

**T.C.  
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DUPLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAĞINDA ISIL GİRDİLERİN  
MODELLENMESİ VE DENEYSEL VERİLERİN ELDESİ**

**ALPTEKİN KISASÖZ**

**DOKTORA TEZİ  
METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI  
MALZEME BİLİMİ VE MÜHENDİSLİĞİ PROGRAMI**

**DANIŞMAN  
PROF. DR. AHMET KARAASLAN**

**İSTANBUL, 2015**

**T.C.**  
**YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ**  
**FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**DUPLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAĞINDA ISIL GİRDİLERİN  
MODELENMESİ VE DENEYSEL VERİLERİN ELDESİ**

Alptekin KISASÖZ tarafından hazırlanan tez çalışması 06.11.2015 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı'nda **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

**Tez Danışmanı**

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN  
Yıldız Teknik Üniversitesi

**Jüri Üyeleri**

Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN  
Yıldız Teknik Üniversitesi

\_\_\_\_\_

Prof. Dr. Ahmet ÜNAL  
Yıldız Teknik Üniversitesi

\_\_\_\_\_

Prof. Dr. Erdiñç KALUÇ  
Kocaeli Üniversitesi

\_\_\_\_\_

Prof. Dr. Ahmet TOPUZ  
Yıldız Teknik Üniversitesi

\_\_\_\_\_

Prof. Dr. Muzaffer ZEREN  
Kocaeli Üniversitesi

\_\_\_\_\_

Bu alışma, Yıldız Teknik Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü' nün 2013-07-02-DOP01 numaralı projesi ile desteklenmiştir.

## ÖNSÖZ

---

Lisans eğitimimden, doktora tezimi tamamladığım bu ana kadar mesleki bilgisini, birikimini ve kişisel desteğini benden esirgemeyen; akademik ve özel hayatımda bir teşekkürden çok daha fazlasını borçlu olduğum değerli hocam Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN'a en içten teşekkürlerimi sunarım.

Doktora eğitimim süresince "Yurtiçi Doktora Burs Programı" kapsamında şahsımı destekleyen TÜBİTAK'a teşekkür ederim.

Tezimin deneysel çalışmalarında ve yazım aşamasında desteklerini esirgemeyen, bu tezin ortaya çıkmasında büyük emekleri olan Öğr. Gör. Dr. Mustafa TÜMER'e, Uzman Yahya BAYRAK'a, Yrd. Doç. Dr. Ş. Hakan ATAPEK'e, Arş. Gör. Zekeriya Yaşar CÖMERT'e, Şaban CEYLAN'a, Arş. Gör. Çağlar YÜKSEL'e, Yrd. Doç. Dr. Kerem Altuğ GÜLER'e, Arş. Gör. Dr. Burak BİROL'a, Arş. Gör. Cansu NOBERİ'ye, Arş. Gör. Dr. Eray ERZİ'ye ve Mehmet ÇALIŞKAN'a teşekkür ederim.

Desteklerini ve yardımlarını her zaman yanımda gördüğüm Hasan ERSAN'a, Maden Mühendisi Recep Kıvanç YILDIZ'a ve Aslı Pınar ZORBA'ya minnettarım.

Son olarak, bugünlere gelmemde büyük pay sahibi olan, maddi ve manevi desteklerini şahsımdan hiçbir zaman esirgemeyen annem Sevil Aynur KISASÖZ'e, babam Yalçın KISASÖZ'e ve kardeşim Ayşegül Ayça KISASÖZ'e teşekkür ederim.

Kasım, 2015

Alptekin KISASÖZ

## İÇİNDEKİLER

---

	Sayfa
ÖNSÖZ.....	iv
İÇİNDEKİLER .....	v
SİMGE LİSTESİ .....	viii
KISALTMA LİSTESİ .....	ix
ŞEKİL LİSTESİ.....	x
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xviii
ÖZET .....	xx
ABSTRACT.....	xxii
<b>BÖLÜM 1</b>	
GİRİŞ.....	1
1.1    Literatür Özeti .....	1
1.2    Tezin Amacı .....	3
1.3    Hipotez .....	5
<b>BÖLÜM 2</b>	
DUPLEKS PASLANMAZ ÇELİKLER .....	6
2.1    Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Tarihsel Gelişimi .....	7
2.2    Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kullanım Alanları .....	9
2.3    Alaşım Elementlerinin Etkisi .....	12
2.3.1    Krom (Cr) .....	13
2.3.2    Nikel (Ni) .....	14
2.3.3    Molibden (Mo).....	15
2.3.4    Karbon (C).....	17
2.3.5    Azot (N).....	17
2.3.6    Mangan (Mn).....	17
2.3.7    Silisyum (Si).....	18
2.4    Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Metalurjisi.....	18

2.4.1	Yüksek Sıcaklıklarda Oluşan Fazlar ve Özellikleri.....	20
2.4.1.1	Ferrit ( $\delta$ ) .....	21
2.4.1.2	Östenit ( $\gamma$ ).....	21
2.4.1.3	İkincil östenit ( $\gamma_2$ ).....	21
2.4.1.4	Sigma Fazı ( $\sigma$ ) .....	22
2.4.1.5	Chi Fazı ( $\chi$ ) .....	24
2.4.1.6	Karbür ( $M_{23}C_6$ ve $M_7C_3$ ).....	26
2.4.1.7	$\alpha'$ Fazı .....	27
2.4.1.8	$R$ , $\pi$ ve $\tau$ Fazları.....	27
2.4.1.9	Nitrür ( $Cr_2N$ ve $CrN$ ) .....	28
2.4.2	Mekanik ve Fiziksel Özellikler .....	29
2.4.3	Korozyon Özellikleri.....	33

### BÖLÜM 3

KAYNAK METALURJİSİ .....	36
3.1 Kaynak Yöntemleri .....	36
3.1.1 Oksi-Asetilen Kaynağı .....	40
3.1.2 MAG Yöntemi .....	40
3.1.3 MIG Yöntemi.....	41
3.1.4 TIG (WIG) Yöntemi.....	41
3.1.5 Tozaltı Kaynak Yöntemi .....	44
3.1.6 Özlü Tel Ark Kaynağı .....	45
3.1.7 Plazma Ark Kaynağı.....	49
3.1.8 Elektron Işın Kaynağı .....	50
3.1.9 Laser Kaynağı .....	50
3.2 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Metalurjisi.....	51

### BÖLÜM 4

KAYNAK İŞLEMİNİN MATEMATİKSEL İNCELEMESİ .....	57
4.1 Kaynak İşleminde Isı Girdisinin Matematiksel İncelenmesi.....	58
4.2 Isı Akış Denklemlerinin Oluşturulması .....	62
4.2.1 Rosenthal Yaklaşımı .....	63
4.3 Matematiksel Modellerin Deneysel Kullanımı.....	66
4.3.1 Isı Giriş Oranı.....	66
4.3.2 Katılma Hızı.....	67
4.3.3 Soğuma Hızı .....	67
4.3.4 Tepe Sıcaklığı .....	68

### BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	69
5.1 Isıl İşlem Deneyleri .....	70
5.2 Kaynak Deneyleri .....	72
5.3 Modelleme Çalışmaları .....	73
5.4 Numune Hazırlama ve Mikroyapı İncelemesi.....	76
5.5 Mekanik Testler .....	77

5.5.1	Sertlik Testi .....	78
5.5.2	Çekme Testi .....	78
5.5.3	Çentik Darbe Testi .....	78
<b>BÖLÜM 6</b>		
<b>SONUÇLAR ve TARTIŞMA..... 79</b>		
6.1	Isıl İşlemler .....	79
6.1.1	Dağlama Yöntemlerinin Karşılaştırılması.....	80
6.1.2	Çözme Tavu Sıcaklığının ve Süresinin Mikroyapı Karakterizasyonu ...	83
6.1.3	Yaşlandırma Isıl İşleminin Mikroyapı Karakterizasyonu .....	93
6.1.4	Faz Oranlarının Belirlenmesi.....	151
6.1.5	İkincil Faz Boyutlarının Belirlenmesi .....	156
6.1.6	İkincil Faz Oranlarının Belirlenmesi .....	161
6.1.7	Sertlik Testi Sonuçları İncelenmesi .....	168
6.2	Modelleme Sonuçları .....	172
6.3	Kaynak İşlemlerinin Karakterizasyonu .....	185
6.3.1	Kaynak İşlemlerinin Mikroyapı Karakterizasyonu .....	185
6.3.2	Sertlik Testi Sonuçlarının İncelenmesi .....	197
6.3.3	Çekme Testi Sonuçlarının İncelenmesi .....	198
6.3.4	Çentik Darbe Testi Sonuçlarının İncelenmesi .....	201
<b>BÖLÜM 7</b>		
<b>GENEL SONUÇLAR..... 204</b>		
<b>KAYNAKLAR..... 211</b>		
<b>ÖZGEÇMİŞ..... 221</b>		

## SİMGE LİSTESİ

---

$\delta$	Ferrit
$\gamma$	Östenit
$\sigma$	Sigma fazı
$\chi$	Chi fazı
$\gamma_2$	İkincil östenit
$Cr_{eş}$	Krom eşdeğeri
$Ni_{eş}$	Nikel eşdeğeri
$f_1$	Isı iletim verimi
$f_2$	Ergitme verimi



## KISALTMA LİSTESİ

---

IEAB	Isı etkisi altındaki bölge
EN	Avrupa standartları
SAF	Sandvik firmasının östenitik-ferritik çelik standardı
SEM	Tarama elektron mikroskopisi
PREN	Oyuklanma korozyon direnci eşdeğer numarası
AISI	Amerikan Demir-Çelik Enstitüsü
ASME	Amerikan Makine Mühendisleri Enstitüsü
TS	Türk Standartları
TIG	Tungsten inert gaz
MAG	Metal aktif gaz
MIG	Metal inert gaz
FN	Ferrit numarası

## ŞEKİL LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2.1 Dünya genelinde çelik üretimi payları .....	8
Şekil 2.2 Paslanmaz çelik üretiminde alaşım payları .....	9
Şekil 2.3 Dupleks paslanmaz çeliklerin kullanıldığı sektörler .....	10
Şekil 2.4 Dupleks paslanmaz çeliklerin kullanım alanları a) Gemi inşaat sanayii b) Kirlilik kontrolü ekipmanları c) Boru hatları d) Kimyasal tankerler .....	10
Şekil 2.5 Yıllara göre dupleks paslanmaz çelik kullanımı .....	11
Şekil 2.6 Alaşım elementlerinin ferrit ve östenit fazlarının oluşumuna olan etkisi a) Ferrit fazını kararlı hale getiren alaşım elementleri b) Östenit fazını kararlı hale getiren alaşım elementleri .....	13
Şekil 2.7 Alaşım elementlerinin anodik polarizasyon diyagramına etkisi .....	14
Şekil 2.8 %70 Fe içeren dupleks paslanmaz çelikte N ilavesinin ferrit-östenit oluşumu üzerindeki etkisi .....	18
Şekil 2.9 Fe-Cr-Ni faz faz diyagramı .....	18
Şekil 2.10 %70 Fe içeren dupleks paslanmaz çelik faz diyagramı .....	19
Şekil 2.11 EN 1.4462 alaşımının TTT diyagramı .....	20
Şekil 2.12 Sigma fazının oluşum mekanizması .....	23
Şekil 2.13 Çeşitli büyütmelerde $\chi$ ve $\sigma$ fazlarının mikroskop görüntüleri .....	25
Şekil 2.14 Sigma ( $\sigma$ ) ve chi ( $\chi$ ) fazlarının gelişimi .....	25
Şekil 2.15 Ferrit-östenit arayüzeyinde Cr derişimi .....	26
Şekil 2.16 Dupleks paslanmaz çelikler ile 316L östenitik paslanmaz çelik alaşımının mekanik özelliklerinin karşılaştırılması .....	30
Şekil 2.17 Soğuk işlem ile dupleks paslanmaz çeliklerde mekanik özellik değişimi .....	32
Şekil 3.1 Kaynak yöntemlerinde ısı girdisi-güç yoğunluğu ilişkisi .....	37
Şekil 3.2 Kaynak yöntemlerinin karşılaştırılması a) TIG ve elektron ışın kaynağı yöntemlerinin karşılaştırılması b) Yatırım maliyeti-üretim kapasitesi karşılaştırılması .....	38
Şekil 3.3 MAG kaynak yöntemi .....	38
Şekil 3.4 MIG kaynak yöntemi .....	40
Şekil 3.5 TIG kaynak yöntemi .....	42
Şekil 3.6 TIG kaynak yönteminde kutuplama çeşitleri a) Doğru akım elektrod (-) b) Doğru akım elektrod (+) c) Alternatif akım .....	43
Şekil 3.7 Tozaltı kaynak yöntemi .....	45
Şekil 3.8 Özlü tel üretimi (a) ve birleşme türleri (b) .....	46
Şekil 3.9 Plazma kaynağı .....	49

Şekil 3.10	Kaynakta N oranının ve soğuma hızının ferrit oranı üzerindeki etkisi .....	51
Şekil 3.11	Schaeffler diyagramı .....	54
Şekil 3.12	DeLong diyagramı .....	55
Şekil 3.13	WRC 1992 diyagramı .....	55
Şekil 4.1	Kaynak yöntemlerinin verimliliğinin karşılaştırılması .....	58
Şekil 4.2	TIG kaynağında meydana gelen enerji kayıplarının nedenleri .....	59
Şekil 4.3	Kaynak dikişi geometrisi .....	61
Şekil 4.4	Kaynak edilen parçanın ve kayna geometrisinin ısı akışı üzerindeki etkisi a) İnce parçalarda tam nüfuziyet sağlanan kaynak işleminde iki boyutlu ısı akışı b) Paralel parçalar arasında tam nüfuziyet sağlanması durumunda iki boyutlu ısı akışı c) Tam nüfuziyet sağlanamayan kaynak işleminde üç boyutlu ısı akışı d) Tam nüfuziyete yakın kaynaklarda 2 boyut ve 3 boyutlu (2,5 boyut) ısı akışının birlikte görülmesi .....	63
Şekil 4.5	Bessel fonksiyonu .....	65
Şekil 5.1	a) Yaşlandırma ve b) izotermal yaşlandırma ısıl işlemleri.....	71
Şekil 5.2	Yaşlandırma parametreleri .....	72
Şekil 5.3	ANSYS analizinde kullanılan model görüntüsü .....	74
Şekil 6.1	1050 °C'de 8 saat çözme tavi uygulanmış ve havada soğutulmuş numunenin ışık mikroskobu görüntüsü; %20 NaOH çözeltisi ile elektrokimyasal dağlanmış. ....	80
Şekil 6.2	10 saat çözme tavi uygulanmış, su verilmiş numunenin mikroyapı görüntüleri a) HNO <sub>3</sub> , HCl, HF ve gliserol çözeltisi, kimyasal dağlama b) NaOH çözeltisi, elektrokimyasal dağlama c) KOH çözeltisi, elektrokimyasal dağlama .....	81
Şekil 6.3	10 saat çözme tavi uygulanmış, fırında soğutulmuş numunenin mikroyapı görüntüleri a) HNO <sub>3</sub> , HCl, HF ve gliserol çözeltisi, kimyasal dağlama b) NaOH çözeltisi, elektrokimyasal dağlama c) KOH çözeltisi, elektrokimyasal dağlama .....	82
Şekil 6.4	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanan ve farklı ortamlarda soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüsü; a) Havada soğutma, b) Suda soğutma. .	84
Şekil 6.5.	1050 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavi uygulanan ve suda soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat. ....	85
Şekil 6.6	1100 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavi uygulanan ve suda soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat. ....	86
Şekil 6.7	1150 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavi uygulanan ve suda soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat. ....	87
Şekil 6.8	1050 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavi uygulanan ve fırında soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat. ....	90
Şekil 6.9	1100 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavi uygulanan ve fırında soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat. ....	91

Şekil 6.10	1150 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavi uygulanan ve fırında soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat. ....	92
Şekil 6.11	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil faz oluşmamıştır.....	94
Şekil 6.12	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları;a) 5 dakika,b) 10 dakika,c)20 dakika, d)30 dakika, e)60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.....	95
Şekil 6.13	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a)5 dakika, b)10 dakika, c)20 dakika, d)30 dakika, e)60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.....	96
Şekil 6.14	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a)5 dakika, b)10 dakika, c)20 dakika, d)30 dakika, e)60 dakika. Şekil 6.14a'da ikincil fazlar oluşmuştur. ....	98
Şekil 6.15	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	99
Şekil 6.16	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	100
Şekil 6.17	1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.....	103
Şekil 6.18	1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Şekil 6.18a'da ikincil faz oluşmamış, diğer numunelerde ikincil fazlar oluşmuştur. ....	104
Şekil 6.19	1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	105
Şekil 6.20	1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a)5 dakika, b)10 dakika c)20 dakika, d)30 dakika, e)60 dakika. İkincil fazlar oluşmamıştır.....	106
Şekil 6.21	1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5	

	dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	107
Şekil 6.22	1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	108
Şekil 6.23	1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır. ....	110
Şekil 6.24	1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a)5 dakika, b)10 dakika, c)20 dakika, d)30 dakika, e)60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	111
Şekil 6.25	1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	112
Şekil 6.26	1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır. ....	114
Şekil 6.27	1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	115
Şekil 6.28	1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	116
Şekil 6.29	1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır. ....	118
Şekil 6.30	1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Şekil 6.30a'da ikincil faz oluşmamıştır. ....	119
Şekil 6.31	1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. ....	120
Şekil 6.32	1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır. ....	122

- Şekil 6.33 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. .... 123
- Şekil 6.34 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. .... 124
- Şekil 6.35 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır. .... 125
- Şekil 6.36 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Şekil 6.36a'da ikincil faz oluşmamıştır. .... 126
- Şekil 6.37 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. .... 127
- Şekil 6.38 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır. .... 129
- Şekil 6.39 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. .... 130
- Şekil 6.40 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. .... 131
- Şekil 6.41 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil faz oluşmamıştır. .... 133
- Şekil 6.42 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Şekil 6.42a'da ikincil faz oluşmamıştır. .... 134
- Şekil 6.43 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. .... 135
- Şekil 6.44 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5

	dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.....	137
Şekil 6.45	1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.....	138
Şekil 6.46	1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.....	139
Şekil 6.47	Çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş b) 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş, c) 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş d) 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş e) 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş f) 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş. Suda soğutulan numunelerde ikincil faz oluşmamıştır.....	141
Şekil 6.48	Çözme tavi uygulanmış ve fırında soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve fırında soğutulmuş b) 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış ve fırında soğutulmuş, c) 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve fırında soğutulmuş d) 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış ve fırında soğutulmuş, e) 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve fırında soğutulmuş f) 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış ve fırında soğutulmuş. Fırında soğutulan numunelerin hepsinde ikincil faz oluşmuştur.....	143
Şekil 6.49	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'de yaşlandırılmış ve izotermal yaşlandırılmış, suda soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 5 dakika yaşlandırılmış numune, b) 10 dakika yaşlandırılmış numune, c) 30 dakika yaşlandırılmış numune, d) 60 dakika yaşlandırılmış numune, e) 5 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, f) 10 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, g) 20 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, f) 60 dakika izotermal yaşlandırılmış numune.....	145
Şekil 6.50	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'de yaşlandırılmış, suda soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 5 dakika yaşlandırılmış numune, b) 10 dakika yaşlandırılmış numune, c) 30 dakika yaşlandırılmış numune, d) 60 dakika yaşlandırılmış numune.....	148
Şekil 6.51	1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'de izotermal yaşlandırılmış, suda soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 5 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, b) 10 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, c) 30 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, d) 60 dakika izotermal yaşlandırılmış numune.....	149
Şekil 6.52	Çeşitli sıcaklıklarda çeşitli sürelerde çözme tavi uygulanan ve fırında soğutulan numunelerde östenit oranı değişimi (%).....	153
Şekil 6.53	650 °C'de izotermal yaşlandırma işleminde ikincil faz tane boyutunun değişimi .....	159

Şekil 6.54	950 °C'de yaşlandırma işleminde ikincil faz tane boyutunun değişimi; a) 1 saat çözme tava, b) 10 saat çözme tava.....	160
Şekil 6.55	1 numaralı numune için çeşitli f1 değerlerinde teorik soğuma değerleri ve analiz sonucunda elde edilen soğuma değerleri; a) f <sub>1</sub> :0,40, b) f <sub>1</sub> :0,50, c) f <sub>1</sub> :0,60. ....	173
Şekil 6.56	2 numaralı numune için çeşitli f1 değerlerinde teorik soğuma değerleri ve analiz sonucunda elde edilen soğuma değerleri; a) f <sub>1</sub> :0,40, b) f <sub>1</sub> :0,50, c) f <sub>1</sub> :0,60. ....	174
Şekil 6.57	3 numaralı numune için çeşitli f1 değerlerinde teorik soğuma değerleri ve analiz sonucunda elde edilen soğuma değerleri; a) f <sub>1</sub> :0,80, b) f <sub>1</sub> :0,85, c) f <sub>1</sub> :0,90. ....	175
Şekil 6.58	Kaynak işlemlerinde zamana bağlı sıcaklık değişimi; a) 2,40 mm ilave tel TIG yöntemi, b) 2,00 mm ilave tel TIG yöntemi, c) Özlü tel. ....	176
Şekil 6.59	1 numaralı numunede elde edilen en yüksek sıcaklık dağılımı .....	178
Şekil 6.60	1 numaralı numunede 534. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı .....	178
Şekil 6.61	1 numaralı numunede 938. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı .....	179
Şekil 6.62	2 numaralı numunede elde edilen en yüksek sıcaklık dağılımı .....	180
Şekil 6.63	2 numaralı numunede 371. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı .....	180
Şekil 6.64	2 numaralı numunede 626. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı .....	181
Şekil 6.65	3 numaralı numunede elde edilen en yüksek sıcaklık dağılımı .....	182
Şekil 6.66	3 numaralı numunede 48. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı .....	182
Şekil 6.67	Kaynaklı numunelerin makroyapısı a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune. ....	186
Şekil 6.68	Kaynak edilmiş numunelerin kaynak dikişi mikroyapıları a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune. ....	187
Şekil 6.69	Kaynaklı numunelerin kaynak dikişine komşu IEAB mikroyapıları a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.....	189
Şekil 6.70	Kaynaklı numunelerin ana malzemeye komşu IEAB mikroyapıları a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.....	190
Şekil 6.71	Kaynak dikişi SEM görüntüsü a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune. ....	192
Şekil 6.72	IEAB SEM görüntüsü; a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numunenin kaynak dikişine komşu IEAB görüntüsü, a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numunenin ana malzemeye komşu IEAB görüntüsü c) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş	



numunenin kaynak dikişine komşu IEAB görüntüsü, d) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numunenin ana malzemeye komşu IEAB görüntüsü e) Özlü tel ile kaynak edilmiş numunenin kaynak dikişine komşu IEAB görüntüsü, f) Özlü tel ile kaynak edilmiş numunenin ana malzemeye komşu IEAB görüntüsü. ....	194
Şekil 6.73 Kaynak edilen numunelerin kaynak dikişinden ana malzemeye doğru sertlik dağılımları.....	196
Şekil 6.74 Kaynak edilen numunelerin çekme testi sonrası makro görüntüsü; a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.....	198
Şekil 6.75 Kaynak edilen numunelerin çekme testi sonrası kesit görüntüsü; a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.....	199
Şekil 6.76 Kaynak edilen numunelerin gerilme-gerinim diyagramları; a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune. ....	200
Şekil 6.77 Kaynak dikişinde sıcaklığa bağlı olarak çentik darbe dayanımının değişimi	202
Şekil 6.78 IEAB’de sıcaklığa bağlı olarak çentik darbe dayanımının değişimi .....	202

## ÇİZELGE LİSTESİ

	Sayfa
Çizelge 2.1	Alaşım elementlerinin dupleks paslanmaz çelikteki etkileri [1]..... 16
Çizelge 2.2	Dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan fazların özellikleri [1]..... 28
Çizelge 2.3	Paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri [67] ..... 29
Çizelge 2.4	Dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [31]..... 30
Çizelge 2.5	Bazı dupleks paslanmaz çelik alaşımlarının kullanım şartları [67] ..... 31
Çizelge 3.1	Kaynak yöntemlerinin uygulanabileceği alaşımlar ve parça kalınlıkları [80]..... 39
Çizelge 3.2	Kaynak yöntemlerinin uygulanabileceği alaşımlar ve parça kalınlıkları [77]..... 44
Çizelge 3.3	Öz bileşenleri ve görevleri [32] ..... 47
Çizelge 4.1	Kaynak yöntemine göre $f_1$ değerinin değişimi [80]..... 60
Çizelge 5.1	EN 1.4462 kimyasal bileşimi (ağ.%) ..... 69
Çizelge 5.2	EN 1.4462 numunelere uygulanan ısıl işlem parametreleri..... 70
Çizelge 5.3	ER2209 ilave malzeme ve elektrod özellikleri ..... 73
Çizelge 5.4	Kaynak parametreleri ..... 73
Çizelge 5.5	EN 1.4462 alaşımının yazılıma tanıtılmasında kullanılan değerler..... 75
Çizelge 5.6	ANSYS ile modellemede kullanılan ısı akışı değerleri ..... 76
Çizelge 5.7	Dağlama işleminde kullanılan dağlayıcılar ve dağlama parametreleri ... 77
Çizelge 6.1	Şekil 6.47’de numaralandırılmış noktaların EDS sonuçları..... 142
Çizelge 6.2	Şekil 6.48’de numaralandırılmış noktaların EDS sonuçları..... 144
Çizelge 6.3	Yaşlandırılan ve izotermal yaşlandırılan numunelerde (Şekil 6.49) ferrit ve östenit fazlarının EDS analizleri ..... 147
Çizelge 6.4	Şekil 6.50 ve Şekil 6.51’de verilen noktaların EDS analizleri ..... 150
Çizelge 6.5	Çözme tavı sonrasında fırında, havada ve suda soğutulmuş numunelerin östenit oranları (%)..... 152
Çizelge 6.6	Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen östenit oranları (%)..... 154
Çizelge 6.7	Yaşlandırma işlemleri sonucunda elde edilen faz boyutları ( $\mu\text{m}$ )..... 157
Çizelge 6.8	Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen ikincil faz oranları (%)..... 162
Çizelge 6.9	Çözme tavı sonrası genel sertlik değerleri (Hv)..... 166
Çizelge 6.10	Çözme tavı sonrası ferrit ve östenit fazlarının sertlik değerleri (Hv) .... 167

Çizelge 6.11	Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen ferrit ve östenit sertlik değerleri (Hv) .....	170
Çizelge 6.12	3 numaralı numunede zamana bağlı sıcaklık dağılımı .....	183
Çizelge 6.13	Şekil 6.71’de verilen noktaların EDS analizi sonuçları.....	193
Çizelge 6.14	Şekil 6.72’de verilen noktaların EDS analizi sonuçları.....	195
Çizelge 6.15	Kaynak edilen numunelere uygulanan çekme testi sonuçları .....	201

---

**DUPLEKS PASLANMAZ ÇELİKLERİN KAYNAĞINDA ISIL GİRDİLERİN  
MODELLENMESİ VE DENEYSEL VERİLERİN ELDESİ**

Alptekin KISASÖZ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Tez Danışmanı: Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

Dupleks paslanmaz çelikler savunma sanayinde, açık deniz uygulamalarında ve depolama tanklarında yaygın olarak kullanılan malzemelerdir. Dupleks paslanmaz çelikler, ferrit ve östenit fazlarını eşit oranda içerir. Ferrit ve östenit fazlarının bir arada bulunmasıyla, dupleks paslanmaz çelikler genel korozyon direnci ile birlikte mekanik dayanım, süneklik ve oyuklanma korozyon direnci gibi özelliklere sahip olur. Dupleks paslanmaz çeliklerde üretim yöntemine ve uygulanan ısıl işlemlere bağlı olarak, ferrit-östenit oranı değişir. Ayrıca, ferrit-östenit dönüşümüyle birlikte malzeme özelliklerini olumsuz etkileyen ikincil fazlar (intermetalikler) oluşur.

Dupleks paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen ferrit-östenit dönüşümüne bağlı olarak oluşan ikincil fazlar, özellikle kaynaklı imalat sırasında malzeme özelliklerinin olumsuz yönde değişmesine neden olur. Kaynak işlemi sırasında malzemeye etkileyen yüksek ısı ve kaynak işlemi sonrasındaki kontrolsüz soğuma ikincil fazların oluşumuna yol açar. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında ikincil fazların oluşumunun engellenmesi, malzeme özelliklerinin olumsuz etkilenmesini önlemek ve maliyetleri azaltma açısından oldukça önemlidir.

Bu çalışmada, dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında malzeme ve kaynak parametrelerine bağlı olarak sonlu elemanlar yöntemiyle, özellikle ısı etkisi altındaki bölgede ortaya çıkabilecek ikincil fazların oluşumunun ve özelliklerinin öngörülmesine yönelik bir model geliştirilmiştir. Bu amaçla, EN 1.4462 alaşımına farklı çözme tavlama sıcaklıkları ve süreleri ile farklı yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında ısıl

işlemler uygulanmıştır. Isıl işlem deneyleri sonucunda EN 1.4462 alaşımına ait ısıl işlem haritası oluşturulmuştur. Özellikle, izotermal yaşlandırma koşullarının ikincil faz oranını ve boyutunu artırıcı etkisinin olduğu belirlenmiştir.

EN 1.4462 alaşımı farklı kalınlıktaki ilave malzeme kullanılarak TIG yöntemi ve özlü ile kaynak edilmiştir. Kaynak işleminde kullanılan malzeme ve kaynak parametreleri kullanılarak sonlu elemanlar yöntemi ile modelleme çalışmaları yapılmıştır. Modelleme çalışmalarında ANSYS yazılımı kullanılmıştır. Modelleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar, ısıl işlem deney verileriyle birlikte yorumlanmış ve kaynak işlemi sonrasında EN 1.4462 alaşımında ortaya çıkacak mikroyapısal değişimler öngörülmüştür.

Analiz sonuçlarına bağlı olarak ortaya konan öngörülerin sağlanması, kaynak edilen malzemelerin mikroyapı karakterizasyonu ile gerçekleştirilmiştir. Ayrıca sertlik testi, çekme testi ve çentik darbe testi ile kaynak işlemi sonrasındaki mikroyapısal değişimlerin malzeme özellikleri üzerindeki etkisi araştırılmıştır.

Modelleme çalışmaları ve ısıl işlem deneylerine bağlı olarak ortaya konan öngörülerin, kaynak edilen malzemelere uygulanan testler sonucunda doğrulanmasıyla dupleks paslanmaz çeliklerde ikincil faz oluşumunun belirlenmesine yönelik bir yaklaşım geliştirilmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** Dupleks paslanmaz çelik, sonlu elemanlar yöntemi ile modelleme, ısıl işlem, kaynak metalürjisi, EN 1.4462 alaşımı, ikincil faz, mekanik testler

**MODELLING OF HEAT INPUT AND OBTAINING THE EXPERIMENTAL DATA  
IN WELDING OF DUPLEX STAINLESS STEELS**

Alptekin KISASÖZ

Department of Metallurgical and Materials Engineering

PhD. Thesis

Adviser: Prof. Dr. Ahmet KARAASLAN

Duplex stainless steels are widely used in defense industry, marine applications and storage tanks. Duplex stainless steels have equal amount of ferrite and austenite phases. Duplex stainless steels have general corrosion resistance, mechanical strength, ductility and pitting corrosion resistance with ferritic-austenitic microstructure. Secondary phases (intermetallics) affecting the material properties negatively are comprised with ferrite-austenite transformation.

Secondary phase comprising in duplex stainless steels depending the ferrite-austenite transformation are affecting material properties negatively, especially in welding. Higher heat input during the welding process and uncontrolled cooling after the welding process enhance the secondary phase formation. Avoiding the secondary phase formation is very important with regard to cost reduction and prevention the negative effects of secondary phases on material properties.

In this study, an approach for formation and identification the properties of secondary phases occur in heat affected zone of weldments is developed by using finite element method due to material and welding parameters. For this purpose, solution treatments, ageing and isothermal ageing with various temperature and time were applied to EN 1.4462 alloy. Heat treatment map of EN 1.4462 alloy was formed

according to heat treatment experimental data. Especially, isothermal ageing conditions have notable effect on enhancing the secondary phase ratio and grain size.

EN 1.4462 alloy was welded with flux cored wire and TIG by using filler materials in various thickness. Finite element modelling were performed due to material properties and welding parameters. Finite element modelling was performed by ANSYS software. The results of finite element modelling were evaluated with heat treatment experimental data and a prediction was developed for microstructural changes in EN 1.4462 alloy after the welding.

Verification of prediction developed by finite element modelling results were done with microstructural characterization of weldments. Also, hardness test, tensile test and notch impact test were performed to determine the effects of microstructural changes on material properties in weldments.

An approach for formation and identification the properties of secondary phases occur in heat affected zone of weldments is developed by verification of predictions with microstructural characterization of weldments.

**Keywords:** Duplex stainless steel, finite element modelling, heat treatment, welding metallurgy, EN 1.4462 alloy, secondary phase, mechanical testing

#### 1.1 Literatür Özeti

Savunma ve gemi inşaat sanayiinde geniş yelpazede malzeme kullanımı görülmektedir. İleri teknoloji yöntemleriyle üretilen malzemelerin kullanımının yanısıra, geleneksel yöntemlerle üretilen malzemeler de yaygın kullanım alanına sahiptir. Geleneksel malzeme grupları içinde paslanmaz çeliklerin ve özellikle dupleks paslanmaz çeliklerin kullanımı öne çıkmaktadır.

Dupleks paslanmaz çelikler yapısında %50  $\delta$ -ferrit ve %50 östenit ( $\gamma$ ) fazlarını bulduran malzemelerdir. Sahip oldukları çift fazlı yapı sayesinde birçok üstün özelliği bir arada buldurlar.  $\delta$ -ferrit; yüksek dayanım, kaynak edilebilirlik ve gerilme korozyon çatlağına karşı dayanım sağlarken,  $\gamma$ ; tokluk ve genel korozyon dayanımı sağlar. Bu özellikleri sayesinde savunma sanayiinde, gemi inşaat sanayinde, depolama tanklarında ve klorürlü ortamlarda yaygın bir kullanım alanına sahiptir [1], [2], [3], [4].

Dupleks paslanmaz çeliklerin katılma sonrası soğuma esnasında ve malzemeye uygulanan ısı işlemler sırasında tane sınırlarında ikincil fazlar (intermetalikler) oluşmakta ve bu fazlar tane içerisine doğru büyümektedirler. Malzeme yapısında oluşan ikincil fazlar dupleks paslanmaz çeliklerin sahip olduğu üstün özellikleri olumsuz etkilemektedir [5], [6].

Dupleks paslanmaz çeliklere uygulanan ısı işlemlerde, işlem sıcaklığı, süresi ve soğuma şartları oluşan birincil ve ikincil fazlar üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Isıl işlem sonrası oluşan ferrit-östenit oranına, özellikle yaşlandırma koşullarına ve soğuma



şartlarına bağlı olarak tane sınırlarında çökelen ikincil fazlara dikkat edilmeli, işlem şartları bu oluşumlar göz önünde bulundurularak tasarlanmalıdır [7].

Dupleks paslanmaz çeliklerde yaygın olarak oluşan ikincil fazlar  $\sigma$  (sigma) ve  $\chi$  (chi) fazlarıdır.  $\sigma$  fazı, Fe-Cr-Ni faz sisteminde 600-950 °C sıcaklıkları arasında oluşan Fe-Cr elementlerine sahip olan, birim kafesinde 30 atom bulunduran intermetalik fazdır.  $\sigma$  fazı Fe-Cr ikili sisteminde oluşurken,  $\chi$  fazı Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Ni-Mo ve Fe-Cr-Ni-Ti sistemlerinde oluşmaktadır.  $\chi$  fazı,  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$  ile  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_3Ti_7$  yapısı arasında değişen kafes sistemine sahip, elektron/atom boyut oranı ise 6,3 ile 7,8 arasında değişen intermetalik yapıdır [8], [9], [10].  $\chi$  fazı ferrit-östenit arayüzeyinde çekirdeklenir. Çekirdeklenen  $\chi$  fazı artan ısı işlem süresiyle büyür ve  $\sigma$  fazı çekirdeklenmeye başlar. Çekirdeklenen  $\sigma$  fazı ile birlikte, ikincil östenit oluşumu da görülür ve büyüyen  $\sigma$  fazları,  $\chi$  fazlarını sarar. Bir sonraki aşama da ise  $\sigma$  fazları,  $\chi$  fazlarını yapısına katar ve büyür.

Dupleks paslanmaz çeliklerde 400 °C - 1000 °C arasındaki sıcaklıklarda ikincil fazların oluşumu oldukça baskın olarak görülür. 750 °C altındaki sıcaklıklarda  $\chi$  fazının oluşumu,  $\sigma$  fazının oluşumuna göre çok daha kısa sürelerde gerçekleşmekte, 700 °C - 900 °C arasındaki sıcaklıklarda ise  $\sigma$  fazının oluşumu gerçekleşmektedir.  $\sigma$  fazı,  $\chi$  fazına göre daha yüksek sıcaklıklarda oluşmaktadır. 475 °C civarındaki sıcaklıklarda ise ferrit fazı içerisinde kromca zengin ve fakir bölgelerin oluşumu görülmektedir [11], [12].

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında oluşan yüksek ısı girdisi nedeniyle soğuma hızı düşer ve istenmeyen ikincil fazlar çöker. Düşük soğuma hızı nedeniyle ikincil fazların oluştuğu 600 - 950 °C sıcaklık aralığı yavaş geçilir ve Cr, Mo gibi alaşım elementlerinin yaynımı gerçekleşerek ikincil faz oluşumu görülür. Özellikle IEAB'de ikincil faz oluşumu riski oldukça yüksektir. IEAB'de oluşan ikincil fazlar malzeme özelliklerinin olumsuz etkilenmesine neden olur [13], [14], [15], [16].

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında genel olarak gazaltı ve Laser kaynak yöntemleri kullanılmaktadır. Gazaltı kaynak yöntemlerinde ilave malzeme kullanılarak uygulanan TIG ve özlü tel ile kaynak tercih edilmektedir. Kaynak işleminde ilave tel seçimi oldukça önemlidir. Özellikle kaynak dikişinde meydana gelen sıcak çatlak ve ikincil faz oluşumu uygun ilave tel seçimi ile birlikte önlenmektedir [17]. Kaynak

edilen malzemelerde kaynak dikişinde yönlü katılaşma ve Widmanstatten  $\gamma$  oluşumu görülür. Isıl gradyantın fazla olması Widmanstatten  $\gamma$  oluşumunu teşvik eder. Dikiş mikroyapısında yoğunluklu olarak ferrit oluşumu gerçekleşir. Dikişte östenit fazının oluşumu ısı girdisine, kullanılan ilave telin bileşimine ve ortam gazının içerdiği N miktarına göre değişiklik gösterir [18].

Laser yöntemi ile kaynak edilen malzemelerde, işlemin kısa sürede gerçekleşmesi nedeniyle ısı girdisi düşüktür ve IEAB'de ikincil faz oluşma riski oldukça düşüktür. Gazaltı kaynak yöntemlerinde ise IEAB'de ikincil faz oluşma riski yüksektir. Bu nedenle, kaynak işlemi öncesinde ve/veya sonrasında çeşitli önlemlerin alınması gerekir [19], [20], [21], [22], [23].

## 1.2 Tezin Amacı

Paslanmaz çelikler, yüksek korozyon dayanımı sağlamalarına rağmen kullanım alanında yüksek mekanik özellikler istendiğinde, istenen şartları sağlayamamaktadırlar. İstenen mekanik özellikleri sağlayamama, paslanmaz çeliklerin kullanımını sınırlandıran en önemli sorun olarak ortaya çıkmaktadır.

Paslanmaz çeliklerin yüksek korozyon dayanımı ve iyi mekanik özellikleri birlikte bulunduramama sorunu, ferrit ve östenit fazlarını bir arada bulunduran dupleks paslanmaz çeliklerin geliştirilmesi ile çözülmüştür. Dupleks paslanmaz çeliklerde yer alan ferrit ve östenit fazları sayesinde bir yandan korozyon dayanımı, diğer yandan ise yüksek mekanik özellikler sağlanmaktadır. EN 1.4462 (SAF 2205) dupleks paslanmaz çelik malzemeler, dupleks paslanmaz çelik malzeme grubunun en yaygın kullanılan malzeme türlerinden biridir. EN 1.4462 dupleks paslanmaz çelik malzemeler özellikle savunma sanayiinde, gemi inşaat sektöründe ve açık deniz uygulamalarında geniş bir kullanım alanına sahiptir.

EN 1.4462 dupleks paslanmaz çelik malzemeler, gemi inşaat sektöründeki kullanım alanlarında kaynaklı imalat yöntemleri kullanılarak üretilmektedir. Kaynaklı imalat sırasında ortaya çıkan en önemli sorun, kaynak işlemi sırasında ortaya çıkan yüksek sıcaklık fazlarıdır. Malzemenin yüksek ısı girdilerine maruz kalması sonucunda yüksek sıcaklık değerlerine ve soğuma koşullarına bağlı olarak ortaya çıkan ikincil fazlar ( $\sigma$  ve  $\chi$

fazları) malzemenin ferrit ve östenit dengesini bozmaktadır. Ayrıca oluşan bu sert ve kırılğan fazlar nedeniyle malzemenin mekanik ve korozyon özellikleri olumsuz yönde değişmektedir.

Tez kapsamında, EN 1.4462 dupleks paslanmaz çelik malzemelerin yüksek sıcaklık davranışlarını belirlemek amacıyla yüksek sıcaklıklarda, farklı sürelerde ısı işlemler uygulanacak ve farklı soğutma şartları ile malzeme mikroyapı özellikleri belirlenecektir. Isıl işlem özelliklerinin belirlenmesinin ardından, bu alaşım farklı kaynak yöntemleri ile birleştirilecektir. Birleştirilen malzemelere kaynak dikişi ve ısı etkisi altındaki bölge (IEAB) temel alınarak uygulanacak olan mikroyapı incelemeleri (optik mikroskop incelemeleri, SEM incelemeleri) ve mekanik testler ile malzeme özellikleri ortaya konacaktır.

Ayrıca, sonlu elemanlar yöntemi ile modelleme çalışmaları yapılacaktır. Isıl işlemler ve kaynaklı imalat sonucunda elde edilen deneysel veriler ile ısıl modelleme sonucunda elde edilen değerler bir araya getirilecek ve kaynak işlemi esnasında malzemede oluşturulacak olan ısıl girdi değerleri belirlenecektir. İşlem öncesinde yapılacak olan analizler yardımıyla oluşacak olan fazların ve bu fazların malzeme özellikleri üzerindeki etkisinin ortaya konmasına yönelik yaklaşımlar geliştirilecektir.

Yapılacak çalışmalar sonucunda, EN 1.4462 dupleks paslanmaz çelik malzemenin birleştirilmesinde malzeme, birleştirme yöntemi ve işlem parametreleri arasında bir bağlantı ortaya koymakla birlikte, kullanılacak yöntemle ilgili olarak malzemenin yapısal özelliklerine en uygun değerleri ortaya çıkaracak reçetelerin oluşturulması amaçlanmaktadır. Tez kapsamında, deneysel veriler ile modelleme sonuçlarının bir araya getirilmesiyle, kaynak işlemi öncesinde oluşacak olan yapısal özelliklerin önceden tahmin edilmesine yönelik yaklaşımların geliştirilmesi en önemli amaçtır. Ayrıca, literatürde sıkça rastlanan EN 1.4462 dupleks paslanmaz çelik malzemelerde ortaya çıkan yüksek sıcaklık fazlarının kaynaklı imalat içindeki etkisinin ortaya konması, bu fazların malzeme özellikleri üzerindeki etkisini en aza indirecek ısıl işlem şartlarının belirlenmesi, bu alandaki akademik çalışma eksikliğini giderilmesi ve özellikle endüstride ortaya çıkan malzeme kayıplarının ve kullanım yerindeki malzeme sorunlarının giderilmesi amaçlanmaktadır.

### 1.3 Hipotez

Dupleks paslanmaz çelikler ferrit ve östenit fazlarını bir arada bulunduran paslanmaz çeliklerdir. Ferrit ve östenit fazlarının eşit oranlarda malzeme yapısında bulunması ideal durum olmakla birlikte, malzemenin üretim yöntemine ve malzemeye uygulanan ısı işlemlere bağlı olarak söz konusu oran değişmektedir. Ayrıca, ferrit-östenit dönüşümü sırasında malzeme özelliklerini olumsuz etkileyen ikincil fazlar ( $\sigma$  ve  $\chi$ ) oluşmaktadır. Tez kapsamında, farklı çözme tavlı sıcaklıkları ve süreleri uygulanacak, farklı soğuma şartlarında malzeme mikroyapısındaki değişimler ve bu değişimlerin malzeme özellikleri üzerindeki etkisi incelenecektir. Çözme tavlı sonrasında uygulanacak olan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında ikincil faz oluşumu ve malzeme özellikleri üzerindeki etkisi belirlenecek ve EN 1.4462 alaşımına ait bir ısı işlem haritası oluşturulacaktır.

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynaklı imalatında ortaya çıkan yüksek ısı girdisi nedeniyle, özellikle IEAB'de malzeme özelliklerini olumsuz etkileyen ikincil fazlar oluşmaktadır. Kaynak parametreleri (akım, gerilim, hız) ve malzeme parametreleri (alaşım, kalınlık) kullanılarak kaynak işlemi sırasında malzemeye etkiyecek olan ısı değerler hesaplanacaktır. Sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak hesaplanan ısı değerler ile malzemede oluşacak olan sıcaklık dağılımı belirlenecektir. Sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen sıcaklık dağılımlarının, ısı işlem haritasının kullanılarak yorumlanmasıyla birlikte kaynak işleminde malzeme yapısında meydana gelebilecek değişimler önceden belirlenecektir. Kaynak edilen numunelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenecek ve modelleme çalışmalarının doğruluğu ve kaynak işleminin malzeme özellikleri üzerindeki etkisi araştırılacaktır. Böylece, dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında, kaynak işlem parametrelerine ve malzeme özelliklerine bağlı olarak kaynak işlemi sonucunda oluşacak olan mikroyapı değişimlerinin önceden tahmin edilmesi için kullanılacak olan bir yaklaşım geliştirilecektir.

## BÖLÜM 2

### DUPLEKS PASLANMAZ ÇELİKLER

Paslanmaz çelikler, düşük C ve yüksek Cr içeriğine sahip olan malzeme türleridir. Ayrıca, C ve Cr ile birlikte Ni, Mo, N gibi alaşım elementlerini de içerirler. Paslanmaz çeliklerin paslanmazlık özelliği kazanabilmesi için en az % 10,5 oranında Cr içermeleri gerekmektedir [2],[4].

Paslanmaz çelik türleri içinde yer alan dupleks paslanmaz çelikler, ferrit ve östenit yapısını bir arada bulunduran paslanmaz çeliklerdir ve çeliğin adı Latince'de iki parçadan oluşan (Duplex) anlamına gelir. Yapıdaki ferrit fazı ( $\delta$ ), mekanik dayanım ve gerilmeli korozyon çatlağına karşı direnç sağlarken, östenit fazı ( $\gamma$ ) süneklik ve genel korozyon direnci sağlar. Dupleks paslanmaz çeliklerin C içeriği %0,03-0,04 aralığındadır. Ayrıca, %18-28 Cr, %4,5-8 Ni ve %2,5-4 oranında Mo içerirler. Nikel oranının %8'den düşük olması, tamamen östenitik bir mikroyapının oluşmasını engellemektedir [2], [3]. Dupleks paslanmaz çelikleri tanımlayan en önemli özellik, oyuklanma korozyon direnci numarası olarak tanımlanan PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) (2.1) değeridir [1] ve bu değer (2.1) eşitliği ile belirlenir.

$$PREN = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad (2.1)$$

İçerdikleri alaşım elementlerinin oranına göre dupleks paslanmaz çelikler genel olarak 4 ana grup altında incelenir.

Düşük alaşımli dupleks paslanmaz çelik: Ortalama olarak % 23 Cr, % 4 Ni, % 0,1 N içerir, Diğer dupleks paslanmaz çelik türlerine göre daha ucuzdur. AISI 304 ve AISI 316

östenitik paslanmaz çeliklerin düşük gerilmeli korozyon dayanımı nedeniyle, bu çeliklere alternatif olarak geliştirilmiştir. Ortalama PREN değeri 25'tir.

Orta alaşımlı dupleks paslanmaz çelik: Ortalama olarak % 22 Cr, % 5 Ni, % 3 Mo ve % 0,17 N içerir. Korozyon dayanımı değeri, AISI 316 paslanmaz çeliği ile % 6 Mo ve N içeren süper dupleks paslanmaz çeliklerinin korozyon dayanımı değerleri arasındadır. En yaygın olarak kullanılan dupleks paslanmaz çelik grubudur.

Yüksek alaşımlı dupleks paslanmaz çelik: Ortalama olarak % 25 Cr içerir. Cr yanında Mo, N, Cu ve W mevcuttur. PREN değeri 35-39 arasındadır.

Süper dupleks paslanmaz çelik: Ortalama olarak % 25 Cr, % 7 Ni, % 3,7 Mo ve % 0,27 N içerir. Yüksek alaşımlı dupleks paslanmaz çelikler ile aynı oranda Cr içerir. İçerdiği Mo ve N ise daha yüksektir. İki ayrı grup olarak değerlendirilen yüksek alaşımlı dupleks paslanmaz çelikler ile süper dupleks paslanmaz çelikler, bazı çalışmalarda tek grup olarak değerlendirilmektedir [25].

