, InTech, 2015, Chapter 5, 101-110.
- [45] <https://www.magmaweld.com.tr/elektrod-tel-toz/argon-tig-telleri/nikel-ve-alasimleri/tni-425/uo/tni-425> (Ziyaret tarihi: 06 Ocak 2021).
- [46] <http://www.pinnaclealloys.com/wp/wp-content/uploads/2015/11/Pinnacle-Alloys-ERNiCr-3-11.16.pdf> (Ziyaret tarihi: 06 Ocak 2021).

- [47] Sharma S., Taiwade R. V., Vashishtha H., Effect of Pulsed Current Gas Tungsten Arc Process on the Dissimilar Weldments between Nickel-based Superalloy/Austenitic Stainless Steel, *ISIJ International*, 2017, **57**(6), 1080-1086.
- [48] Sridhar R., Ramkumar K. D., Arivazhagan N., Characterization of Microstructure, Strength, and Toughness of Dissimilar Weldments of Inconel 625 and Duplex Stainless Steel SAF 2205, *Acta Metallurgica Sinica(English Letters)*, 2014, **27**(6), 1018-1030.



KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER

- [1] **Çelikkol E.**, Tümer M., Atapek Ş. H., Kerimak Z., A Fractographical Study on Dissimilar Weld Joints of SAF 2205 and Hastelloy C-276, *MATEC Web of Conferences*, 188, 02018, 2018.
- [2] **Çelikkol E.**, Uçakkuş Ö. E., Demir İ., Shot Peening Süresinin Boru Denge Çubuğunun Yorulma Ömrüne Etkisi, *IRDITech Management 2019*, Bildiriler Kitabı, 391-403, Mayıs, 2019.
- [3] **Çelikkol E.**, Uçakkuş Ö. E., Demir İ., Atapek Ş. H., 34MnB5 Boru Denge Çubuğu Üzerine Bir Hasar Analiz Çalışması, *Uluslararası Marmara Fen ve Sosyal Bilimler Kongresi*, Bildiriler Kitabı, 947-953, Kocaeli, 1-3 Kasım 2019.

ÖZGEÇMİŞ

İlk, orta ve lise eğitimini Kdz. Ereğli/Zonguldak'ta tamamlamıştır. 2012 yılında girdiği Kocaeli Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nden 2017 yılında mezun olmuştur. Aynı yıl Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı'nda Yüksek Lisans Eğitimine başlamıştır. Ocak 2018'de Rözmaş Çelik San. ve Tic. A.Ş.'de, Ar-Ge Uzmanı olarak profesyonel iş hayatına başlamıştır. Ocak 2020'den günümüze Erdemir Sıcak Ürün ve Proses Ar-Ge Müdürlüğü'nde Proje Yöneticisi/ Araştırmacı olarak çalışmaktadır.