Dupleks paslanmaz çeliklerin, diğer paslanmaz çelik türlerine göre sağladığı en önemli avantaj; yüksek mekanik özellikleri sayesinde parça kalınlıklarının düşürülebilmesine olanak tanınmasıdır. Dezavantajları ise, kaynak sonrası ısı etkisi altındaki bölgede (IEAB) yapılan ferritleştirme işlemi ile oyuklanma korozyon direncinin düşmesi ve ısıl yaşlanma sonucunda oluşan gevreklik nedeniyle kullanım sıcaklıklarının 260-300 °C ile sınırlanmasıdır. Dupleks paslanmaz çelikler östenit ve ferrit fazlarını % 50 oranında içerir. Sağladıkları üstün mekanik özellikler ve korozyon direnci nedeniyle petrokimya ve gemcilik sektörü ile borulama hatlarında kullanılmaktadır [1], [26].

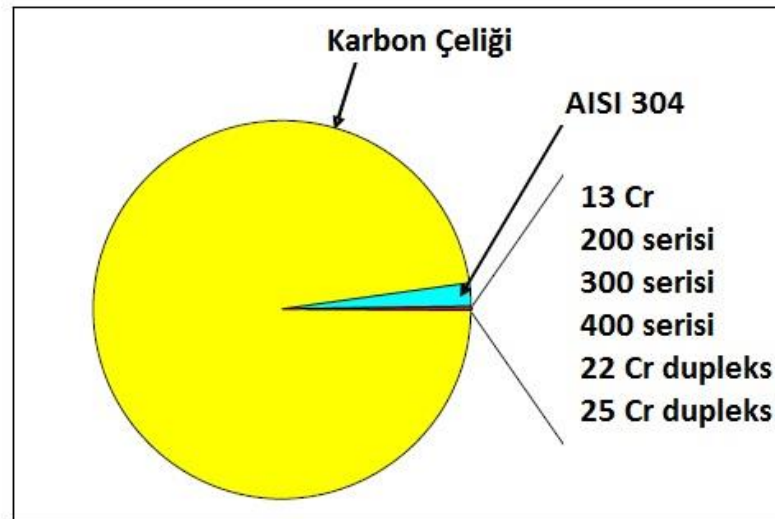
## **2.1 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Tarihsel Gelişimi**

Dupleks paslanmaz çelikler 1930 yılında üretilmeye başlanmış ve ilk üretilen dupleks paslanmaz çelikler sülfite kağıdı üretimi endüstrisinde kullanılmıştır. Bu çelikler, taneler arası korozyon sorunu yaşanan yüksek C'li östenitik paslanmaz çeliklerin, korozyon problemini ortadan kaldırmak amacıyla geliştirilmiştir. İlk ürünler Finlandiya'da üretilmiş, 1936 yılında ise Fransa'da patentlenmiştir. Östenitik paslanmaz çeliklere göre klorürlü ortamlarda yüksek gerilmeli korozyon çatlağı elde edilmektedir.

Klorürlü ortamlardaki korozyon direncini arttırmak amacıyla geliştirilen ilk duplex paslanmaz çelik 3RE60 alaşımıdır. Daha sonra AISI 329 geliştirilmiş ve nitrik asit kullanılan ortamlarda ısı değiştirici tüpü olarak kullanılmıştır. Sağladığı üstün korozyon özelliklerine rağmen, kaynak edilmeleri sırasında IEAB'da oluşan yüksek miktardaki ferrit, malzemenin korozyon direncini ve tokluğunu düşürmektedir.

1960'ların sonunda ve 1970'lerin başında duplex paslanmaz çeliklerin kullanılmasına ve gelişimine yol açan iki etmen ortaya çıkmıştır. Birincisi; bu tarihlerde ortaya çıkan Ni kıtlığının östenitik paslanmaz çeliklerin fiyatını artırması ve denizcilik ile yağ endüstrilerindeki gelişmelerden dolayı, bu sektörlerde saldırgan ortamlara dayanıklı malzemeye ihtiyaç duyulmasıdır. İkincisi ise çelik üretiminde ortaya çıkan gelişmeler sayesinde (vakum ve argon ortamında dekarburizasyon) düşük C oranlarına sahip temiz çelik üretilebilmesi ve malzemedeki N oranının kontrol edilebilmesidir. Ayrıca 1970'lerde ortaya çıkan sürekli döküm teknolojisi çelik üretim maliyetlerini düşürmüştür.

1980'lere gelindiğinde, çelik bileşimindeki N oranı kontrol edilebilir olduğu için N içerikli duplex paslanmaz çelikler geliştirilmiş ve SAF 2205 (EN 1.4462) duplex paslanmaz çelik türü ortaya çıkmıştır. Azot ilavesi ile malzemenin korozyon direnci ve sünekliği artmıştır.

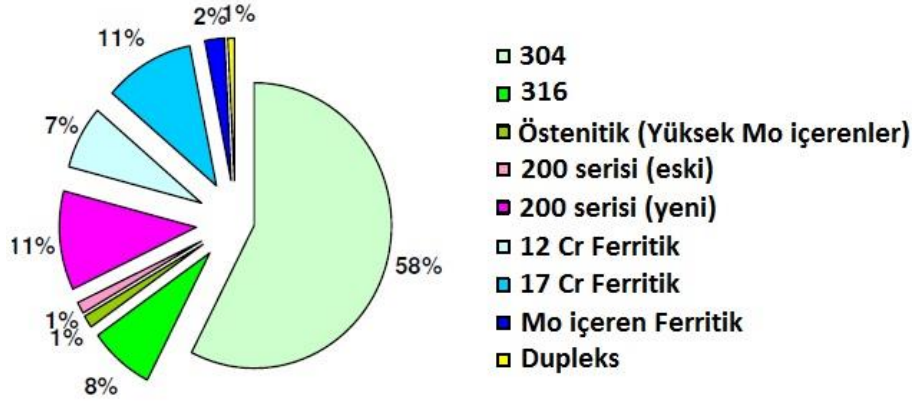


Şekil 2.1 Dünya genelinde çelik üretimi payları [27]

## 2.2 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kullanım Alanları

Dünya genelinde çelik üretiminin önemli bir bölümünü karbon çelikleri üretimi kapsamaktadır. Paslanmaz çelik üretimi ise çelik üretiminin oldukça küçük bir kısmını oluşturmaktadır (Şekil 2.1).

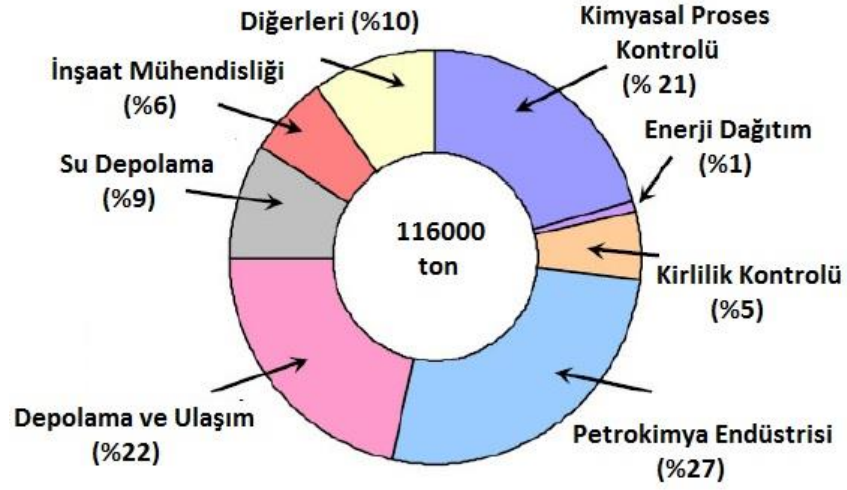
Paslanmaz çelik üretimi içinde en yüksek üretim payına sahip olan paslanmaz çelik grubu östenitik paslanmaz çeliklerdir. Dünya genelinde üretilen paslanmaz çelik miktarının %70'e yakın miktarını AISI 304, AISI 316 ve yüksek Mo içeren östenitik paslanmaz çelikler oluşturmaktadır. Dupleks paslanmaz çelik üretimi ise (Şekil 2.2) paslanmaz çelik üretiminin yaklaşık %1'ini kapsamaktadır. Ancak, üretim yöntemlerindeki ilerlemeler, alaşım tasarımıındaki gelişmeler ve kullanım yerinde istenen özellikleri sağlaması nedeniyle dupleks paslanmaz çeliklerin kullanım oranı her geçen gün artmaktadır [2], [27].



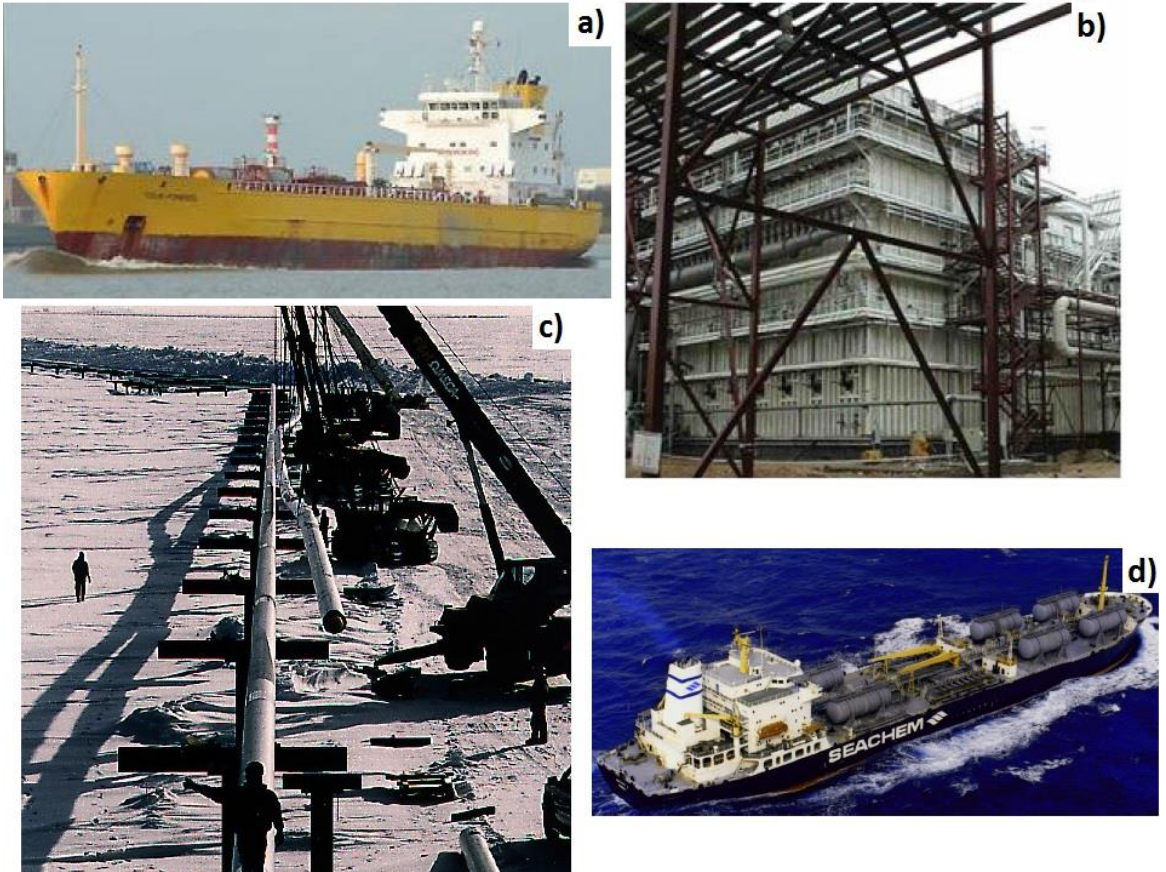
Şekil 2.2 Paslanmaz çelik üretiminde alaşım payları [28]

Dupleks paslanmaz çelikler uzun yıllardır çeşitli alanlarda kullanılmaktadır. Son yıllarda özellikle süper dupleks paslanmaz çeliklerin geliştirilmesiyle kullanımları daha da artmıştır. Dupleks paslanmaz çelikler Şekil 2.3'te görüldüğü gibi inşaat mühendisliği, su depolama, enerji dağıtım ve kirlilik kontrolü gibi birçok sektörde kullanılmaktadır. Özellikle, petrokimya endüstrisinde, depolama endüstrisinde, ulaşım alanlarında ve kimyasal proseslerde önemli kullanım oranına sahiptir.





Şekil 2.3 Dupleks paslanmaz çeliklerin kullanıldığı sektörler [28]



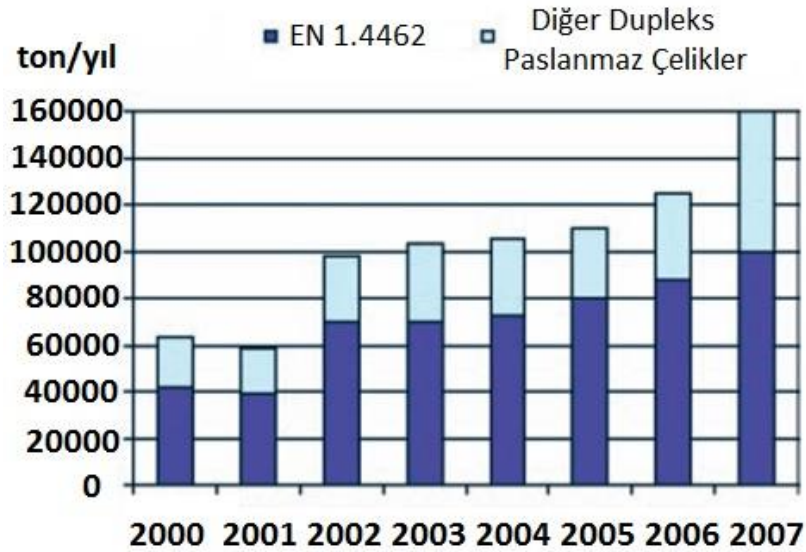
Şekil 2.4 Dupleks paslanmaz çeliklerin kullanım alanları a) Gemi inşaat sanayii b) Kirlilik kontrolü ekipmanları c) Boru hatları d) Kimyasal tankerler [27]

Dupleks paslanmaz çelikler ince tane yapısı, N içeriği, mikroyapısındaki ferrit ve östenit fazları nedeniyle oldukça yüksek mekanik özelliklere sahiptir. Dupleks paslanmaz

çelikler yüksek dayanım istenen uygulamalarda, kaynaklı konstrüksiyonlarda ve korozyon dayanımı gereken uygulamalarda kullanılmaktadır. Kullanım yerinde -50 °C ile 300 °C sıcaklık aralığında, çeliğin özelliklerinde herhangi bir değişim olmadan kullanılabilir.

Östenitik paslanmaz çelikler, klorürlü ortamlarda gerilmeli korozyon çatlağına karşı oldukça hassastır. Özellikle 60 °C'de malzemenin korozyon dayanımı azalmakta ve malzemede hasar oluşmaktadır. Dupleks paslanmaz çelikler daha yüksek sıcaklık değerlerine kadar kararlı bir korozyon dayanımı ortaya koyar.

Dupleks paslanmaz çelikler belirtilen özellikleri sayesinde, yağ rafinasyon tesislerinde ısı değiştirici, damıtma kulelerinde, sülfür tesislerinde, kimyasal depolama işlemlerinde, gemi inşaat sektöründe ve borulama hatlarında (Şekil 2.4) kullanılmaktadır. Ayrıca, petrokimya endüstrisinde tuz giderme işlemlerinde, korozyon dayanımının gerekli olduğu koşullarda kullanım alanı bulmakta ve otomotiv endüstrisinde yüksek dayanım ve tokluk istenen uygulamalarda tercih edilmektedir.



Şekil 2.5 Yıllara göre dupleks paslanmaz çelik kullanımı [29]

İstatistiksel verilere göre 2004 yılında dupleks paslanmaz çelik üretimi 6000 ton/ay'dır. Bu değer, 2005 yılında 10000 ton/ ay, 2008 yılında ise 22000 ton/ay mertebesine yükselmiştir. EN 1.4462 alaşımı, pazar içerisindeki payı yıllara göre azalma gösterse de, en yaygın kullanılan dupleks paslanmaz çelik türüdür. 2008 yılında bu değer %50

seviyesindedir. Şekil 2.5'te, yıllara göre dupleks paslanmaz çelik kullanım payları görülmektedir.

Dupleks paslanmaz çeliklerin en yaygın kullanılan alaşımı EN 1.4462 (SAF 2205) alaşımıdır. Bu alaşım %22 Cr, %5 Ni, %3 Mo, %0,16 N içerir. N ile güçlendirilmiş alaşım grubudur. Yüksek mekanik özellikleri ve korozyon dayanımı ile klorürlü ortamlarda, korozyon dayanımının gerekli olduğu kaynaklı imalatlarda kullanılmaktadır.

2205 kalite dupleks paslanmaz çelik AISI 304 ve 316 östenitik paslanmaz çeliklerden çok daha iyi korozyon dayanımına sahiptir. Bu nedenle, kaynaklı borularda, çevresel şartlarda kullanılacak kaynaklı imalatlarda, özellikle gerilmeli korozyon çatlakları hasarlarının görülebileceği uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır. Ayrıca, östenitik paslanmaz çeliklere göre oldukça iyi mekanik özelliklere sahip olması nedeniyle tasarımda kesit azaltmalarına olanak tanımakta ve hafiflik sağlamaktadır.

Saldırgan ortamlarda kullanılacak olan malzemelerde, korozyon dayanımı arttırmak amacıyla Mo, Cu ve W gibi alaşım elementleri ilave edilir. Ayrıca, hem korozyon dayanımı arttırmak hem de çeliğin maliyetini azaltmak amacıyla Ni içeriği azaltılmış, N içeriği artırılmış dupleks paslanmaz çelikler de geliştirilmiştir [2], [29].

Dupleks paslanmaz çeliklerin sahip olduğu üstün özelliklerinin yanında, en önemli dezavantajı yüksek sıcaklıklarda ferrit ve östenit faz dengesinin bozulması ve ikincil fazların oluşmasıdır. Özellikle, yüksek sıcaklıklarda oluşan ikincil fazlar malzemenin mekanik özelliklerini ve korozyon dayanımını olumsuz etkilemekte, kullanımını sınırlandırmaktadır. Kaynaklı imalatlarda ise kaynak işlemi sırasında oluşan yüksek ısı girdisi, özellikle ITAB'ta faz dengesinin değişimine ve ikincil fazların oluşumuna neden olmaktadır. Gerekli önlemlerin alınmadığı durumlarda, kaynak sonrası dupleks paslanmaz çelik istenen özellikleri karşılayamamakta ve malzeme kaybı gerçekleşmektedir [1], [30].

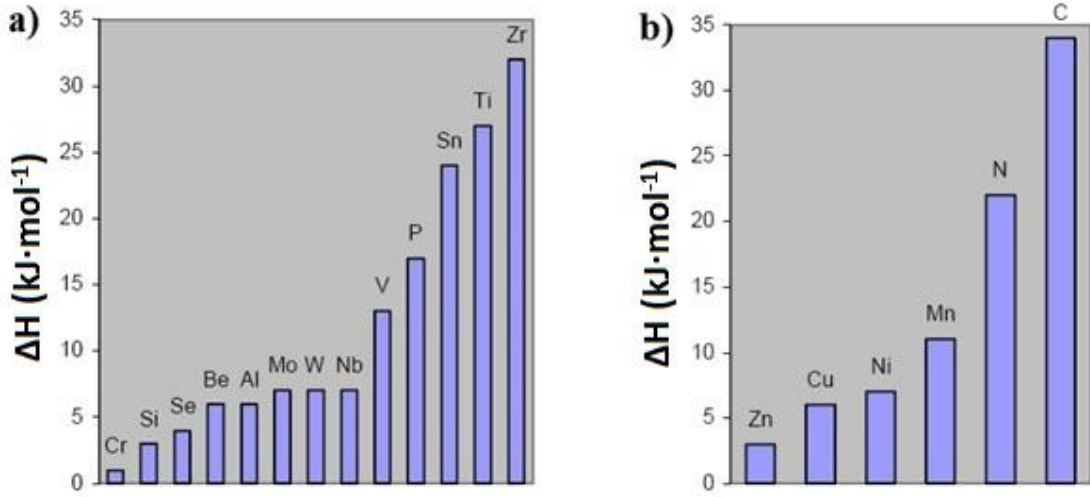
### **2.3 Alaşım Elementlerinin Etkisi**

Dupleks paslanmaz çeliklerin içerdiği alaşım elementleri, genel olarak ferrit oluşturuvcu ve östenit oluşturuvcu alaşım elementleri olmak üzere iki başlık altında toplanır. Ferrit

fazını kararlı hale getiren temel alaşım elementi Cr, östenit fazını kararlı hale getiren temel alaşım elementi ise Ni'dir. Bu iki alaşım elementi dışındaki alaşım elementleri C, N, Mo, Mn, Cu'dur. Alaşım elementlerinin ferrit ve östenit fazının oluşumu üzerindeki etkisi Şekil 2.6'da görülmektedir. Krom ve Nikel ile birlikte alaşım elementlerinin ferrit ve östenit fazının oluşumuna olan etkileri Cr eşdeğeri ( $Cr_{eş}$ ) ve Ni eşdeğeri ( $Ni_{eş}$ ) ile ifade edilir. Cr eşdeğeri ve Ni eşdeğeri, (2.2) ve (2.3) yardımıyla belirlenir [1], [30].

$$Cr_{eş} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \times Nb \quad (2.2)$$

$$Ni_{eş} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0,25 \times Cu \quad (2.3)$$



Şekil 2.6 Alaşım elementlerinin ferrit ve östenit fazlarının oluşumuna olan etkisi a) Ferrit fazını kararlı hale getiren alaşım elementleri b) Östenit fazını kararlı hale getiren alaşım elementleri [25]

### 2.3.1 Krom (Cr)

Paslanmaz çeliklerin temel alaşım elementi Cr'dir. Alaşım elementi olarak Cr'nin en önemli görevi bölgesel korozyon direncini geliştirmektir. Bölgesel korozyon direnci, yüzeyde oluşan Cr'ce zengin  $(Fe,Cr)_2O_3$  tabakası sayesinde oluşur.

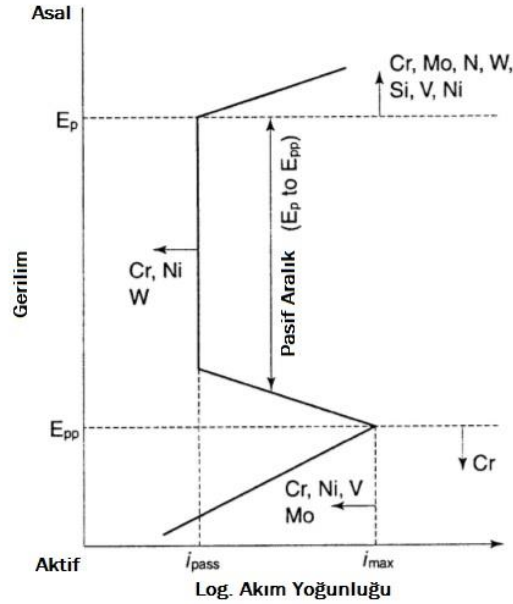
Krom, ferrit fazını kararlı hale getiren en önemli alaşım elementidir. Ayrıca, karbür yapıcı alaşım elementidir. Paslanmaz çeliklerde, Cr'nin oluşturduğu karbürler  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  ve  $(Fe, Cr)_7C_3$  karbürleridir. Dupleks paslanmaz çelikte ise N varlığı nedeniyle  $Cr_2N$  fazı da oluşabilmektedir [1], [3], [25].

Krom, dupleks paslanmaz çeliklerde korozyon dayanımının sağlanması ve ferrit fazının istenen oranlarda oluşması gibi yararlar sağlar. Fakat intermetalik fazların oluşumuna ve büyümesine de neden olmaktadır.

### 2.3.2 Nikel (Ni)

Nikel, östenit fazını kararlı hale getiren bir alaşım elementidir. Alaşım elementi olarak Ni kullanılmasıyla; faz diyagramında östenit fazı sahası genişler, oda sıcaklığında östenit fazı kararlı hale gelir. Nikel karbür yapıcı bir alaşım elementi değildir. Fakat özellikle dupleks paslanmaz çeliklerde intermetalik fazların çökeltme kinetiği üzerinde önemli bir etkiye sahiptir.

Dupleks paslanmaz çeliklerin bileşiminde yer alması gerekli olan Ni miktarı, malzemenin içerdiği Cr oranına bağlıdır. Ferrit ve östenitten oluşan çift fazlı yapının istenen oranda elde edilebilmesi için alaşım tasarımında kullanılacak olan Cr ve Ni oranına dikkat edilmelidir. Alaşım bileşimindeki Cr oranı arttıkça, Ni oranı da artış göstermektedir [1], [31].

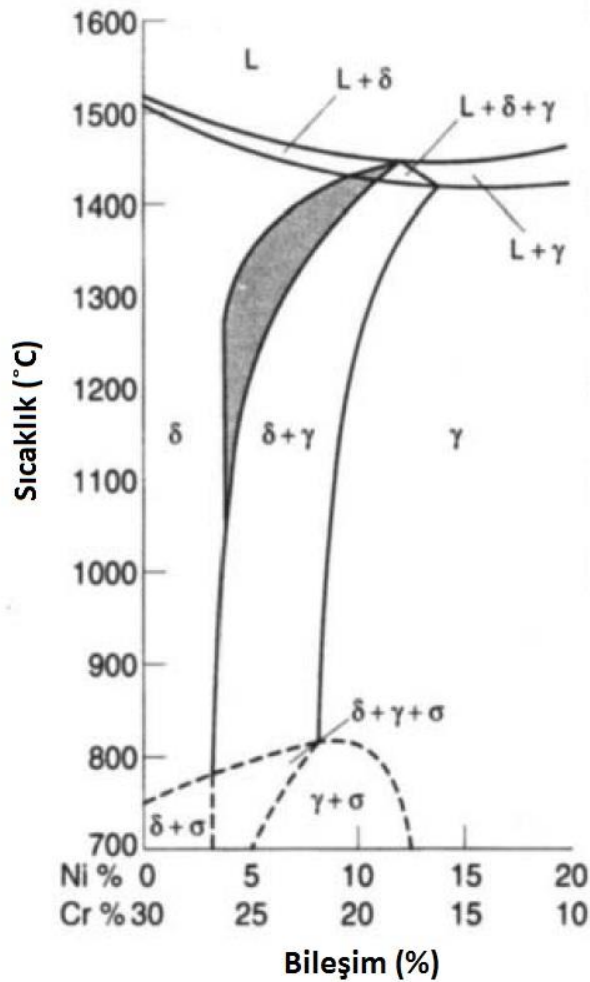


Şekil 2.7 Alaşım elementlerinin anodik polarizasyon diyagramına etkisi [32]

### 2.3.3 Molibden (Mo)

Molibdenin paslanmaz çeliklerdeki kullanım amacı, paslanmaz çelik türüne göre farklılık göstermektedir. Mo ferrit fazını kararlı hale getiren alaşım elementidir. Mo varlığı ile ferritik katılaşma ve oluşan fazın yapısını koruması sağlanır. Östenitik paslanmaz çeliklerde Mo kullanımı ile korozyon dayanımı sağlanır. Ayrıca, malzemenin yüksek sıcaklık dayanımı da artar.

Mo, klorlu çözeltilerde çukurcuk ve oyuklanma korozyonuna karşı olumlu etkiye sahiptir. Şekil 2.7'de görüldüğü gibi Cr ve Mo, pasifleşme aralığını genişletir ve korozyon akım yoğunluğunu düşürür. Böylece korozyon dayanımında belirli bir artış sağlanır [1], [31].



Şekil 2.8 %70 Fe içeren dupleks paslanmaz çelikte N ilavesinin ferrit-östenit oluşumu üzerindeki etkisi [1]

Çizelge 2.1 Alaşım elementlerinin dupleks paslanmaz çelikteki etkileri [1]

Alaşım Elementi	Etki	Sonuç	Limit Değerleri
C	Olumsuz	Krom karbürlerin oluşmasına ve Krom bakımından fakirleşmiş bölgelerin ortaya çıkmasına neden olur.	En fazla % 0,03
Si	Olumlu	Pasif filmi kararlı hale getirir.	En fazla % 2 (Yapısal kararlılığa ve N çözünürlüğüne bağlı olarak)
Mn	Olumsuz	Mn bakımından zengin sülfürler oyuklanma korozyonuna neden olur. Ayrıca, Mn pasif filmi kararsız hale getirir.	Ortalama % 2 (Daha yüksek değerler intermetalik fazların oluşumuna neden olmaktadır)
S	Olumsuz	Sülfürler korozyonu başlatıcı etki gösterir.	Ortalama % 0.003 (İstenen korozyon direncine bağlı olarak, işleme kabiliyetini arttırmak amacıyla %0.02'ye kadar kullanılabilir)
Cr	Olumlu	Pasif filmi kararlı hale getirir.	% 25-28 arasında kullanılır (Mo içeriğine bağlı olarak)
Ni	Olumsuz	Diğer elementlerin oranları sabit tutulup, Ni içeriği arttırılırsa $\gamma$ fazının korozyon direnci N içeriğine bağlı olarak düşüş gösterir.	İstenen $\gamma$ içeriğini oluşturacak oranlarda kullanılmalıdır
Mo	Olumlu	Pasif filmin kararlı hale gelmesini sağlar.	% 4-5 aralığında kullanılmalıdır (Cr içeriğine bağlı olarak)
N	Olumlu	$\gamma$ fazının korozyon direncini arttırır.	% 0,15 (Mo içermeyen alaşımlarda) % 0,3 (Süper dupleks paslanmaz çeliklerde) % 0,4 (% 25 Cr ile yüksek oranlarda Mn ve Mo içeren alaşımlarda)
W	Olumlu	Mo ile aynıdır.	İntermetalik oluşma eğilimini arttırır.

### 2.3.4 Karbon (C)

Karbon, çeliklerin temel alaşım elementidir. Paslanmaz çeliklerde paslanmazlık özelliğinin elde edilebilmesi için C oranının düşük oranlarda olması (% 0,03-0,08) istenir. Paslanmaz çelikte, Cr ile birlikte  $M_{23}C_6$  karbürlerini oluşturarak taneler arası korozyonun oluşumuna neden olur.

Ayrıca, östenit fazını kararlı hale getiren alaşım elementidir ve istenen mikroyapının sağlanabilmesi için C oranının da göz önünde bulundurulması gerekir [1], [31].

### 2.3.5 Azot (N)

Azot, paslanmaz çeliklerde korozyon dayanımını, östenit oranını ve mekanik özellikleri arttırmak amacıyla kullanılmaktadır. Dupleks paslanmaz çeliklerde ise Ni yerine kullanımı yaygınlaşmaktadır. Dupleks paslanmaz çelikte N ilavesi ile Ni kullanımı azaltılmakta, istenen östenit oranı elde edilmekte ve mekanik özellikler ve korozyon dayanımı artmaktadır. Şekil 2.8, %70 Fe içeren dupleks paslanmaz çelikte N kullanımının faz diyagramı üzerindeki etkisini göstermektedir. N kullanımı ile koyu olarak gösterilen bölge de ferrit-östenit oluşum sahası içerisine girmiştir.

Ayrıca, Ni kullanımının azaltılması nedeniyle maliyet düşmektedir. N'nin bir diğer önemli özelliği ise, dupleks paslanmaz çeliklerde intermetalik fazların oluşma ihtimaline karşı çeliği daha kararlı hale getirmesidir [1], [33].

### 2.3.6 Mangan (Mn)

Mn, çeşitli oranlarda tüm paslanmaz çelik türlerinde bulunur. Üretim sırasında alaşım yapısına ilave edilir ve MnS oluşturarak sıcak çatlağın önlenmesi sağlanır. Dupleks paslanmaz çeliklerde, çift fazlı yapının oluşmasında ihmal edilebilecek bir etkiye sahiptir.

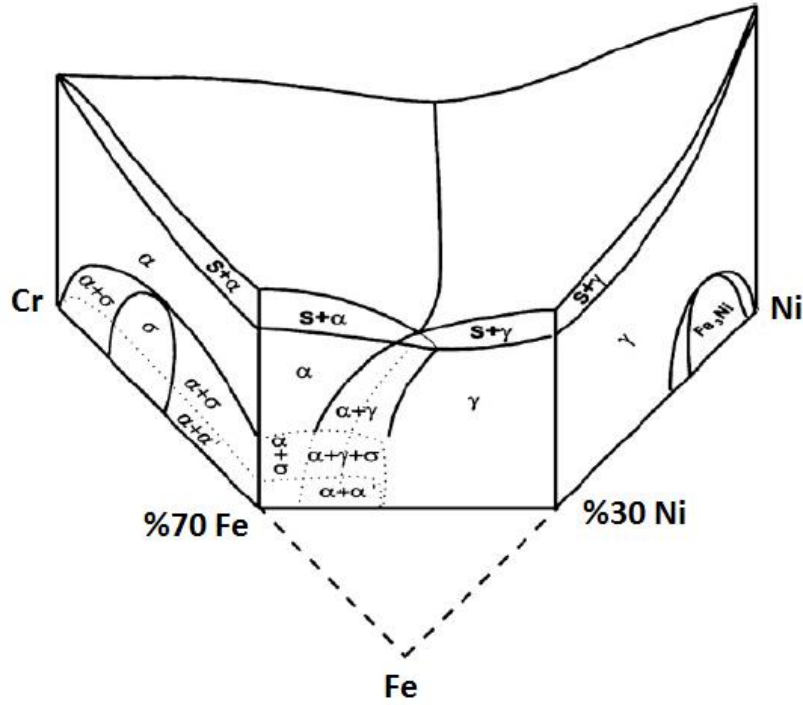
Mn, N'nin malzeme yapısındaki çözünürlüğünü artırır. Mn kullanımı ile ortaya çıkan MnS yapısı korozyon dayanımının azalmasına neden olmaktadır. Mn ve N'nin alaşım tasarımında birlikte kullanılmasıyla MnS oluşumu nedeniyle korozyon dayanımında meydana gelen azalmalar önlenmektedir [1], [31], [34].



### 2.3.7 Silisyum (Si)

Si, çeliğin üretim sırasında oksidasyonu engellemek amacıyla kullanılır. Ayrıca, oksijen giderici olarak da kullanılmaktadır. Ayrıca, Si varlığı ile paslanmaz çeliğin korozyon dayanımında da belirli bir artış sağlanır [3], [10].

Alaşım elementlerinin dupleks paslanmaz çelikte oluşturdukları etkiler ve limitleri Çizelge 2.1’de tekrar verilmiştir.



Şekil 2.9 Fe-Cr-Ni faz faz diyagramı [35]

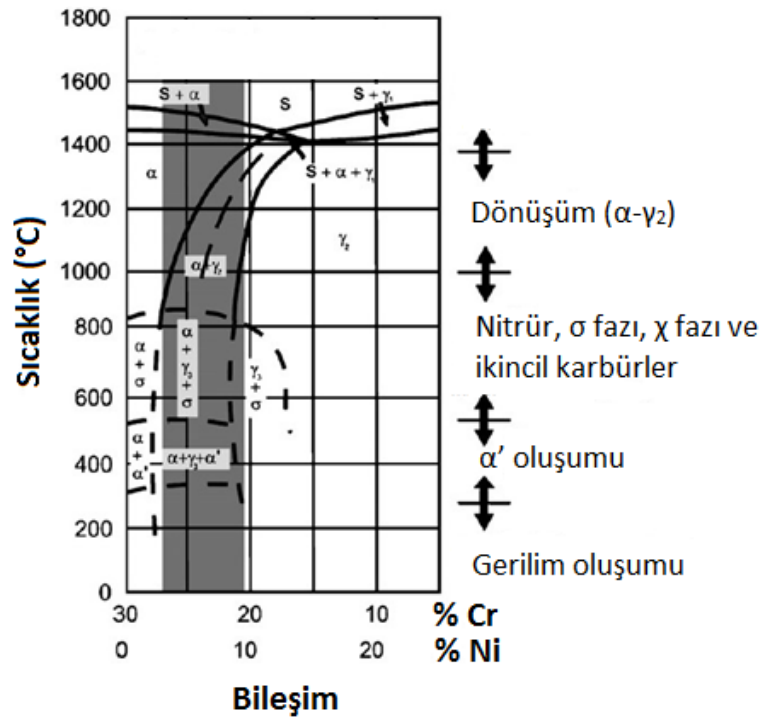
### 2.4 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Fiziksel Metalurjisi

Dupleks paslanmaz çelikler ferrit ve östenit fazlarını eşit oranlarda içeren çelik türleri olarak tanımlanır. Malzemeden istenen özelliklerin sağlanabilmesinin ilk şartı mikroyapıda ferrit ve östenit dengesinin sağlanmasıdır. Malzemenin istenen mikroyapıya sahip olması, bileşimin uygun seçilmesi ve ısıl işlemlerin doğru şekilde uygulanması ile gerçekleştirilir. Bununla birlikte, izotermal ve izotermal olmayan ısıl işlemler sırasında dupleks paslanmaz çeliklerin mikroyapısında istenmeyen fazların oluşumu da gerçekleşir. Uygulanan ısıl işlemlerde meydana gelen faz dönüşümleri,

alaşım elementlerinin ferrit fazı içerisindeki yayılımının, östenit fazı içerisindeki yayılımından 100 kat daha hızlı olması nedeniyle ferrit fazında gerçekleşir [1], [29].

Dupleks paslanmaz çelikler Fe-Cr-Ni alaşım sistemine sahiptir ve bu çeliklerin faz diyagramı Şekil 2.9'da görüldüğü gibidir.

Deneysel çalışmalarda faz diyagramının kullanımının kolaylaştırılması amacıyla %70 Fe içeren bileşim alınır ve alaşımın içerdiği Cr ve Ni miktarına bağlı olarak (Şekil 2.9) kullanılır. Şekil 2.10, ergiyik fazdan oda sıcaklığına kadar dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan fazları ve oluşum sıcaklıklarını göstermektedir.

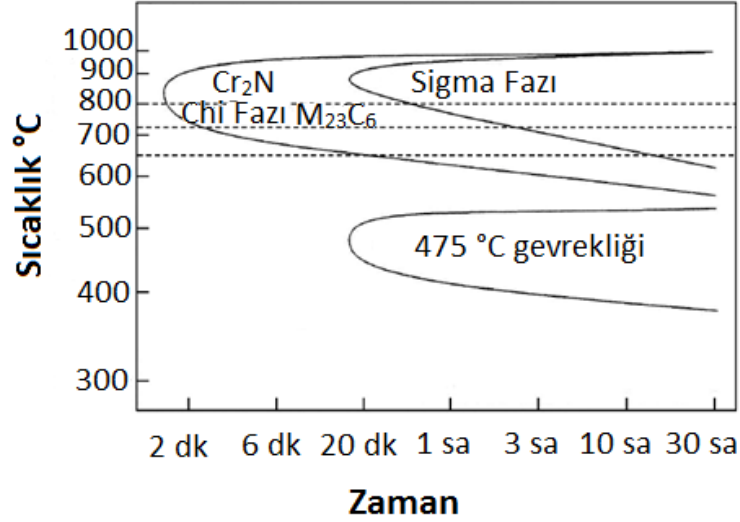


Şekil 2.10 %70 Fe içeren dupleks paslanmaz çelik faz diyagramı [35]

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

Dupleks paslanmaz çeliklerde yüksek sıcaklıklardan oda sıcaklığına soğuma sırasında oluşan fazlar zaman-sıcaklık-dönüşüm (TTT) diyagramları yardımıyla belirlenir. Şekil 2.11'de EN 1.4462 alaşımının TTT diyagramı görülmektedir. Dupleks paslanmaz

çeliklerde, 600 °C – 1000 °C aralığı ile 300 °C – 600 °C aralığı mikroyapıda meydana gelen dönüşümler açısından oldukça önemlidir [29].



Şekil 2.11 EN 1.4462 alaşımının TTT diyagramı [36]

Dupleks paslanmaz çeliklerde 1000 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda östenit, ferrite dönüşür. Özellikle, 1050 °C – 1300 °C arasında yapı tamamen ferritik olur ve ferrit, C ile N gibi yer alan alaşım elementleri bakımından zenginleşir.

600 °C – 1000 °C sıcaklık aralığı ise ikincil faz oluşumu nedeniyle oldukça tehlikelidir; bu sıcaklık aralığında malzemenin mekanik özelliklerini ve korozyon dayanımını olumsuz etkileyen ikincil fazlar oluşur. Çeliğin içerdiği Cr, Mo ve W miktarı arttıkça ikincil fazların oluşum kinetiği de artış gösterir. Bu nedenle, dupleks paslanmaz çeliklerin mikroyapısındaki ikincil fazları gidermek amacıyla 1050 °C üzerinde ısıl işlem uygulanmalı ve malzeme hızlı (su verme) soğutulmalıdır. 300 °C – 600 °C aralığı ise özellikle, Cr'nin ferrit içerisinde belirli bölgelerde ayrışma eğilimi göstermesi nedeniyle önemlidir (Şekil 2.11). Bu sıcaklık aralığında dengeli soğuyan dupleks paslanmaz çeliklerde, Cr içeriği farklı olan ferrit fazları ortaya çıkar ve bu fazlar, malzemenin mekanik özellikleri ile korozyon dayanımını olumsuz etkiler [37], [38], [39], [40].

#### 2.4.1 Yüksek Sıcaklıklarda Oluşan Fazlar ve Özellikleri

Dupleks paslanmaz çeliğin yapısında, malzemenin maruz kaldığı sıcaklık değerine bağlı olarak çeşitli faz dönüşümleri ve çökelti oluşumları görülür. 375 °C - 400 °C sıcaklık

aralığından başlayarak, 1150 °C - 1200 °C sıcaklık aralığına kadar dupleks paslanmaz çeliklerde mikroyapı değişimleri görülür. Alt bölümlerde dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan fazlar detaylı olarak incelenmiştir.

#### **2.4.1.1 Ferrit ( $\delta$ )**

Dupleks paslanmaz çeliklerde yapıyı oluşturan iki ana fazdan biri ferrittir. Östenitik paslanmaz çeliklere göre üstün özelliklere sahip olan dupleks paslanmaz çeliklerde, söz konusu üstünlüğü oluşturan temel etken östenit fazıyla birlikte ferit fazının bulunmasıdır. Ferrit fazı ile mekanik özellikler artış göstermekte ve klorlu ortamlarda gerilmeli korozyon dayanımı oluşmaktadır.

Ferrit fazının dupleks paslanmaz çelik yapısında ortaya çıkardığı olumsuz özellik ise alaşım elementlerinin yayınımına bağlı olarak ikincil faz oluşumuna neden olmasıdır. Ferrit fazındaki yayınımın östenit fazına göre daha hızlı olması nedeniyle, ferrit fazında mekanik özellikleri ve korozyon dayanımını olumsuz etkileyen ikincil fazlar oluşur.

#### **2.4.1.2 Östenit ( $\gamma$ )**

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

#### **2.4.1.3 İkincil östenit ( $\gamma_2$ )**

Dupleks paslanmaz çeliklerin yüksek sıcaklıklardan soğuması sırasında, nispeten daha düşük sıcaklıklarda ana östenit yapısından daha farklı bir östenit fazı oluşumu görülür ve bu faz ikincil östenit olarak adlandırılır. İkincil östenit göreceli olarak hızlı bir oluşum mekanizmasına sahiptir ve işlem sıcaklığına bağlı olarak çeşitli mekanizmalar ile oluşabilir. 650 °C altındaki sıcaklıklarda martenzit dönüşümüne benzer olarak

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

Daha yüksek sıcaklıklarda ise ötektoid dönüşüm mekanizması ile ikincil östenit fazı oluşur. Fakat ikincil östenit ile birlikte  $\sigma$  (sigma) fazı da oluşur. Bu dönüşüm mekanizmasında oluşan ikincil östenit Ni bakımından oldukça zengindir. Fakat Cr ve Mo gibi ferrit fazında kararlı olan atomları ikincil östenit, yapısında çözmez. Dönüşüm sırasında açığa çıkan Cr ve Mo atomları  $\sigma$  fazının oluşumuna neden olur. Gerçekleşen dönüşüm ile malzeme yapısında Cr bakımından fakirleşmiş bölgeler oluşur ve malzemenin oyuklanma korozyon direnci düşer [1], [29] [41].

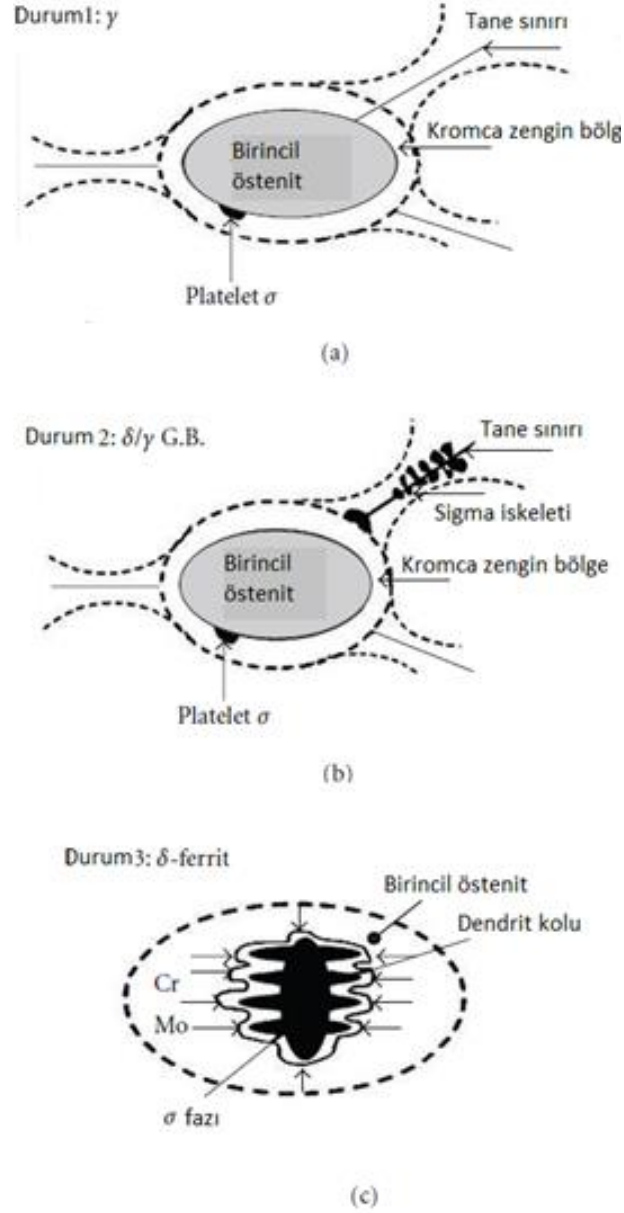
#### **2.4.1.4 Sigma Fazı ( $\sigma$ )**

Sigma ( $\sigma$ ) fazı, Fe-Cr-Ni faz sisteminde 600-950 °C sıcaklıkları arasında oluşan Fe-Cr elementlerine sahip olan, birim kafesinde 30 atom bulunduran ve tetragonal kafes yapısına sahip olan intermetalik fazdır. Ayrıca Mo, Si ve W de içerebilmektedir.

Yapıda sigma fazının oluşumu dupleks paslanmaz çeliklerin kullanımını sınırlayan en önemli faktörlerden biridir [42], [43]. Sigma fazı dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik, korozyon ve kaynak özellikleri gibi öne çıkan avantajlarını olumsuz etkilemektedir. Bu fazın yapıda oluşumu, döküm, haddeleme, kaynak, dövme ve yaşlandırma gibi işlemler sırasında gerçekleşmektedir.

$\sigma$  fazı, 1907 yılında Treitscke ve Tammann [44] tarafından Fe-Cr ikili sisteminde keşfedilmiştir. 1927 yılında ise Bain ve Griffiths [45], Fe-Cr-Ni üçlü sisteminde oluşan  $\sigma$  fazını gözlemlenmiştir. Ayrıca oluşan bu fazın çok sert ve kırılgan olduğunu ve çeliğin tokluğunu azalttığını görmüşlerdir.  $\sigma$  fazı ilk keşfedildiğinde “B bileşeni” olarak adlandırılmış, 1936 yılında ise Jett ve Foote [46] tarafından “ $\sigma$  fazı” olarak tanımlanmıştır. 1951 yılında Yano ve Abiko [47] ilk kez  $\sigma$  fazının kristal yapısını incelemiştir. 1966 yılında, Hattersley ile Hume-Rothery [48] ve Hall ve Algie [49] östenitik paslanmaz çeliklerde oluşan  $\sigma$  fazını üzerine çalışmışlardır. Sonraki yıllarda ise

Cr-Ni, Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Mn, Fe-Cr-Ni-Mo, Fe-Cr-Si, Fe-V, Re-Cr, Mo-Re, Ta-Al, W-Te, Ta-V, Zr-Ir, Nb-Pd, Ti-Mn ve Nb-Fe faz sistemleri gibi 50'nin üzerindeki alaşımda  $\sigma$  fazı ile ilgili çalışmalar yapılmıştır. Günümüze kadar süren bu çalışmalarda  $\sigma$  fazının oluşum mekanizması tam olarak açıklanamamış değildir.



Şekil 2.12 Sigma fazının oluşum mekanizması [47]

İzotermal soğuma koşullarında ferrit yapısı, ötektoid reaksiyon ile ikincil östenit ve kromca zengin  $M_{23}C_6$  karbür yapısına dönüşür. Bu dönüşüm sırasında oluşan karbür yapılarının üzerinde ve östenit-ferrit arayüzeyinde  $\sigma$  fazı oluşur. Genel olarak dupleks

paslanmaz çeliklerin ısıtılmasında ya da yüksek sıcaklık uygulamalarında 600 °C - 1000 °C sıcaklık aralığında oluşur. Darbe dayanımı ile korozyon özelliklerinin önemli oranlarda düşüşüne neden olur.  $\delta/\gamma$  arayüzeyi,  $\delta/\delta$  alt tane sınırları ve yüksek enerjili  $\delta/\delta$  tane sınırları,  $\sigma$  fazı oluşumunda tercihli bölgelerdir. Yüksek dislokasyon yoğunluğu  $\sigma$  fazının,  $\delta$  fazında büyüme kinetiğini artırır. Ayrıca, ötektoid dönüşüm sırasında  $\delta$  fazının Cr bakımından zenginleşmesi de  $\sigma$  fazının,  $\delta$  fazındaki büyüme kinetiğini artırıcı rol oynar [1], [50]. Cr, Mo, Si ve Mn gibi alaşım elementleri  $\sigma$  oluşumunu artırıcı etki gösterir. Ni ise  $\sigma$  oluşumunu artırırken, fazın denge haline ulaşma hacmini azaltır [51], [52], [53].

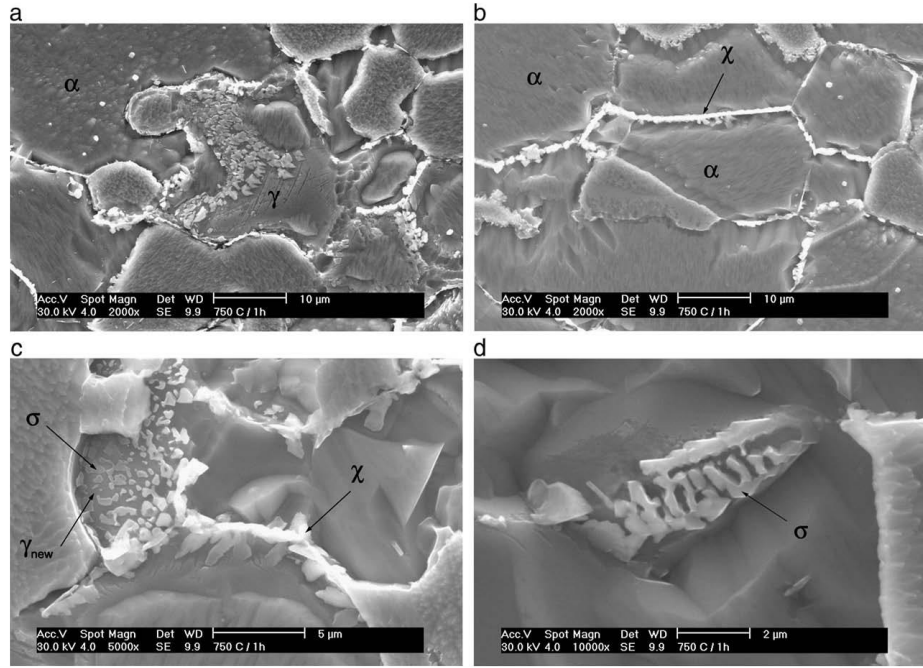
Şekil 2.12'de sigma fazının oluşum mekanizması görülmektedir. Şekil 2.12a, teorik olarak sigma fazının östenit tane sınırında çekirdeklenip, östenit içerisine doğru da büyüebileceğini göstermektedir. Padilha ve Rios [54] östenitteki  $\sigma$  fazı çökmesinin binlerce saat bekledikten sonra gerçekleşebileceğini belirtmişlerdir.  $\sigma$  fazı ve östenit arasındaki kristal yapı uyumsuzluğu ve östenit içerisinde özellikle  $\sigma$  fazını oluşturan alaşım elementlerinin yayılımının yavaş olması oluşumun pratik olarak gerçekleşmesine engel olmaktadır. Şekil 2.12b ve c'de ise ferrit-östenit ve ferrit- ferrit arayüzeylerinde  $\sigma$  fazı oluşumu gösterilmektedir [47], [55], [56].

#### 2.4.1.5 Chi Fazı ( $\chi$ )

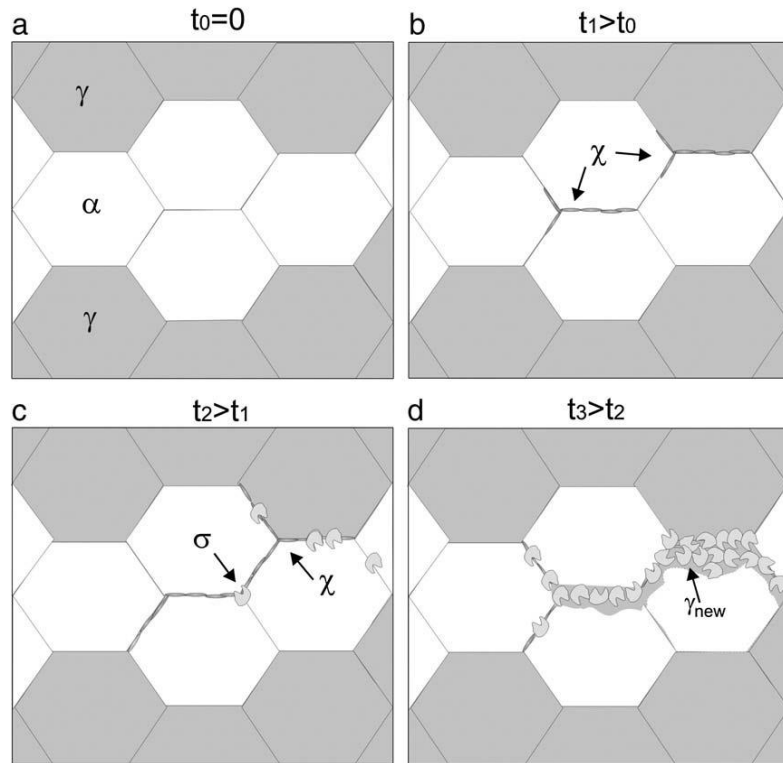
Dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan en önemli intermetalik fazlardan biri de  $\sigma$  fazı ile birlikte görülen chi ( $\chi$ ) fazıdır.  $\sigma$  fazı Fe-Cr ikili sisteminde oluşurken,  $\chi$  fazı Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Ni-Mo ve Fe-Cr-Ni-Ti sistemlerinde oluşabilmektedir.  $\chi$  fazı,  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$  ile  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_3Ti_7$  yapısı arasında değişen kafes sistemine sahip olan ve elektron/atom boyut oranı 6,3 ile 7,8 arasında değişen intermetalik yapıdır.  $\chi$  fazı,  $\sigma$  fazı ile aynı yapıdır, fakat bileşimsel farklılıklara sahiptirler. İki fazın mikroskop altındaki SEM görüntüsü Şekil 2.13'te verilmiştir [8], [9], [11].

$\chi$  fazı, ilk olarak Andrews tarafından Cr-Ni-Mo içeren çeliklerde kübik yapısıyla tanımlanmıştır. Ardından Kasper  $\chi$  fazının kristal yapısını detaylı olarak inceleyerek aynı fazın  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$  bileşimine sahip olduğunu belirlemiştir. Ayrıca, başka çalışmalarda Fe-Cr-Ni-Ti dörtlü sisteminde  $Fe_{35}Ni_3Cr_{13}Ti_7$  şeklinde gözlemlenmiştir. Okafor ve Carlson

kafes parametresindeki düzenli artış ile  $\chi$  fazının  $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$  bileşiminden  $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_3\text{Ti}_7$  bileşimine kadar değişen çeşitli davranışlar sergilediğini göstermiştir [8].



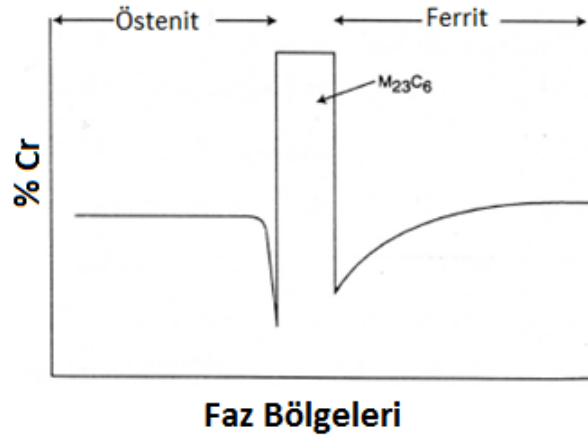
Şekil 2.13 Çeşitli büyütmelerde  $\chi$  ve  $\sigma$  fazlarının mikroskop görüntüleri [8]



Şekil 2.14 Sigma ( $\sigma$ ) ve chi ( $\chi$ ) fazlarının gelişimi [8]



$\chi$  fazı,  $\sigma$  fazına benzer olarak 700 °C – 900 °C sıcaklık aralığında oluşur. Fakat  $\chi$  fazının oluşan miktarı  $\sigma$  fazına göre oldukça düşüktür. 700 °C gibi göreceli olarak daha düşük sıcaklıklarda ve daha düşük ısı işlem sürelerinde  $\chi$  fazı oluşmaktadır.  $\chi$  fazının oluşumunda yayılım hızı düşüktür [57].  $\sigma$  fazına benzer olarak,  $\chi$  fazı da  $\delta/\gamma$  arayüzeyinde oluşmaktadır.  $\sigma$  fazından farklı olarak hem  $\delta$  fazının hem de  $\chi$  fazının kübik yapıya sahip olması nedeniyle  $\chi$  fazı tane sınırında ağ yapısındadır ve süreklidir (Şekil 2.14).  $\chi$  fazı, malzemenin tokluk gibi mekanik özellikleri ile korozyon dayanımını olumsuz etkilemektedir.  $\chi$  fazı,  $\sigma$  fazına göre daha yüksek oranlarda Mo içermektedir [58]. Ayrıca,  $\chi$  fazı atom numarası daha büyük olan elementler içermektedir ve bu nedenle  $\chi$  ve  $\sigma$  fazları elektron mikroskopunda kolayca ayırt edilebilmektedir [1], [59].



Şekil 2.15 Ferrit-östenit arayüzeyinde Cr derişimi [60]

#### 2.4.1.6 Karbür (M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> ve M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>)

Dupleks paslanmaz çeliklerde en sık görülen fazlardan biri de M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> karbürüdür. Bu faz  $\sigma$  ve  $\chi$  fazları gibi östenit-ferrit arayüzeyinde oluşup ferrit fazına doğru büyümektedir. Cr difüzyonu ferritte östenite göre 100 kat daha hızlı olduğu için karbürler ferrit fazına doğru büyür (Şekil 2.15). Ferrit fazında geniş ve yüzeysel bir kromca fakirleşmiş bölge oluşurken; östenit fazında dar ve derin bir kromca fakirleşmiş bölge oluşmaktadır. Ayrıca, ferrit-karbür arayüzeyindeki Cr fakirleşmesi daha belirgin olduğundan, bu durum tanelerarası korozyona neden olmaktadır. Bu olumsuzluktan kaçınmak için, dupleks paslanmaz çeliğin mikroyapısındaki uzun ve sürekli östenit/östenit tane sınırlarından kaçınmak gerekmektedir [60], [61], [62].

Dupleks paslanmaz çeliklerde kimyasal bileşime bağlı olarak 950 °C – 1050 °C aralığında  $M_7C_3$  karbürü de oluşmaktadır. Bu karbür yapısının oluşumu için nispeten uzun ısıtım süreleri gerekmektedir. Bu nedenle su verme ile karbür oluşumu önlenmektedir. Modern dupleks paslanmaz çeliklerde ise C oranının oldukça düşük oranlarda bulunması nedeniyle karbür oluşumu görülmemektedir [1].

#### 2.4.1.7 $\alpha'$ Fazı

Dupleks paslanmaz çeliklerde maruz kalınan sıcaklığın artmasıyla birlikte oluşan ilk faz  $\alpha'$  fazıdır. Bu fazın oluşumu 300 °C - 350 °C sıcaklık aralığında başlar ve 500 °C – 550 °C aralığında sona erer. Bu faz Fe-Cr sisteminde görülen karışma boşluğu nedeniyle oluşur ve genel olarak dupleks paslanmaz çeliklerde 475 °C kırılma noktası olarak adlandırılır. Söz konusu sıcaklık aralığında Fe atomlarınca zengin  $\delta$  fazı ve Cr atomlarınca zengin  $\alpha'$  fazı oluşur. Bu faz ile birlikte  $Cr_2N$  fazı oluşumu da görülür. Ayrıca, özellikle 300 °C - 350 °C sıcaklık değerlerine malzemenin uzun süreler boyunca maruz kalması durumunda ferrit tane sınırında Ni ve Si difüzyonu gerçekleşir. Ni ve Si atomları bakımından zenginleşen arayüzeyde  $G$  fazı oluşur [1], [63], [64], [65], [66].

#### 2.4.1.8 $R$ , $\pi$ ve $\tau$ Fazları

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

$\pi$  fazı kaynaklı konstrüksiyonlarda, kaynak işlemi sonrasında 600 °C civarında uzun süreler boyunca uygulanan ısıtım sonucunda oluşur. Krom ve Molibden atomlarınca zengin olması nedeniyle  $\sigma$  fazına benzer yapıdadır.

$R$  ve  $\pi$  fazlarının oluştuğu sıcaklık aralığında uygulanan ısıtım işlemleri sonucunda  $\delta/\delta$  arayüzeyinde oldukça ince, iğnesel hatalı yapılar görülmektedir. Bu yapılar  $\tau$  fazı olarak adlandırılmaktadır [1].

Çizelge 2.2 Dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan fazların özellikleri [1]

Faz	Kimyasal Formül	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	Kafes Tipi	Oluşum Sıcaklığı (°C)
Ferrit ( $\delta$ )	-	27,4	8,7	4,0	KHM	-
$\alpha'$	-	65	2,5	13	KHM	300-525
Östenit ( $\gamma$ )	-	26,6	9,6	3,3	KYM	<1250
İkincil Östenit	Tip 1	Ferrit ile aynıdır			KYM	<650
	Tip 2	24,3	11	3,4		650-800
	Tip 3	-				700-900
Sigma ( $\sigma$ )	Fe-Cr-Mo	30	4	7	Tetragonal	600-950
Chi ( $\chi$ )	Fe <sub>34</sub> Cr <sub>12</sub> Mo <sub>10</sub>	25	3	14	KHM	700-900

#### 2.4.1.9 Nitrür (Cr<sub>2</sub>N ve CrN)

Dupleks paslanmaz çeliklerde östenit oranını arttırmak, istenen östenit-ferrit dengesini sağlamak ve korozyon dayanımını arttırmak amacıyla N alaşım elementi olarak kullanılmaktadır. Dupleks paslanmaz çeliklerde, 1000 °C – 1050 °C üzerinde uygulanan tavlama ferrit oranını arttırmakta, östenit oranını azaltmaktadır. Östenit oranının azalmasıyla birlikte, ferrit içerisindeki N oranı artmaktadır. Uygulanan ısı işlem sıcaklığından malzemenin soğutulması sırasında ferritin N çözebilme kabiliyeti azaldığı için iğnesel Cr<sub>2</sub>N fazı oluşmaktadır. Bu duruma bağlı olarak, kaynaklı konstrüksiyonlarda kübik CrN fazı oluşmaktadır [1].

Dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan ferrit ve östenit ile bazı ikincil fazların özellikleri Çizelge 2.2'de verilmiştir.

#### 2.4.2 Mekanik ve Fiziksel Özellikler

Dupleks paslanmaz çelikler, alaşımsız çeliklere benzer şekilde düşük ısıl genleşme katsayısına sahiptir. Bu nedenle, kaynaklı imalatlarda ve ısıl yüklerin var olduğu uygulamalarda kullanım kolaylığına sahiptir. Östenitik paslanmaz çeliklere göre daha yüksek ısıl iletkenliğe (Çizelge 2.3) sahip olmaları ve yüksek mekanik özellikleri nedeniyle ince cidarlı malzeme kullanımına olanak tanımaktadır.

Çizelge 2.3 Paslanmaz çeliklerin fiziksel özellikleri [67]

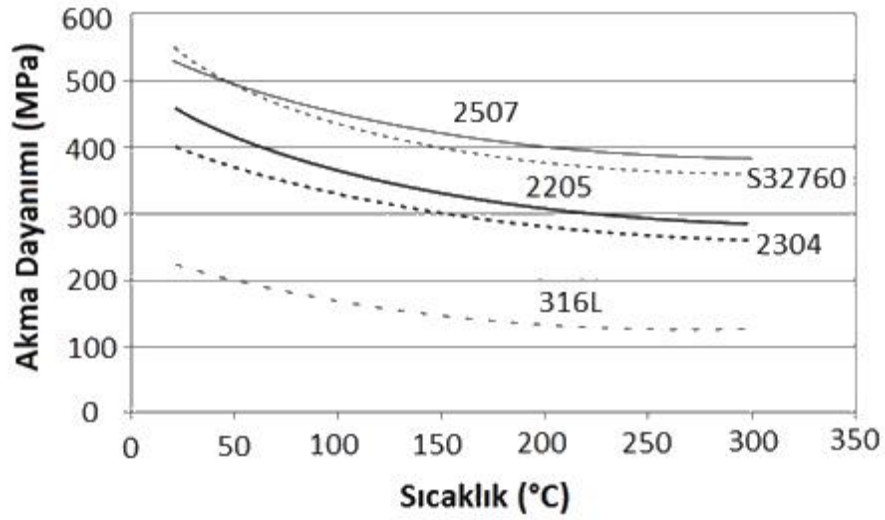
Alaşım	Yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> )	Özgül Isı (J/kg·K)	Elektriksel Direnç (micro Ω·m)
304	7,98	502	0,73
316	7,98	502	0,75
2304	7,75	482	0,8
2205	7,8	500	0,8
255	7,81	488	0,84
2507	7,79	485	0,8

Dupleks paslanmaz çelikler, birçok ferritik ve östenitik paslanmaz çelik türünden daha iyi çekme ve akma dayanımına sahiptir (Çizelge 2.4). Diğer metal ve alaşımlarda olduğu gibi dupleks paslanmaz çeliklerde de mekanik özellikler tane boyutu, tane yönelmesi, segregasyon durumu ve inklüzyon varlığı gibi parametrelere bağlıdır.

Dupleks paslanmaz çelikler, östenitik paslanmaz çeliklerden çok daha yüksek çekme dayanımına sahip olup, ortalama %25 uzama gösterirler (Şekil 2.16). Östenitik paslanmaz çeliklere göre sahip oldukları bu üstün mekanik özellikler sayesinde kesit kalınlığı azaltılabilmekte ve böylece kullanım yerinde ağırlık ve maliyet tasarrufu sağlanabilmektedir.

Çizelge 2.4 Dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik özellikleri [31]

Alaşım		Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
-	S32201	620	450	25
2304	S32304	600	400	25
2205	S31803	620	450	25
329	S32900	620	485	15
-	S32950	690	485	15
-	S31260	690	485	20
-	S32520	770	550	25
255	S32550	760	550	15
2507	S32750	795	550	15
-	S32760	750	550	25



Şekil 2.16 Dupleks paslanmaz çelikler ile 316L östenitik paslanmaz çelik alaşımının mekanik özelliklerinin karşılaştırılması [67]

Dupleks paslanmaz çeliklerde yüksek mekanik özellikler aşağıdaki oluşumlar ile sağlanmaktadır:

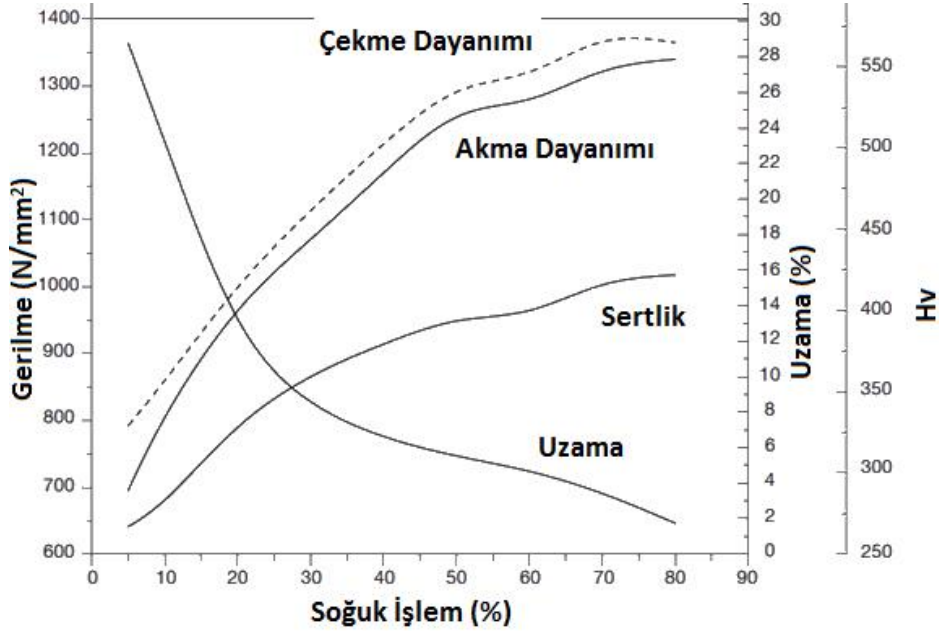
- Alaşım elementlerinin arayer olarak kafes yapısında çözünmesi (C, N),
- alaşım elementlerinin yeralan olarak kafes yapısında çözünmesi (Cr, Ni, Mo),
- iki fazlı yapı sayesinde tane incelmesinin meydana gelmesi,
- ikincil östenit oluşumu,
- mikroyapıdaki ferrit varlığı,
- tavlama sıcaklıklarında iki faz arasındaki etkileşimler.

Çizelge 2.5 Bazı dupleks paslanmaz çelik alaşımlarının kullanım şartları [67]

Alaşım		ASME		TÜV	
		°C	°F	°C	°F
2304	Kaynaksız	315	600	300	570
2304	Kaynaklı, eşleştirilen dolgu maddesi	315	600	300	570
2304	2205 ve 2209 ile kaynak edilmiş	315	600	250	480
2205	Kaynaksız	315	600	280	535
2205	Kaynaklı	315	600	250	480
2507	Dikişsiz tüp	315	600	250	480
255 Alaşımı	Kaynaklı ya da kaynaksız	315	600	-	-
2304	Kaynaksız	315	600	300	570

Dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerinin ortaya çıkmasında en önemli alaşım elementlerinden biri N'dir. Dupleks paslanmaz çelik yapısında bulunan ferrit, daha önceki konularda belirtildiği gibi östenitten daha üstün mekanik özelliklere sahiptir. Fakat malzeme yapısında bulunan N %0,2 değerine ulaştığında östenit kafesinde yer alan mekanizması ile dayanımı artırır ve östenit fazının dayanımı, ferrit fazının dayanımından daha yüksek değerlere ulaşır.

Dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerini ferrit fazı belirlemektedir. Genel olarak 300 °C sıcaklık değerlerine kadar mekanik özelliklerde belirgin değişimler olmadan kullanılabilirler (Çizelge 2.5). Fakat malzeme kalınlığının artışıyla beraber sıcaklık artışına bağlı mekanik özellik değişimi daha belirgin hale gelmektedir.



Şekil 2.17 Soğuk işlem ile dupleks paslanmaz çeliklerde mekanik özellik değişimi [67]

Dupleks paslanmaz çeliklerde elde edilen darbe dayanımı değerleri ferritik ve östenitik çelikler arasındadır. Uygun ısıl işlem görmüş ve kaynak edilmemiş bir malzemede, -100 °C sıcaklık değerlerinde 100 J gibi bir kırılma işi elde edilmektedir. Diğer metal ve alaşımlarında olduğu gibi bu malzemelerin de darbe dayanımı değerleri bileşimlerine, mikroyapı özelliklerine ve gördükleri termomekanik işlemlere göre farklılık göstermektedir. Özellikle, termomekanik işlem sırasında oluşan  $\sigma$  ve  $\chi$  fazları darbe dayanımı değerlerini oldukça olumsuz etkilemektedir. Soğuk şekillendirilmiş dupleks paslanmaz çeliklerin mekanik özelliklerinde de belirgin değişimler meydana

gelmektedir (Şekil 2.17). Özellikle, soğuk şekillendirilmiş dupleks paslanmaz çeliklerin sünek-gevrek geçiş sıcaklıkları yükselmektedir. 300 °C – 400 °C sıcaklık aralığında ısıtılma işlem görmüş ve soğuk şekillendirilmiş dupleks paslanmaz çeliklerde sünek-gevrek geçiş sıcaklığı oda sıcaklığına kadar yükselebilmektedir [1], [4], [67], [68].

### 2.4.3 Korozyon Özellikleri

Korozyon, malzemenin elektrokimyasal olarak yenime uğraması ve bu yenim nedeniyle malzemede hasar oluşumu olayıdır. Sulu bir ortamda, anodik ve katodik reaksiyonlar ile korozyon gerçekleşir ve anodik-katodik reaksiyonların hızları korozyon hızını belirler. Bu reaksiyonların yavaşlatılmasıyla korozyon hızının azaltılması mümkündür.

Dupleks paslanmaz çeliklerde en sık görülen korozyon türleri H gevrekliği, gerilmeli korozyon çatlağı ve oyuklanma korozyonudur. Özellikle, gerilmeli korozyon çatlağı ve oyuklanma korozyonu, malzemede oksit (pas) gibi bir oksit tabakası oluşturmaz ve belirlenmesi oldukça güçtür. Bu korozyon türlerinde hasar herhangi bir uyarı oluşturmadan gerçekleşmektedir. Özellikle, gemi sanayiinde ve açık deniz uygulamalarında oldukça saldırgan bir ortam varlığı nedeniyle, dupleks paslanmaz çeliklerde korozyon hasarının oluşma riski yüksektir.

Paslanmaz çeliklerde ortaya çıkan korozyon dayanımının mekanizması diğer çelik türlerinden farklıdır. Genel olarak alaşımsız ve alaşımlı çeliklerde, malzeme yüzeyinde bir oksit tabakası oluşur. Oluşan oksit tabakasının fiziksel özellikleri ortam şartlarına göre değişiklik gösterir ve bu tabakanın, malzeme ile tutunması, koruyuculuğu gibi değişkenler malzemenin korozyon özelliklerini ortaya çıkarır. Paslanmaz çeliklerde ise malzemenin korozyon dayanımını sağlayan, malzeme yüzeyinde oluşan pasif filmidir. Oluşan pasif filmin koruyucu özellikte olabilmesi için malzeme yüzeyini tamamen sarması, gözeneksiz olması, saldırgan ortamda çözünmemesi ve mekanik olarak hasara uğramamış olması gerekir.

Paslanmaz çeliklerde hasar oluşumuna neden olan en önemli oluşumlardan biri Hidrojen varlığıdır. Hidrojen varlığı ile malzemede iki farklı şekilde hasar oluşur. İlki; H'nin varlığı nedeniyle yapının gevrekleşmesi ve hasarın meydana gelmesi, ikincisi ise; H varlığı nedeniyle oluşan iç gerilme ile gerilmeli korozyon çatlağının oluşmasıdır.



Hidrojen kırılabilirliği, gerilmeli korozyon hasarı ile benzerdir. İki durumda da sünek metalde gevrek kırılma meydana gelir ve korozyon ortam ile çekme gerilmesinin bir arada bulunmasıyla korozyon hasarı ortaya çıkar.

Oyuklanma korozyonu metal yüzeyinde bölgesel olarak ortaya çıkan ve malzeme içerisine doğru gelişen bir korozyon türüdür. Malzeme yüzeyindeki hatalı bölgelerde ya da bileşimsel farklılıkların olduğu yerlerde başlar. Paslanmaz çeliklerin oyuklanma direncini arttıran temel alaşım elementleri Cr, Mo ve N'dir. Bu alaşım elementlerinin alaşım içerisindeki oranı arttıkça oyuklanma korozyon direnci de artar. Özellikle Cr miktarının, metal yüzeyinde oluşan pasif filmin daha homojen yapıya sahip olmasında ve pasif film içerisindeki hataların daha az olmasında önemli etkisi vardır [3], [4], [25].

Paslanmaz çeliklerin oyuklanma korozyon direncini tanımlamak amacıyla bu alaşım elementlerinin varlığına bağlı olarak oyuklanma korozyon direnci eşdeğer numarası (PREN) kavramı geliştirilmiştir. PREN değeri arttıkça oyuklanma korozyon direnci de artmaktadır [69]. PREN için azotlu farklı oranlarda değerlendirilen PREN<sub>16</sub> ve PREN<sub>30</sub> (2.4 ve 2.5) olmak üzere iki eşitlik bulunmaktadır. Günümüzde PREN<sub>16</sub> daha geniş bir kullanım alanına sahiptir.

$$PREN_{16} = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N \quad (2.4)$$

$$PREN_{30} = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 30 \times \%N \quad (2.5)$$

Paslanmaz çeliklerde oyuklanma korozyon direncini arttıran en önemli alaşım elementlerinden biri Mo'dur [70], [71], [72]. Molibden ile birlikte N de oyuklanma korozyon direncinin artışında önemli bir etkiye sahiptir [73], [74]. Ayrıca, Cu'nun korozyon direncinin artışı üzerinde önemli bir etkiye sahip olduğu belirtilmektedir [75]. Bazı çalışmalarda ise Cu'nun oyuklanma korozyon direnci üzerinde herhangi bir etkisinin olmadığı belirtilmektedir [76].

Dupleks paslanmaz çeliklerde istenen korozyon direncinin oluşmasında en önemli değişkenlerden biri de ferrit-östenit faz dengesinin uygun oranlarda sağlanmasıdır. Yüksek ferrit oranı Cr<sub>2</sub>N intermetaliklerinin oluşumuna neden olarak, yüksek östenit

oranı ise N konsantrasyonunu azaltarak ve Cr-Mo ayrışmasına neden olarak oyuklanma korozyon direncinin azalmasına neden olur [25].

### KAYNAK METALURJİSİ

Dupleks paslanmaz çelikler genel olarak ergitme kaynak yöntemleri ile kaynak edilir ve çift fazlı mikroyapısı nedeniyle kaynak işlemi sırasında malzemede çeşitli metalurjik değişimler meydana gelir. Metallerin kaynağında kullanılan ergitme kaynak yöntemleri ve özellikle dupleks paslanmaz çelik kaynağında kullanılan TIG (Tungsten Inert Gaz), özlü tel ve toz altı kaynak yöntemleri araştırılıp, dupleks paslanmaz çeliklerde kaynak işlemi sırasında meydana gelen metalurjik dönüşümler irdelenmiştir.

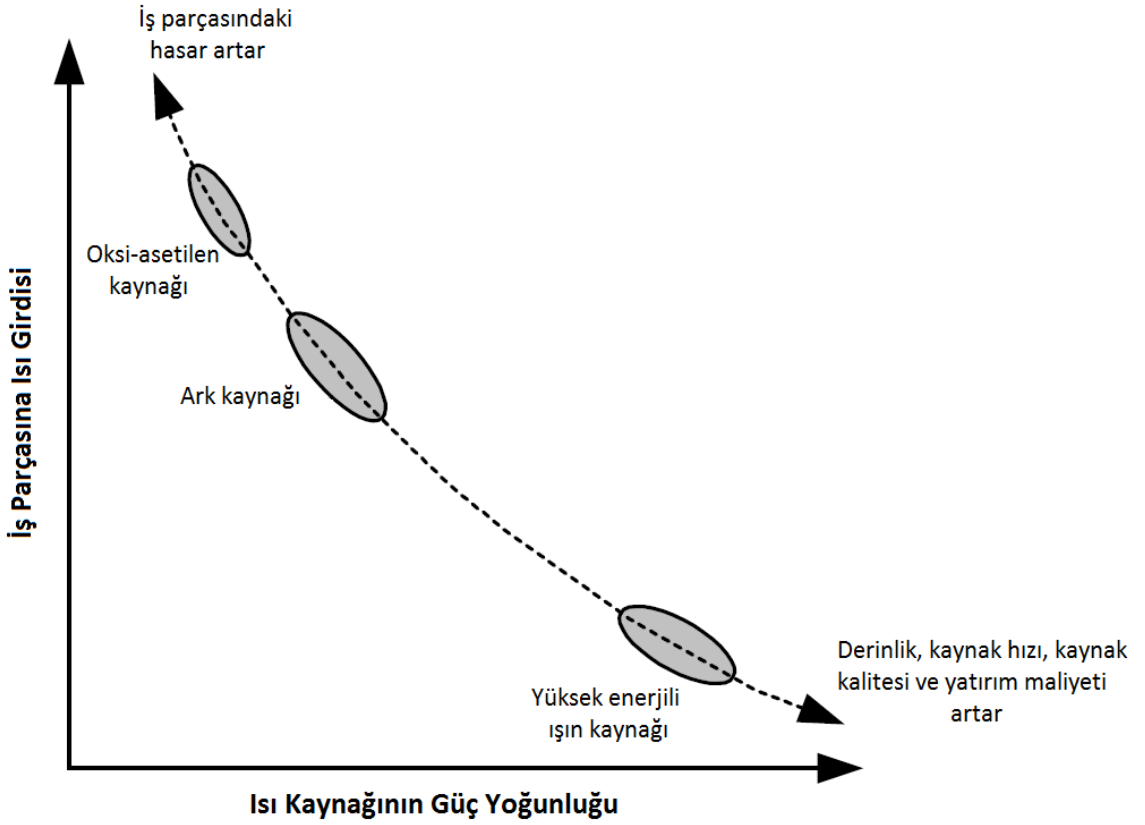
#### 3.1 Kaynak Yöntemleri

Metallerin kaynak edilmesinde yaygın olarak ergitme kaynak yöntemleri kullanılır. Ergitme kaynak yöntemleri şu şekilde sıralanabilir:

- Oksi-asetilen kaynağı
- MIG kaynağı
- MAG kaynağı
- TIG kaynağı
- Özlü tel ile kaynak
- Plazma kaynağı
- Tozaltı kaynağı
- Elektron ışın kaynağı
- Laser kaynağı

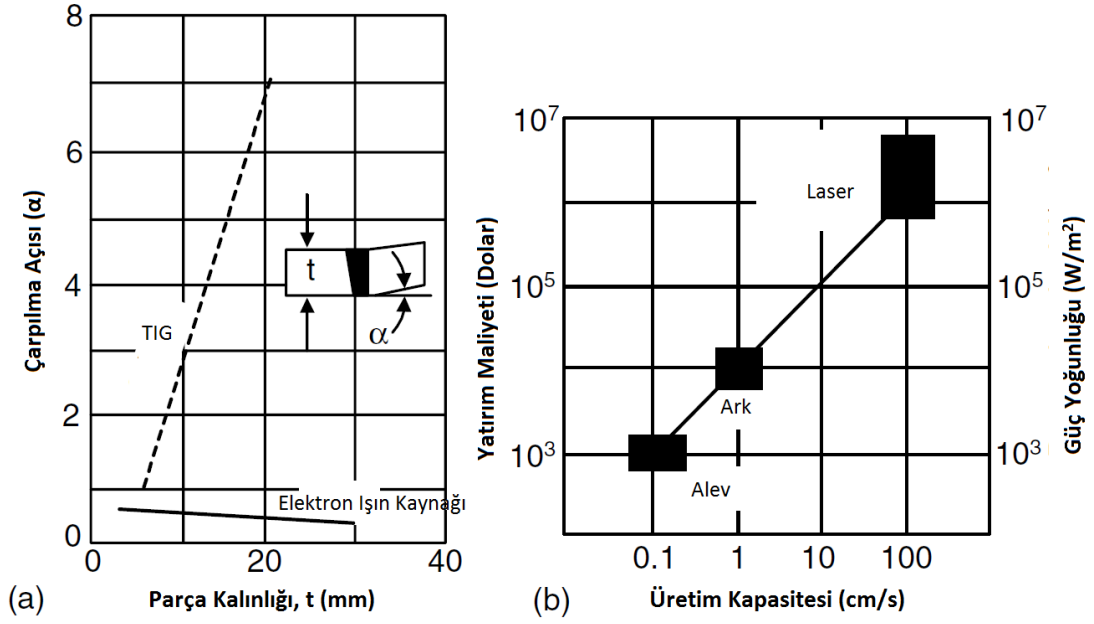
Kaynak edilecek metalin türüne, parça kalınlığına, kaynak sonrası istenen mekanik özelliklere ve sahip olunan makine-ekipmana (kaynak postası) göre uygun kaynak

yöntemlerinden biri seçilir. Kaynak işleminde kaynak ekipmanına göre elde edilen güç yoğunluğu ve parçaya aktarılan ısı, kaynak sonrası özellikleri belirleyen en önemli değişkenlerdendir. Seçilen kaynak yöntemine bağlı olarak gaz alevi, elektrik arkı ve yüksek enerjili ışın, ısı kaynağı olarak kullanılmaktadır. Kaynak işleminde kullanılan ısı kaynağının güç yoğunluğu arttıkça, iş parçasına aktarılan ısı azalır (Şekil 3.1). Güç yoğunluğunun artmasıyla birlikte kaynak işleminde elde edilen nüfuziyet ve kaynak hızı artar. Fakat bu yöntemler yatırım maliyeti oldukça yüksek olan yöntemlerdir. Güç yoğunluğunun düşük olduğu kaynak yöntemlerinde ise yatırım maliyeti düşüktür. Fakat bu yöntemlerde, iş parçasına aktarılan ısı yüksektir ve iş parçasında hasar oluşumu görülür [77].



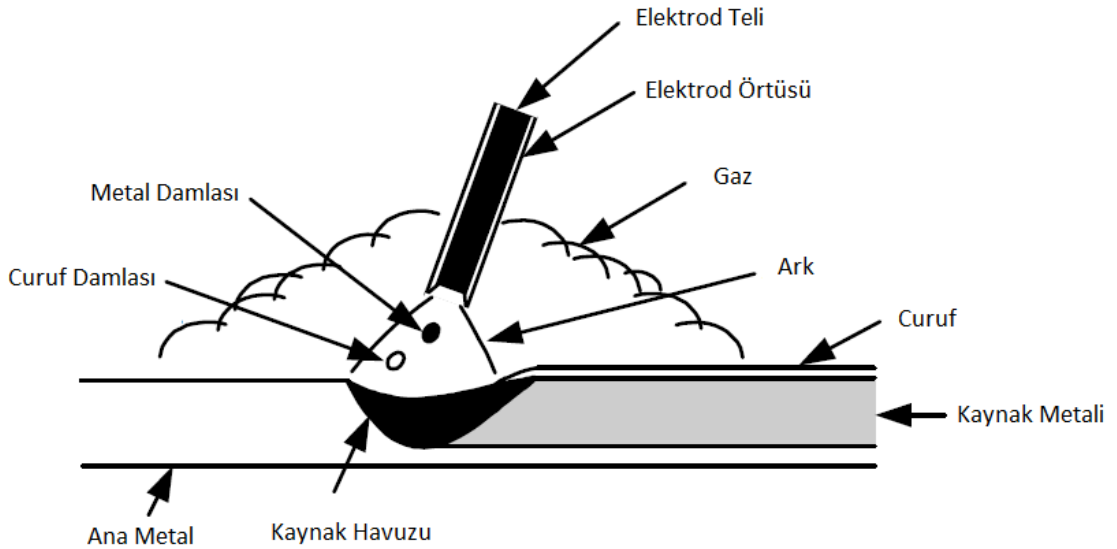
Şekil 3.1 Kaynak yöntemlerinde ısı girdisi-güç yoğunluğu ilişkisi [78]

TIG ve elektron ışın kaynağı yöntemleri karşılaştırıldığında, elektron ışın kaynağı ile sağlanan yüksek güç yoğunluğu nedeniyle hem iş parçasında meydana gelen çarpılma azalmakta hem de kaynak edilebilecek parça kalınlığı artmaktadır (Şekil 3.2a).



Şekil 3.2 Kaynak yöntemlerinin karşılaştırılması a)TIG ve elektron ışın kaynağı yöntemlerinin karşılaştırılması b) Yatırım maliyeti-üretim kapasitesi karşılaştırılması [79]

Elektron ışın kaynağı ve Laser gibi yüksek güç yoğunluğuna sahip kaynak yöntemlerinde ilk yatırım maliyeti diğer kaynak yöntemlerine göre yüksektir. Fakat bu yöntemlerde elde edilen üretim kapasitesi de diğer yöntemlerden oldukça yüksektir(Şekil 3.2b).



Şekil 3.3 MAG kaynak yöntemi [77]

Çizelge 3.1'de kaynak yöntemlerinin kullanılabileceği metal ve alaşımlar ile parça kalınlıkları verilmiştir.

Çizelge 3.1 Kaynak yöntemlerinin uygulanabileceği alaşımlar ve parça kalınlıkları [80]

	Kalınlık	MAG	Tozaltı Kaynağı	MIG	Özlü Tel Kaynağı	TIG (WIG)	Elektron Işın Kaynağı	Laser
Alaşımsız Çelik	<3 mm	X	X	X		X	X	X
	3-6 mm	X	X	X	X	X	X	X
	6-19 mm	X	X	X	X		X	X
	>19 mm	X	X	X	X			
Düşük Alaşımlı Çelik	<3 mm	X	X	X		X	X	X
	3-6 mm	X	X	X	X	X	X	X
	6-19 mm	X	X	X	X		X	X
	>19 mm	X	X	X	X		X	
Paslanmaz Çelik	<3 mm	X	X	X		X	X	X
	3-6 mm	X	X	X	X	X	X	X
	6-19 mm	X	X	X	X		X	X
	>19 mm	X	X	X	X			
Dökme Demir	3-6 mm	X						
	6-19 mm	X	X	X	X			
	>19 mm	X	X	X	X			
Nikel Alaşımları	<3 mm	X		X		X	X	X
	3-6 mm	X	X	X		X	X	X
	6-19 mm	X	X	X			X	X
	>19 mm	X		X			X	
Alüminyum Alaşımları	<3 mm			X		X	X	X
	3-6 mm			X		X	X	X
	6-19 mm			X		X	X	
	>19 mm			X			X	

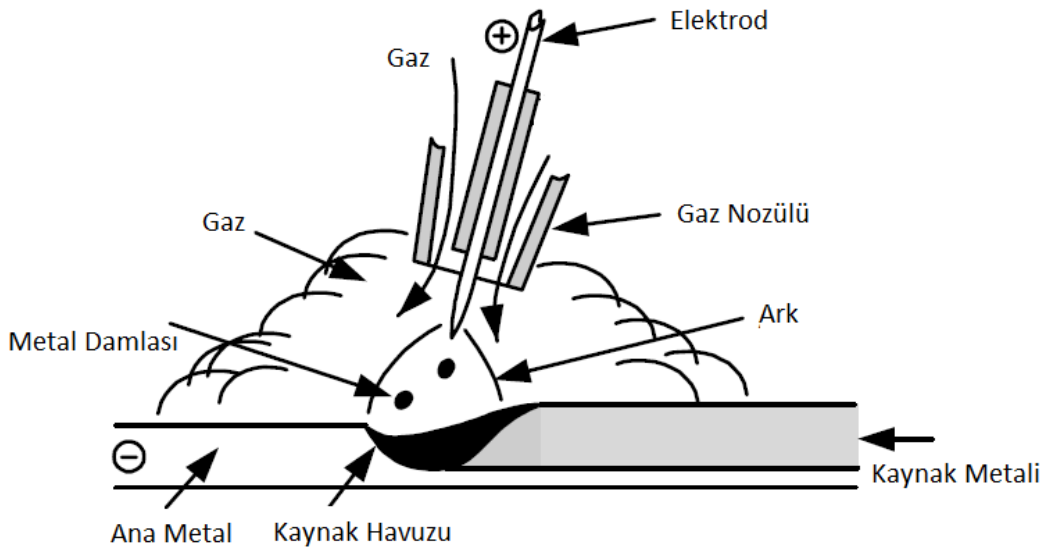
### 3.1.1 Oksi-Asetilen Kaynağı

Oksi-asetilen Kaynağı, en basit ve en ucuz ergitme kaynak yöntemidir. İşlem sırasında ortaya çıkan yüksek sıcaklık nedeniyle oldukça yaygın bir kullanıma sahiptir. İşlem oksijen ve asetilen gazları arasında gerçekleşen kimyasal reaksiyon ile ortaya çıkan sıcaklığın kullanılması prensibine dayanır. İki gaz arasındaki kimyasal reaksiyon sonucunda ortaya çıkan alevin farklı bölgelerini kullanarak, elde edilmek istenen işe uygun sıcaklıklarda işlem gerçekleştirilir [77].

### 3.1.2 MAG Yöntemi

MAG (Metal Aktif Gaz) yönteminde ergiyen bir elektrod ve kaynak dikişini aktive edici bir gaz karışımı kullanılır. Yöntemde kullanılan örtülü elektrod ark oluşumunu ve kaynak dikişine ilave metal katkısını sağlar. Elektrod örtüsü ile metal yüzeyinde, kaynak dikişini ortamdaki koruyan cüruf tabakası elde edilir (Şekil 3.3). Aktifleştirici gaz olarak genellikle CO ve CO<sub>2</sub> kullanılmaktadır.

MAG kaynak yöntemi göreceli olarak basit, taşınabilir ve ucuz bir kaynak yöntemidir. Bu nedenle, özellikle saha uygulamalarında tamir kaynağı olarak kullanılmaktadır. Fakat, yöntemde kullanılan gaz karışımı Al ve Ti gibi reaktif metaller için uygun değildir. Biriktirme hızı düşüktür ve sınırlı elektrod uzunluğu nedeniyle sık sık elektrod değişimi gerektirir. Bu nedenle üretim hızı düşüktür [77], [80].



Şekil 3.4 MIG kaynak yöntemi [77]

### **3.1.3 MIG Yöntemi**

MIG (Metal Inert Gaz) yöntemi ergiyen elektrod ile parça arasında oluşan ark ile kaynak işleminin gerçekleştiği yöntemdir. İşlem sırasında kaynak havuzu soygazlar yardımıyla ortamdan korunur (Şekil 3.4). Kullanılan gazlar Ar, He ya da bu gazların karışımıdır. He gazı ile yapılan kaynak işleminde, Ar gazının düşük ısı iletkenliğine bağlı olarak daha homojen bir ark elde edilir. Alüminyum alaşımlarının kaynağında en sık kullanılan kaynak yöntemidir.

MIG kaynağında elektrod ucundan kaynak havuzuna metal aktarımı üç farklı şekilde gerçekleşir: Küresel aktarım, spreysel aktarım ve kısa devre aktarımı.

Küresel metal damlası aktarımında, yer çekimine bağlı olarak elektrod çapında ya da elektrod çapından daha büyük çaplarda metal damlaları oluşur. Küresel metal damlası iletiminde genellikle sıçramalar oluşur. Genel olarak, kullanılan gaz türüne bağlı olarak düşük akımlı kaynak işlemlerinde görülür. Spreysel iletim, küresel iletime göre daha yüksek frekanslarda ve kaynak hızlarında görülür. Kritik akım değerlerinde oluşan metal damlası ark boşluğu boyunca elektromanyetik kuvvetler etkisinde hareket eder ve spreysel metal aktarımı oluşur. Kaynak işlemi sırasında elektrod ucu ile kaynak havuzu temas ettiğinde kısa devre oluşur. Oluşan kısa devre etkisi ile elektrod ucundaki metal damlası katılaşır ve göreceli olarak daha düşük sıcaklıklarda (soğuk aktarım) kaynak havuzuna aktarılır. Bu aktarım kısa devre aktarımı olarak adlandırılır.

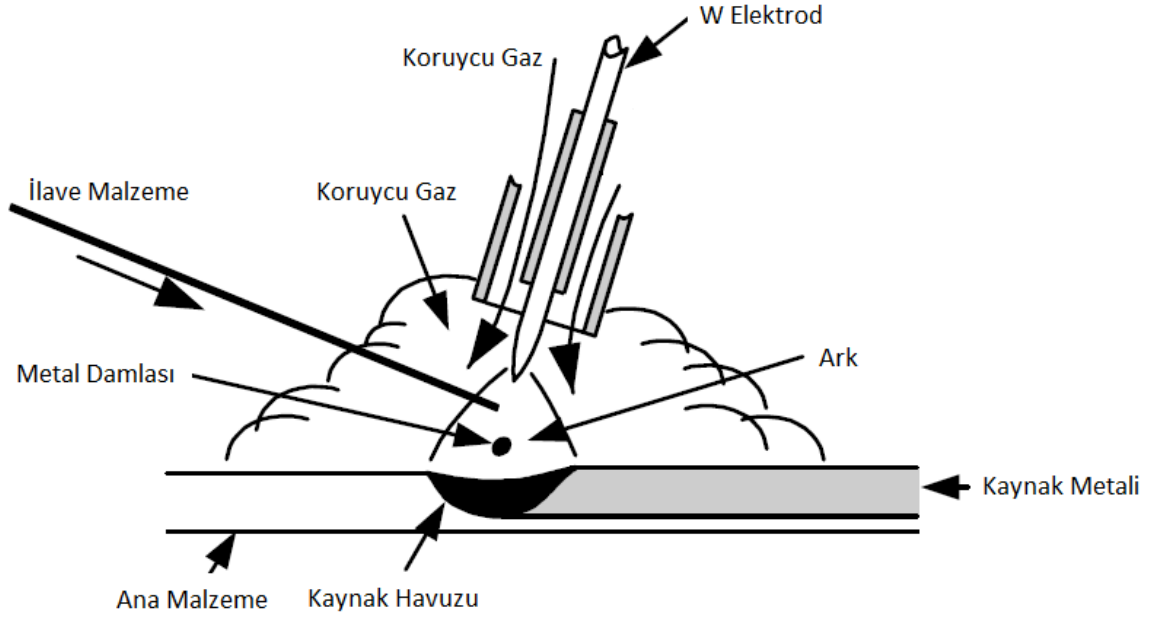
MIG kaynak yönteminde yüksek biriktirme oranları elde edilir. İşlem sırasında kullanılan soygazlar yardımıyla oldukça temiz bir birleştirme elde edilir. Yüksek hızlarda kalın parçaların kaynağı gerçekleştirilebilir. Fakat, bu özellik uzun bir periyod boyunca sürdürülemez ve ark TIG yönteminde olduğu kadar kararlı değildir [77], [81].

### **3.1.4 TIG (WIG) Yöntemi**

TIG yöntemi ergimeyen W elektrod ve Ar, He veya Ar+He gibi koruyucu gaz (soygaz) atmosferinde gerçekleştirilen kaynak yöntemidir. Kaynak yöntemi Şekil 3.5'te görülmektedir. Birleştirilecek malzeme özelliklerine ve kaynak metalinden istenen



özelliklere bağlı olarak CO ve CO<sub>2</sub> gibi aktifleştirici gazlar da gaz karışımına düşük oranlarda ilave edilebilmektedir.



Şekil 3.5 TIG kaynak yöntemi [77]

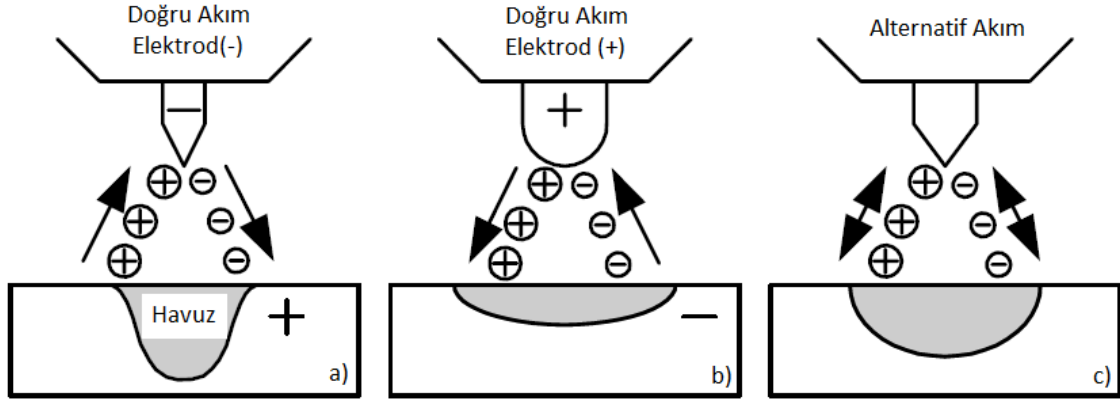
TIG yönteminde üç farklı kutuplama kullanılmaktadır.

**Doğru akım elektrod negatif:** Bu kutuplama yöntemi genel olarak düz kutuplama olarak adlandırılmaktadır. TIG yönteminde en sık kullanılan kutuplamadır. Elektrod (-) kutuba bağlanır. Elektronlar elektroddan iş parçasına doğru geçiş yapar ve ark içerisinde geçerken ivmelenirler(Şekil 3.6a). Elektronları elektroddan koparabilmek için oldukça yüksek bir enerji gerekmektedir. Bu elektronlar iş parçasına girdiklerinde, elektronları elektroddan koparabilmek için harcanan yüksek enerji iş parçasına aktarılır. Böylece ark ucunda yüksek enerji eşdeğeri elde edilirken, elektrod ucunda ise bu değer oldukça düşüktür. Bu yöntemde dar ve derin kaynak dikişleri elde edilir.

**Doğru akım elektrod pozitif:** Bu yöntem ters kutuplama olarak bilinir. Elektrod (+) kutba bağlanır(Şekil 3.6b). Elektronların sağladığı ısıma malzemeye göre W elektrodta daha yüksektir. Bu nedenle elde edilen kaynak dikişi sığdır. Elektrodun yüksek oranlarda ısınması nedeniyle elektrodun ergime riski bulunur. Bu nedenle, büyük çaplı ve su soğutmalı elektrodlar kullanılmalıdır. Pozitif iyonlar tarafından bombalanan kaynak dikişi yüzeyinde oksit tabakası kırılır ve temiz kaynak yüzeyi elde edilir. Bu nedenle

yöntem Al ve Mg gibi yüksek oksit oluşturuucu metallerin ince plakalarının kaynağında kullanılmaktadır.

Alternatif akım: Genellikle Al alaşımlarında kullanılan bir yöntemdir. İyi nüfuziyet ve oksit tabakasından arındırılmış kaynak yüzeyler elde edilir (Şekil 3.6c).



Şekil 3.6 TIG kaynak yönteminde kutuplama çeşitleri a) Doğru akım elektrod (-) b) Doğru akım elektrod (+) c) Alternatif akım [77]

TIG kaynak yönteminde genellikle W elektrodlar kullanılır. Saf W elektrodlar yanında Ce ve Th katkılı elektrodlarda geliştirilmiştir. Katkılı elektrodlar ile yüksek elektron yayma kabiliyeti ve akım taşıma kapasitesi sağlanır. Bu elektrodlar ile arkın başlaması ve ark kararlılığı daha kolay sağlanır. Özellikle, elektrodun ergimesinin önüne geçmek amacıyla yüksek elektron yayma kabiliyeti istenir. Elektron yayma kabiliyetinin artmasıyla, iş parçası, elektrod ucuna göre daha fazla ısınır ve elektrodun ergimesi engellenir.

TIG yönteminde koruyucu gaz olarak Ar ve He kullanılmaktadır. İyonlaşma enerjisinin He'ye göre daha düşük olması nedeniyle, Ar kullanımında arkın başlaması daha kolay gerçekleşir ve ark boyunca elektriksel gerilimdeki düşüş daha azdır. Ar, He'ye göre daha ağırdır ve bu nedenle koruyuculuğu daha fazladır (Çizelge 3.2). Ayrıca, Ar'nin oksit temizleme özelliğinin daha iyi olması ve daha ucuz olması nedeniyle TIG yönteminde koruyucu gaz olarak kullanımı daha yaygındır.

He gazı kullanımında ark boyunca yüksek oranlarda elektriksel gerilim değişimi görülür. Fakat He kullanımı ile yüksek güç girdisi ve ark uzunluğu değişimine karşı yüksek hassasiyet elde edilir. Böylece, kalın malzemelerin kaynağı ve yüksek kaynak hızlarının

kullanımı mümkün olur. Ayrıca He kullanımı, otomatik TIG kaynağında ark uzunluğunun daha iyi kontrolünü sağlar.

TIG yöntemi, ısı girdisine bağlı olarak ince kesitli malzemelerin kaynağı için uygundur. İlave malzemenin kaynak havuzuna beslenme oranı kaynak akım değerinden bağımsızdır. Böylece kaynak dikişindeki ilave malzeme oranı istenen kaynak dikişi özelliklerine göre değiştirilebilmektedir. TIG yöntemi temiz bir kaynak yöntemidir. Bu nedenle, Ti, Zr, Al ve Mg gibi reaktif metallerin kaynağında kullanılan bir yöntemdir.

TIG yönteminde elde edilen metal biriktirme oranı düşüktür. Ayrıca, yüksek akım değerleri elektrod ucunda ergimeye neden olur. Bu nedenle kaynak dikişinde kırılğan W inklüzyonları oluşur. İlave malzemelere ön ısıtma uygulanmasıyla biriktirme oranı bir miktar arttırılabilmektedir [31], [77], [80].

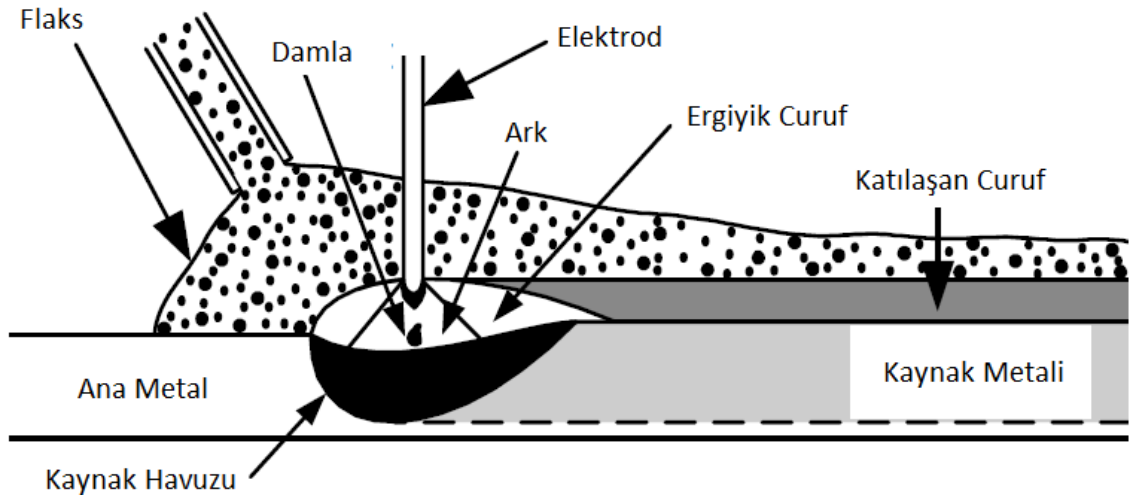
Çizelge 3.2 Kaynak yöntemlerinin uygulanabileceği alaşımlar ve parça kalınlıkları [77]

Gaz	Kimyasal Sembol	Molekül Ağırlığı (g/mol)	İyonizasyon Potansiyeli (eV)
Argon	Ar	39,95	15,7
Karbon dioksit	CO <sub>2</sub>	44,01	14,4
Helyum	He	4,00	24,5
Hidrojen	H <sub>2</sub>	2,016	13,5
Azot	N <sub>2</sub>	28,01	14,5
Oksijen	O <sub>2</sub>	32,00	13,2

### 3.1.5 Tozaltı Kaynak Yöntemi

Tozaltı kaynak yönteminde, ergiyen elektrod ve iş parçası arasında oluşan ark yardımıyla kaynak işlemi gerçekleştirilir. Kaynak havuzu flaks adı verilen tozlar

kullanılarak ortamdan soyutlanır. Tozaltı kaynak yöntemi diğer ark kaynağı yöntemlerinden ayrılır. Kullanılan örtü nedeniyle ark, toz içerisine gömülmüştür ve görünmez. Tozaltı kaynak yönteminde kaynak işleminin gerçekleştirilmesini sağlayan sistem hareketlidir. Toz besleme ünitesi, torç ile birlikte hareket eder (Şekil 3.7). Kaynak işlemi sırasında kullanılan tozun işlem yapılan bölgeyi tamamen sarması nedeniyle gaz kullanımına ihtiyaç duyulmaz. Genellikle, doğru akım ve elektrod (+) kullanılır.



Şekil 3.7 Tozaltı kaynak yöntemi [77]

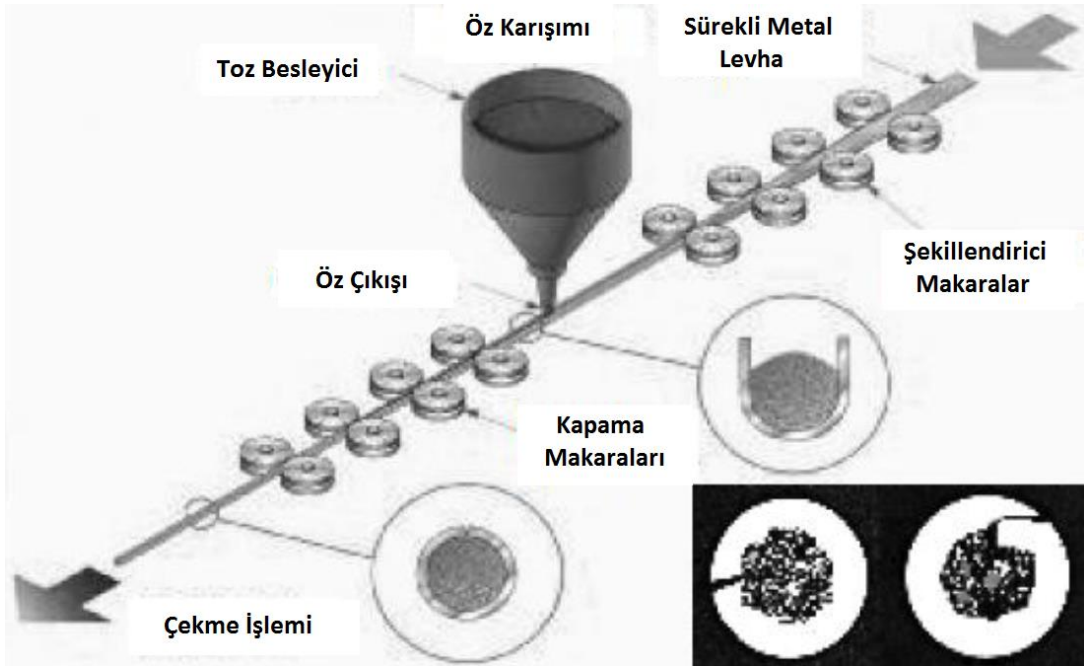
Tozaltı kaynak yönteminde kullanılan toz sayesinde oldukça temiz bir kaynak işlemi gerçekleştirilir. Yöntemin tamamen toz altında gerçekleştirilmesi nedeniyle yüksek akımlarda dahi sıçrama ve ısı kaybı gerçekleşmez. Biriktirme oranını arttırmak ve kaynak bileşimini kontrol etmek amacıyla yöntemde kullanılan toza alaşım elementleri ve metal tozları ilave edilebilmektedir. Yüksek biriktirme oranları nedeniyle iş parçalarının kalınlığının diğer ark kaynağı yöntemlerinden daha büyük olması gerekir. Yöntemin en önemli dezavantajları her pozisyonda kaynağa izin vermemesi ve yüksek ısı girdisi nedeniyle kaynak edilen parçalarda yüksek oranda çarpılmaların görülebmesidir [77].

### 3.1.6 Özlü Tel Ark Kaynağı

Özlü tel ark kaynağı kullanılan öz yardımıyla sağlanan yüksek verimlilik nedeniyle son yıllarda en sık kullanılan kaynak yöntemlerinden biridir. Örtülü elektrodlar ile

gerçekleştirilen kaynak işlemlerinde yaşanan zorlukları gidermek amacıyla özlü tel ark kaynak yöntemi öne çıkmıştır. Özellikle, özlü tel kullanımı ile gerçekleştirilen gaz altı ark kaynak yöntemlerinde üretim kapasitesi önemli oranda artmaktadır.

Örtülü elektrod içerisindeki örtü bileşenlerini elektrod içerisinde bulunduran örtülü elektrodlar ters elektrod olarak adlandırılmaktadır. Özlü tel ile yapılan kaynak işleminde, yüksek ergime gücü, sürekli bir kaynak işlemi için otomasyona uygunluk, her pozisyonda kaynak işleminin gerçekleştirilebilmesi, kolay uygulanabilir olması ve yüksek mekanik özelliklere sahip düzgün kaynak gerçekleştirilebilmesi gibi özelliklere sahiptir. Özlü kaynak teli, içerisinde çeşitli metal ve mineral tozu bulunduran küçük çaplı boru şeklindeki bir kaynak sarf malzemesidir. Tel içindeki özün kimyasal bileşimi, kaynak işlemi sonrası elde edilecek olan malzeme özellikleri üzerinde etkilidir. Özlü tellerin üretimi, diğer kaynak tellerinin üretiminden oldukça farklıdır [32], [82]. Özlü tel üretimi ve üretim sonrası özlü telin birleşme türleri Şekil 3.8’de görülmektedir.



Şekil 3.8 Özlü tel üretimi (a) ve birleşme türleri (b) [83]

Özlü tel üretimi için elektrod malzemesi olarak kullanılacak olan band üretim bandına beslenir. Şekillendirici makaralardan geçerek ‘U’ formuna getirilen elektrot malzemesi öz haznesine gelir ve istenen öz bileşimi ‘U’ formundaki banda beslenir. Bu işlemin

ardından kapama makaralarından geçen malzeme 'O' formuna sahip olur. Son olarak üretilen özlü tek çekme işleminden geçerek istenen elektrod çapına indirilir.

Özlü telin özünü oluşturmak amacıyla kullanılan bileşenler ve bu bileşenlerin görevleri Çizelge 3.3'te görülmektedir.

Çizelge 3.3 Öz bileşenleri ve görevleri [32]

Bileşen	Kullanım Amacı
Al	Dezoksidasyon
B	Tane oluşumunu teşvik etmek
Ca	Koruma ve cüruf oluşumu
C	Sertlik ve dayanım artışı
Cr	Korozyon dayanımını, sertliği ve mekanik özellikleri artırmak
Fe	Alaşım elementi olarak
Mn	MnS oluşturarak yüksek sıcaklık özelliklerini geliştirmek
Mo	Sertlik ve dayanım artışı
Ni	Sertliği, mekanik özellikleri ve korozyon direncini arttırmak
K	Arkı kararlı hale getirmek ve cüruf oluşturmak
Si	Dezoksidasyon ve cüruf oluşumu
Na	Arkı kararlı hale getirmek ve cüruf oluşturmak
V	Dayanımı arttırmak
Ti	Karbonu stabilize etmek, cüruf oluşturmak
Zr	Dezoksidasyon ve cüruf oluşturmak

Özlü telde özün görevleri aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Kaynak metalinde istenen kimyasal bileşimi sağlayarak kaynak dikişinde istenen mekanik özellikleri ve korozyon dayanımını sağlamak.
- Cüruf oluşumunu sağlayarak kaynak banyosunu ortamdaki H, O ve N'den korumak.
- Cüruf-banyo reaksiyonları ile kaynak banyosunda istenmeyen bileşenleri en aza indirmek.
- Kaynak banyosunda alaşımlandırma yapmak.

- Kaynak dikişinin istenen formda oluşmasını sağlamak.

Özlü tellerin rutil, bazik ve metal özlü olmak üzere 3 farklı türü bulunmaktadır. Rutil karakterli özlü teller yumuşak ark karakteristiği, iyi kaynak kabiliyeti, cürufun kolay kaldırılması ve iyi dikiş görüntüsü gibi özelliklere sahiptir. Bazik özlü teller, yüksek mekanik özellikleri nedeniyle ince taneli ve yüksek dayanımlı çeliklerde kullanılır. Metal esaslı öz içeriğine sahip olan özlü teller ise sprej ark karakterinde yatay pozisyonda yüksek metal yağma hızına sahiptir.

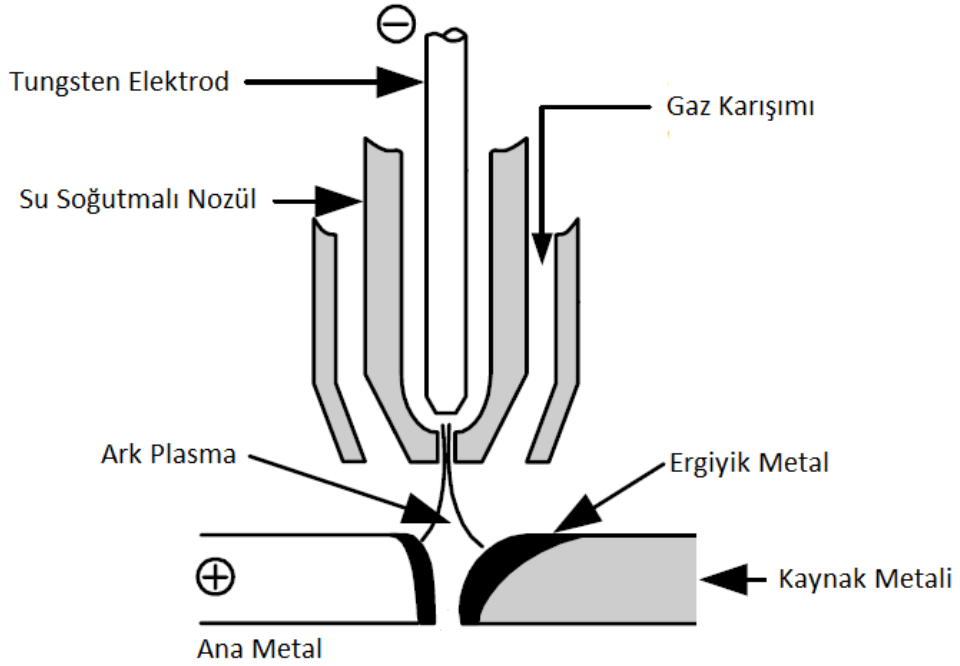
Özlü tel ile kaynak uygulamalarında elektrod ile iş parçası arasında oluşan ark, kaynak işlemi için gerekli olan ısıyı sağlar. İyonize olmuş gaz ortamını ark oluşturur. Gaz molekülleri ayrışır ve atomlar elektron kaybederek iyonlaşır. Bu şekilde pozitif gaz iyonları, (+) kutuptan (-) kutba, elektronlar da (-) kutuptan (+) kutba doğru hızla hareket eder. Ark ısısının % 95'i elektronlar %5' i iyonlar tarafından taşınır ve elektrod ile iş parçası ergiyerek kaynak işlemi gerçekleştirilir.

Özlü teller kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemlerinde koruyucu gaz kullanılması halinde asal, aktif ya da karışım gazları kullanılmaktadır [84]. Paslanmaz çeliklerin MIG kaynağında genel olarak %1-2 civarında O<sub>2</sub> ve CO<sub>2</sub> gibi oksitleyici bileşen içeren Ar kullanılır. Saf Ar veya He ile bunların karışımının kullanılması sonucu ortaya kararsız bir ark çıkar. Koruyucu asal gaza bir miktar O<sub>2</sub> veya CO<sub>2</sub> katılması ile ark kararlılığı sağlanmış olur. Ayrıca bu gazların kullanımı ile metal damlalarının yüzey gerilimi düşer. Özellikle sprej ark yönteminde daha dengeli bir ark elde edilir.

Kaynak yüzeyindeki oksitlenme ve oksitlenme kaybı nedeniyle gerçekleşen alaşım kaybı O<sub>2</sub> ve CO<sub>2</sub> kullanımını sınırlandıran nedenlerdir. Ayrıca, bu gazların kullanımında kaynak dikişinin C miktarındaki artış da bir diğer sorundur. Koruyucu gaz içerisindeki oksitleyici bileşenlerin artması Mn, Cr ve Si kayıplarının da artmasına neden olur. Esas metal ile kaynak metalinin uyumunu sağlayabilmek için kaynak telinin, oksitlenme kayıplarını karşılayacak bileşimde olması gerekir [32], [85], [86].

### 3.1.7 Plazma Ark Kaynağı

Plazma ark kaynağı, TIG kaynağına benzer bir kaynak yöntemidir. İşlem sırasında ark, Wolfram elektrod ve iş parçası arasında oluşur. TIG yönteminden farklı olarak, su soğutmalı bir memeden daraltılmış olarak bir plazma arki oluşur (Şekil 3.9). Bu plazma arkının hızı ve enerji yoğunluğu yüksektir. Plazma arkının sıcaklığı 30000 °C – 40000 °C değerine kadar ulaşır. Genellikle, 3 -10 mm kalınlığındaki malzemeler kaynak edilir. Plazma gazı olarak argon ve TIG kaynağında kullanılan kök koruma gazları kullanılır. Plazma ark kaynağının en önemli sorunu ise uygun değişkenlerin seçilmemesi durumunda beklenen kaynak kalitesinin elde edilememesidir. Ayrıca, plazma ark kaynak yönteminde ilk yatırım maliyeti oldukça yüksektir.



Şekil 3.9 Plazma kaynağı [77]

Plazma ark kaynak yöntemi TIG kaynağına göre daha üstün bir yöntemdir. Ark uzunluğundaki değişimlere, plazma ark kaynak yönteminin hassasiyeti daha düşüktür. TIG yönteminde oluşan düşük ark uzunluğu nedeniyle elektrod kaynak havuzu ile temas edebilmekte ve elektrod ömrü azalmaktadır. Ayrıca, elektrodun kaynak havuzu ile teması nedeniyle kaynak metali kirlenmektedir. Plazma ark kaynak yönteminde ise elektrodun bir meme içinde bulunması nedeniyle böyle bir sorun ile karşılaşılmamaktadır [77].



### **3.1.8 Elektron Işın Kaynağı**

Elektron ışın kaynağı yöntemi, bir filamandan koparılan elektron ışınlarının malzemede oluşturduğu ısıl etkiler ile gerçekleştirilen kaynak yöntemidir. Elektron tabancasının katodunda bulunan filaman ısıtıldığında, filamandan elektronlar koparılır. Filamandan koparılan elektronlar, (-) yüklü elektrod ile anod arasındaki elektrik alan yardımıyla hızlandırılır. Anod içindeki bir delikten geçen elektronlar, bir bobin yardımıyla iş parçası yüzeyine yönlendirilir. Bu elektron demeti kullanılarak kaynak işlemi gerçekleştirilir. Elektron ışın kaynağı bir vakum haznesinde gerçekleştirilir. Elektron demetinin çapı çevre basıncı düştükçe düşer ve elektronların hava moleküllerine çarpıp dağılma ihtimali azalır. Bu nedenle işlem vakum ortamında gerçekleştirilir.

İşlem birçok avantaja sahiptir. Elektron ışın kaynağında yüksek güç yoğunluğu sayesinde kalın parçalarda dahi tam nüfuziyet ile kaynak işlemi gerçekleştirilebilmektedir. Ark kaynak yöntemleri ile birden çok pasoda kaynak edilen parçalar, bu yöntem ile tek pasoda birleştirilebilmektedir. Ayrıca, birim uzunluktaki toplam ısı girdisi diğer kaynak yöntemlerine göre oldukça küçüktür. Bu nedenle, kaynak bölgesi dardır ve çarpılmalar düşük orandadır. İşlemin vakum ortamında yapılması nedeniyle reaktif ve refrakter metaller kaynak edilebilmektedir. Hızlı bir kaynak yöntemi olması nedeniyle, intermetalik faz oluşumu gerçekleşmeden farklı metal çiftleri kaynak edilebilmektedir. Elektron ışın kaynağının en önemli dezavantajı ise yatırım maliyetinin oldukça yüksek olmasıdır [77], [80].

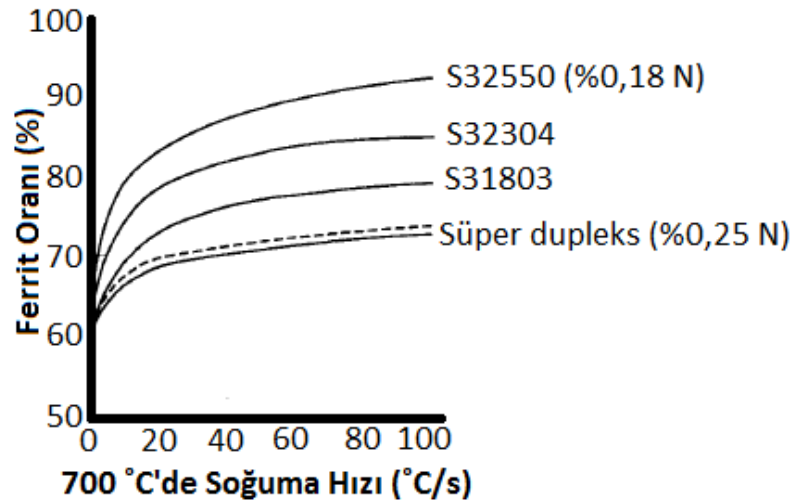
### **3.1.9 Laser Kaynağı**

Laser ışını, bir maddenin dışarıdan verilen bir uyarı ile uyarılarak etrafa yaydığı fotonlar ile elde edilir. Yayılan fotonların bir kısmı, foton oluşumunun gerçekleştiği kapalı ortamın rezonatör yüzeylerine çarparak yeni fotonların yayılmasına neden olur. Bu şekilde gerçekleşen zincirleme işlem ile eş fazlı bir ışın demeti oluşur. İstenen büyüklüğe ulaşan ışın demeti yarı geçirgen aynadan geçerek istenen doğrultuda yönlendirilir. Laser ışınının oluşması için gerekli olan dış enerji sisteme kimyasal, elektriksel ya da optik olarak iletilir. Günümüzde en sık kullanılan laser türleri CO<sub>2</sub> ve Nd:YAG laserleridir.

Laser ışının kaynaklı imalatlarda kullanılması, elektron ışın kaynağının sağladığı avantajlara benzer avantajlar sağlamaktadır. Laser ışını iş parçasında oldukça düşük bir ısı etki oluşturur ve böylece dar bir kaynak bölgesi elde edilir. Ayrıca, düşük ısı girdisi nedeniyle malzemede oluşan çarpımalarda oldukça düşük oranlardadır. Kaynak işlemi hızlıdır. Laser kaynağının en önemli dezavantajı ise ilk yatırım maliyetinin yüksek olmasıdır [77], [87].

### 3.2 Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Kaynak Metalurjisi

Dupleks paslanmaz çeliklerin ilk türleri yüksek C içeriğine sahiptir ve ferrit bakımından zengin bir mikroyapıya sahiptir. Yapı içerisinde düşük oranlarda östenit oluşumu görülmekte, fakat östenit fazı oluşumu nedeniyle karbür çökmesi gerçekleşmektedir. Karbür oluşumu nedeniyle malzemede taneler arası korozyon görülmektedir. Dupleks paslanmaz çeliklere N ilavesi ile C oranı azaltılabilmiş, ferrit-östenit oranı açısından daha dengeli bir mikroyapı elde edilmiş ve malzemede taneler arası korozyon oluşumu engellenmiştir. Elde edilen bu metalurjik gelişmelere rağmen, özellikle dupleks paslanmaz çeliklerin mikroyapısal olarak hassas bir dengeye sahiptir.



Şekil 3.10 Kaynakta N oranının ve soğuma hızının ferrit oranı üzerindeki etkisi [1]

Kaynak edilen malzemelerde kaynak bölgesi ikiye ayrılır; kaynak dikişi ve ısı etkisi altındaki bölge (IEAB). Kaynak dikişi ergimenin olduğu ve birleşmenin gerçekleştiği bölgedir. IEAB ise herhangi bir ergimenin olmadığı, fakat kaynak dikişinde ergimeye

bağlı olarak ortaya çıkan ısıdan etkilenen ve özellikleri değişen bölgedir. IEAB yüksek sıcaklık ve düşük sıcaklık bölgesi olmak üzere ikiye ayrılır. Kaynak dikişine daha yakın olan ve ısıdan daha fazla etkilenen bölge yüksek sıcaklık bölgesi, ana malzemeye yakın olan ve ısıdan daha az oranlarda etkilenen bölge ise düşük sıcaklık bölgesi olarak adlandırılır.

Kaynak uygulamalarında istenen IEAB zelliklerinin sağlanabilmesi amacıyla alaşımlamanın limitlere en uygun şekilde yapılması hedeflenir.

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında IEAB zellikleri incelendiğinde yüksek sıcaklık ve düşük sıcaklık bölgelerinde iki farklı oluşum görülür. Kaynak dikişinde ortaya çıkan yüksek ısı değerine bağlı olarak IEAB'ın yüksek sıcaklık bölgesinde %70 değerine kadar ferrit oluşumu görülür. Dupleks paslanmaz çeliğin içerdiği N oranı arttıkça IEAB'ta oluşan ferrit oranı azalır (şekil 3.10). Ayrıca, yüksek oranda ısı geçişine bağlı olarak ferrit tane sınırında yayılım kontrollü ostenit oluşumu görülür ve Widmanstatten yapısı oluşur. Ferrit tane boyutu arttıkça ostenit oluşumu gecikmektedir.

Kaynak işlemi sırasında kullanılan ilave malzemelerin bileşimi de IEAB zellikleri üzerinde etkilidir. Ni oranı yüksek ilave malzemeler kullanıldığında, kaynak işlemi sırasında birleşme bölgesine IEAB'ın yüksek sıcaklık bölgesinden N yayılımı gerçekleşmektedir. Bu yayılım olayına bağlı olarak IEAB'ta N oranı azalmakta ve yüksek sıcaklık bölgesinde kaynak işlemi sonrasında ferrit oranı artmaktadır.

IEAB'nin düşük sıcaklık bölgesinde ise özellikler ana malzeme özelliklerine oldukça yakındır. Düşük sıcaklık bölgesinde düşük soğuma hızlarında belirli dönüşümler gerçekleşir. Düşük soğuma hızları bu bölgede intermetalik fazların oluşumuna neden olur.

Kaynak işlemi sırasında ortaya çıkacak olan soğuma hızı IEAB'ın yüksek sıcaklık bölgesinde istenen ostenit miktarının oluşumunu sağlayacak kadar yavaş, IEAB'ın düşük sıcaklık bölgesinde ise intermetalik faz oluşumunu engelleyecek kadar hızlı olmalıdır. İstenen zelliklerin oluşmasını sağlayacak olan soğuma hızını etkileyen temel iki değişken, ark enerjisi ve en yüksek pasolar arası sıcaklık değeridir. Bu değişkenlerin

yanında parça şekli ve boyutu ile malzeme kalınlığına bağılı olarak ortaya çıkan metal çekmesi de önemli değişkenlerdir.

Dupleks paslanmaz çeliklerde soğuma hızının malzeme özellikleri üzerindeki etkisini belirlemede uygulamayı daha kullanılabilir hale getirmek için iki farklı sıcaklık aralığındaki soğuma davranışı öne çıkarılmıştır. Bu sıcaklık aralıkları 1200 °C – 800 °C ve 800 °C – 500 °C aralıklarıdır. Genel olarak ikincil faz oluşumunun gerçekleştiği sıcaklık aralığı olması nedeniyle 800 °C – 500 °C sıcaklık aralığındaki soğuma hızı oldukça önemlidir. 1200 °C – 800 °C sıcaklık aralığı ise ferrit ve östenit dengesinin oluşmasında etkili olması nedeniyle önemlidir. Genel olarak 800 °C – 500 °C sıcaklık aralığının 8-30 saniye arasında, 1200 °C – 800 °C sıcaklık aralığının ise 4-15 saniye arasında geçilmesi belirtilir.

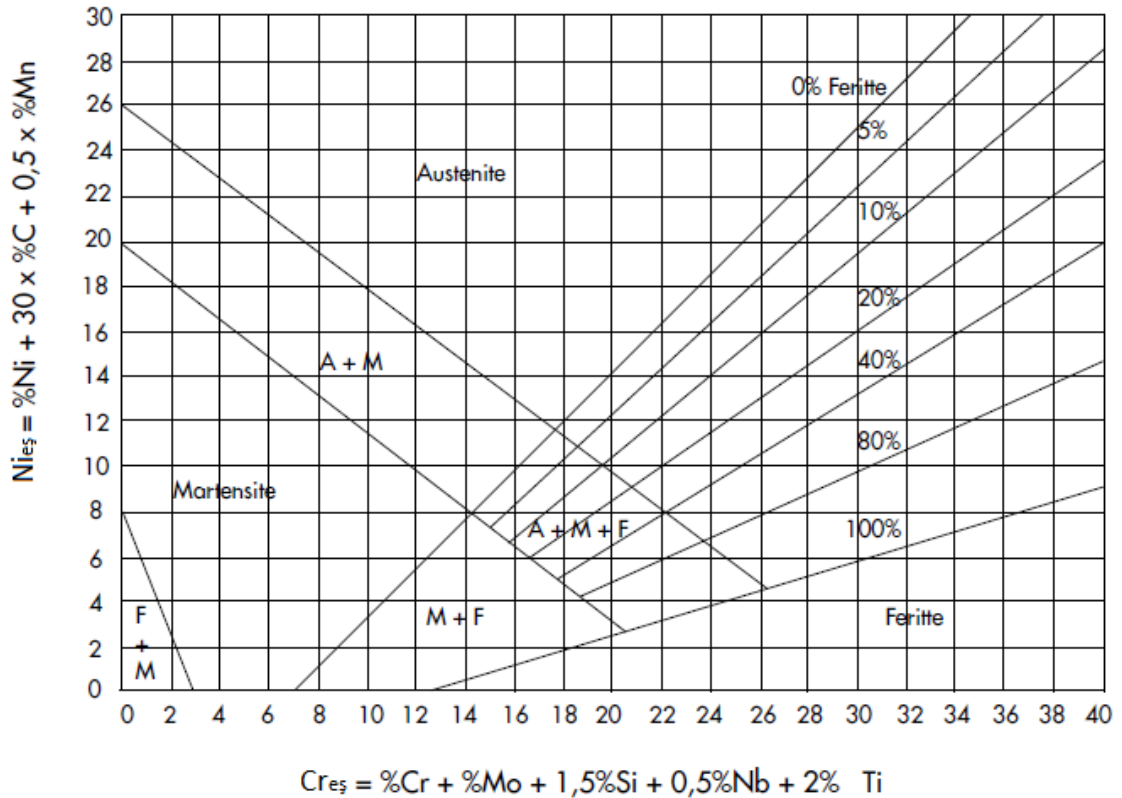
Kaynak dikiş, ana malzemeden ve IEAB'tan çok farklı özellikler sergiler. Kullanılan ilave malzemeye göre oluşan farklı kimyasal bileşime ve işlem sırasındaki ısı girdisine bağılı olarak kaynak dikiş mikroyapısı ve özellikleri farklılık gösterir. Kaynak dikişinin özelliklerini belirleyen en önemli oluşum mikroyapıdır ve kaynak dikişinin mikroyapısı Cr ve Ni eşdeğerliğine bağılı olarak Schaeffler diyagramından belirlenir. Ayrıca teknolojik gelişmelere bağılı olarak kaynak dikiş mikroyapısının belirlendiği farklı diyagramlarda geliştirilmiştir.

Paslanmaz çeliklerde kaynak işlemi sonrası oluşabilecek mikroyapının belirlenmesinde Schaeffler, DeLong, Espy ve WRC diyagramları kullanılır. Bu diyagramlarda  $Cr_{eş}$  ve  $Ni_{eş}$  hesaplamalarında ve diyagramların belirledikleri sınırlarda farklılıklar bulunmaktadır. Kaynak mikroyapısının belirlenmesinde Schaeffler ve DeLong diyagramları öne çıkmıştır.

Krom eşdeğeri ve nikel eşdeğeri eşitlikleri metal ve alaşımların içerdiği alaşım elementlerine göre belirlenmiş değerlerdir. Östenit ve ferrit fazlarını kararlı hale getiren alaşım elementlerinin etkinliklerine göre belirlenen katsayılarla birlikte, metal ve alaşım kimyasal bileşimindeki oranları da bu eşitliklerde yer almaktadır [31], [88]. Bu diyagramların yanında Magne Gage, Severn Gage, Fischer Gage ve Feritscope gibi cihazlar yardımı ile paslanmaz çelikler içerisindeki ferrit miktarı belirlenebilmektedir [89], [90], [91].

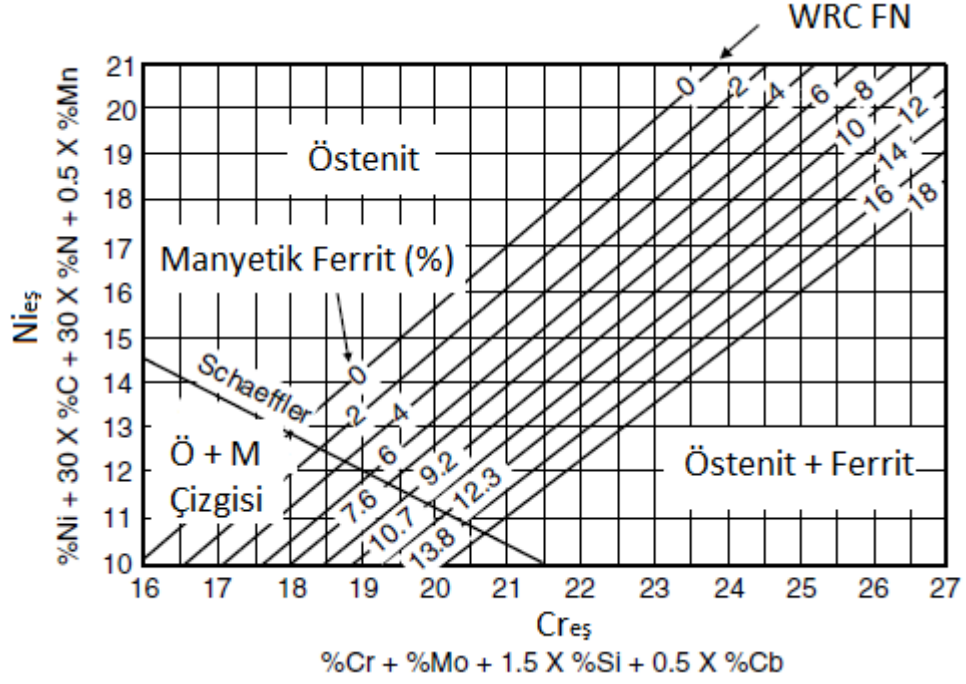
Paslanmaz çelik kaynağında kaynak edilecek malzemede ve kaynak dikişinde  $\delta$ -ferritinin saptanması ile ilgili ilk çalışmalar 1949 yılında Anton Schaeffler tarafından yapılmıştır. Schaeffler diyagramında (Şekil 3.11), ferriti kararlı hale getiren alaşım elementleri  $Cr_{eş}$  değeri olarak yatay eksende, östeniti kararlı hale getiren alaşım elementleri ise  $Ni_{eş}$  olarak dikey eksende yer almaktadır. Schaeffler diyagramında yüksek azot içeriği dikkate alınmamıştır. Bu nedenle, Schaeffler diyagramı en fazla %0,1 N içeren paslanmaz çelikler için kullanılabilir. Yüksek Mn içeren paslanmaz çelikler için de kullanımı uygun görülmemektedir. Diyagramın içerdiği sınırlamalar üzerinde çalışılmış, daha hassas ve doğru sonuçlar alınabilecek diyagramlar geliştirilmiştir.

Schaeffler diyagramı günümüzde halen paslanmaz çeliklerin üretimi, paslanmaz çelik elektrotların geliştirilmesi ve bu tür çeliklerin kaynak edilmesi konularında yaygın olarak kullanılmaktadır [31], [32], [92].

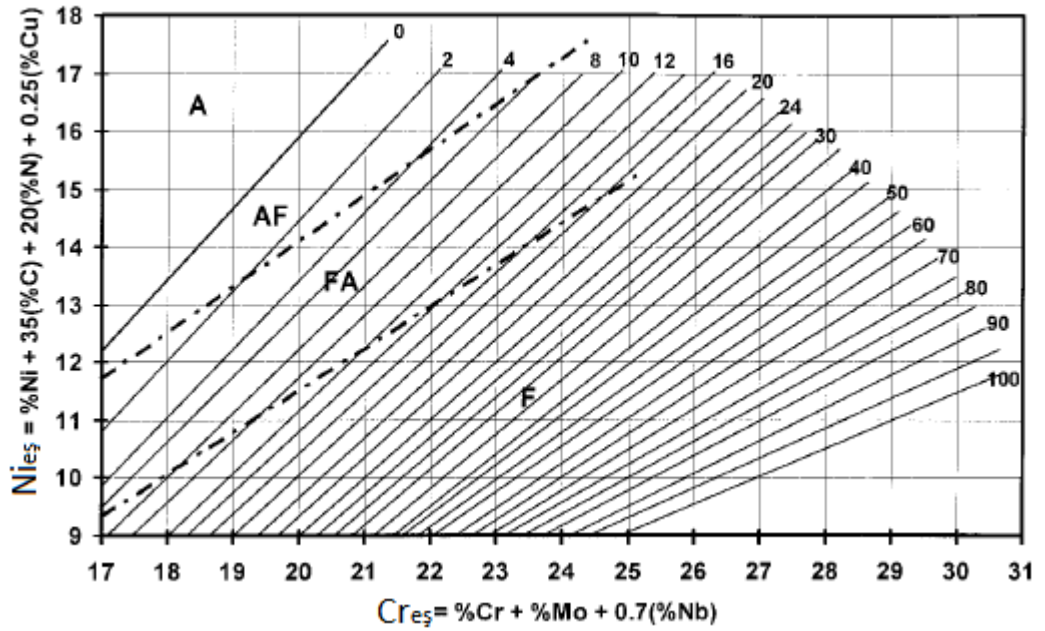


Şekil 3.11 Schaeffler diyagramı [88]

Schaeffler diyagramı, denge diyagramı karakteri taşımaktadır. Bu nedenle Schaeffler diyagramında elde edilen sonuçlar dengeli soğuma koşulları içindir. Fakat, kaynak işleminin pratik uygulamalarında genellikle dengeli soğuma koşulları ortaya çıkmaz. Bu nedenle Schaeffler diyagramının verdiği sonuçlar hassas değildir.



Şekil 3.12 DeLong diyagramı [77]



Şekil 3.13 WRC 1992 diyagramı [77]

DeLong diyagramı (Şekil 3.12) N'nin östenit fazını kararlı hale getirmesini Nieş eşitliğinde hesaba katmaktadır. Özellikle, N'nin östenit fazını kararlı hale getirmesindeki etkisi Ni'ye göre çok daha fazladır. DeLong diyagramında ferrit oranı yerine ferrit numarası (FN) kavramı geliştirilmiştir. Düşük ferrit oranları için ferrit oranı ile ferrit numarası hemen hemen birbirine eşittir. DeLong diyagramı 18 FN değerine kadar kullanılabilir.

1980'li yıllarda Schaeffler ve DeLong diyagramlarının kullanımını genişletmek, diyagramları geliştirmek amacıyla çalışmalara başlanmış ve 1988 yılında WRC diyagramı ortaya konmuştur. DeLong diyagramı 18 FN değerine kadar kullanılabilirken, WRC diyagramı 100 FN değerine kadar kullanılabilir.

WRC 1988 diyagramının farklı metal birleştirmeleri ve Cu içeren paslanmaz çelikler için kullanımında sorun yaratması nedeniyle WRC 1992 (Şekil 3.13) diyagramı geliştirilmiştir. Cu'nun Nieş'e olan etkisi belirlenmiş ve Nieş eşitliğine ilave edilmiştir. % 0,2'den fazla N içeren çelikler ile % 10'dan fazla Mn içeren çelikler için WRC Diyagramı uygun değildir [30], [31].

### KAYNAK İŞLEMİNİN MATEMATİKSEL İNCELEMESİ

Kaynak işlemi, ısı, basınç veya her ikisinin yardımıyla aynı ya da farklı iki malzemenin birleştirilmesi işlemidir. İşlem sırasında var olan ısı ve basınç, özellikle kaynak dikişi ve IEAB'ta mikroyapısal ve mekanik özellik değişimlerine neden olur. Kullanılan kaynak parametrelerine göre, kaynak işlemi sırasında ve sonrasında ortaya çıkacak özellik değişimlerinin önceden modellenmesi, en uygun kaynak parametrelerinin daha ekonomik olarak ortaya çıkartılmasına olanak sağlamaktadır.

Daha önce belirtildiği gibi kaynak işlemi sırasında enerjinin iki farklı formu gerekli olmaktadır; ısı ve basınç. Gerekli olan ısı ve basınç, kimyasal, elektriksel ve mekanik enerji kaynakları olmak üzere üç farklı yoldan temin edilmektedir. Kaynak işlemi için kullanılan enerji kaynakları aşağıdaki gibi sıralanabilir [80].

- Kimyasal kaynaklar:** Oksijen ile gerçekleşen yanma reaksiyonları, ekzotermik katı faz sentezleme reaksiyonları (Aluminotermik kaynak).
- Elektriksel kaynaklar:** Elektrik ark, elektriksel direnç ve yüksek yoğunluklu ışın.
- Mekanik kaynaklar:** Sürtünme, ısı kaynaklı basınç.

Mekanik etkiler kaynak sırasında kaynak edilen malzemelerde çarpılma ya da hasar gibi olumsuz etkiler meydana getirebilir. Kimyasal ve elektriksel kaynakların ürettiği ısı ise iç gerilmeler nedeniyle şekil değişikliğine neden olurken, kaynak edilen parçaların ısı iletkenliğine, kaynak edilen parçaların görmüş olduğu işlemlere, malzemenin kimyasal bileşimine ve kaynak parametrelerine bağlı olarak mikroyapısal değişimlere neden olur. Ayrıca kaynak işlemi sırasında iş parçasına aktarılan ısı, kaynak dikişinin ve ısı etkisi altında kalan bölgenin (IEAB) boyutunu ve geometrisini belirler. Kaynak işlemi sırasında



işlem parametrelerine göre matematiksel olarak ifade edilebilecek değerler şunlardır: Kaynak işlemi sırasında oluşan ısı akışı, ön ısıtmanın etkisi, kaynak işlemi sırasında malzemenin herhangi bir yerinde oluşan en yüksek sıcaklık değeri, IEAB genişliği, soğuma hızı ve katılma hızı [80], [93].

#### 4.1 Kaynak İşleminde Isı Girdisinin Matematiksel İncelenmesi

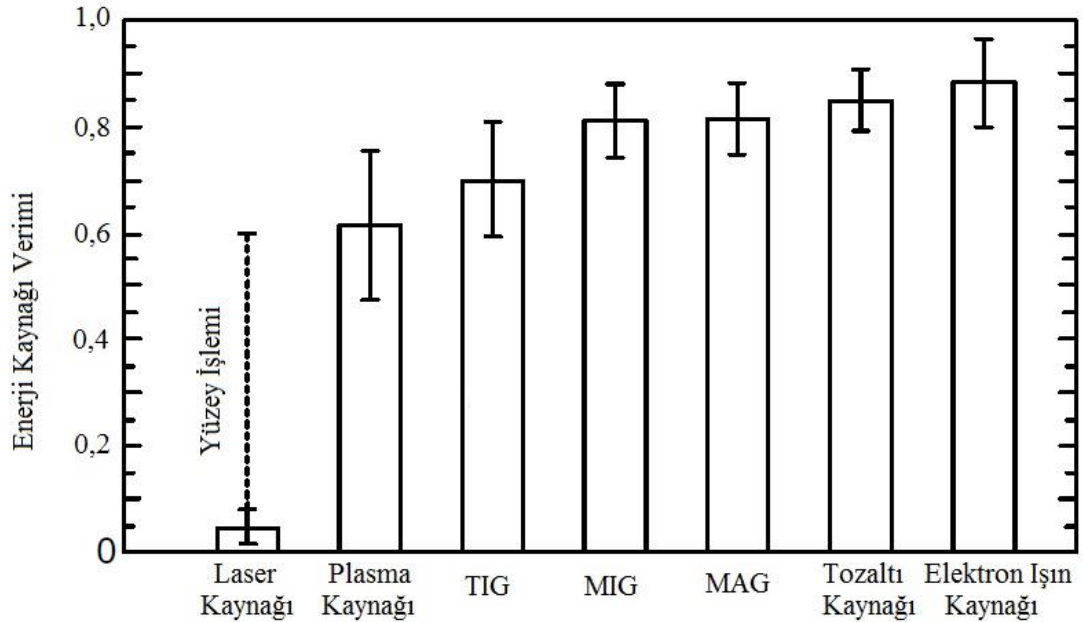
Kaynak işlemi sırasında ortaya çıkan ısı nedeniyle meydana gelen değişimler kaynak parametrelerine bağlıdır. Ark kaynağında ortaya çıkan ısı (4.1)'de verilmiştir.

$$H = P/v \quad (4.1)$$

(4.1)'de  $H$  ısı kaynağı tarafından üretilen ısı değerini,  $P$  (W) ısı kaynağının gücünü ve  $v$  (mm/sn) kaynak hızını gösterir. Elektrik ark kaynağı için eşitlik aşağıdaki gibi yazılabilir (4.2).

$$H = E \times I/v \quad (4.2)$$

(4.2)'de  $E$  değeri elektriksel gerilim (V) değerini,  $I$  ise akım (A) değerini göstermektedir.

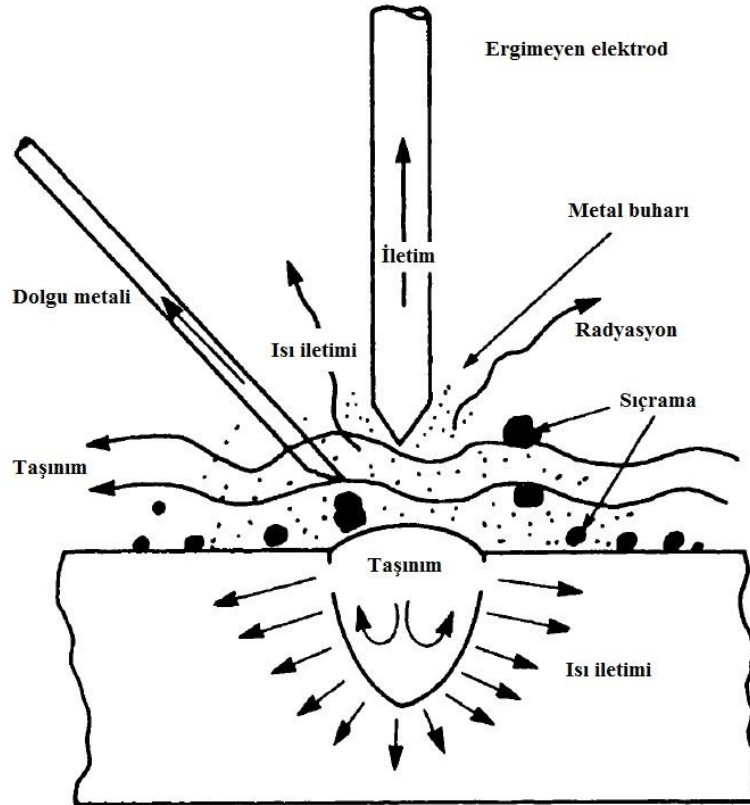


Şekil 4.1 Kaynak yöntemlerinin verimliliğinin karşılaştırılması [77]

Kaynak işleminde güç kaynağı tarafından üretilen ısının tamamı kaynak bölgesine aktarılamaz. Kullanılan kaynak yöntemine, kaynak edilen malzeme özelliklerine ve kaynak parametrelerine bağlı olarak kayıplar ortaya çıkar. Bu kayıplara bağlı olarak kaynak verimliliği karşılaştırılmalı olarak farklı kaynak yöntemlerine göre Şekil 4.1’de verilmiştir.

Kaynak işlemi sırasında üretilen enerjiyi malzemelerin birleştirilmesinde en verimli kullanan kaynak yöntemi elektron ışın kaynağıdır. Laser kaynağında hızlı bir kaynak işlemi gerçekleştirilmekle beraber enerji kayıpları yüksektir.

Geleneksel kaynak yöntemleri karşılaştırıldığında, kullanılan toz örtü sayesinde tozaltı kaynak yönteminde yüksek bir verim elde edilmektedir. TIG yöntemi ise geleneksel kaynak yöntemleri arasında en düşük verime sahiptir. Şekil 4.2’de TIG kaynağı sırasında oluşan enerji kayıpları görülmektedir.



Şekil 4.2 TIG kaynağında meydana gelen enerji kayıplarının nedenleri [80]

Temel olarak enerji kayıplarının oluşum nedenleri aşağıda özetlenmiştir:

- Elektrod-çevre arasındaki ısı alışverişi,
- Metal buharı oluşumu nedeniyle gerçekleşen kayıplar,
- Kaynak havuzundaki taşınım olayları,
- Kaynak havuzundan ana malzemeye ısı aktarımı,
- Kaynak sırasında oluşan radyasyon,
- Sıçrama kayıpları,
- İlave malzeme kullanımı nedeniyle oluşan kayıplar.

Seçilen kaynak yöntemine bağlı olarak çeşitli oranlarda gerçekleşen enerji kayıpları nedeniyle (4.2)'ye ısı aktarımı verim faktörü ( $f_1$ ) eklenerek (4.3) elde edilebilir:

$$H_{net} = f_1 \times E \times I / v \quad (4.3)$$

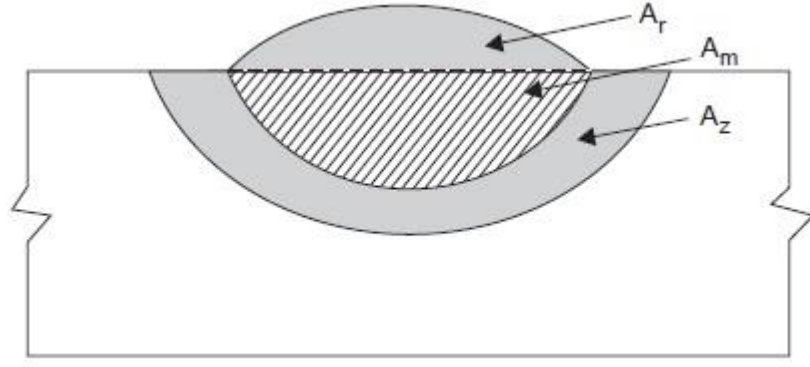
$H_{net}$  kaynak işlemi sırasında iş parçasına aktarılan ısı değeridir. (4.3)'te yer alan ısı aktarımı verim faktörü  $f_1$ 'in kaynak yöntemine göre oluşan sayısal değerleri Çizelge 4.1'de verilmiştir.

Çizelge 4.1 Kaynak yöntemine göre  $f_1$  değerinin değişimi [80]

Kaynak Yöntemi	$f_1$ Değeri
TIG	0,40-0,60
MIG ve Özlü Tel	0,65-0,90
Tozaltı Kaynağı	0,85-0,99
MAG	0,60-0,85

Kaynak işleminde seçilen yöntem, kaynak edilen parçaya ve kullanılan ilave malzemeye göre belirli bir dikiş geometrisi oluşur. Oluşan dikiş geometrisi ve büyüklüğü kaynak işleminin modellenmesinde önemli bir etkiye sahiptir. Şekil 4.3'te kaynak edilen malzemenin ve kaynak işleminde kullanılan ilave malzemenin dikiş geometrisine etkisi görülmektedir.

Şekil 4.3'te  $A_m$ ; kaynak dikişinin alanını göstermektedir.  $A_z$ , iş parçasında ısı etkisi altındaki bölgeyi (IEAB) temsil etmektedir.  $A_r$  ise kullanılan ilave malzeme miktarını vermektedir. İlave malzeme kullanımının olmadığı kaynak işlemlerinde  $A_r$  değeri "0" olarak kabul edilir. Her üç değer de iki boyutlu büyüklüklerdir.



Şekil 4.3 Kaynak dikişi geometrisi [80]

Kaynak işleminde kullanılan yönteme bağlı olarak elde edilen ısı aktarım verim faktörü ( $f_1$ ) ile birlikte, kaynak işleminde ortaya çıkan ergitme verimi ( $f_2$ ) de önem taşır. (4.3) ve Şekil 4.3'te yer alan değerler kullanılarak, kaynak işlemi sırasında ortaya çıkan ergitme verimi de hesaplanabilir (4.4).

$$f_2 = \frac{Q \times A_w}{H_{net}} \quad (4.4)$$

(4.3)'te yer alan  $H_{net}$  değeri 4.4'te yerine koyulursa 4.5 elde edilir.

$$f_2 = \frac{Q \times A_w \times v}{f_1 \times E \times I} \quad (4.5)$$

$A_w$  değeri kaynak dikişinin kesit alanını temsil eder ve kaynak işlemi sırasında ergitilen iş parçası ve ilave malzeme miktarına bağlı olarak ortaya çıkar (4.6).

$$A_w = A_m + A_r \quad (4.6)$$

İlave malzeme kullanılmayan kaynak işlemlerinde  $A_w$  değeri  $A_m$  değerine eşittir.

(4.5)'te yer alan  $Q$  ( $J/mm^3$ ) değeri birim hacimdeki metali ergitmek için verilmesi gereken ısı miktarıdır ve (4.7)'de verilen şekilde hesaplanır:

$$Q = \frac{(T_m + 273)^2}{300000} \quad (4.7)$$

$T_m$  ( $^{\circ}C$ ), kaynak edilen parçanın ergime sıcaklığıdır.

Isı aktarım verimi ( $f_1$ ) ve ergitme verimi ( $f_2$ ) değerleri akım, gerilim ve kaynak hızı gibi değerlerin değişimi ile kolay olarak değişebilen değerler değildir. Söz konusu değişkenlerin büyüklüğü, kaynak yöntemine bağlı olarak ortaya çıkar ve aynı kaynak yöntemi için büyük değişiklikler göstermez. Bu değerlerin değişimi, kaynak yönteminin değişimi ile farklılık gösterir. Kaynak yönteminin değişimi ile enerji yoğunluğunun belirgin şekilde değiştirilmesi sağlanabilir. Malzeme değişkenleri de söz konusu değerler üzerinde etkilidir. Özellikle, ısı iletkenlik değeri arttıkça, çevreye iletilen ısı miktarının artması nedeniyle ergitme verimi azalmaktadır [77], [80].

#### 4.2 Isı Akış Denklemlerinin Oluşturulması

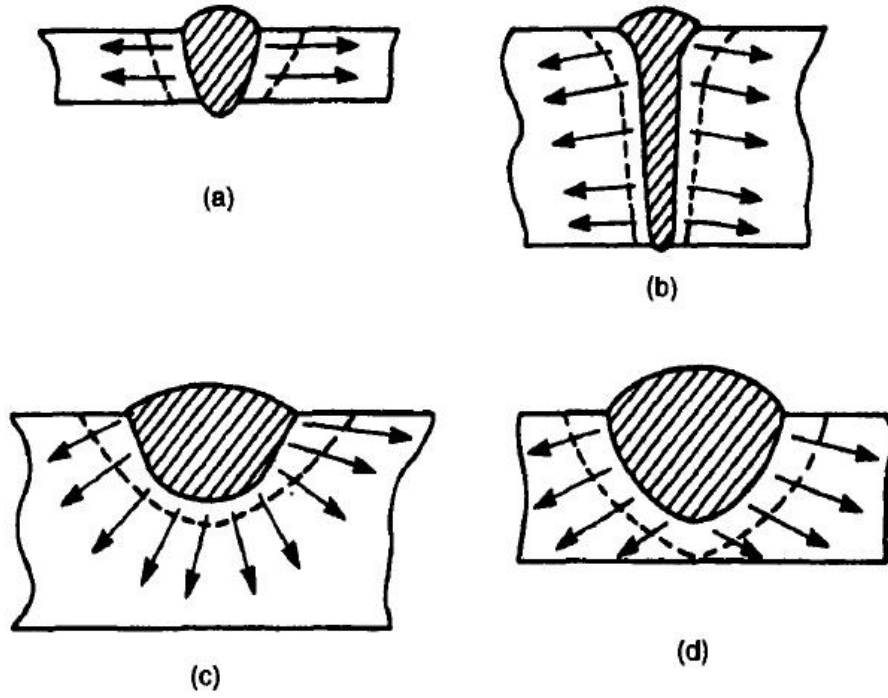
Kaynak işleminde, işlem parametrelerine ve malzeme özelliklerine bağlı olarak iş parçasında kaynak dikişinden ana malzemeye doğru bir ısı akışı gerçekleşir. Malzeme içerisinde oluşan ısı akışının belirlenebilmesiyle; kaynak dikişinin katılma hızı, IEAB'ta ortaya çıkan ısı dağılımı, kaynak dikişinde ve IEAB'taki soğuma hızı ile kaynak dikişi – IEAB arasındaki ısı geçişleri hesaplanabilmektedir.

Zamana bağlı ısı iletimi, ısı akışı eşitliği (4.8) ile ifade edilir.

$$\rho C(T) \frac{dT}{dt} = \frac{d}{dx} [k(T) \frac{dT}{dx}] + \frac{d}{dy} [k(T) \frac{dT}{dy}] + \frac{d}{dz} [k(T) \frac{dT}{dz}] - \rho C(T) (V_x \frac{dT}{dx} + V_y \frac{dT}{dy} + V_z \frac{dT}{dz}) + Q \quad (4.8)$$

(4.8)'de,  $x$ ; kaynak doğrultusundaki koordinatı (mm),  $y$ ; kaynağa dik yöndeki koordinatı (mm),  $z$ ; kaynak yüzeyinin normali doğrultusundaki koordinatı (mm),  $T$ ; parça sıcaklığını (K),  $k(T)$ ; sıcaklığa bağlı olarak metalin ısı iletkenliğini (J/mmK),  $\rho(T)$ ; sıcaklığa bağlı mutlak metal yoğunluğunu (g/mm<sup>3</sup>),  $C(T)$ ; sıcaklığa bağlı metal özısı değerini (J/gK),  $V_x$ ,  $V_y$ ,  $V_z$ ; ilgili doğrultulardaki hız bileşenlerini,  $Q$  değeri ise birim hacim başına ısı değerini (Q/mm<sup>3</sup>) temsil etmektedir.

(4.8), belirlenmek istenen özelliğe ve kaynak edilecek parça özelliklerine göre tek boyutlu, iki boyutlu ya da üç boyutlu olarak çözülebilmektedir. Şekil 4.4'te iki boyutlu ve üç boyutlu ısı akışlarının şematik gösterimi verilmiştir.



Şekil 4.4 Kaynak edilen parçanın ve kaynak geometrisinin ısı akışı üzerindeki etkisi a) İnce parçalarda tam nüfuziyet sağlanan kaynak işleminde iki boyutlu ısı akışı b) Paralel parçalar arasında tam nüfuziyet sağlanması durumunda iki boyutlu ısı akışı c) Tam nüfuziyet sağlanamayan kaynak işleminde üç boyutlu ısı akışı d) Tam nüfuziyete yakın kaynaklarda 2 boyut ve 3 boyutlu (2,5 boyut) ısı akışının birlikte görülmesi [80]

Tek boyutlu ısı akışı denklemleri çok ince parçalar için kullanılır. Tek boyutlu analizde sabit kalınlık ve sabit kaynak hızı kullanılır. İki boyutlu analizlerde daha kalın parçalar ile çalışılır ve tam bir nüfuziyet elde edilmiştir. Isı akışı iki yönlü olarak kabul edilir ve buna göre hesaplar gerçekleştirilir. Üç boyutlu analizlerde ise parça kalınlıkları oldukça yüksektir. Kaynak tek pasolu ya da çok pasolu olarak uygulanabilir.

#### 4.2.1 Rosenthal Yaklaşımı

Kaynak dikişinin modellenmesinde ilk kararlı hal yaklaşımını geliştiren ve kullanan Rosenthal'dir. Bu yaklaşımda gözlemciye göre kaynak dikiş geometrisi ve ısı dağılımı değişmez, sabittir.

Rosenthal yaklaşımı, kaynak dikişi modelini bazı varsayımlar ve kabuller üzerine kurmuştur;

- Isı akışı kararlıdır.

- Isı kaynağı noktasaldır. Isı, parça üzerine tek bir noktadan yayılır.
- Ergiyiğin katılması sırasında ortaya çıkan ısı ihmal edilir.
- Parçanın ısı özellikleri sabit olarak kabul edilir.
- İş parçasının yüzeyinden ısı kaybının olmadığı kabul edilir.
- Kaynak havuzunda konveksiyon oluşmaz.

Bu varsayımlarla birlikte Rosenthal sabit koordinat sistemini, hareketli sisteme dönüştürerek ısı akış denklemlerini basitleştirmiştir. Sabit koordinat sistemindeki “x” değeri, hareketli koordinat sistemindeki “ξ” değeri ile yer değiştirmiştir. Sabit bir noktadan, ısı kaynağının kaynak yapılan eksen doğrultusundaki uzaklığı (4.9) ile ifade edilir.

$$\xi = x - v \times t \quad (4.9)$$

Isı akışı denkleminde yer alan “x” değeri yerine, hareketli sisteminin “ξ” değeri yazılırsa (4.10) elde edilir.

$$d^2T/d\xi^2 + d^2T/dy^2 + d^2T/dz^2 = -C\rho/k v dT/d\xi + C\rho/k dT/dt \quad (4.10)$$

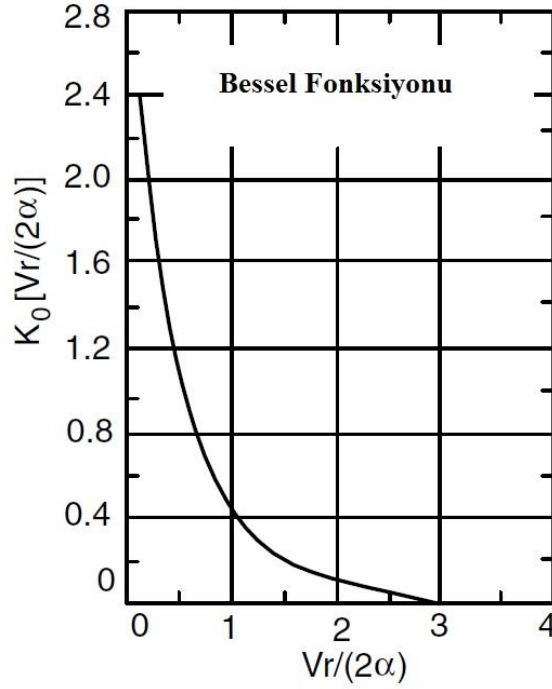
Sabit hızla gerçekleştirilen kaynak işlemlerinde kararlı hal için denklem (4.11) halini alır.

$$d^2T/d\xi^2 + d^2T/dy^2 + d^2T/dz^2 = -C\rho/k v dT/d\xi \quad (4.11)$$

(4.10) ve (4.11), ısı özelliklerin sabit kabul edildiği durumlarda oldukça kullanışlıdır. Bu denklemler iki boyutlu modellemeler için çözüldüğünde (4.12) halini alır.

$$2\pi(T - T_0)kg/Q = \exp(V_x/2\alpha)K_0(V_r/2\alpha) \quad (4.12)$$

(4.12)'de T; işlem sıcaklığını, T<sub>0</sub>; iş parçasının kaynak öncesindeki sıcaklığını, k; iş parçasının ısı iletkenliğini, g; iş parçasının kalınlığını, ρ; malzemenin yoğunluğunu, C; metal özısıısını; α; k/ρC oranını, K<sub>0</sub>; Bessel fonksiyonu değerini, r ise orjinden radyal uzaklık değerini (x<sup>2</sup>+y<sup>2</sup>)<sup>1/2</sup> temsil etmektedir. Şekil 4.5'te Bessel fonksiyonunun değişimi görülmektedir.



Şekil 4.5 Bessel fonksiyonu [77]

İki boyutlu modelleme ince parçaların kaynağı için geliştirilmiştir. Bu nedenle, kalınlıktaki ısı akışı ihmal edilir ve eşitlikte yer alan “g” değeri tanımsız olarak kabul edilir.

Üç boyutlu modellemeler için (4.10) ve (4.11), (4.13) şeklinde ifade edilir.

$$\frac{2\pi(T - T_0)kR}{Q} = \exp\left(-v(R - x)/2\alpha\right) \quad (4.13)$$

(4.13)'te yar alan R değeri, orjinden olan radyal uzaklığı  $(x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$  ifade eder.

Rosenthal denklemleri kaynak endüstrisinde geniş bir kullanıma sahiptir. Yaklaşım kendi içinde çeşitli sorunlar içerse de, ortaya koyduğu analitik çözümler, kullanımının kolay olmasını sağlamaktadır. Rosenthal denkleminde en büyük sorunlardan biri orjindeki sonsuz tepe sıcaklığı değeridir. Ayrıca, teorik varsayımlar pratikte karşılaşılan bazı sorunların çözümünde yetersiz kalmaktadır. Örneğin, kaynak işlemi sırasında homojen olmayan ısı iletimi, gizli ısının işlem sırasında absorbe edilmesi gibi sorunlara Rosenthal yaklaşımı çözüm üretmemektedir. Bu sorunlara rağmen Rosenthal tarafından geliştirilen denklemler oldukça doğru yaklaşımlar sağlamaktadır.



Rosenthal'in yaptığı çalışmalar sonrasında, bilim adamları Rosenthal yaklaşımındaki aksaklıkları gidermek ve yaklaşımı geliştirmek amacıyla çeşitli çalışmalar yürütmüştür. Adams (1958), Grash ve arkadaşları (1955), Grash ve Tabant (1956), Jhareri ve arkadaşları (1962), Meyas ve arkadaşları (1967), Swift-Hook ve Grick (1973), Trevedi ve Shrinivasan (1974) ile Ghen ve arkadaşları (1980) bu konuda çalışan önemli bilim adamlarıdır [80].

### 4.3 Matematiksel Modellerin Deneysel Kullanımı

Rosenthal tarafından ortaya konan ve sonraki bilim adamları tarafından geliştirilen kaynak işleminin modellenmesinde eşitlikler sadeleştirilmiş, deneysel ve pratik çalışmalarda yaygın olarak kullanım alanı bulmuştur. İşlem sırasında ısı giriş oranının, kaynak dikişinin katılma hızı, iş parçasının soğuma hızı, herhangi bir noktada soğuma davranışı gibi birçok değişkenin bulunabilmesi için eşitlikler deneysel kullanıma uygun hale getirilmiştir.

#### 4.3.1 Isı Giriş Oranı

Isı kaynağı iki ya da üç boyutlu olmak üzere iki farklı şekilde kabul edilir. İki boyutlu ısı kaynağı için ısı giriş oranı (4.14) ile ifade edilir.

$$Q = 8K\theta_m h \left( \frac{1}{5} + v \times w / 4\alpha \right) \quad (4.14)$$

Üç boyutlu ısı kaynağı için ise (4.15) geçerlidir.

$$Q = \frac{5}{4} \pi \times \omega \times K \times \theta_m \left( \frac{2}{5} + v \times w / 4\alpha \right) \quad (4.15)$$

(4.14) ve (4.15)'te  $Q$ ; ısı giriş oranını (Watt),  $\alpha$ ;  $k/\rho C$  oranını ( $m^2/s$ ),  $k$ ; ısıl iletkenliği ( $W(m^\circ C)$ ),  $w$ ; dikiş genişliğini (m),  $h$ ; plaka kalınlığını (m),  $v$ ; kaynak hızını (m/s),  $\vartheta_m$ ; metalin ergime sıcaklığını ( $^\circ C$ ),  $\vartheta_0$ ; oda sıcaklığını ( $^\circ C$ ) temsil etmektedir [93].

### 4.3.2 Katılma Hızı

Kaynak dikisinde ortaya çıkan katılma hızı, kaynak sonrasında oluşan malzeme özellikleri üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Katılma hızı (4.16) ile hesaplanmaktadır.

$$S_t = \frac{L \times H_{net}}{2 \times \pi \times k \times \rho \times C(T_m - T_0)^2} \quad (4.16)$$

$S_t$ ; katılma hızı (saniye),  $L$ ; gizli ısı (J/mm<sup>3</sup>) olarak ifade edilmektedir. Eşitlikte yer alan diğer değişkenler ise (4.14) ve (4.15)'te ifade edilmiştir.

### 4.3.3 Soğuma Hızı

Soğuma hızı, özellikle IEAB özelliklerinin belirlenmesinde en önemli değişkendir. Kalın malzemelerin kaynağında 6 veya daha fazla sayıdaki pasolar için soğuma hızı hesabı yapılırken, ince parçalar için 4 veya daha az sayıdaki pasolar için soğuma hızı hesabı yapılmaktadır.

Kaynak edilen parçanın ince ya da kalın parça olduğu (4.17) ile belirlenmektedir.

$$\tau = h \sqrt{\frac{\rho \times c(T_c - T_0)}{H_{net}}} \quad (4.17)$$

Eğer,  $\tau < 0,75$  ise malzeme ince,  $\tau > 0,75$  ise malzeme kalın parça olarak kabul edilmektedir.

İnce parçaların soğuma hızının belirlenmesinde (4.18) kullanılmaktadır.

$$R = 2 \times \pi \times K \times \rho \times c \left( \frac{h}{H_{net}} \right)^2 (T_c - T_0)^3 \quad (4.18)$$

Kalın parçaların soğuma hızının belirlenmesinde ise (4.19) kullanılmaktadır.

$$R = \frac{2 \times \pi \times K(T_c - T_0)}{H_{net}} \quad (4.19)$$

(4.18) ve (4.19)'da yer alan  $R$ : soğuma hızı (°C/s),  $K$ ; metalin ısı iletkenliği (J/mm-s °C),  $T_c$ ; soğuma hızının hesaplandığı sıcaklık (°C),  $T_0$ ; oda sıcaklığı,  $\rho$ ; metalin yoğunluk (g/mm<sup>3</sup>),  $c$ ; metalin özısı (J/g °C),  $h$ ; metalin kalınlık (mm) değerleridir.

#### 4.3.4 Tepe Sıcaklığı

Kaynak işlemi sırasında, iş parçasının herhangi bir noktasında oluşan en yüksek sıcaklık değeri tepe sıcaklığı denklemi ile hesaplanmaktadır. Özellikle IEAB'ın genişliğinin belirlenmesinde ve IEAB'taki soğuma hızının hesaplanmasında tepe sıcaklığı oldukça önemli bir değerdir.

Tepe sıcaklığı iki boyutlu ısı akışında (4.20) ile ifade edilmektedir.

$$\frac{1}{T_p - T_0} = 4,13 \times \rho \times c \times t \times Y / H_{net} + \frac{1}{T_m - T_0} \quad (4.20)$$

Tepe sıcaklığı üç boyutlu ısı akışında (4.21) ile ifade edilmektedir.

$$\frac{1}{T_p - T_0} = 5,44 \times \pi \times k \times \alpha / Q \times v \left[ 2 + \left( v \times Y / 2\alpha \right)^2 \right] + \frac{1}{T_m - T_0} \quad (4.21)$$

(4.20) ve (4.21)'de yer alan  $t$  değer parça kalınlığını (mm),  $Y$  değeri ise tepe sıcaklığı hesaplanmak istenen noktanın kaynak dikişinden uzaklığını (mm) ifade etmektedir. Önceki değerler ise önceki eşitliklerde ifade edilmiştir.

## BÖLÜM 5

### DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Deneysel çalışmalarda, kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilmiş olan EN 1.4462 (SAF 2205-S31803) dupleks paslanmaz çelik alaşımı kullanılmıştır.

Çizelge 5.1 EN 1.4462 kimyasal bileşimi (ağ.%)

C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	N	Fe
0,02	22,56	5,42	2,95	1,29	0,457	0,031	0,014	0,170	Kalan

Deneysel çalışmalar üç ana bölümde gerçekleştirilmiştir. İlk aşamada EN.14462 alaşımında yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen mikroyapı değişimleri belirlenmiş, sıcaklık ve süreye bağlı olarak ısıtma ve soğutma koşullarında ferrit-östenit dönüşümü ve ikincil faz oluşumu araştırılmıştır. Bu çalışmalar sonucunda EN 1.4462 alaşımı için bir ısıl işlem haritası elde edilmiştir. İkinci aşamada, TIG ve özlü tel kaynak yöntemleri kullanılarak EN 1.4462 alaşımı kaynak edilmiş ve bu alaşımın kaynaklı imalatı sırasında ikincil faz oluşumu incelenmiştir. Deneysel çalışmaların son aşamasında ise ANSYS yazılımı kullanılarak sonlu elemanlar yöntemi ile modelleme çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Kaynak edilen parçalarda oluşan mikroyapısal değişimler, ısıl işlem deneyleri sonucunda elde edilen ısıl işlem haritası ve modelleme sonuçları kullanılarak incelenmiş ve EN 1.4462 alaşımının kaynaklı imalatında kaynak işlem parametrelerine bağlı olarak mikroyapısal dönüşümlerin belirlenmesine yönelik bir yaklaşım geliştirilmiştir.

## 5.1 Isıl İşlem Deneyleri

Isıl işlem deneylerinde 15x10x10 mm boyutlara sahip olan EN 1.4462 alaşımı kullanılmıştır. Isıl işlem deneyleri *Protherm PLF 120/15-PC 442/6* koruyucu gaz sistemli fırın ile gerçekleştirilmiştir. Numunelere üç farklı sıcaklıkta (1050 °C, 1100 °C, 1150 °C) ve 5 farklı bekleme süreleriyle (1 saat, 2 saat, 4 saat, 8 saat, 10 saat) çözme tavlı uygulanmıştır. Çözme tavlı sonrasında numuneler üç farklı ortamda (fırın, hava, su) oda sıcaklığına soğutulmuştur. Çizelge 5.2’de uygulanan ısıl işlem parametreleri verilmiştir.

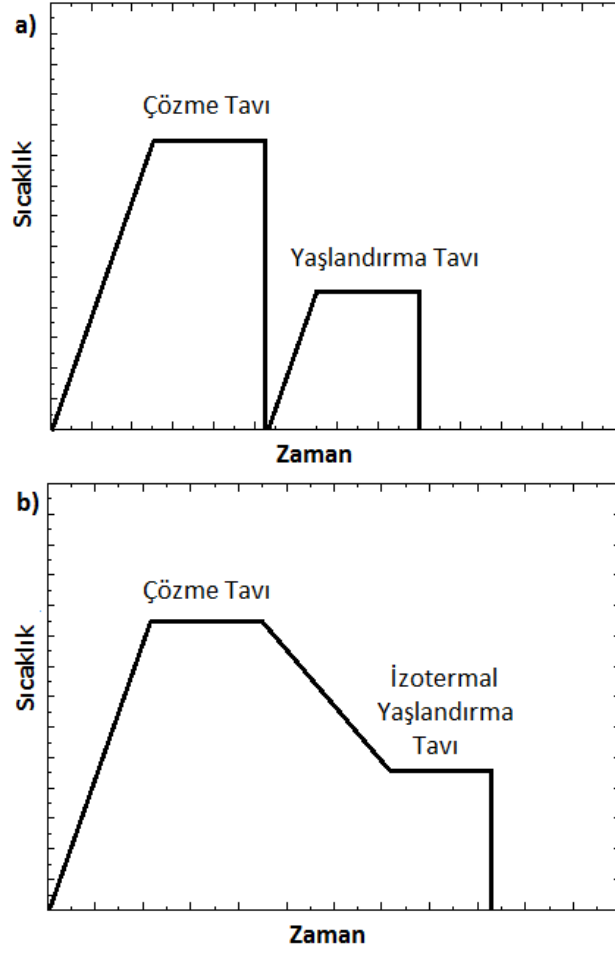
Çizelge 5.2 EN 1.4462 numunelere uygulanan ısıl işlem parametreleri

Çözme Tavlı Sıcaklığı (°C)	Çözme Tavlı Süresi (saat)	Soğutma Ortamı
1050	1	Fırın
1100	2	Fırın
1150	4	Hava
	8	Su
	10	Su

Uygulanan ısıl işlem sonuçlarına göre; numune boyutlarının görece düşük olması nedeniyle havada ve suda soğutulan numunelerde benzer mikroyapılar elde edilmiştir. Fırında soğutulan numunelerde ise ikincil faz oluşumu görülmüştür. Ayrıca çözme tavlı sıcaklığının ve süresinin artmasıyla birlikte ferrit oranının da arttığı belirlenmiştir. Bu nedenle; 1050 °C, 1100 °C, 1150 °C sıcaklıkları ve 1 saat ile 10 saat ısıl işlem süreleri EN 1.4462 alaşımında ikincil faz oluşumunu incelemek amacıyla çözme tavlı parametreleri olarak seçilmiştir. Seçilen sıcaklık ve sürelerde ısıl işlem gören numuneler suda ya da fırında (2 °C/dk) soğutulmuştur.

Belirlenen çözme tavlı sıcaklıkları ve sürelerinde çözme tavlı uygulanan numunelere yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma deneyleri uygulanmıştır. Şekil 5.1a ve 5.1b’de

ikincil faz oluşumunu belirlemek amacıyla uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemleri görülmektedir.



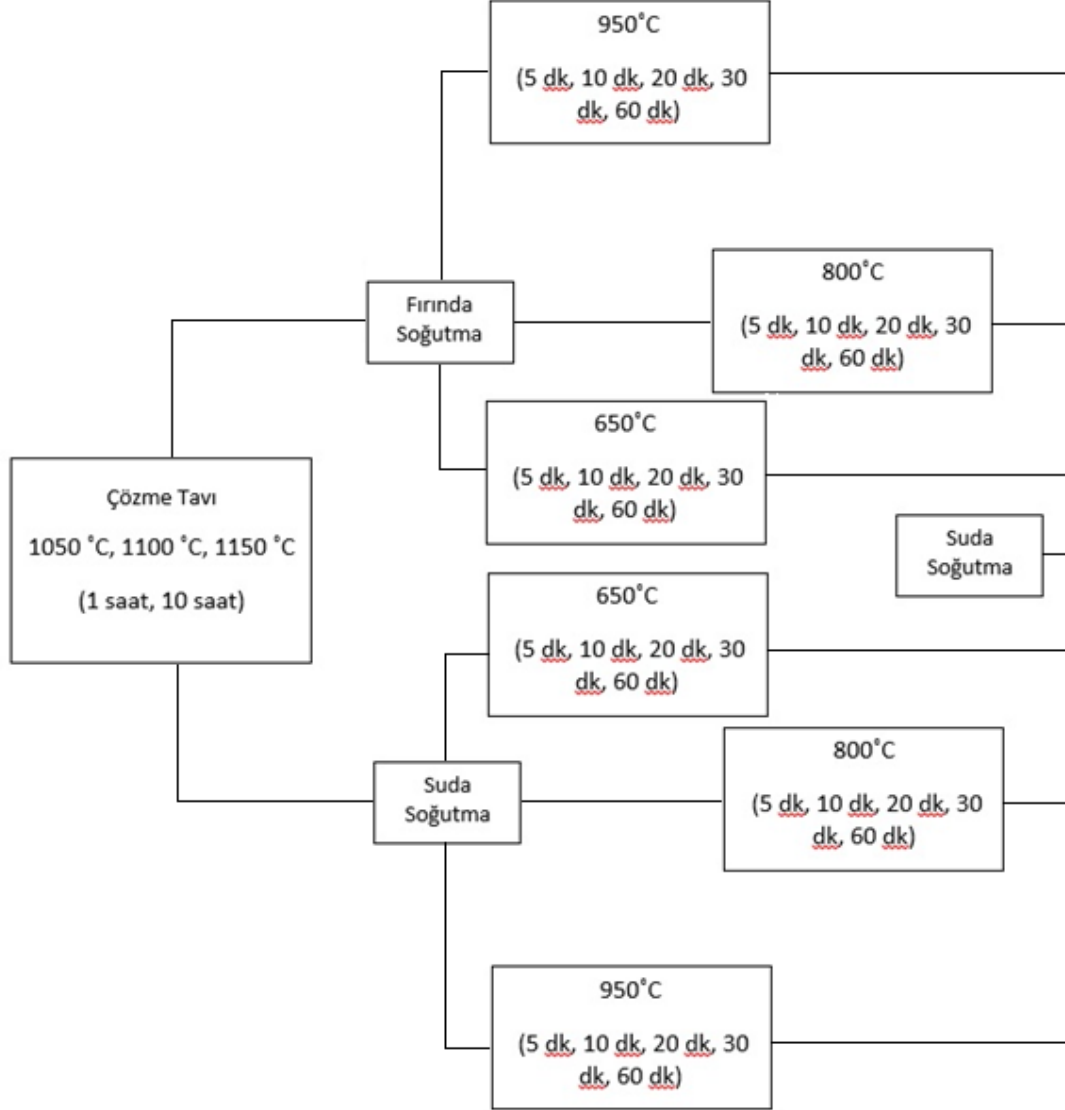
Şekil 5.1 a) Yaşlandırma ve b) izotermal yaşlandırma ısıl işlemleri

Yaşlandırma ısıl işlemiyle yaşlandırma sıcaklığının, izotermal yaşlandırma ısıl işlemiyle ise yaşlandırma sıcaklığından oda sıcaklığına soğuma koşullarının ikincil faz oluşumuna etkileri belirlenmiştir.

Şekil 5.2'de görüldüğü gibi suda soğutulan numuneler 650 °C, 800 °C ve 950 °C sıcaklıklarında yaşlandırılmıştır. Fırında soğuyan numuneler ise 650 °C, 800 °C ve 950 °C sıcaklıklarında bekletilmiştir. Tüm sıcaklıklarda 5, 10, 20, 30 ve 60 dakika olmak üzere 5 farklı yaşlandırma süresi kullanılmış ve numuneler yaşlandırma işlemleri sonunda suda soğutulmuştur.

## 5.2 Kaynak DeneYleri

Kaynak deneYleri EN 1.4462 alaşımı ile gerçekleştirilmiştir. Kaynak deneYlerinde 400x150x10 mm boyutlarına sahip olan malzemeler ile çalışılmıştır.



şekil 5.2 Yaşlandırma parametreleri

İnce parçaların birleştirilmesinde TIG kaynak yöntemi kullanılırken, kalın parçalar TIG ve özlü tel ile kaynak yöntemleri kullanılarak birleştirilmiştir. Kaynak deneYlerinde TIG yöntemi ve özlü tel kullanılarak kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. 400x150x10 mm boyutlarına sahip olan malzemelerin birleştirilmesinde 2,0 ve 2,4 mm kalınlığa sahip Geka Elox Sg 2209 ilave teller kullanılmıştır. Özlü tel ile gerçekleştirilen kaynak

işleminde ise 1,20 mm kalınlığa sahip Geka Eloxcor 2209 paslanmaz özlü tel kullanılmıştır. Kullanılan tel ve elektrodun özellikleri Çizelge 5.3'te verilmiştir.

Çizelge 5.3 ER2209 ilave malzeme ve elektrod özellikleri

Standart	Kaynak Metali Bileşimi (%)						
	C	Si	Mn	Mo	Ni	Cr	N
ER2209	0,03	0,5	0,9	2,7	10,0	22,0	0,12

Parçalara 60° V kaynak ağızı açılmıştır. Kaynak işlemi sırasında seramik altlık kullanılmıştır. Pasolar arası sıcaklık en fazla 150 °C'dir. Tüm kaynak işlemlerinde gaz akışı 15 l/dk'dır. Kaynak parametreleri ise Çizelge 5.4'te verilmiştir.

Çizelge 5.4 Kaynak parametreleri

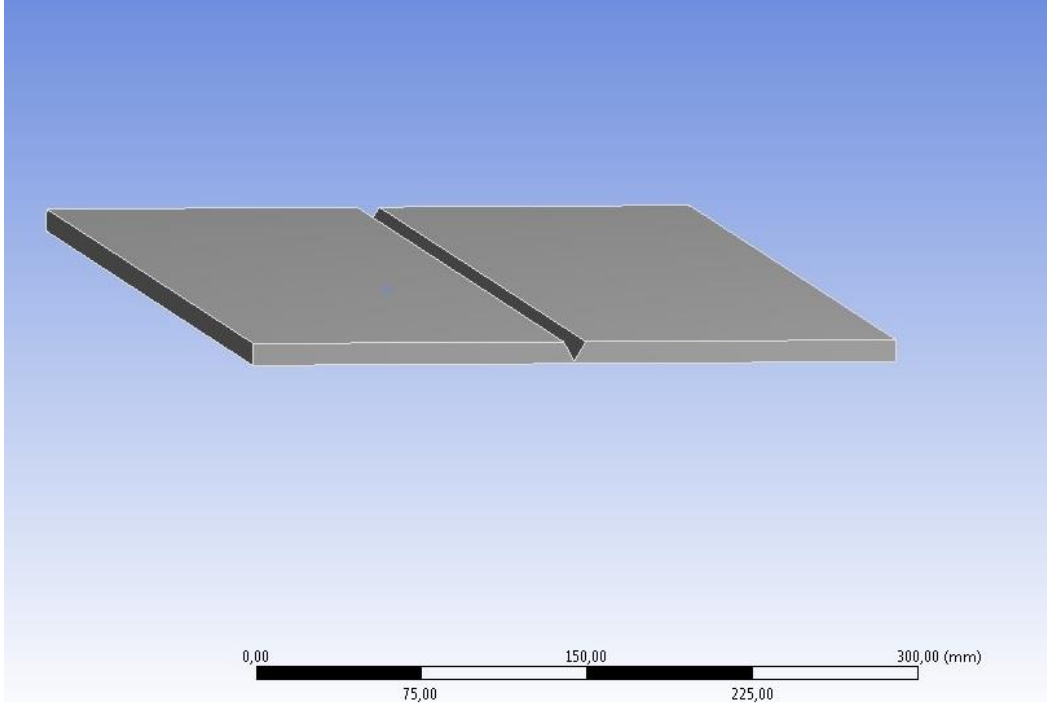
Numune Numarası	Yöntem	Tel Çapı (mm)	Akım (A)	Gerilim (V)	Paso Sayısı	Kaynak Hızı (mm/sn)	Tel Besleme Hızı (m/dk)	Toplam Süre (sn)	Gaz
1	TIG	2,40	180 -	15	3	1,33	0,39	900	Ar
2	TIG	2,00	160 -	15	4	2,66	0,78	600	Ar
3	Özlü Tel	1,20	190 -	30	3	4	13	300	CO <sub>2</sub>

### 5.3 Modelleme Çalışmaları

Sonlu elemanlar yöntemi ile modelleme çalışmaları *ANSYS Academic Research 14.5* yazılımı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Öncelikle, kaynak işleminde kullanılan parçalar



ile aynı boyutlara sahip olan (400x150x10 mm) modeller oluşturulmuştur. Kaynak işlemlerinin modellenmesinde kullanılan 400x150x10 mm boyutundaki parçanın modeli Şekil 5.3'te görülmektedir. Kaynak işlemlerinde kullanılan parça özelliklerine benzer olarak modellerde de plakalar 60° V kaynak ağızı ile birleştirilmiştir.



Şekil 5.3 ANSYS analizinde kullanılan model görüntüsü

Modelleme çalışmalarında gerçeğe en uygun değerlerin elde edilebilmesi amacıyla, gerçekleştirilen analizlerin aşağıdaki parametreleri içermesine dikkat edilmiştir.

- Malzeme özellikleri,
- Malzeme boyutu,
- Kullanılan kaynak yönteminin etkisi,
- Kaynak işlemi sırasında uygulanan akım ve elektriksel gerilim,
- Kaynak hızı ve süresi.

Kaynak işlemlerinin modellenmesinde doğru analiz sonuçlarının alınabilmesi amacıyla EN 1.4462 alaşımının özellikleri yazılım kütüphanesine tanımlanmıştır. Malzeme bilgisinin oluşturulmasında Çizelge 5.5'te verilmiş olan değerler kullanılmıştır.

Çizelge 5.5 EN 1.4462 alaşımının yazılıma tanıtılmasında kullanılan değerler

Özellik	Sıcaklık	Değer
Yoğunluk	-	7,89 gr/cm <sup>3</sup>
Isıl İletkenlik	22 °C	14 W/m °C
	100 °C	16 W/m °C
	200 °C	17 W/m °C
	300 °C	18 W/m °C
	400 °C	19 W/m °C
	500 °C	20 W/m °C
	550 °C	21 W/m °C
Özısı	22 °C	480 J/kg °C
	100 °C	500 J/kg °C
	200 °C	530 J/kg °C
	300 °C	550 J/kg °C
	400 °C	590 J/kg °C

Kullanılan kaynak yöntemleri için literatürde verilen ısı iletim verimliliği değerleri kullanılarak, kaynak işlemi sırasında oluşan güç değerleri belirlenmiştir. Modelleme işleminde kullanılan güç değerleri Çizelge 5.6'da verilmiştir. Isı iletim verimliliği değerinden yola çıkarak gerçekleştirilen analizlerde malzeme özellikleri, malzeme boyutu, kaynak yöntemi ve yöntemine bağlı olarak gerçekleşen ısı kayıpları, kaynak süresi analiz içerisinde yer alan değişkenler olmuştur. Yalnızca kaynak hızı, yazılımın tümevarım prensibine dayalı olarak çalışması nedeniyle doğrudan analiz değerleri içerisinde yer almamış, malzeme boyutu ve kaynak işlem süresi girdisine bağlı olarak dolaylı bir etki göstermiştir.

Çizelge 5.6 ANSYS ile modellemede kullanılan ısı akışı değerleri

Numune Numarası	Yöntem	Isı İletim Verimlilik Katsayısı ( $f_1$ )	Güç (W)
1	TIG	0,40	1200
		0,50	1500
		0,60	1800
2	TIG	0,40	1020
		0,50	1275
		0,60	1530
3	Özlü Tel	0,85	5380
		0,875	5539
		0,90	5697

#### 5.4 Numune Hazırlama ve Mikroyapı İncelemesi

Isıl işlem uygulanan numuneler, ikincil fazların belirlenebilmesi amacıyla şekillendirme yönüne dik olarak incelenmiştir. Benzer olarak, kaynak edilen numunelerde kaynak dikişi, IEAB ve ana malzeme bölgelerinden incelenmiştir. İncelenecek olan yüzeyler sırasıyla 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2000 mesh ile zımparalanmış, 1  $\mu$ m'luk elmas pasta ile parlatılmıştır.

Parlatma işlemi sonrasında dağlama işlemi, kimyasal dağlama ve elektrokimyasal dağlama olmak üzere iki yöntem kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Kimyasal dağlama işleminde HNO<sub>3</sub>, HCl, HF ve gliserol içeren çözelti kullanılmıştır. Elektrokimyasal dağlama işlemi ise KOH ve NaOH çözeltileri olmak üzere iki ayrı kimyasal kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Elektrokimyasal dağlama işleminde *Geratech MCH-305B* marka cihaz kullanılmıştır. Dağlama işlemlerinde kullanılan kimyasallar ve dağlama parametreleri Çizelge 5.7'de verilmiştir.

Cizelge 5.7 Dağlama işleminde kullanılan dağlayıcılar ve dağlama parametreleri

İşlem	Dağlama Yöntemi	Dağlayıcı	Bileşim	Süre (Saniye)	Potansiyel (V)
Isıl İşlem	Kimyasal Dağlama	HNO <sub>3</sub>	30 ml HNO <sub>3</sub>	30-60	-
		HCl	30 ml HCl		
		HF	1-2 damla HF		
Isıl İşlem	Elektrokimyasal Dağlama	Gliserol	45 ml gliserol	4-8	8
		NaOH	% 20		
Isıl İşlem	Elektrokimyasal Dağlama	KOH	% 50	2-4	5
		KOH	% 50	2-4	5
Kaynak	Elektrokimyasal Dağlama	KOH	% 50	2-4	5

Dağlama işlemi sonrasında ısıtma işlemi numunelerinde tane boyutu, son ferrit-östenit faz oranları, oluşan ikincil fazların oranı görüntü analiz cihazıyla tespit edilmiştir. Kaynak edilen numunelerde ise kaynak dişi, IEAB ve ana malzeme incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Görüntü analizlerinde, *Leica ICM 1000* model ışık mikroskobu kullanılmıştır.

*JEOL JSM 5410 LV* model tarama elektron mikroskobu ile EN 1.4462 malzemenin mikroyapı görüntüleri alınmış, ferrit, östenit ve ikincil fazların EDS analizleri belirlenmiştir.

## 5.5 Mekanik Testler

Isıl işlem uygulanan parçaların mekanik özellikleri sertlik testi yardımıyla, kaynak edilen parçaların mekanik özellikleri ise sertlik, çekme ve çentik darbe testleriyle belirlenmiştir.

### **5.5.1 Sertlik Testi**

Uygulanan ısıt işlemler ve kaynak işlemleri sonucunda numunelerin genel sertlik değerleri ile ısıt işlem uygulanan numunelerde ferrit ve östenit fazlarının sertlik değerleri Vickers sertlik ölçüm yöntemi ile belirlenmiştir. Sertlik ölçümleri *HVS 10000* Vickers sertlik ölçüm cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Malzemenin genel sertlik değerlerinin belirlenmesinde 300 g yük, ferrit ve östenit fazlarının sertlik değerlerinin belirlenmesinde ise 10 g yük kullanılmıştır.

### **5.5.2 Çekme Testi**

Kaynak edilen numunelere *TS EN ISO 4136:2012 "Metalik malzemelerin kaynakları üzerinde tahribatlı deneyler-Enine çekme deneyi"* standartına göre çekme testi uygulanmıştır. Çekme deneylerinde 60 ton kapasiteli *Besmak Hidrolik* basma çekme cihazı kullanılmıştır.

### **5.5.3 Çentik Darbe Testi**

Kaynak edilen numunelere *TS EN ISO 9016:2012 "Metalik malzemelerde kaynaklar üzerinde tahribatlı deneyler-Vurma deneyleri"* standartına göre darbe testi uygulanmıştır. Darbe deneylerinde 300 J kırma enerjisi kapasiteli *Mohr-Federhaff* çentik darbe cihazı kullanılmıştır.

### SONUÇLAR ve TARTIŞMA

Deneysel çalışmalar temel olarak üç temel aşamada gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçların değerlendirilmesi de bu temel aşamalar göz önünde bulundurularak gerçekleştirilmiş ve ısıtma işlem sonuçları, modelleme işlemleri ve kaynak işlemi sonrası elde sonuçlar olmak üzere üç ana başlık ortaya konmuştur.

#### 6.1 Isıl İşlemler

Dupleks paslanmaz çelikler östenit ve ferrit fazlarını bir arada içeren malzemelerdir. Sıvı fazdan, oda sıcaklığına soğutulan malzemede öncelikle ferrit çekirdekleri. Çekirdeklenen ferrit fazı  $\delta$ -ferrittir. Sıcaklığın düşmesiyle birlikte  $\delta$ -ferriti yanında östenit fazı da oluşur [94]. 950 °C - 650 °C sıcaklık aralığının dengeli soğuma ile geçilmesi durumunda ise ferrit ve östenit fazlarının yanı sıra ferrit-ferrit, ferrit-östenit tane sınırlarında ikincil fazlar oluşur [35], [95]. Oluşan ikinci fazlar  $\chi$  ve  $\sigma$  gibi intermetalik fazlardır [96], [97]. İkincil fazların oluşumları 950 °C – 650 °C sıcaklık aralıklarında gösterilmiş olsa da, bu ikincil fazların oluşum sıcaklıkları literatürde kesin olarak belirtilmemekte ve ısıtma ve soğutma ortamlarındaki oluşum davranışları hakkında kapsamlı bir çalışma bulunmamaktadır.

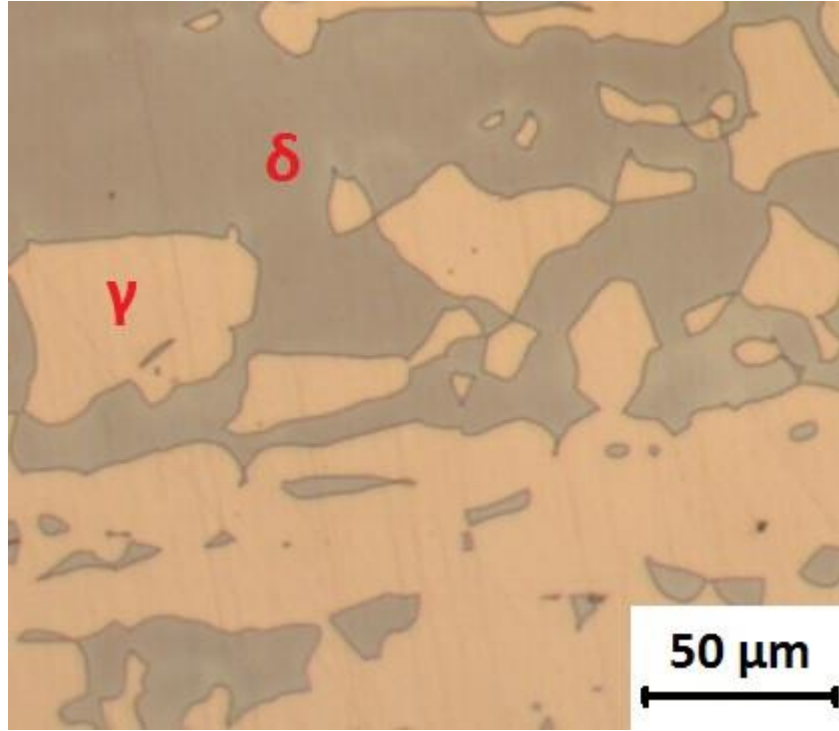
Isıl işlem deneyleri ile EN 1.4462 alaşımında sıcaklığa ve süreye bağlı olarak ferrit-östenit oranının değişiminin belirlenmesi, ferrit-östenit oranındaki değişimin ikincil faz oluşumu ve gelişimi üzerindeki etkisinin belirlenmesi ve farklı soğuma hızlarının ferrit-östenit fazları ile ikincil fazlar üzerindeki etkisinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Ayrıca,

ısıtma ve soğutma koşullarının ikincil faz oluşum sıcaklığına, ikincil faz oranına ve boyutuna olan etkisi de incelenmiştir.

Bu amaçla öncelikle, farklı dağlama yöntemlerinin ve kimyasalların mikroyapı özellikleri üzerindeki etkisi belirlenmiştir. İki farklı dağlama yöntemi ve üç farklı kimyasal ile dağlama işlemleri gerçekleştirilmiştir.

### 6.1.1 Dağlama Yöntemlerinin Karşılaştırılması

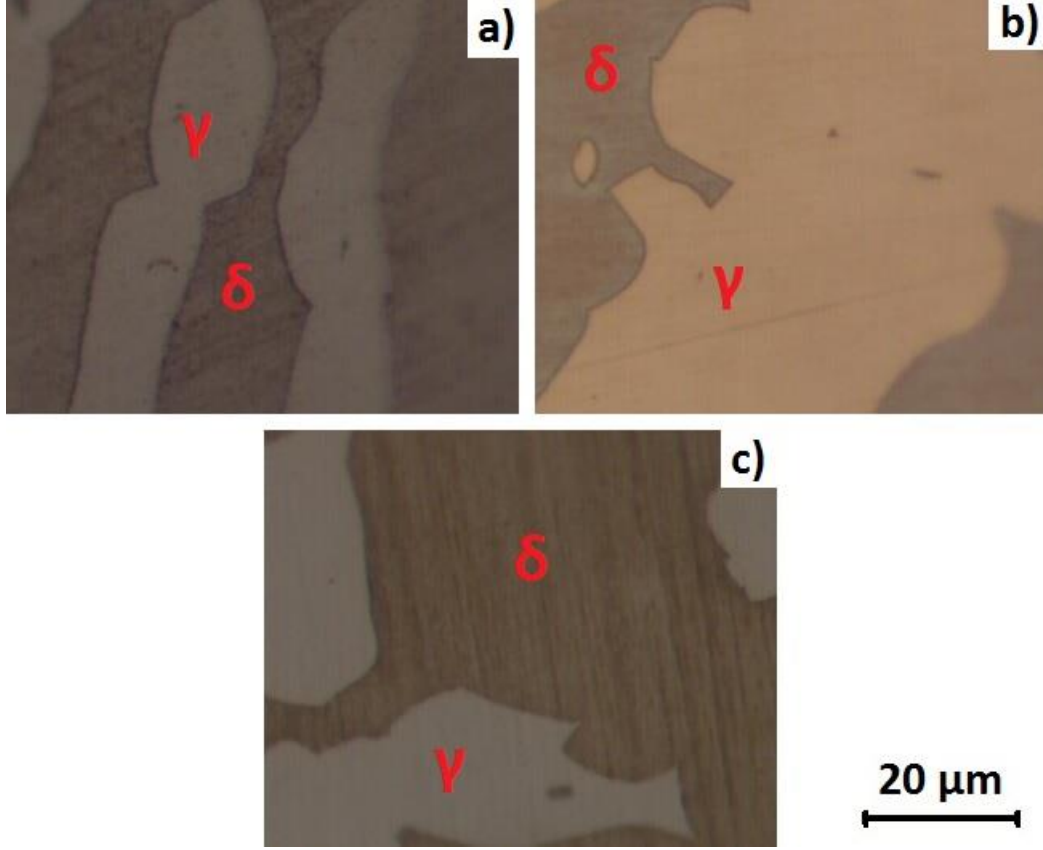
Şekil 6.1'de, 1050 °C'de 8 saat çözme tavi uygulanmış ve havada soğutulmuş numunenin ışık mikroskobu görüntüsü görülmektedir. Mikroyapıda, elektrokimyasal dağlama yönteminde %20 NaOH içeren çözeltinin kullanılmasıyla elde edilmiştir. Koyu renk olarak görülen faz  $\delta$ -ferriti, açık renk olarak görülen faz ise östenittir. Yapıda herhangi bir ikincil faz oluşumu görülmemiştir.



Şekil 6.1 1050 °C'de 8 saat çözme tavi uygulanmış ve havada soğutulmuş numunenin ışık mikroskobu görüntüsü; %20 NaOH çözeltisi ile elektrokimyasal dağlanmış.

Isıl işlem deneyleri kapsamında amaçlanan temel hedef ikincil fazların oluşma şartlarının belirlenebilmesidir. Bu amaçla öncelikle, ikincil fazları mikroyapı incelemelerinde ortaya çıkarabilecek dağlama yönteminin ve dağlayıcının belirlenmesi

için çalışmalar yürütülmüştür. Elektrokimyasal ve kimyasal olmak üzere iki farklı dağlama yöntemi seçilmiş; elektrokimyasal dağlama yönteminde iki, kimyasal dağlama yönteminde ise bir olmak üzere toplam üç farklı dağlayıcı ile çalışılmıştır.



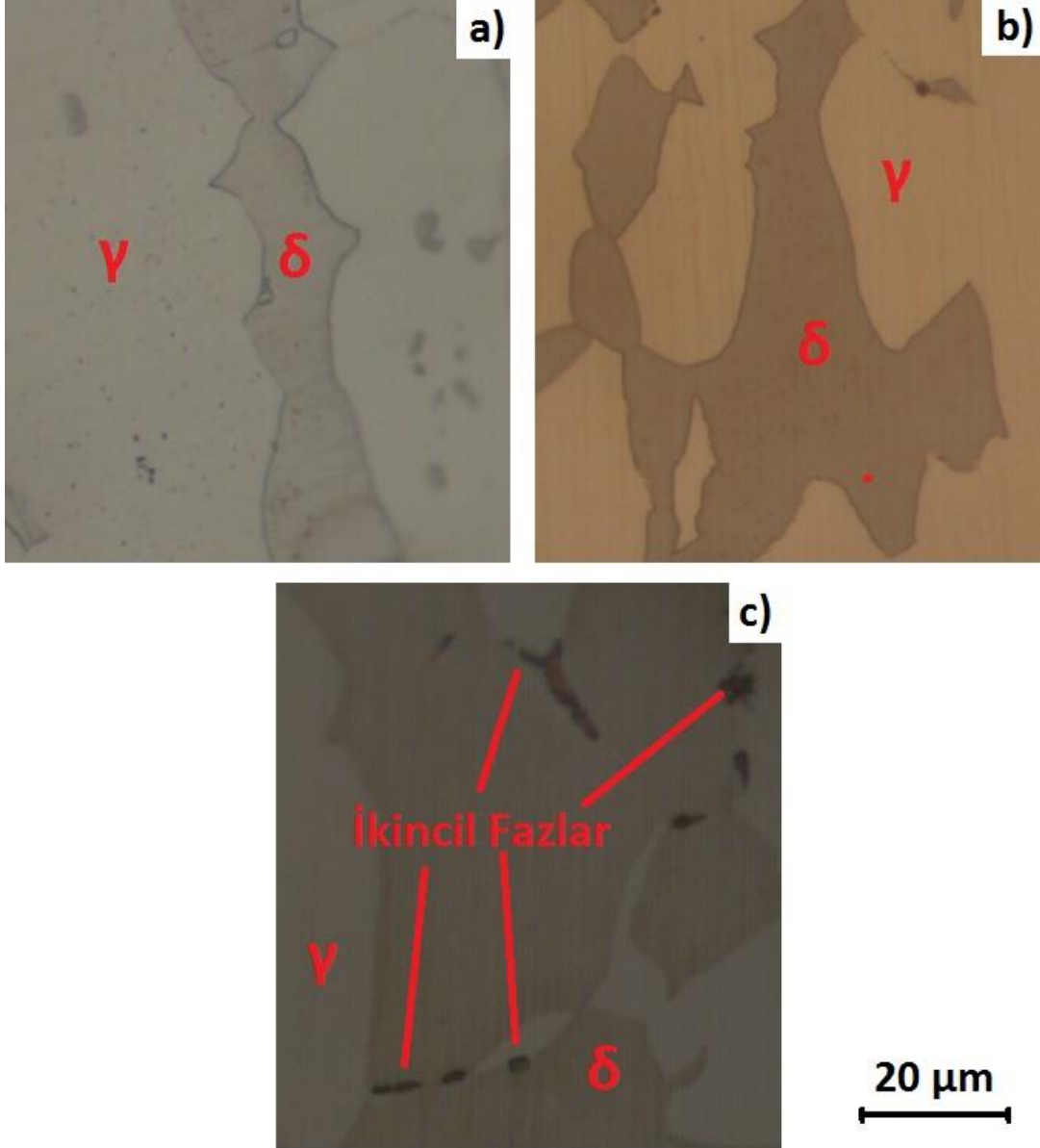
Şekil 6.2 10 saat çözme tava uygulanmış, su verilmiş numunenin mikroyapı görüntüleri  
a) HNO<sub>3</sub>, HCl, HF ve gliserol çözeltisi, kimyasal dağlama b) NaOH çözeltisi,  
elektrokimyasal dağlama c) KOH çözeltisi, elektrokimyasal dağlama

Şekil 6.2'de 1050 °C'de 10 saat çözme tava uygulanmış, su verilmiş ve farklı dağlama yöntemi ve dağlayıcılar ile dağlanmış numunenin ışık mikroskobu görüntüleri verilmiştir. Şekil 6.2a'da HNO<sub>3</sub>, HCl, HF ve gliserol içeren çözelti kullanılarak kimyasal dağlama ile elde edilen mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Şekil 6.2b ve Şekil 6.2c'de ise sırasıyla NaOH ve KOH çözeltileri kullanılarak elektrokimyasal dağlama ile elde edilmiş olan mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

Suda soğutulan numunelerde, ikincil fazların oluştuğu 950 °C - 650 °C sıcaklık aralığı hızlı soğuma ile geçildiği için ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir. Ferrit ve östenit fazlarının dağlanma karakteri incelendiğinde ise kullanılan dağlayıcı yöntemleri ve dağlayıcılar benzer mikroyapı görüntüleri vermiştir. Calliari ve arkadaşları [96]



tarafından dupleks paslanmaz çeliklerin izotermal yaşlandırma koşullarında sergilediği mikroyapı özellikleri üzerinde çalışmıştır. Bu çalışmada da hızlı soğuma ile ikincil faz oluşumunun engellenebildiği belirtilmiştir.



Şekil 6.3 10 saat çözme tavi uygulanmış, fırında soğutulmuş numunenin mikroyapı görüntüleri a) HNO<sub>3</sub>, HCl, HF ve gliserol çözeltisi, kimyasal dağlama b) NaOH çözeltisi, elektrokimyasal dağlama c) KOH çözeltisi, elektrokimyasal dağlama

Şekil 6.3'te 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, fırında soğutulmuş ve farklı dağlama yöntemi ve dağlayıcılar ile dağlanmış numunenin ışık mikroskobu görüntüleri verilmiştir. Şekil 6.3a'da HNO<sub>3</sub>, HCl, HF ve gliserol içeren çözelti kullanılarak kimyasal dağlama ile elde edilen mikroyapı görüntüsü verilmiştir. Şekil 6.3b ve Şekil 6.3c'de ise

sırasıyla NaOH ve KOH çözeltileri kullanılarak elektrokimyasal dağlama ile elde edilmiş olan mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

Fırında soğutulan numunelerde, ikincil fazların oluştuğu 950 °C - 650 °C sıcaklık aralığı dengeli soğuma ile geçildiği için ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir. Şekil 6.3'te görüldüğu gibi, yalnızca KOH çözeltisi kullanılarak elektrokimyasal kimyasal dağlama ile elde edilen mikroyapıda ikincil fazlar mikroyapı görüntüsünde elde edilmiştir. Kimyasal dağlama yöntemi ve NaOH çözeltisi ile gerçekleştirilen elektrokimyasal dağlama yöntemi ikincil fazların mikroyapı görüntüsünde elde edilmesi için yetersiz kalmıştır.

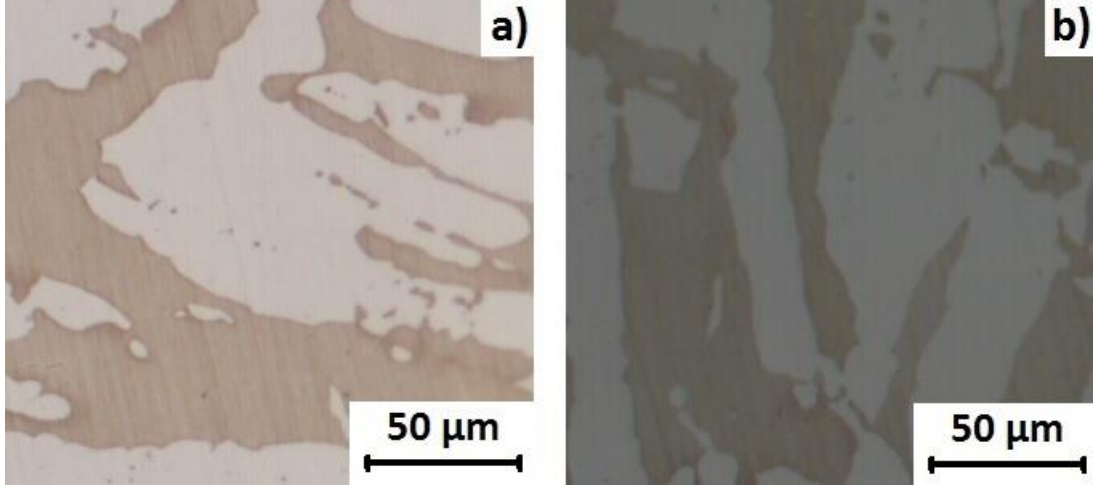
Lee ve arkadaşları [12] tarafından, dupleks paslanmaz çeliklerin yaşlandırılmasında ikincil fazların tane sınırında oluşumu üzerine yapılan çalışmada numuneler; HNO<sub>3</sub>, HCl, HF ve gliserol karışımından oluşan çözelti ile dağlanmıştır. Çalışmada ışık mikroskobu görüntülerinde ikincil fazlar tespit edilememiştir. Elmer ve arkadaşları [98] ise ikincil fazların X-ışınları ile tespitine yönelik olarak çalışmışlar ve KOH çözeltisi ile elektrokimyasal dağlama yapmışlardır. KOH çözeltisi ile elde edilen ışık mikroskobu görüntülerinde ikincil fazlar görülmektedir. Ruiz ve arkadaşları [99] tarafından yapılan çalışmada da KOH çözeltisi kullanılarak elektrokimyasal dağlama gerçekleştirilmiş ve elde edilen ışık mikroskobu görüntülerinde ikincil fazlar görülmüştür.

Bu nedenle, ısıl işlem çalışmalarının mikroyapı görüntülerinin elde edilmesinde %50 KOH çözeltisi ile elektrokimyasal dağlama yöntemi kullanılmıştır. Dağlama işleminde, 5 V potansiyel değeri ve 2-4 saniye dağlama süresi kullanılmıştır. Ayrıca, ikincil faz oranının belirlenebilmesi amacıyla numuneler parlatma işleminin ardından aşırı dağlanmış ve tekrar parlatılmıştır. Böylece, ikincil fazların yapı içerisinde daha belirgin şekilde ortaya çıkması sağlanmış, tekrar parlatılmış yüzeyde belirgin olarak görülen ikincil fazlar görüntülenmiştir. Daha sonra ise görüntü analizi yardımıyla ikincil faz oranı belirlenmiştir.

### **6.1.2 Çözme Tavı Sıcaklığının ve Süresinin Mikroyapı Karakterizasyonu**

Çözme tavı sıcaklığı olarak 1050 °C, 1100 °C ve 1150 °C olmak üzere üç ayrı tav sıcaklığı; 1, 2, 4, 8 ve 10 saat olmak üzere de 5 ayrı tav süresi seçilmiştir. Soğuma hızının

malzeme mikroyapısı üzerindeki etkisinin incelenebilmesi amacıyla ise fırın, hava ve su olmak üzere üç farklı soğuma ortamında çalışılmıştır.



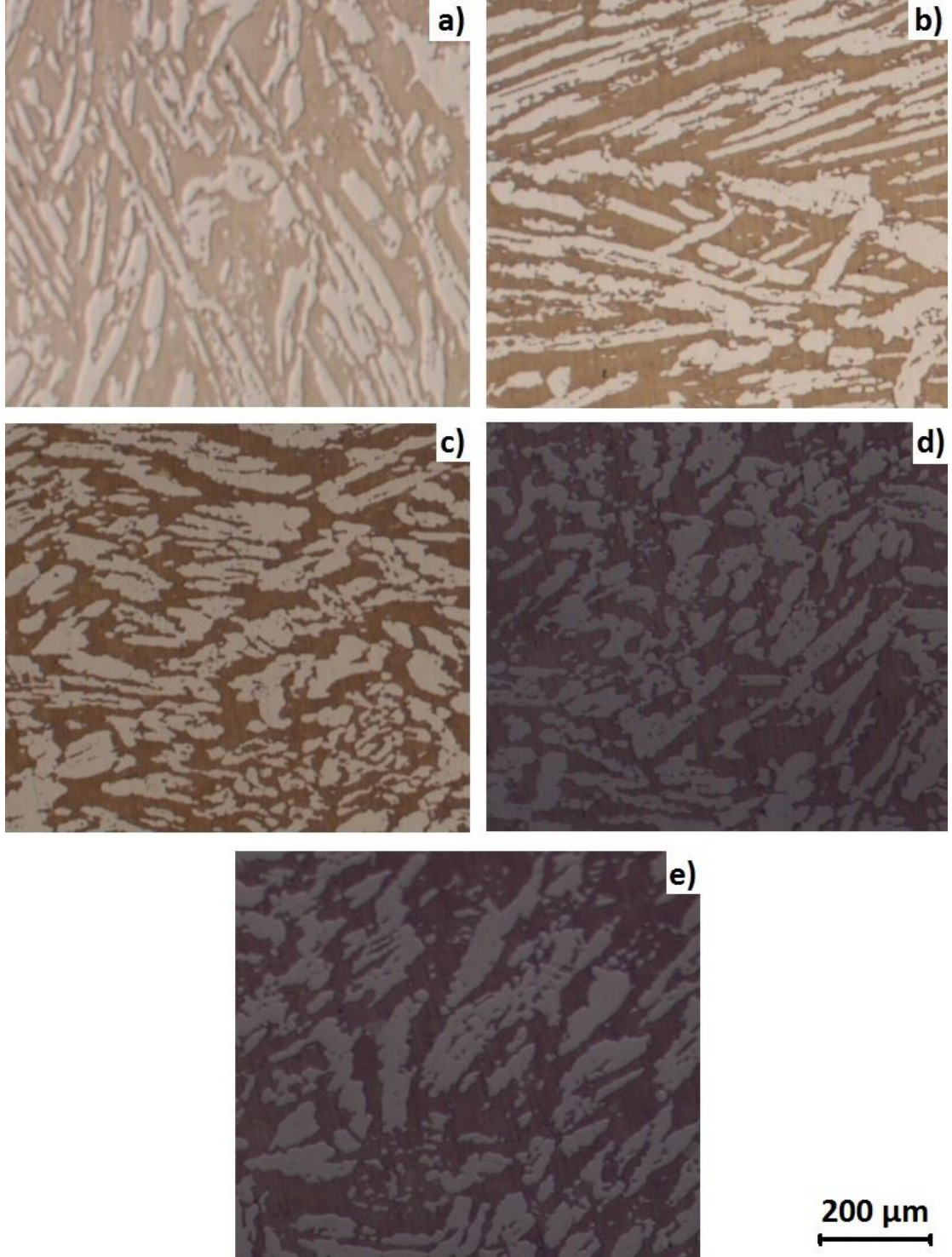
Şekil 6.4 1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanan ve farklı ortamlarda soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüsü; a) Havada soğutma, b) Suda soğutma.

Şekil 6.4'te, 1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, havada ve suda soğutulmuş numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Havada ve suda soğutulan numunelerin hiçbirinde ikincil faz görülmemiştir. İkincil faz oluşmamasının temel nedeni, ikincil faz oluşum sıcaklık aralığının hızlı soğuma ile geçilmesi ve böylece bu fazların oluşumu için yeterli sürenin ortaya çıkmamasıdır. Suda ve havada soğutulan numuneler birbirlerinden farklı soğuma hızlarına sahip olmalarına karşın, göreceli olarak numune boyutlarının küçük olması nedeniyle benzer soğuma hızları oluşmuş ve benzer mikroyapılar elde edilmiştir.

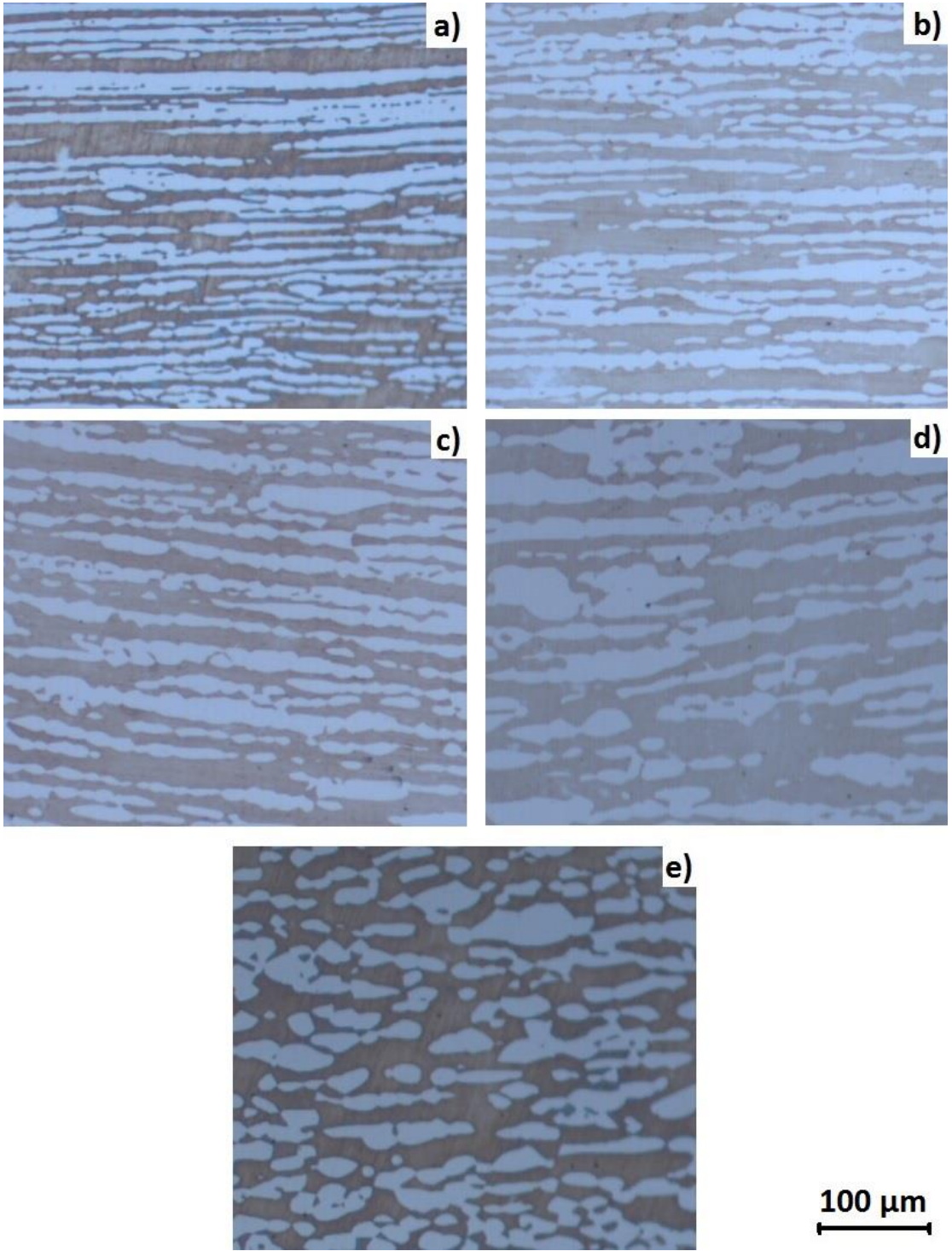
Şekil 6.5'te 1050 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanmış ve su verilmiş numunelerin mikroyapıları görülmektedir. Daha önce de belirtildiği gibi suda soğutulan numunelerde hızlı soğuma nedeniyle ikincil faz oluşumu görülmemiştir. Tav süresi arttıkça, yönelmiş tane yapısında yeniden kristalleşme tavlı etkisi görülmüş ve eş eksenli taneler oluşmaya başlamıştır. Özellikle 8 saat ve 10 saat çözme tavlı uygulanmış numunelerde tane büyümesi gerçekleşmiştir.

Şekil 6.6'da 1100 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanmış ve suda soğutulmuş numunelerin mikroyapıları verilmiştir. 1050 °C'de çözme tavlı uygulanmış ve suda soğutulmuş numunelerin mikroyapı görüntülerine benzer olarak ikincil faz oluşumu

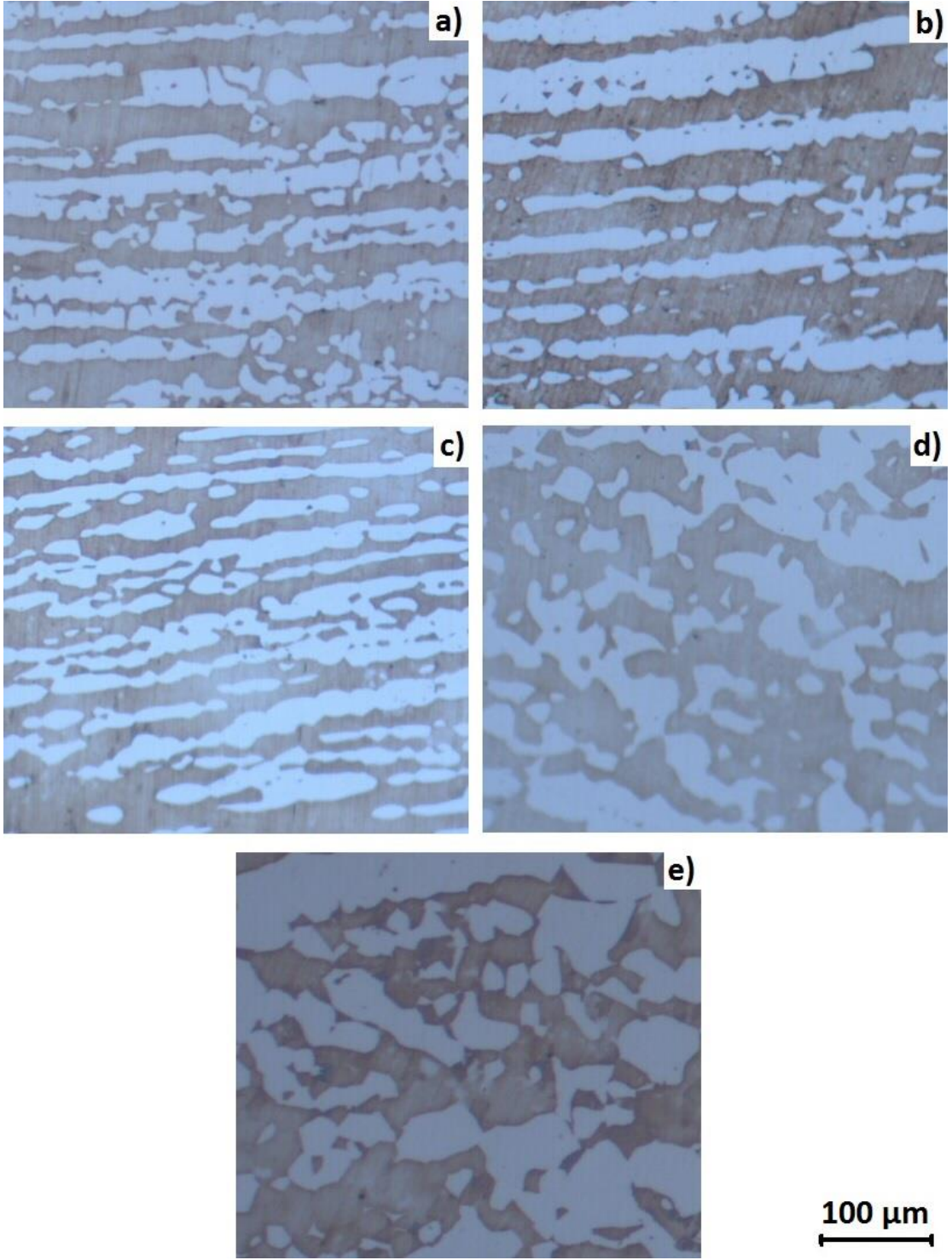
gerçekleşmemiştir. 8 saat çözme tavi uygulanmış numunede yeniden kristalleşme tavi gerçekleşmiştir. 10 saatlik numunede ise yönlenmiş tane yapısı büyük oranda bozulmuş ve tane büyümesi meydana gelmiştir.



Şekil 6.5 1050 °C’de çeşitli sürelerde çözme tavi uygulanan ve suda soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat.



Şekil 6.6 1100 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanan ve suda soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat.



Şekil 6.7 1150 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanan ve suda soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat.

1150 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanmış ve suda soğutulmuş numunelerin mikroyapıları ise Şekil 6.7'de verilmiştir. İkincil faz oluşumu 1150 °C sıcaklıkta çözme tavlı uygulanan ve suda soğutulan numuneler için de görülmemiştir. Çözme tavlı süresi 4 saat olan numuneden itibaren yeniden kristalleşme tavlı etkisi görülmektedir. 8 saat ve 10 saat çözme tavlı süreleri için ise mikroyapıdaki tane büyümesi açıkça görülmektedir.

Üç farklı tav sıcaklığında uygulanan ve suda soğutulan numunelerin mikroyapı özellikleri karşılaştırıldığında, üç tav sıcaklığı için de 4 saatlik tav süresinden itibaren yeniden kristalleşmenin gerçekleştiği görülmüştür. 8 saatlik tav süresinden itibaren ise yeniden kristalleşme tavlının uygun koşullarının üzerine çıkılmış ve tane büyümesi görülmüştür. Özellikle 1150 °C'de 10 saat süre ile uygulanan numunede belirgin bir tane büyümesi ortaya çıkmıştır. Reick ve arkadaşları [62] tarafından yapılan çalışmada, dupleks paslanmaz çeliklerde bu sıcaklık aralıklarında uygulanan ısıtma işlemlerinde yeniden kristalleşmenin gerçekleştiği ve östenit fazının yeniden kristalleşmesi için gerekli olan enerjinin, ferritin yeniden kristalleşmesi için gerekli olan enerjiden yüksek olduğu belirtilmiştir.

Şekil 6.8'de 1050 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanmış ve fırında soğutulmuş numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Numunelerin tamamında ikincil faz oluşumu görülmüştür. İkincil fazlar, ferrit-östenit ve ferrit-ferrit tane sınırlarında oluşmuştur. 1050 °C'de 1 saat tavlanan ve fırında soğutulan numunenin tane sınırlarında ince taneli ve ağ şeklinde bir ikincil faz yapısı görülmüştür. Isıtma işlem süresinin artmasıyla birlikte oluşan ikincil fazların tane boyutu artmış, ağ yapısı bozulmuş ve belirli noktalarda toplanma eğilimi göstermiştir. Özellikle, 4 ve 8 saat ısıtma işlem görmüş numunelerde oluşan ikincil fazlar oldukça büyük ikincil fazlara sahiptir. 10 saat ısıtma işlem görmüş numunede ise ikincil faz tane boyutu azalmış, ikincil fazlar yeniden tane sınırlarında ağ şeklinde oluşma eğilimi göstermiştir.

Şekil 6.9'da 1100 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanmış ve fırında soğutulmuş numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Numunelerin tamamında ikincil faz oluşumu görülmüştür. 1 ve 2 saat süresince çözme tavlı uygulanan numunelerde oluşan ikincil fazların tane boyutu diğer çözme tavlı sürelerinde oluşan ikincil fazların tane boyutuna göre daha büyüktür. Özellikle, 4 ve 8 saat olarak uygulanan çözme tavlılarında oluşan

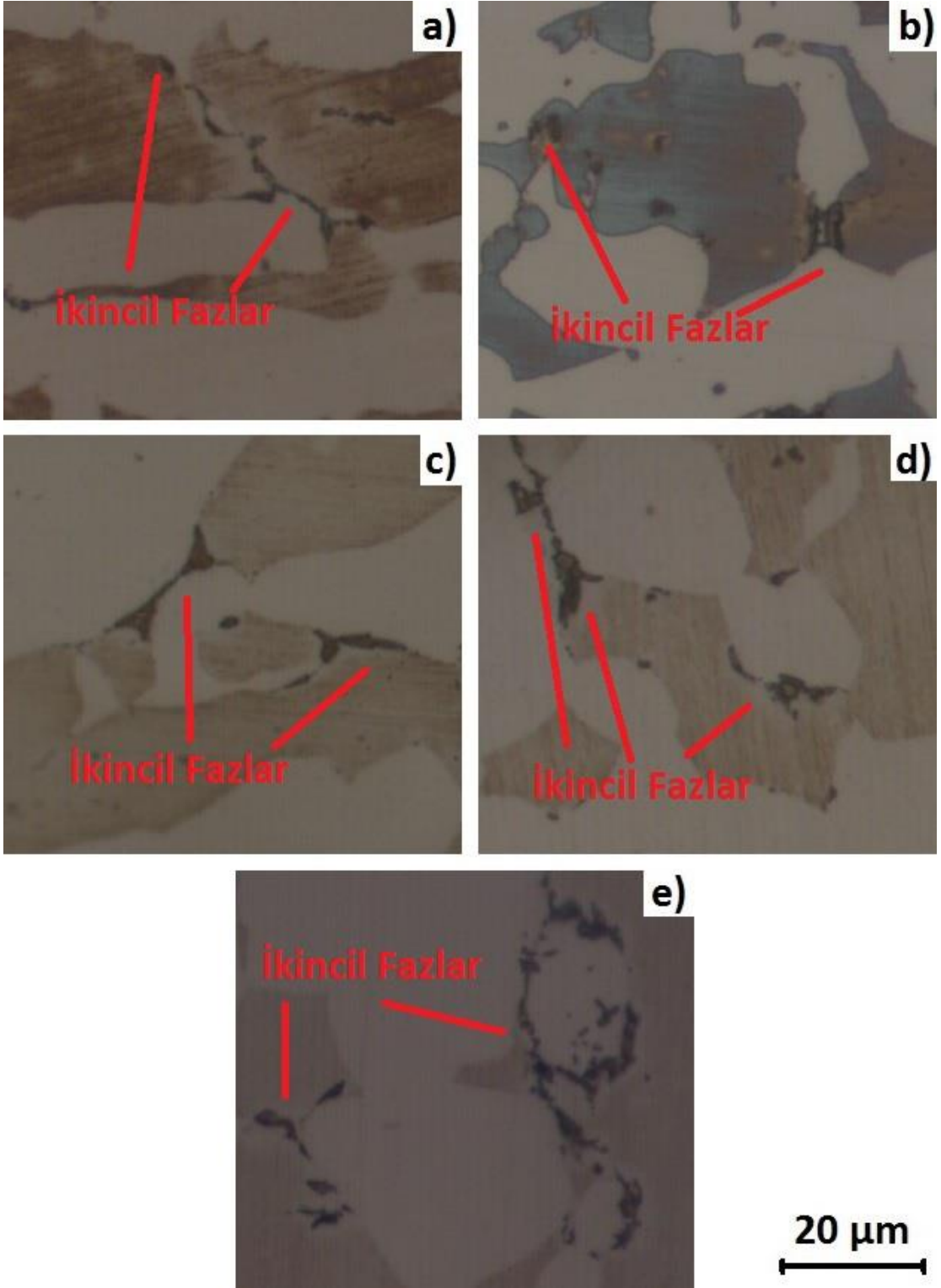
ikincil fazların tane boyutu oldukça küçüktür. 10 saatlik tav süresinde ise ikincil fazlar bir miktar büyüme davranışı sergilemiştir.

Şekil 6.10'da 1150 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanmış ve fırında soğutulmuş numunelerin mikroyapıları verilmiştir. 1050 °C ve 1100 °C sıcaklıklarda uygulanan tav işlemlerine benzer olarak, 1150 °C'de uygulanan ısı işlemler sonucunda da numunelerin tamamında ikincil faz oluşumu görülmüştür. İkincil faz boyutları 1 ve 2 saat çözme tavlı sürelerinde, diğer çözme tavlı sürelerine göre daha büyüktür. Ayrıca, 8 saat uygulanan çözme tavlısında oluşan ikincil fazların tane boyutu oldukça küçüktür.

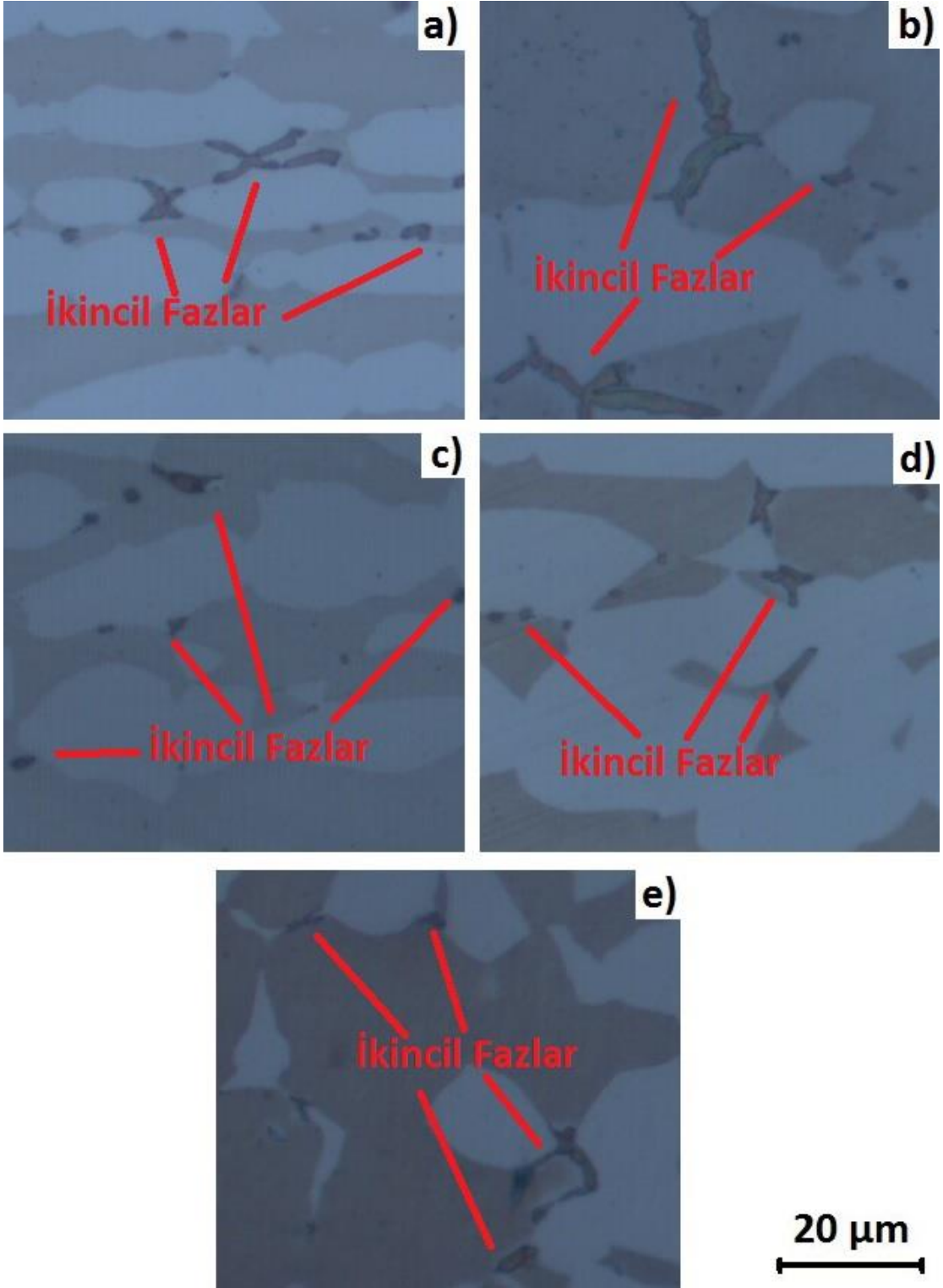
Çeşitli sıcaklıklarda uygulanan çözme tavları incelendiğinde, fırında soğuma ile ikincil faz oluşum sıcaklık aralığının (950 °C – 650 °C) dengeli soğuma ile geçilmesi nedeniyle, numunelerin tamamında ikincil faz oluşumu görülmüştür. 1150 °C'de uygulanan çözme tavlı sonucunda oluşan ikincil fazların tane boyutu, 1100 °C ve 1150 °C'de uygulanan çözme tavlı sonucunda oluşan ikincil fazların tane boyutuna göre daha küçüktür. Tüm sıcaklıklarda, 1 ve 2 saat uygulanan çözme tavlalarında ikincil faz boyutu en büyük değerlerdedir ve 1 saatlik tav süresinden, 2 saatlik tav süresine geçişte ikincil faz tane boyutu artmaktadır.

Ayrıca, 8 saat uygulanan çözme tavlalarında ikincil faz tane boyutunun oldukça küçük olduğu görülmüştür. Dupleks paslanmaz çeliklerde, yeniden kristalleşme tavlı etkisinin ortaya çıkmasıyla, yeniden kristalleşmiş ve yönlenmiş taneler yapı içerisinde birlikte bulunur. Yeniden kristalleşmiş taneler ikincil fazların oluşumu için tercihli bölgelerdir ve ikincil fazlar bu bölgelerde bulunma eğilimi taşırlar. Dupleks paslanmaz çeliklerde dengeli soğuma sırasında oluşan ikincil fazlar Fe, Cr, Ni ve Mo içerikli  $\sigma$  ve  $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$  bileşimindeki  $\chi$  fazıdır. Bu fazların oluşum yerleri ferrit-östenit ve ferrit-ferrit tane sınırındadır. Malzemede gerçekleşen tane büyümesi nedeniyle tane sınırı azalır ve ikincil fazların oluşumunda azalma görülür [59], [100], [101], [102]. Çözme tavlı sıcaklığı ve süresi arttıkça yeniden kristalleşme tavlı gerçekleşmiş ve optimum yeniden kristalleşme şartlarının üzerine çıkıldığında tane büyümesi meydana gelmiştir. İkincil fazların oluşabileceği yer sayısı azaldığı için tav süresinin artışıyla birlikte ikincil faz oluşumunda azalma meydana gelmiştir.

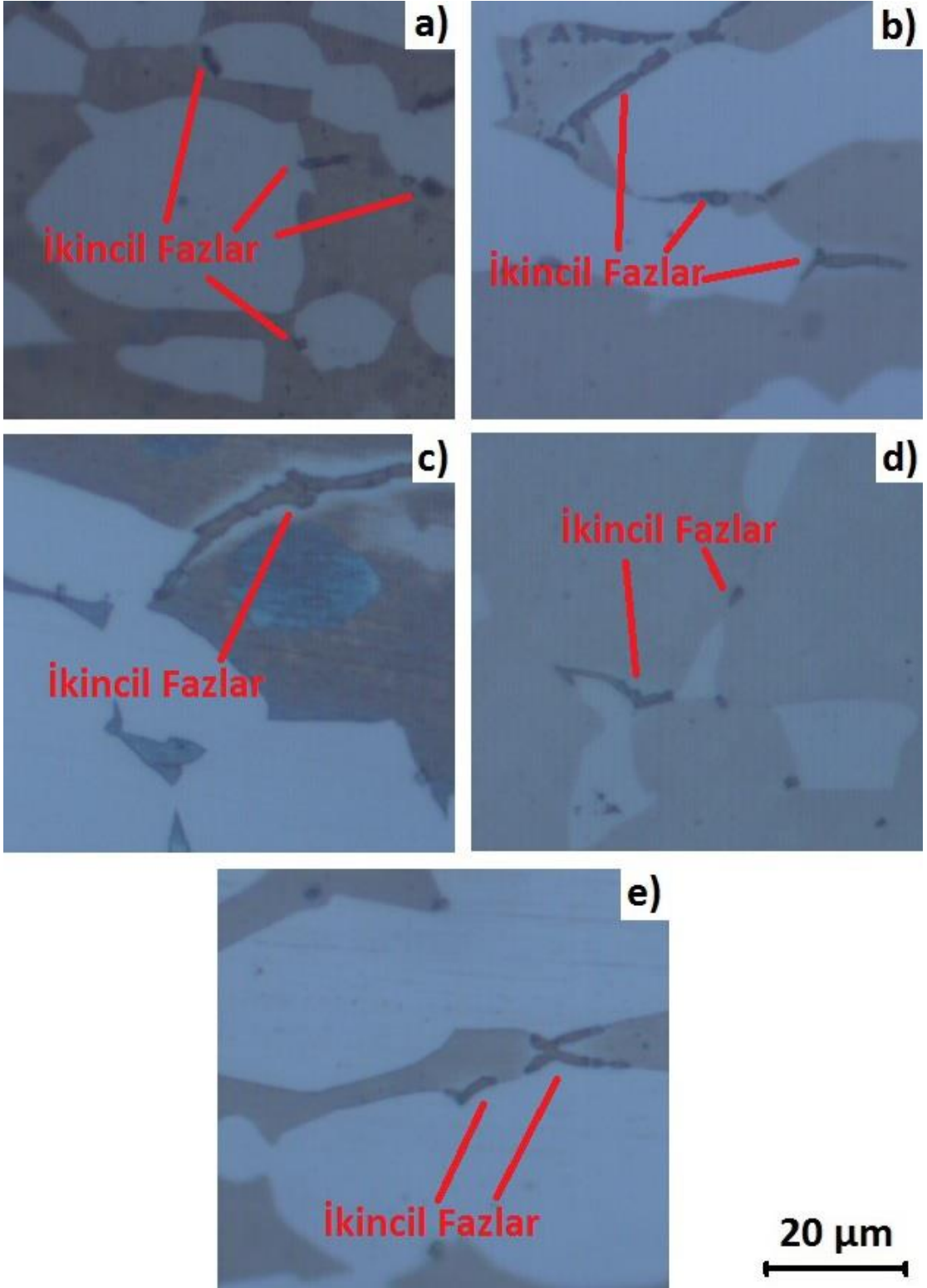




Şekil 6.8 1050 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanan ve fırında soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat.



Şekil 6.9 1100 °C'de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanan ve fırında soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat.



Şekil 6.10 1150 °C’de çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanan ve fırında soğutulan numunelerin mikroyapıları; a) 1 saat, b) 2 saat, c) 4 saat, d) 8 saat, e) 10 saat.

### 6.1.3 Yaşlandırma Isıl İşleminin Mikroyapı Karakterizasyonu

Yaşlandırma ısı işlemleri, çözme tavi sonrasında numunelerin dengeli soğutulması ve belirlenen sıcaklıklarda bekletilmesi (izotermal yaşlandırma) ve çözme tavi sonrasında numunelere su verilerek, yaşlandırma sıcaklıklarına ısıtılması şeklinde uygulanmıştır. Böylece ısıtma ve soğutma koşullarının, ferrit- östenit dengesi ile ikincil faz oluşumu ve yapısı üzerindeki etkileri incelenmiştir. Yaşlandırma işlemlerinde 650 °C, 800 °C ve 950 °C olmak üzere 3 farklı sıcaklık ile 5, 10, 20, 30 ve 60 dakika olmak üzere 5 farklı süre kullanılmıştır.

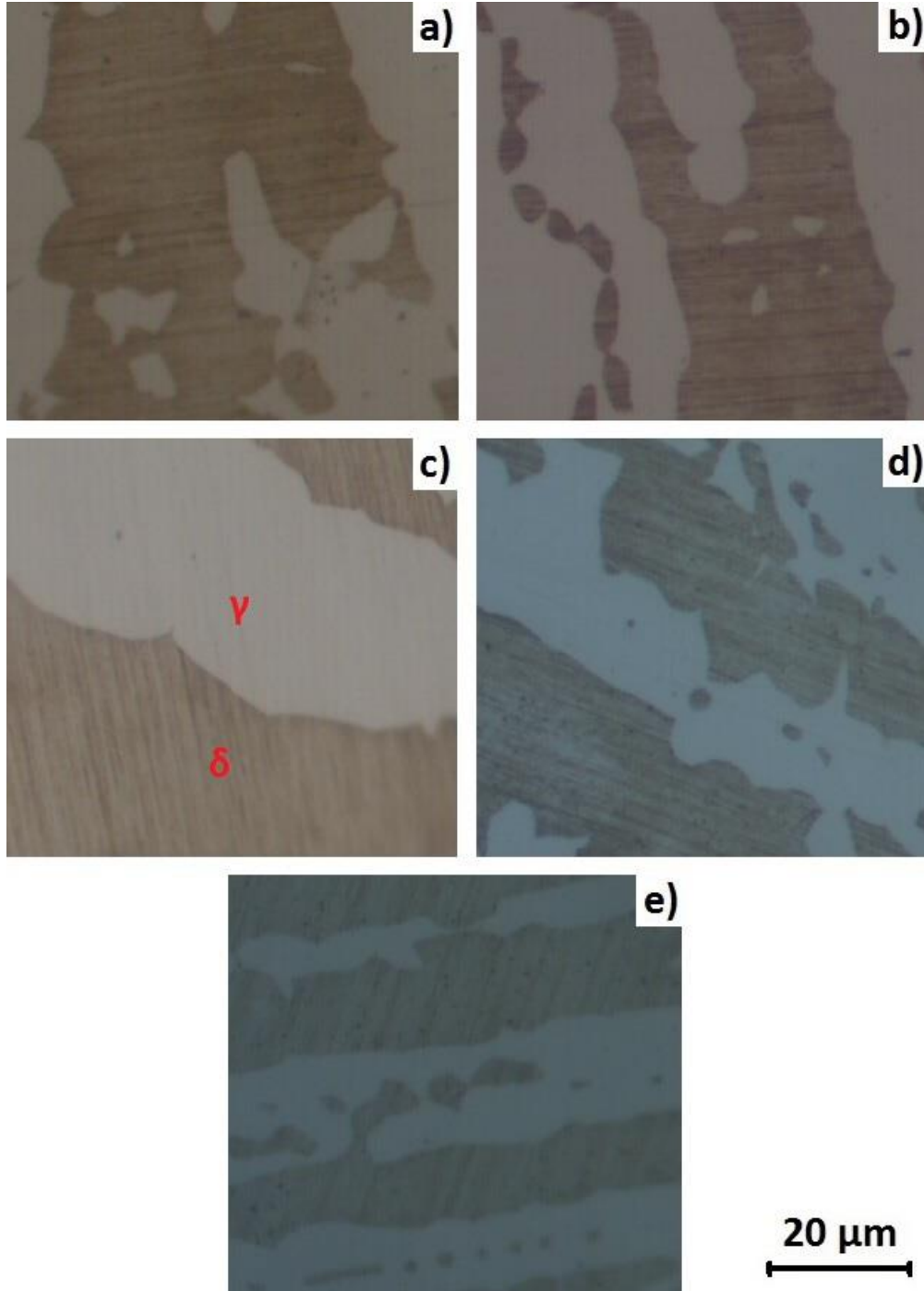
1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.11'de görülmektedir. Numunelerin herhangi birinde ikincil faz oluşumu görülmemiştir.

Şekil 6.12'de 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Şekil 6.12a'da, ferrit-ferrit tane sınırlarında ikincil fazların oluşmaya başladığı görülmektedir. Artan ısı işlem süresi ile birlikte, ikincil fazlar ferrit-ferrit ile ferrit-östenit arayüzeylerinde oluşmaya devam etmekte ve büyümektedirler. Özellikle, 20 ve 30 dakikalık yaşlandırma sürelerinde ferrit-ferrit tane sınırlarında ağ yapısında ikincil fazlar oluşmuştur. 60 dakikalık tav süresinde ise ikincil fazların tane boyutu artmış, ağ yapısı bozulmuş ve bu fazlar, ferrit tanelerine doğru büyümüştür.

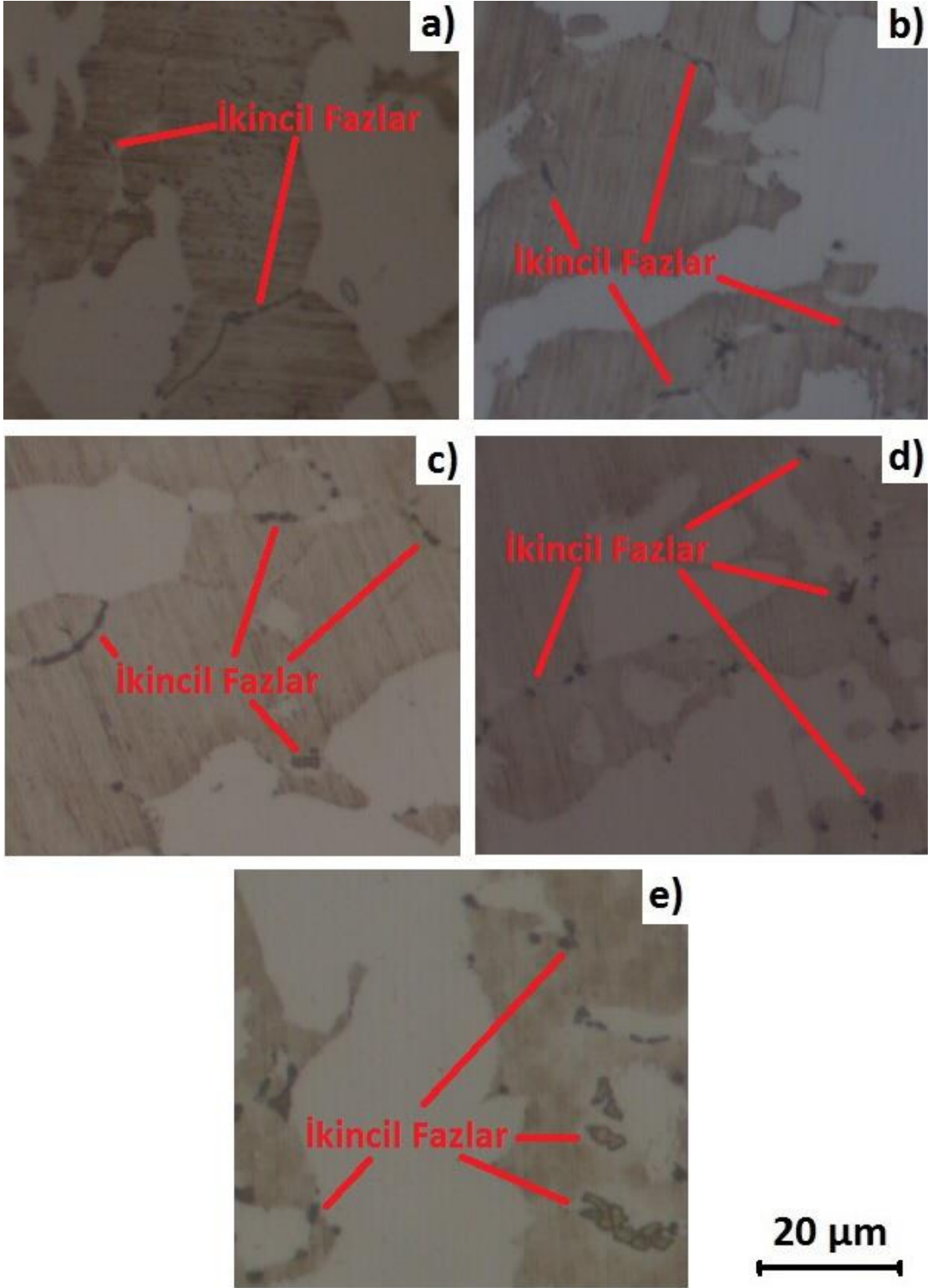
1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.13'te görülmektedir. Bu sıcaklıkta ısı işlem gören numunelerin tamamında ikincil faz oluşmuştur. Isıl işlem süresinin artmasıyla ikincil fazların tane boyutunda belirgin bir artış meydana gelmiştir. Özellikle, 60 dakika yaşlandırılan numunede (Şekil 6.13e) ikincil fazların ferrit-ferrit arayüzeyinde büyüdüğü ve bu fazların boyutunun önemli oranda artış gösterdiği görülmüştür.

Yaşlandırma sıcaklığının artmasıyla birlikte oluşan ikincil fazların tane boyutunda artış görülmüştür. 650 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşmamıştır. 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde ise ikincil fazlar ferrit-ferrit tane sınırlarında ağ yapısına sahiptir. 950 °C'ye yükselen yaşlandırma sıcaklığı ile birlikte;

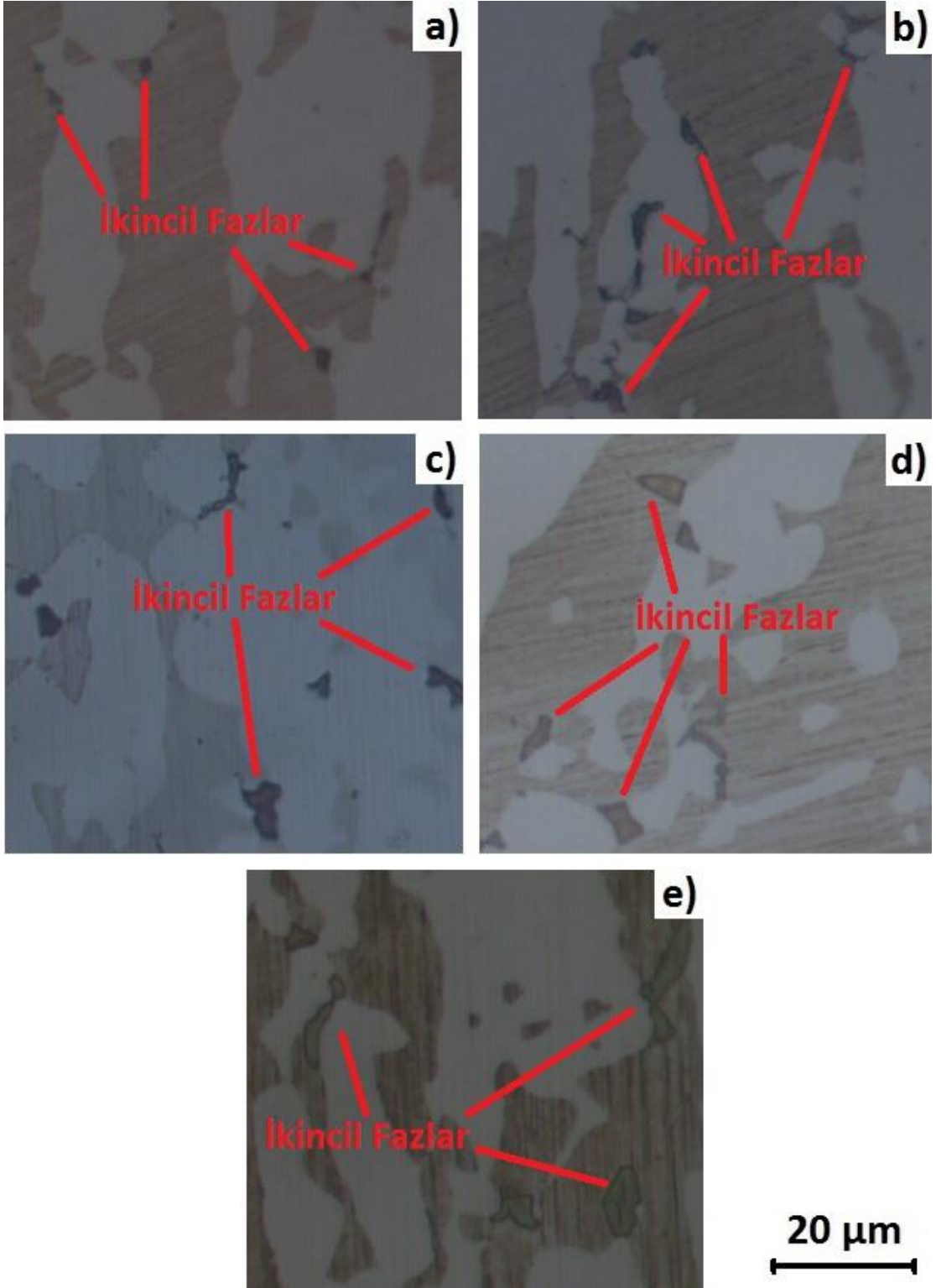
ikincil faz ağ yapısı bozulmuş, ferrit-ferrit tane sınırlarında büyümüş ve tane boyutu artmıştır.



Şekil 6.11 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil faz oluşmamıştır.



Şekil 6.12 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.



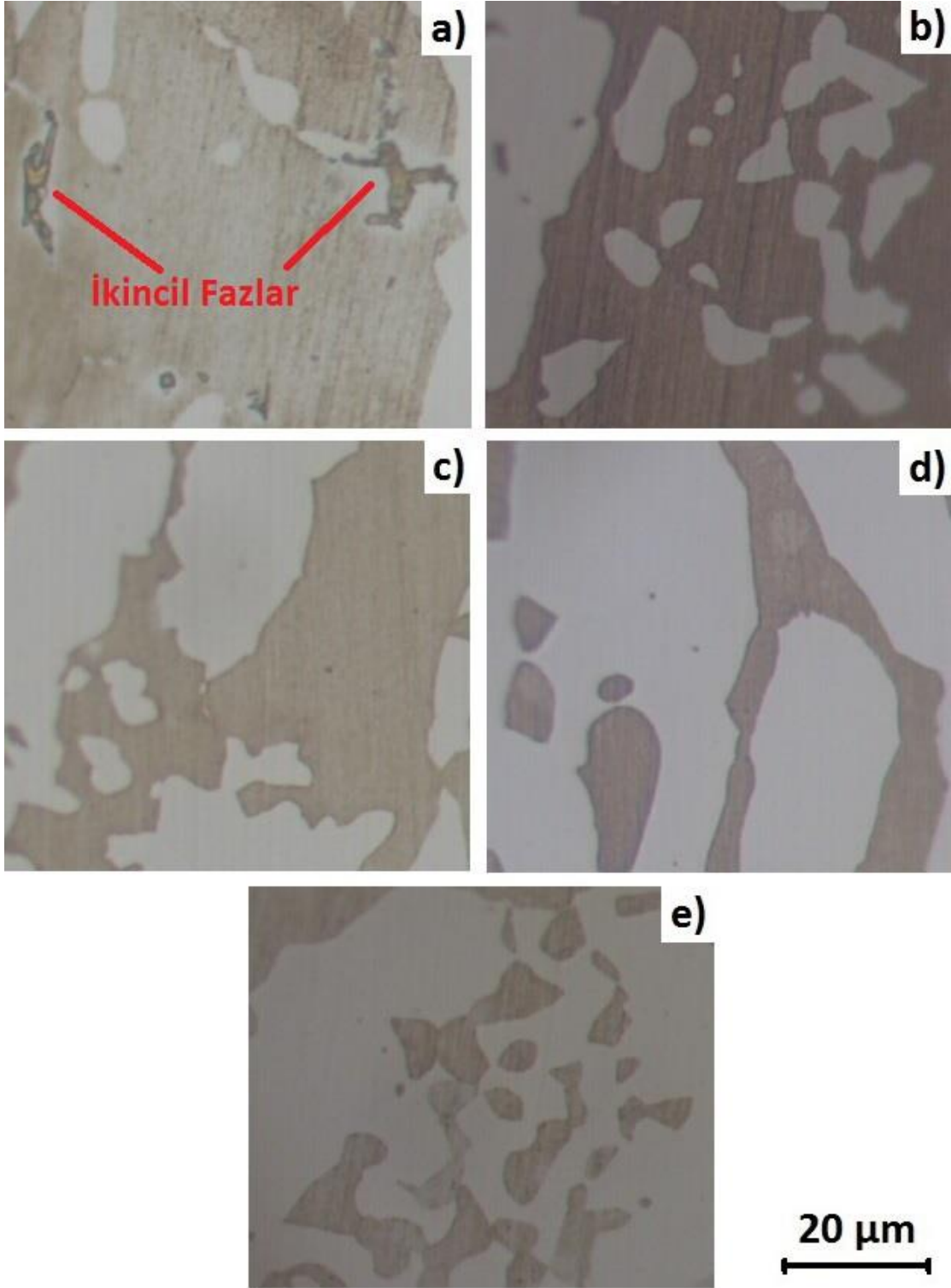
Şekil 6.13 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

Şekil 6.14'te, 1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları görülmektedir. 5 dakika yaşlandırılmış numunede ferrit-ferrit ve ferrit-östenit arayüzeyinde ikincil fazların oluştuğu görülmüştür. 10, 20, 30 ve 60 dakika yaşlandırılan numunelerde ise ikincil faz oluşumu görülmemiştir. 950 °C, ikincil fazların oluşumu için verilen sıcaklık aralığının üst sınırına yakın bir sıcaklık değeridir. İkincil faz oluşumu çözme tavlı sıcaklığından, bu sıcaklığa malzemenin soğutulması sırasında gerçekleşmiştir. Fakat üst sıcaklık sınırına yakın bir değerde beklenmesiyle ikincil fazlar yapı içerisinde çözünmüştür. Malzemenin yüksek sıcaklıklardan, yaşlandırma sıcaklıklarına soğutulması sırasında ferrit-östenit dengesinin değişmesi nedeniyle ikincil faz oluşumunun karasız bir şekilde gerçekleştiği belirlenmiştir.

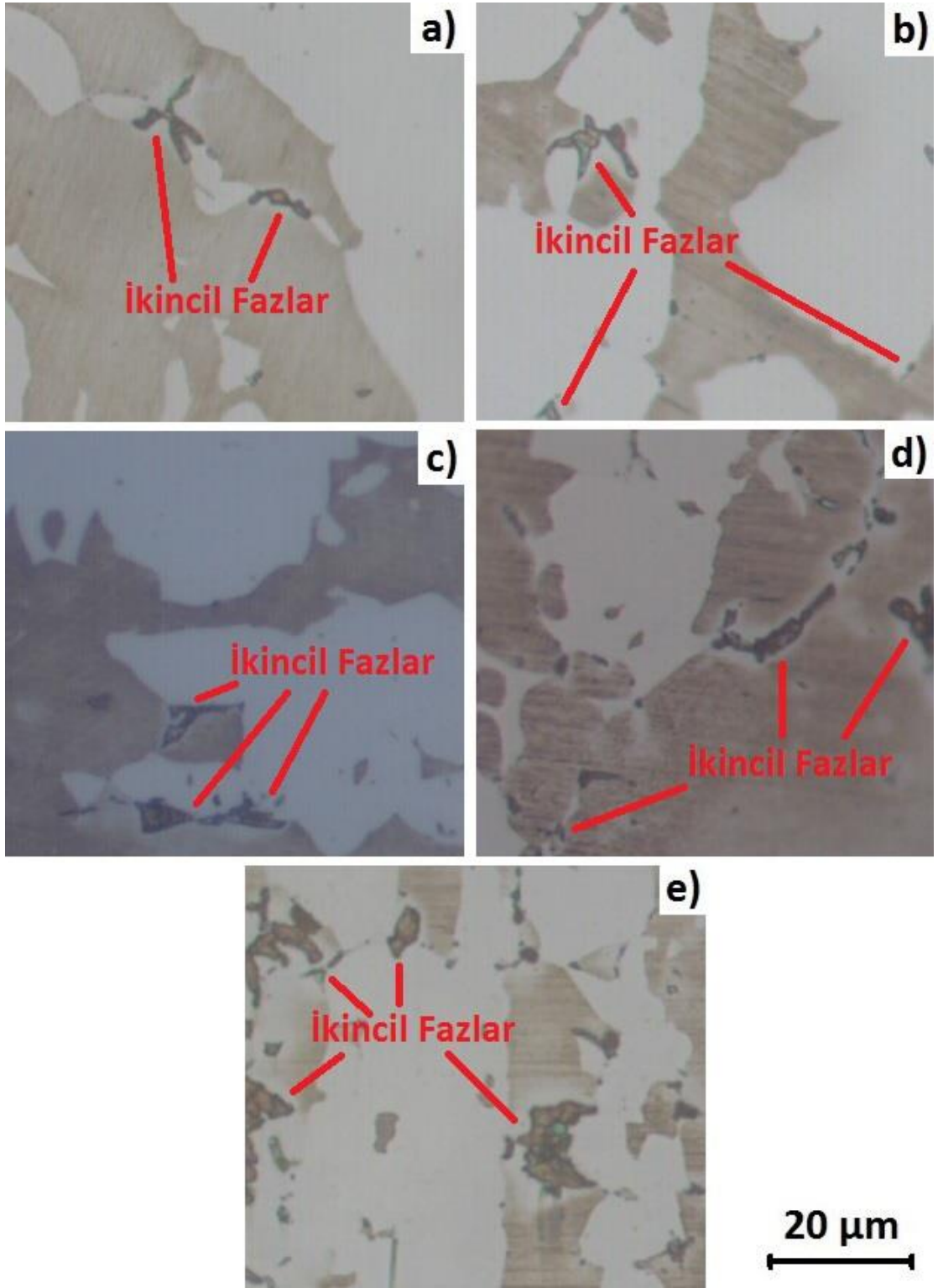
Şekil 6.15'te, 1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Şekil 6.15a'da, 5 dakika yaşlandırılmış numunenin mikroyapısında ferrit-ferrit ve ferrit-östenit tane sınırında oluşmuş ikincil faz yapısı görülmektedir. Ferrit-ferrit tane sınırında oluşan ikincil faz, tane sınırı boyunca büyümüş ve daha sürekli bir yapı göstermiştir. Yaşlandırma süresinin artışıyla birlikte ikincil fazların tane boyutu artmıştır. Özellikle, 60 dakika yaşlandırılan numunenin mikroyapısı (Şekil 6.15e) incelendiğinde, ikincil fazların ferrit taneleri içerisine büyüdüğü ve oldukça yoğun oranda oluştuğu görülmektedir.

1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli süreler ile yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.16'da görülmektedir. Yaşlandırma süresinin artışıyla ikincil fazların boyutlarında küçülme gerçekleşmiş ve ikincil fazlar bir miktar çözünmüştür. 650 °C, ikincil fazların oluşumunun meydana geldiği sıcaklık aralığının alt sınırına yakın bir sıcaklık değeridir. Ayrıca, dupleks paslanmaz çeliklerde 400 °C - 500 °C sıcaklık aralıklarında ferrit fazının Cr bakımından zengin ve fakir farklı iki bileşiminin oluşumu gerçekleşir. 650 °C sıcaklık değerinde yapılan yaşlandırma işleminde, zamanla ikincil fazların çözüldüğü ve  $\alpha'$  olarak adlandırılan Cr bakımından zengin fazların oluşumunun teşvik edildiği düşünülmektedir.

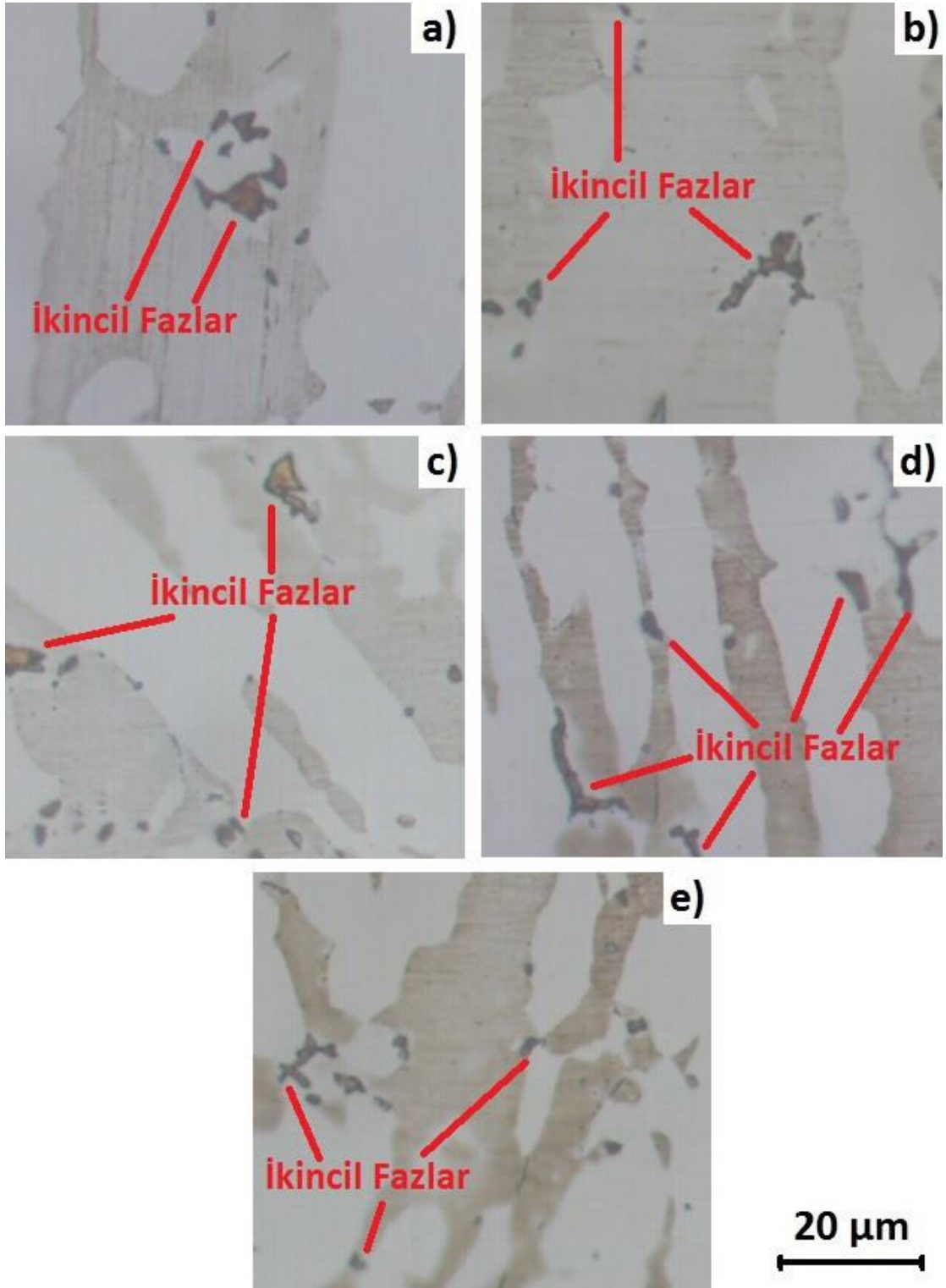




Şekil 6.14 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Şekil 6.14'a'da ikincil fazlar oluşmuştur.



Şekil 6.15 1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.



Şekil 6.16 1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

1050 °C sıcaklıkta 1 saat çözüme tavlama uygulanan numunelerin yaşlandırılmasında, 950 °C sıcaklık değerinin ikincil faz oluşumu için yeterli bir sıcaklık olmadığı görülmüştür. Çözüme tavlama sıcaklığından soğutma sırasında bir miktar ikincil faz oluşmuş, fakat ikincil faz oluşum sahasının üst sınır sıcaklığında bekleme ile birlikte bu fazlar çözülmüştür. 800 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ise artan süre ile birlikte faz boyutu büyümüştür. 650 °C'de ise artan yaşlandırma süresi ile birlikte ikincil faz boyutunun azaldığı görülmüştür. Özellikle 950 °C'de ve 650 °C'de gerçekleştirilen izotermal yaşlandırma ısıl işlemlerinin sonuçları dikkat çekicidir. 950 °C'de düşük yaşlandırma sürelerinde mikroyapıda ikincil faz oluşumu belirlenmiş, fakat artan yaşlandırma süresinde ikincil fazların çözüldüğü görülmüştür. Bu durum, ikincil faz oluşum sıcaklık sınırının çözüme tavlama sıcaklığı ve süresi ile soğutma hızına bağlı olarak değişebileceğini göstermiştir.

1050 °C'de 10 saat çözüme tavlama uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.17'de görülmektedir. Numunelerde ikincil faz oluşumu görülmemiştir.

Şekil 6.18'de 10 saat çözüme tavlama uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Şekil 6.18a'da, 5 dakika yaşlandırılmış numunenin mikroyapısı görülmektedir. 5 dakika yaşlandırılan numunede ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir. 10 dakikalık yaşlandırma süresi ile birlikte ferrit-ferrit tane sınırlarında ince ve ağ şeklinde ikincil faz yapısının oluştuğu görülmektedir. 30 dakika yaşlandırma süresinden itibaren ikincil fazların ağ yapısını bozup büyümeye başladıkları, 60 dakikada ise daha büyük fazların oluştuğu ve bu fazların ferrit tanelerine doğru büyüdüğü belirlenmiştir. İkincil fazların tane boyutu 1050 °C'de 1 saat tavlama, suda soğutulmuş ve 800 °C'de yaşlandırılmış numunelerde oluşan ikincil fazların boyutuna göre daha büyüktür.

10 saat çözüme tavlama uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.19'da görülmektedir. Numunelerin tamamında ikincil faz oluşmuştur. 950 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işleminde, 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma ısıl işlemine göre daha büyük boyutlu ikincil

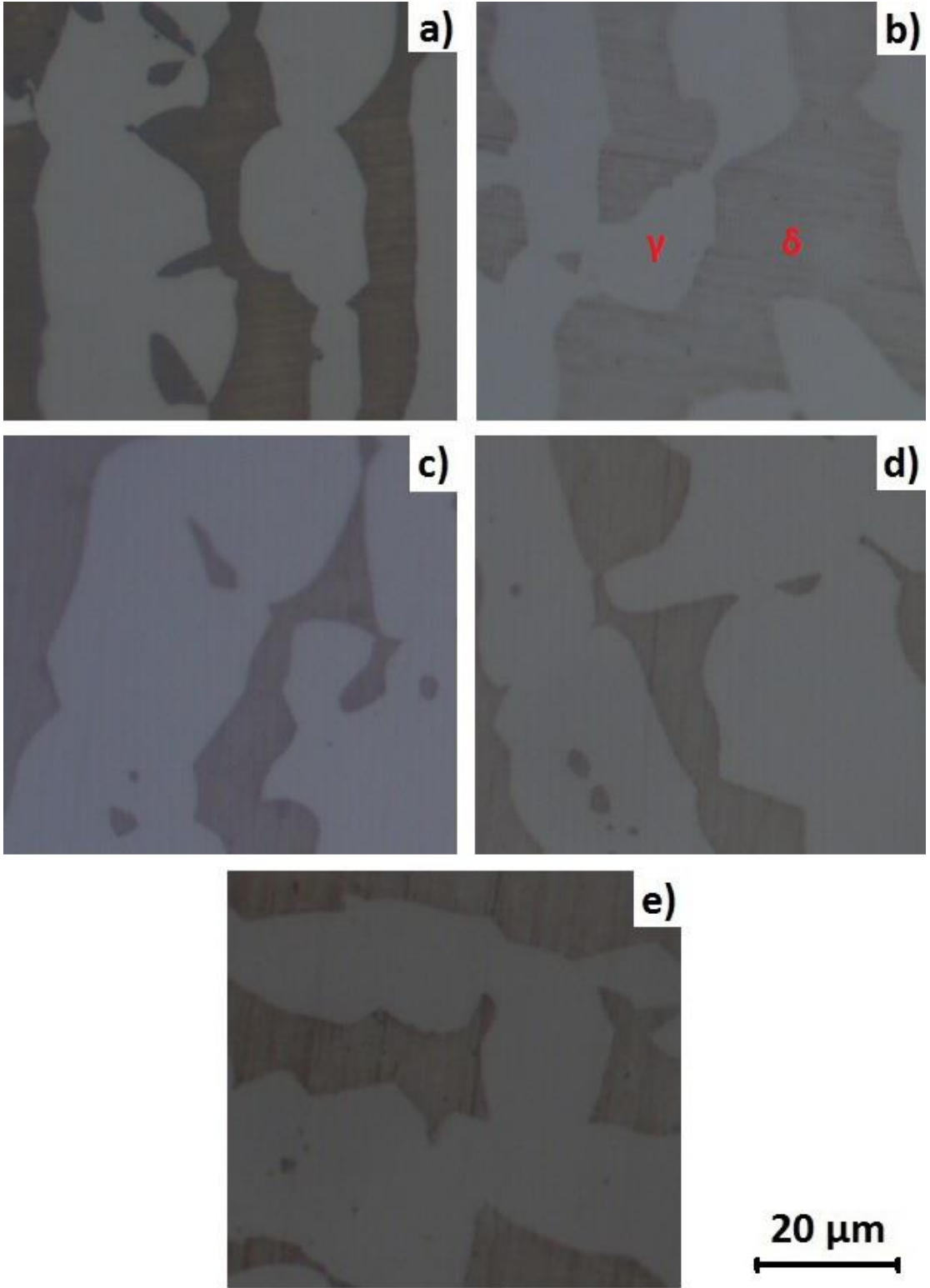
fazlar oluşmuştur. Fakat fazların oranı azalmıştır. 950 °C'de artan yaşlandırma süresi ile birlikte ikincil faz boyutunda belirli bir miktar artış gözlemlenmiştir.

650 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşmamıştır. 800 °C'de 5 dakika yaşlandırma işleminde de ikincil faz oluşmamış, 10 dakika yaşlandırma süresi ile birlikte ikincil faz oluşumu görülmeye başlanmış ve artan ısı işlem süresiyle birlikte ikincil faz miktarı artmıştır. 950 °C'de yapılan yaşlandırma işlemi ile daha büyük boyutlu ikincil fazlar elde edilmiştir.

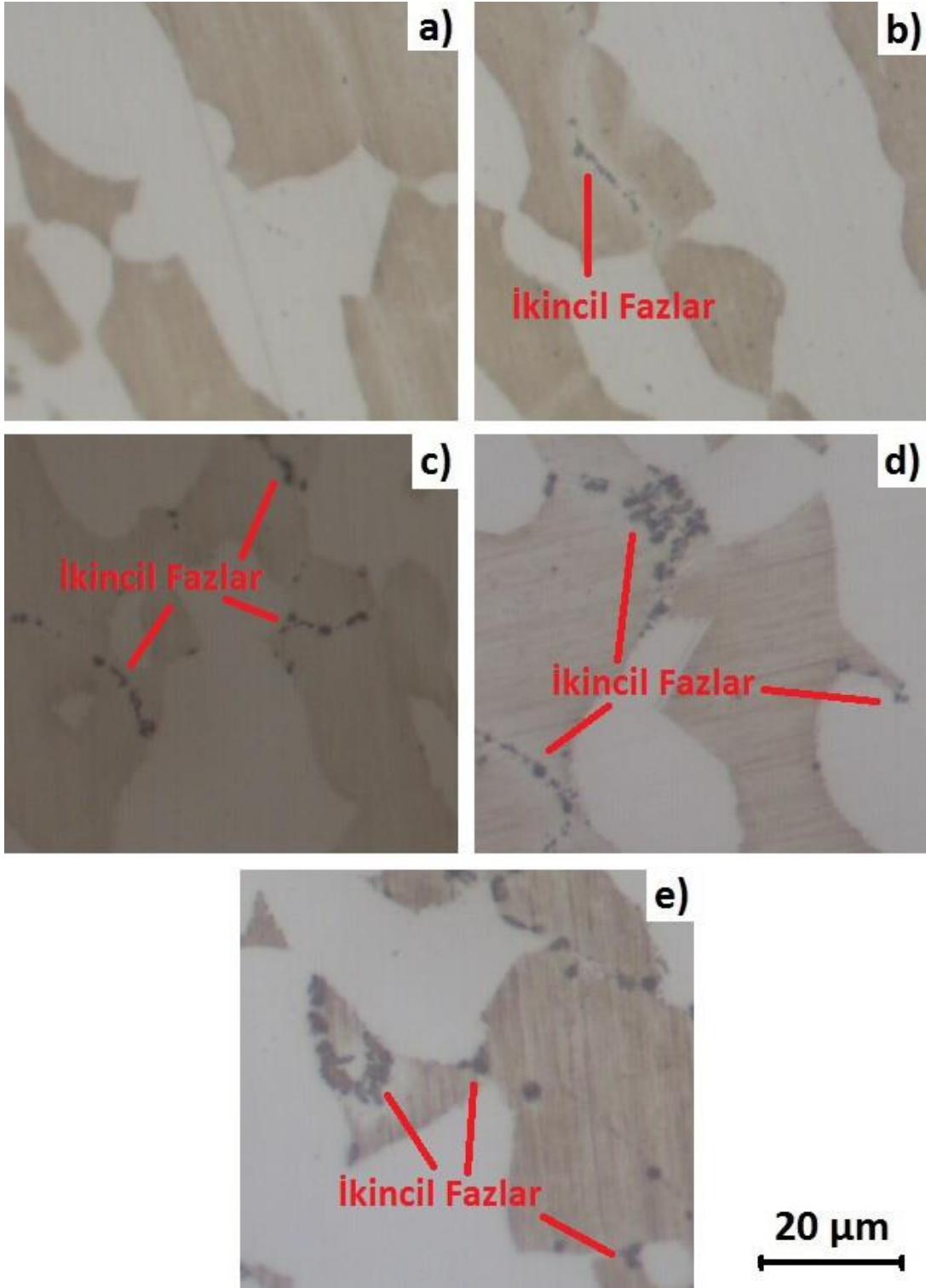
Şekil 6.20'de, 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerle yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları görülmektedir. Yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşumu görülmemiştir. 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve 5 dakika yaşlandırılmış numunede ikincil faz oluşumu görülmüştür. 10 saatlik çözme tavidinde ise ikincil faz oluşmamıştır. Çözme tavi süresinin artmasıyla ferrit fazı daha kararlı hale gelmiş ve soğuma ikincil faz oluşum hattının üst sınır sıcaklığı daha düşük bir sıcaklık değerine ötelenmiştir.

Şekil 6.21'de, 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları görülmektedir. Şekil 6.21a'da, 5 dakika yaşlandırılmış numunenin mikroyapısında ferrit-ferrit üçlü kesişim noktasında oluşmuş, ferrit-ferrit tane sınırı boyunca ağ yapısı şeklinde büyümüş ikincil faz yapısı görülmektedir. 10 dakikalık yaşlandırma süresinden itibaren, artan yaşlandırma sıcaklığı ile birlikte ağ şeklindeki ikincil faz yapısı bozulmuş ve birçok noktada ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir. Özellikle 60 dakikalık yaşlandırma süresinde, faz boyutu önemli oranda artmış ve ikincil fazlar ferrit taneleri içerisine doğru büyümüştür.

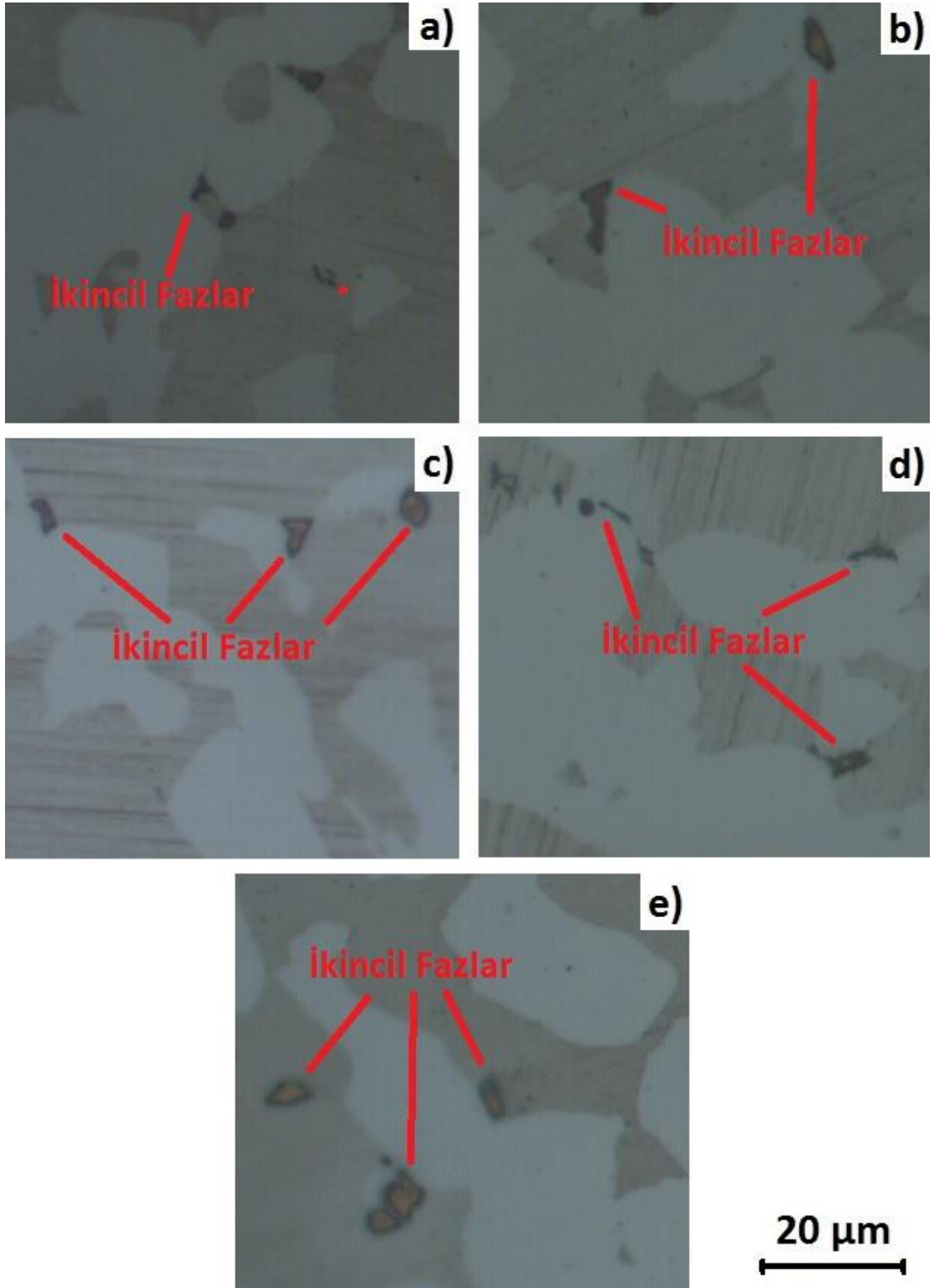
1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.22'de görülmektedir. Yaşlandırma süresinin artışıyla birlikte ikincil fazların tane boyutlarında azalma meydana gelmiştir. Bu sıcaklıkta oluşan ikincil fazların özellikle ferrit-ferrit tane sınırlarında ve üçlü birleşim noktalarında oluştuğu görülmüştür.



Şekil 6.17 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.

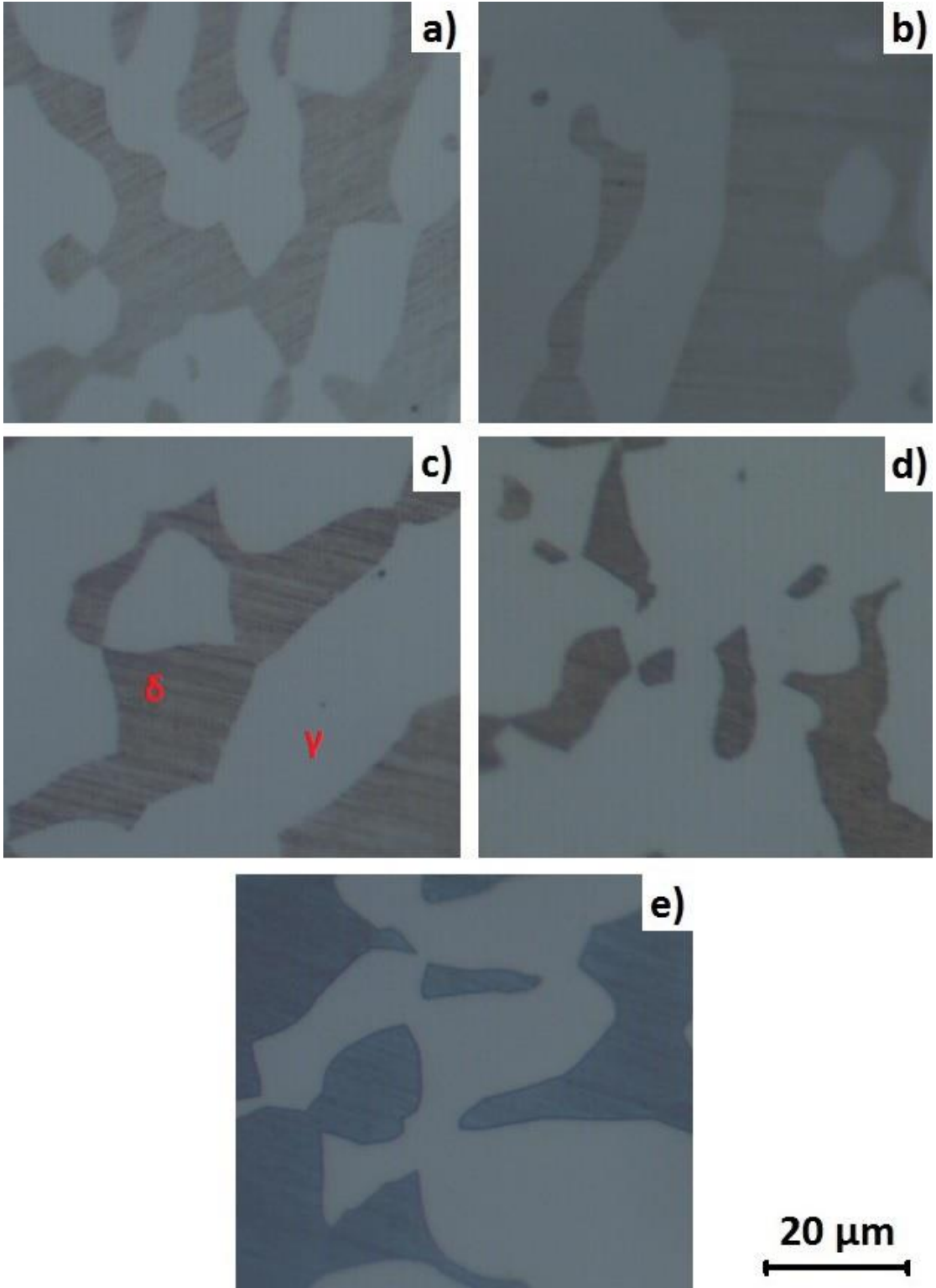


Şekil 6.18 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Şekil 6.18a'da ikincil faz oluşmamış, diğer numunelerde ikincil fazlar oluşmuştur.

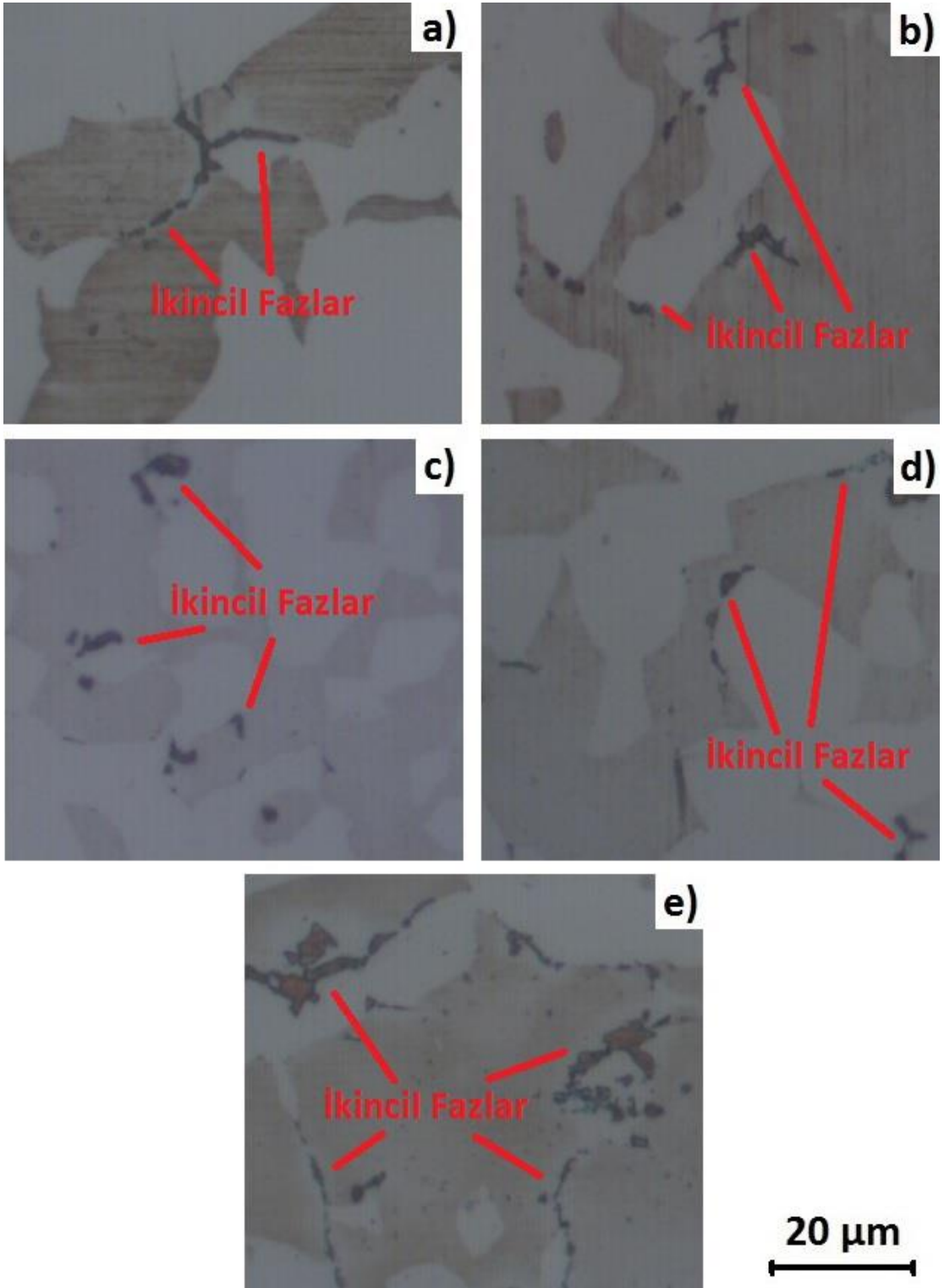


Şekil 6.19 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

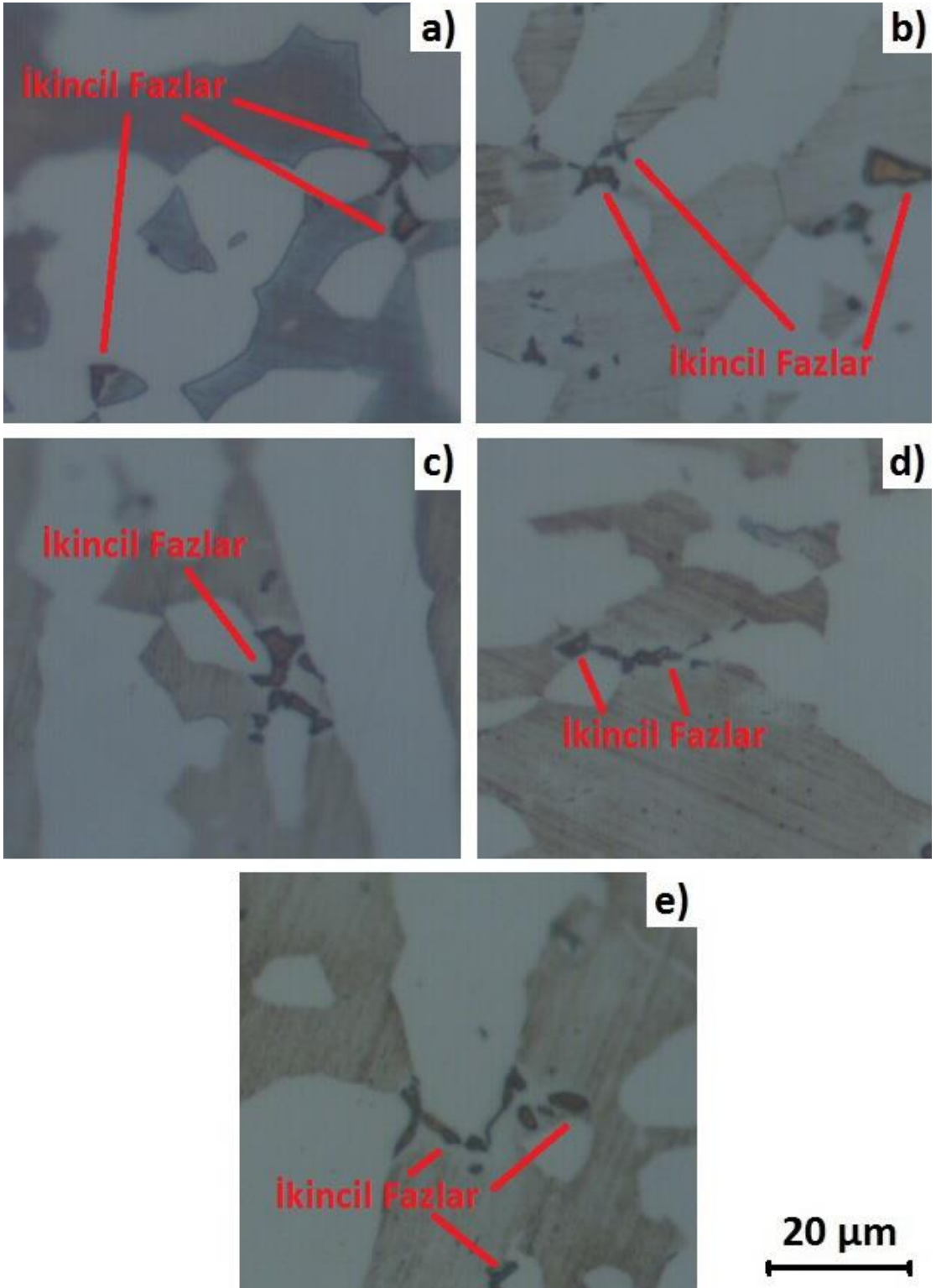




Şekil 6.20 1050 °C'de 10 saat çözme tavlı uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.



Şekil 6.21 1050 °C'de 10 saat çözme tavlı uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.



Şekil 6.22 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

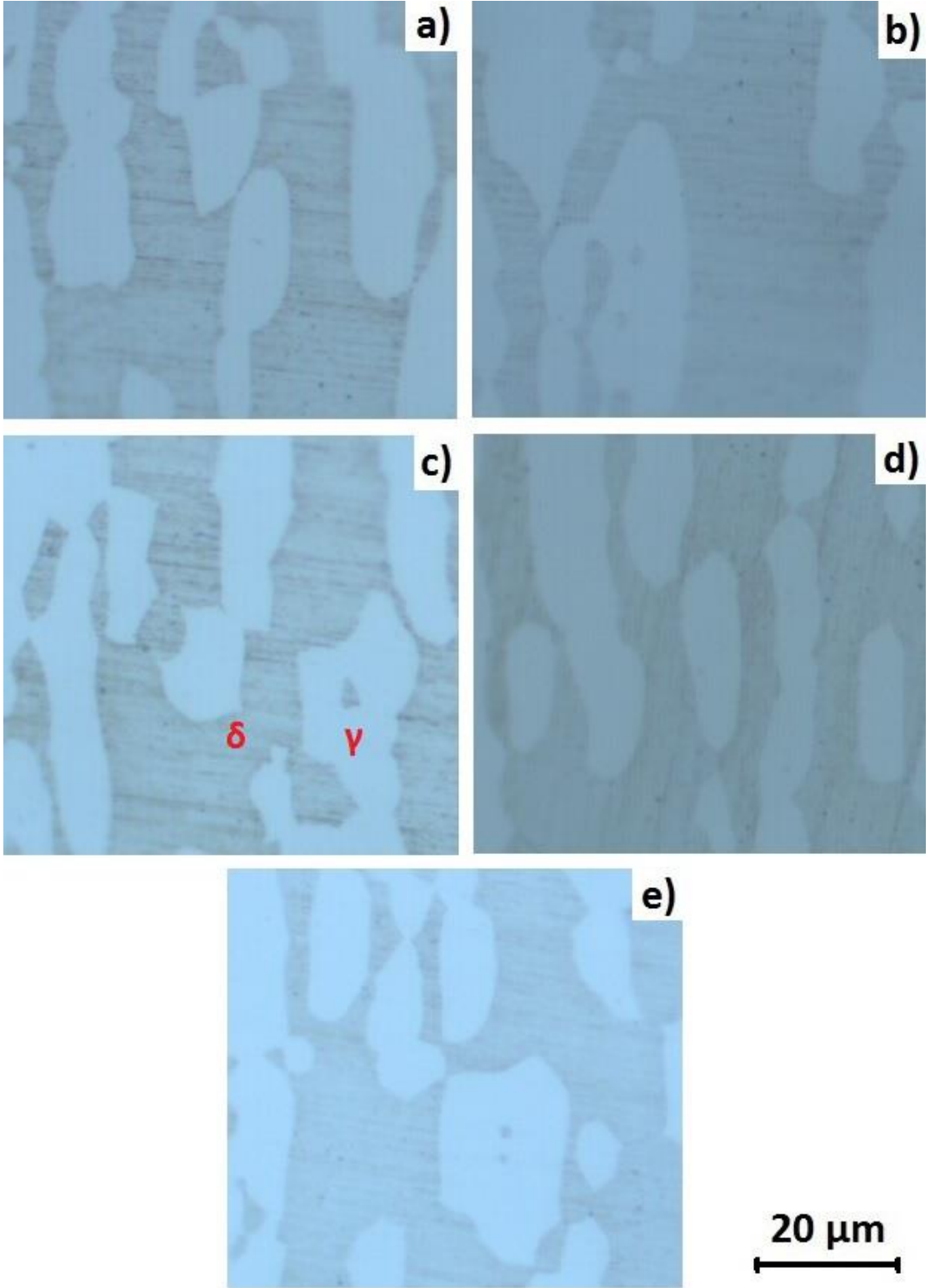
1050 °C sıcaklıkta 10 saat çözme tavi uygulanan numunelerin yaşlandırılmasında, 950 °C sıcaklıkta ikincil faz oluşmamıştır. Artan çözme tavi süresi ile birlikte ferrit fazı daha kararlı hale gelmiş ve ikincil faz oluşum hattı daha düşük sıcaklık değerlerine ötelenmiştir. 800 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde artan süre ile birlikte faz boyutu büyümüş, 650 °C'de ise artan yaşlandırma süresi ile birlikte ikincil faz boyutunun azaldığı belirlenmiştir.

1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.23'te görülmektedir. 650 °C'de yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşmamıştır.

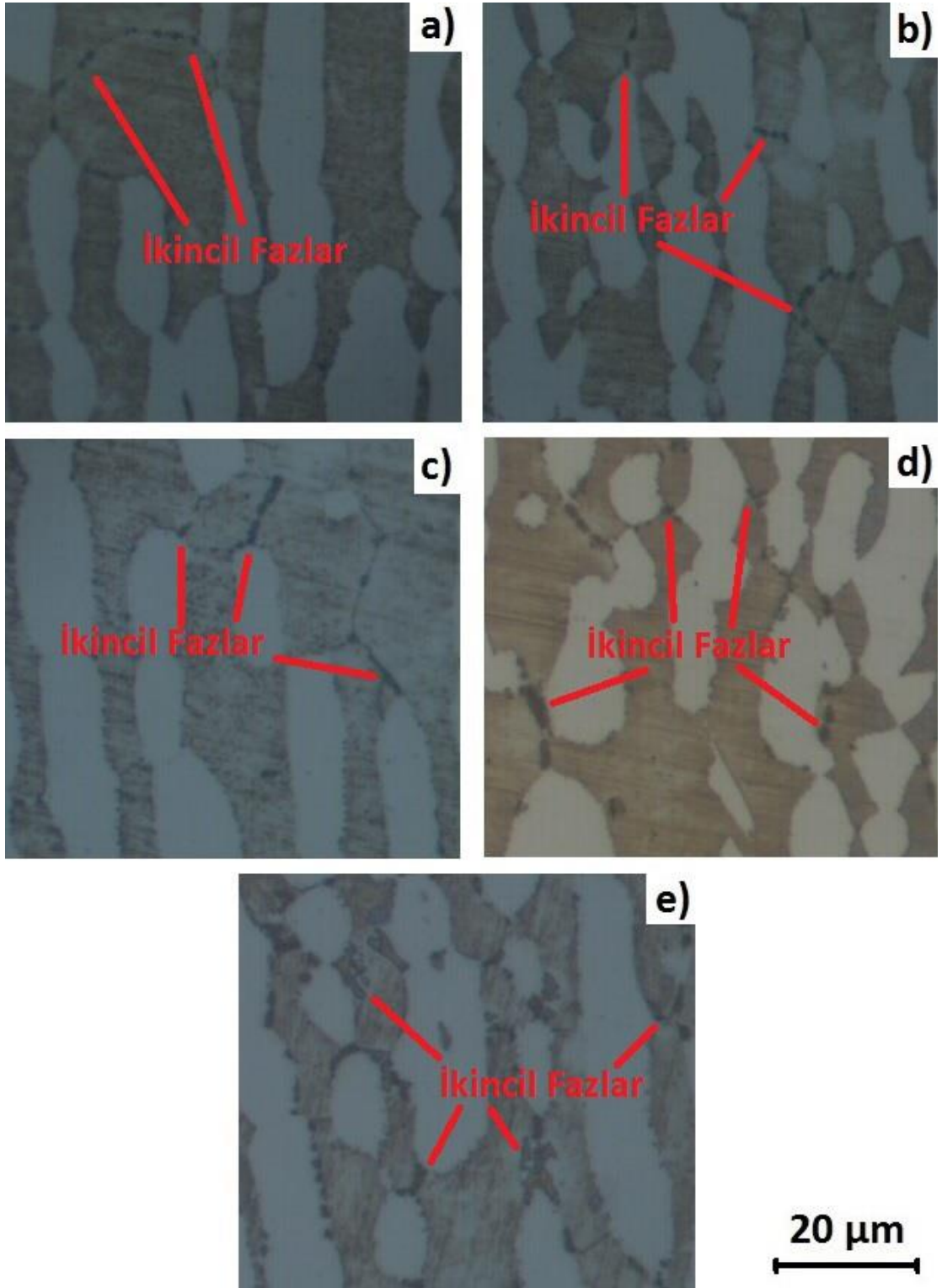
Şekil 6.24'te 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Şekil 6.24a'da 5 dakika yaşlandırılan numunenin mikroyapısı görülmektedir. Ferrit-ferrit tane sınırında ağ yapısında, oldukça ince taneli ikincil faz yapısı elde edilmiştir. Artan ısıl işlem süresi ile birlikte, ferrit-ferrit arayüzeyinde ağ yapısında ikincil fazlar oluşmuştur. 10, 20 ve 30 dakika yaşlandırılan numunelerde benzer mikroyapılar elde edilmiştir. 60 dakika yaşlandırılan numunede ise ikincil fazların ağ yapısında bozulma meydana gelmiş ve tane boyutu artmıştır. Özellikle ferrit ve östenit tanelerinin üçlü kesişim noktalarında yoğun bir ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir.

1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılan numunelerin mikroyapıları Şekil 6.25'te görülmektedir. Bu sıcaklıkta ısıl işlem gören numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. İkincil fazların boyutu, 800 °C'de yaşlandırılan numunelerde oluşan ikincil fazların boyutundan daha fazladır. 950 °C'de oluşan ikincil fazlar boyutsal olarak daha büyüktür ve hem ferrit-ferrit hem de ferrit-östenit arayüzeyinde oluşmuştur.

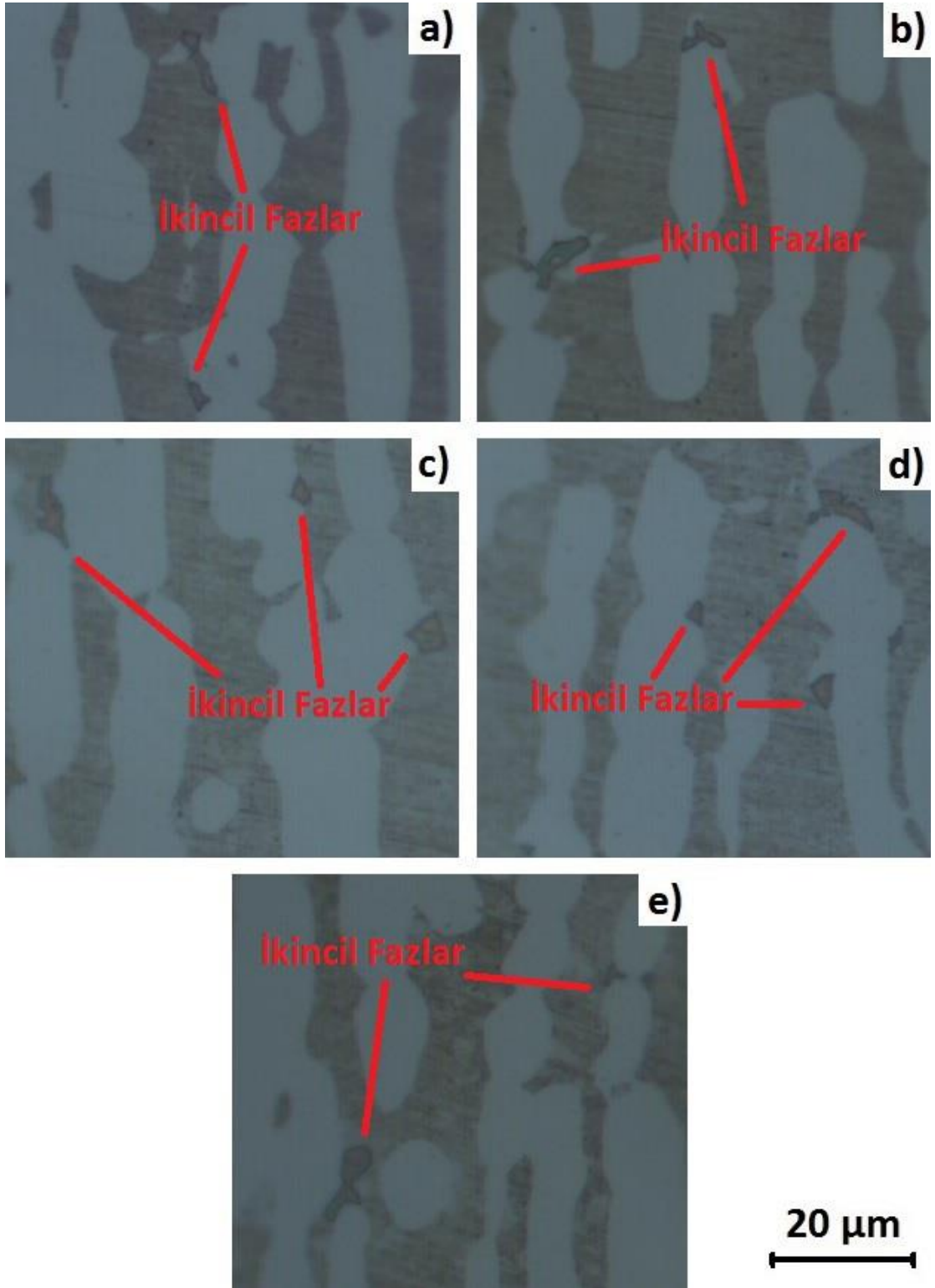
Yaşlandırma sıcaklığının artmasıyla birlikte oluşan ikincil fazların tane boyutunda artış görülmüştür. 650 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşmamıştır. 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde ise ikincil fazlar ferrit-ferrit tane sınırlarında ağ yapısına sahiptir. 950 °C'ye yükselen yaşlandırma sıcaklığı ile birlikte; oluşan ikincil fazlar boyutsal olarak daha büyüktür. İkincil fazların boyutları ise yaşlandırma süresine bağlı olarak değişmektedir.



Şekil 6.23 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.



Şekil 6.24 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.



Şekil 6.25 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.26'da görülmektedir. 950 °C'de yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşmamıştır.

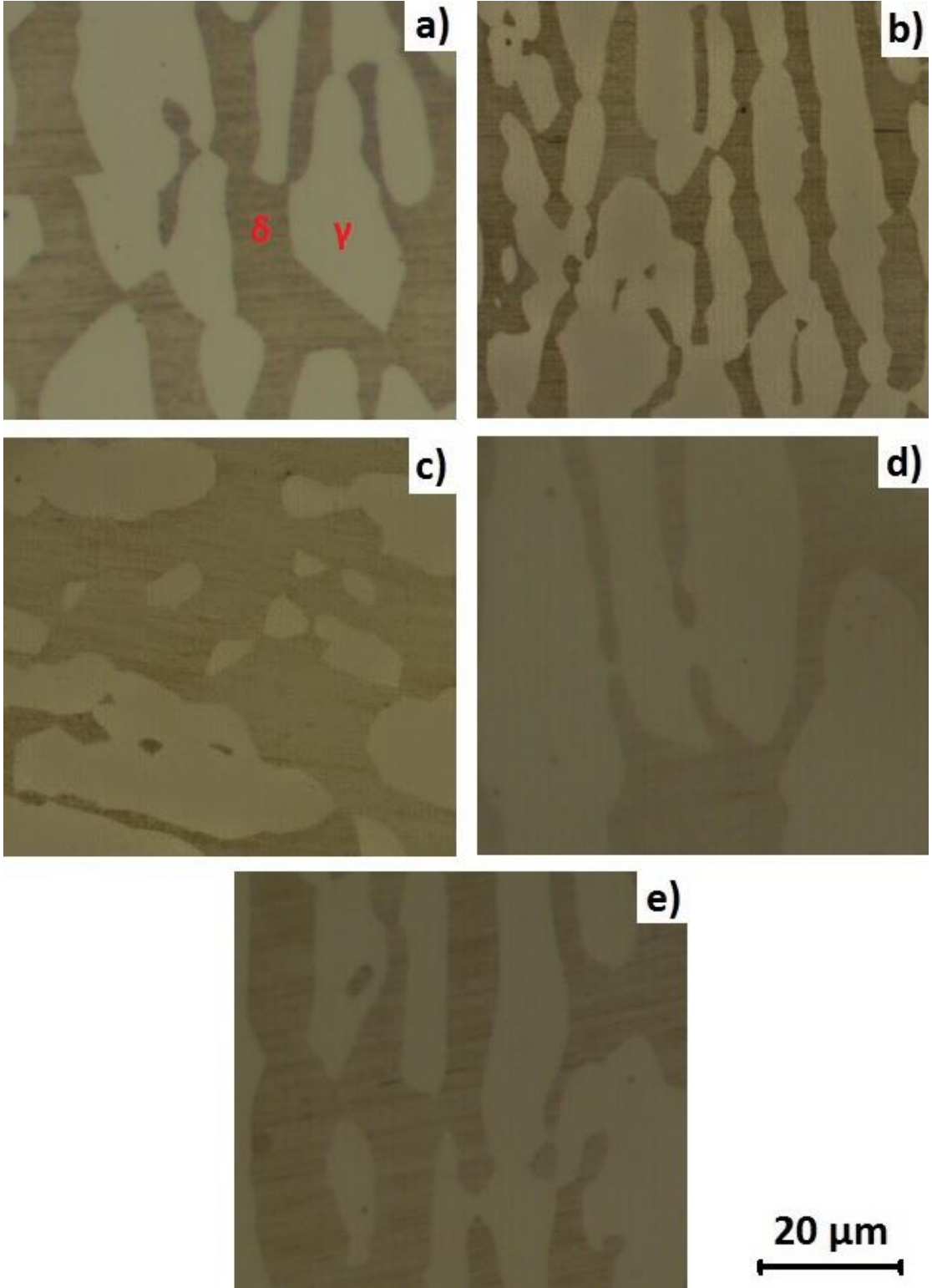
Şekil 6.27'de 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. Şekil 6.27a'da 5 dakika yaşlandırılan numunenin mikroyapısı görülmektedir. İkincil fazlar, ferrit-ferrit ve ferrit-östenit arayüzeyinde üçlü birleşim noktalarında oluşmuştur. Faz şekli literatürde belirtilen  $\chi$  fazı yapısına benzemektedir. Artan tav süresi ile birlikte ikincil fazlar tane sınırı boyunca ve ferrit taneleri içerisine doğru büyümüştür. Özellikle Şekil 6.27e'de görüldüğü gibi 60 dakika yaşlandırılan numunede ikincil faz oluşumu oldukça yoğundur ve büyüyen fazlar ferrit yapısına doğru büyümüştür.

1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.28'de görülmektedir. Bu sıcaklıkta ısıl işlem gören numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşumu gerçekleşmiştir. Artan ısıl işlem süresi ile birlikte ikincil faz miktarının arttığı görülmüştür. 5 dakika yaşlandırılan numunede  $\chi$  fazı yapısına benzer, tane sınırı boyunca büyümüş ince taneli ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir. Yaşlandırma süresinin artmasıyla ikincil faz tane boyutunun arttığı belirlenmiştir.

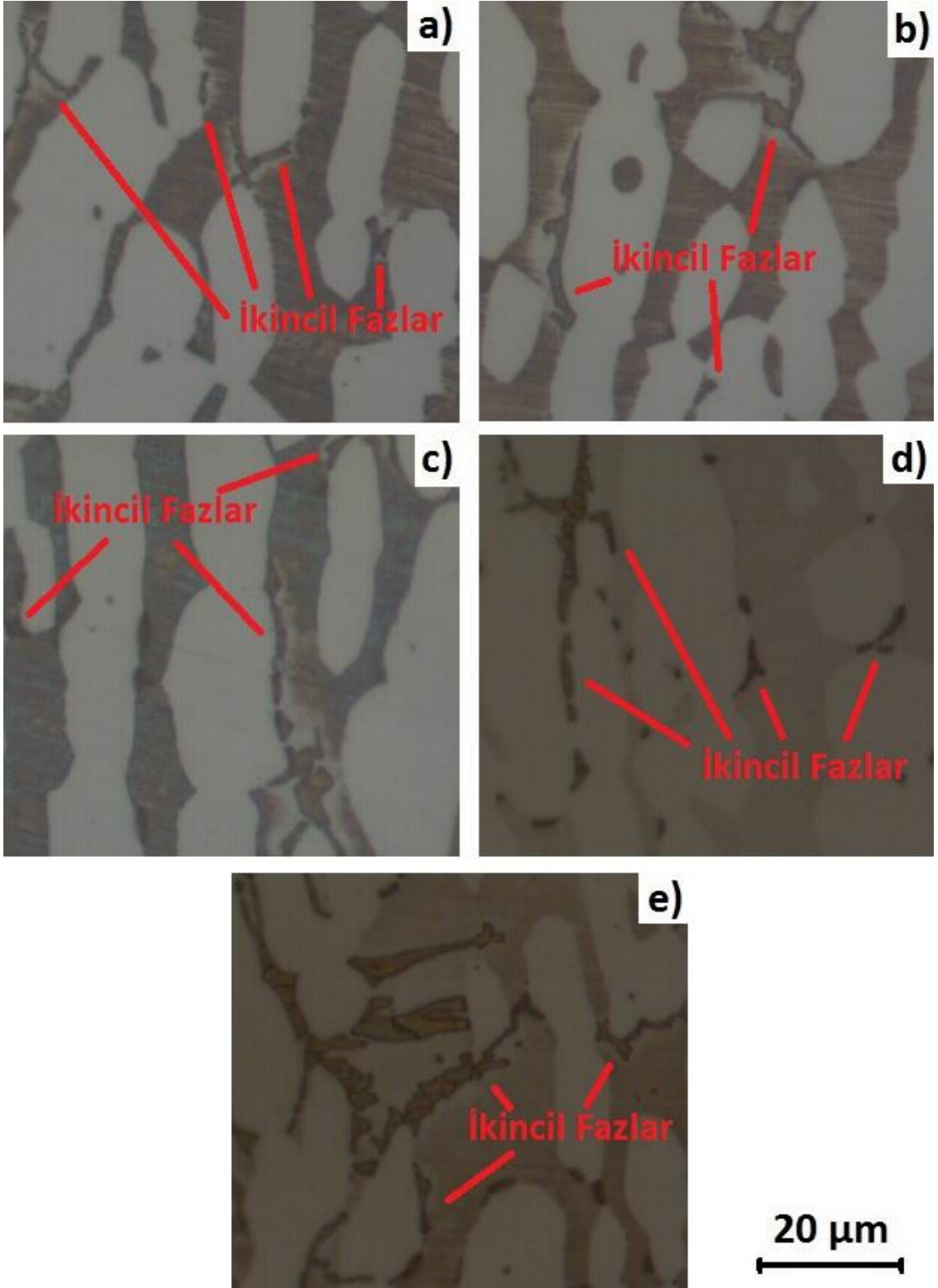
$\chi$  fazı, dupleks paslanmaz çeliklerde oluşan ikincil fazlardan biridir.  $\sigma$  fazı Fe-Cr sisteminde oluşurken  $\chi$  fazı Fe-Cr-Mo üçlü ya da Fe-Cr-Ni-Mo ve Fe-Cr-Ni-Ti dördümlü sistemlerinde oluşmaktadır [8], [103].  $\sigma$  fazı daha yüksek sıcaklıklarda ve uzun yaşlandırma sürelerinde oluşurken,  $\chi$  fazı daha düşük sıcaklıklarda oluşmakta ve daha ince taneli bir yapıya sahip olmaktadır [8], [104].

950 °C'de uygulanan yaşlandırma ısıl işleminde ikincil faz oluşmamıştır. 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde ise ikincil fazlar ferrit-ferrit ve ferrit-östenit tane sınırlarında oluşmuştur. Yaşlandırma süresinin artışıyla birlikte ikincil faz oranı ve tane boyutu da artmıştır. 650 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde de artan süre ile birlikte faz boyutunun arttığı görülmüş, buna karşın dengeli bir artış elde edilmemiştir.

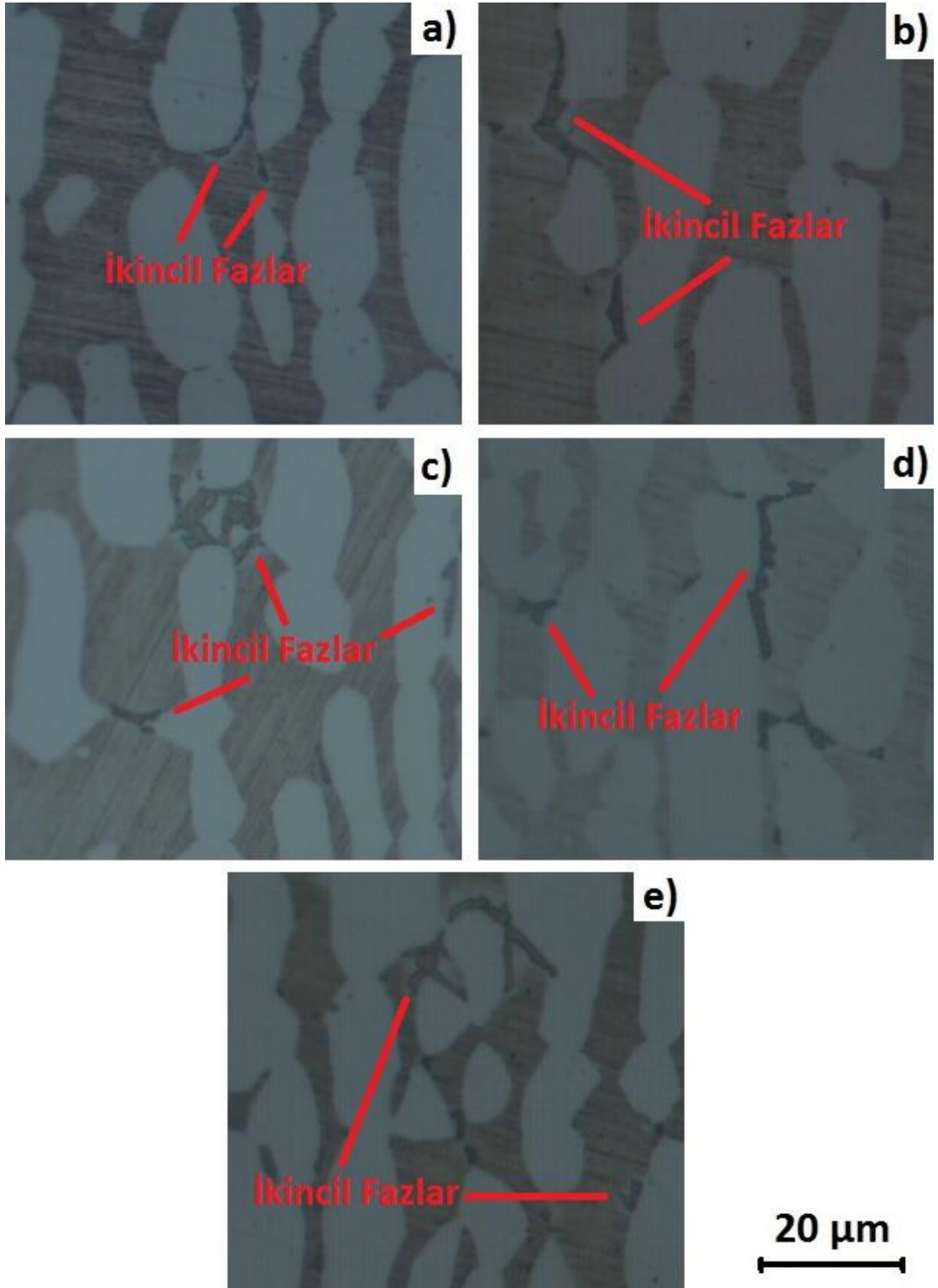




Şekil 6.26 1100 °C’de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 950 °C’ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.



Şekil 6.27 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.



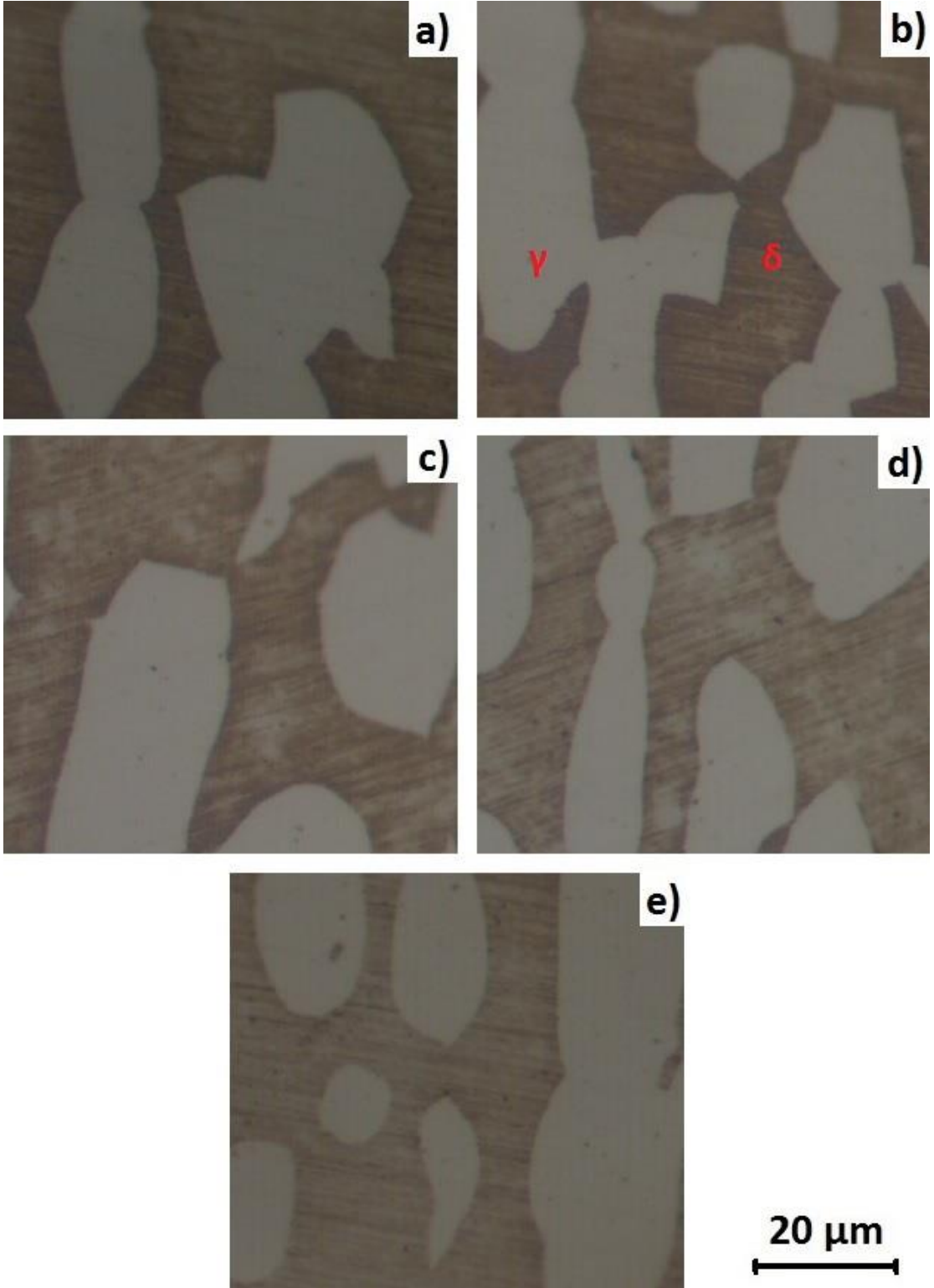
Şekil 6.28 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.29'da görülmektedir. 650 °C'de yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşumu görülmemiştir.

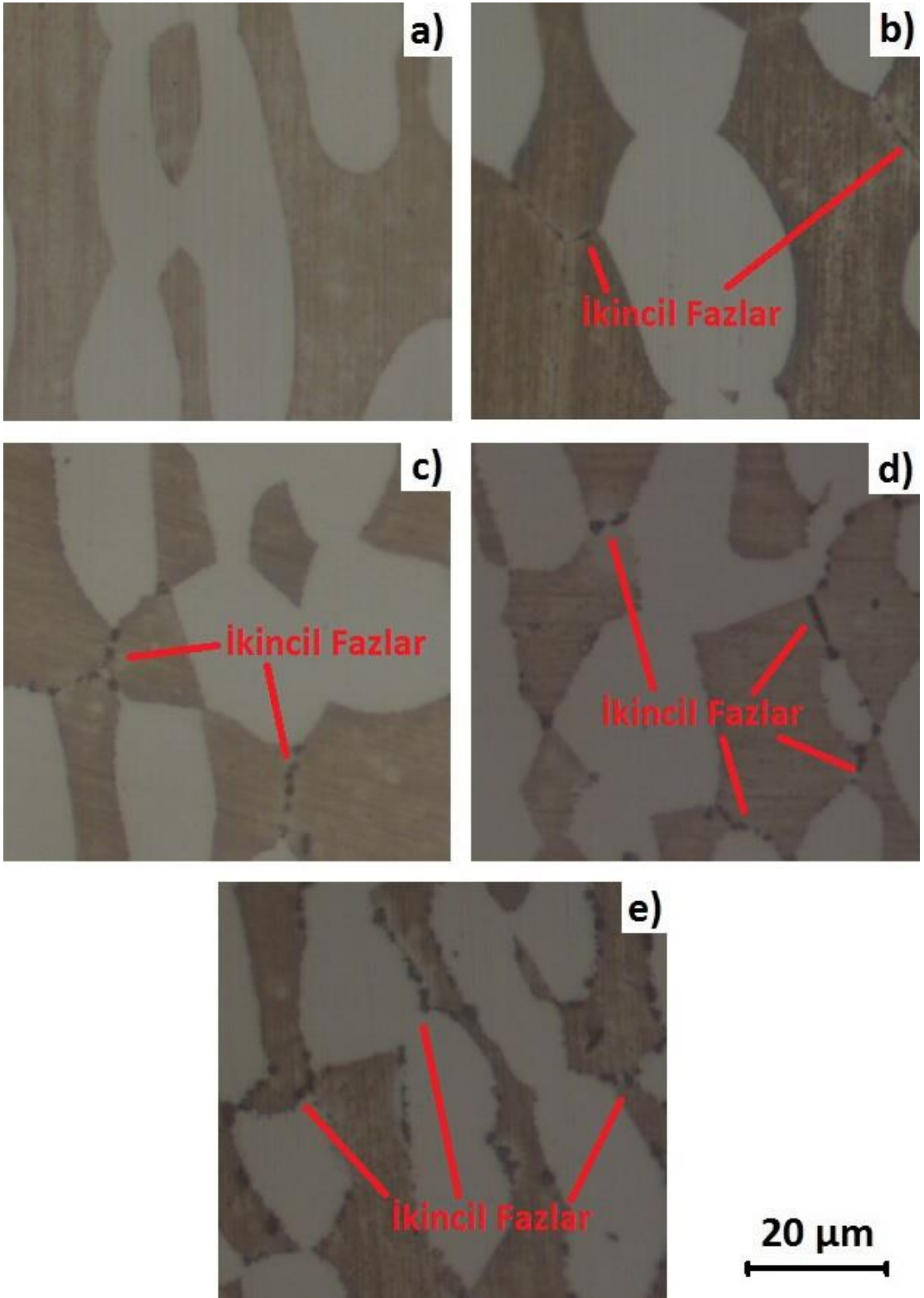
Şekil 6.30'da 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Şekil 6.30a'da 5 dakika yaşlandırılan numunenin mikroyapısında herhangi bir ikincil faz oluşmadığı belirlenmiştir. Şekil 6.30b'de ise ferrit-ferrit tane sınırında oldukça ince ikincil faz yapısı oluşmuştur. Yaşlandırma süresinin 20 dakikaya arttırılmasıyla ferrit-ferrit tane sınırında oluşmuş olan ikincil fazlar büyümeye başlamış ve özellikle üçlü birleşim noktalarında yeni ikincil fazların oluştuğu gözlemlenmiştir. 60 dakika yaşlandırılan numunede ise ikincil faz miktarı önemli miktarda artış göstermiş ve çok sayıda fakat göreceli olarak ince taneli ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir.

1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılan numunelerin mikroyapıları Şekil 6.31'de görülmektedir. Bu sıcaklıkta ısı işlem gören numunelerin tamamında ikincil faz yapısı oluşmuştur. İkincil fazların tane boyutu 800 °C'de yaşlandırılan numunelerde oluşan ikincil fazların tane boyutundan daha yüksektir. 950 °C'de oluşan ikincil fazlar boyutsal olarak daha büyüktür ve hem ferrit-ferrit hem de ferrit-östenit arayüzeyinde oluşmuştur.

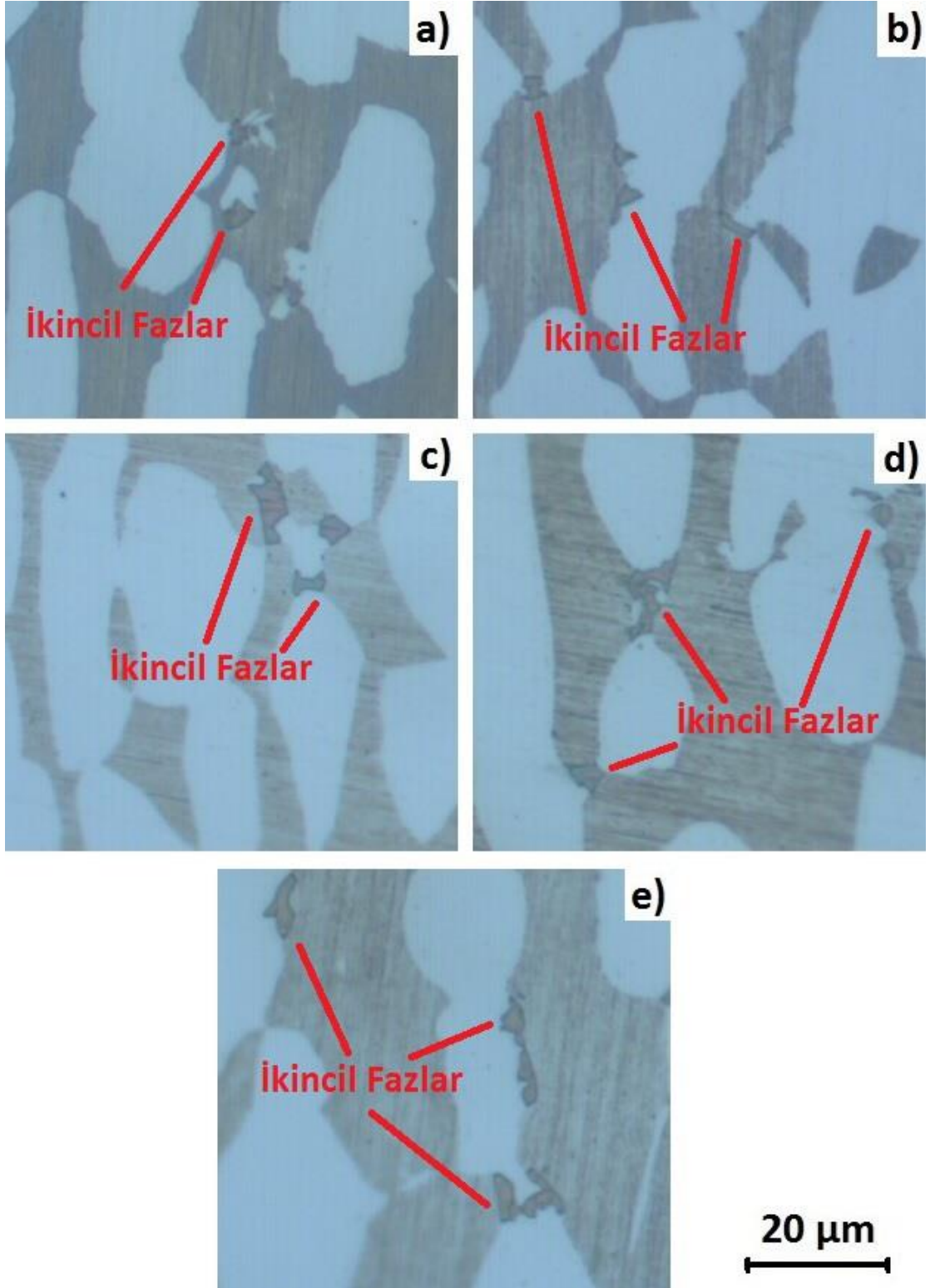
650 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir. 800 °C'de 5 dakika yaşlandırılan numunede ikincil faz oluşmamış, 10 dakika yaşlandırma ile birlikte ferrit-ferrit tane sınırlarında ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir. 60 dakika yaşlandırma süresinde ise yoğun bir ikincil faz oluşumu görülmüştür. 950 °C'de yapılan yaşlandırma işleminde oluşan ikincil fazlarda tane boyutu artış göstermiştir. Yaşlandırma süresinin ise ikincil faz boyutuna 800 °C'de olduğu kadar bir etki göstermediği belirlenmiştir.



Şekil 6.29 1100 °C'de 10 saat çözme tavlı uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.



Şekil 6.30 1100 °C'de 10 saat çözme tavlı uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Şekil 6.30a'da ikincil faz oluşmamıştır.



Şekil 6.31 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

1100 °C'de 10 saat çözüme tavlama uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.32'de görülmektedir. 950 °C'de yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşumu görülmemiştir.

Şekil 6.33'te 1100 °C'de 10 saat çözüme tavlama uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Numunelerin tamamında ikincil faz oluşmuştur. Ferrit-ferrit ve ferrit-östenit tane sınırında oluşan ikincil fazlar, tane sınırı boyunca ya da ferrit tane sınırı içerisine doğru büyümüştür. Yaşlandırma süresinin artmasıyla birlikte ikincil faz miktarında ve boyutunda da artış gerçekleşmiştir.

1100 °C'de 10 saat çözüme tavlama uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılan numunelerin mikroyapıları Şekil 6.34'te görülmektedir. Bu sıcaklıkta ısı işlem gören numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur. Yaşlandırma süresine bağlı olarak ikincil faz boyutunda tutarlı bir değişim meydana gelmemiştir.

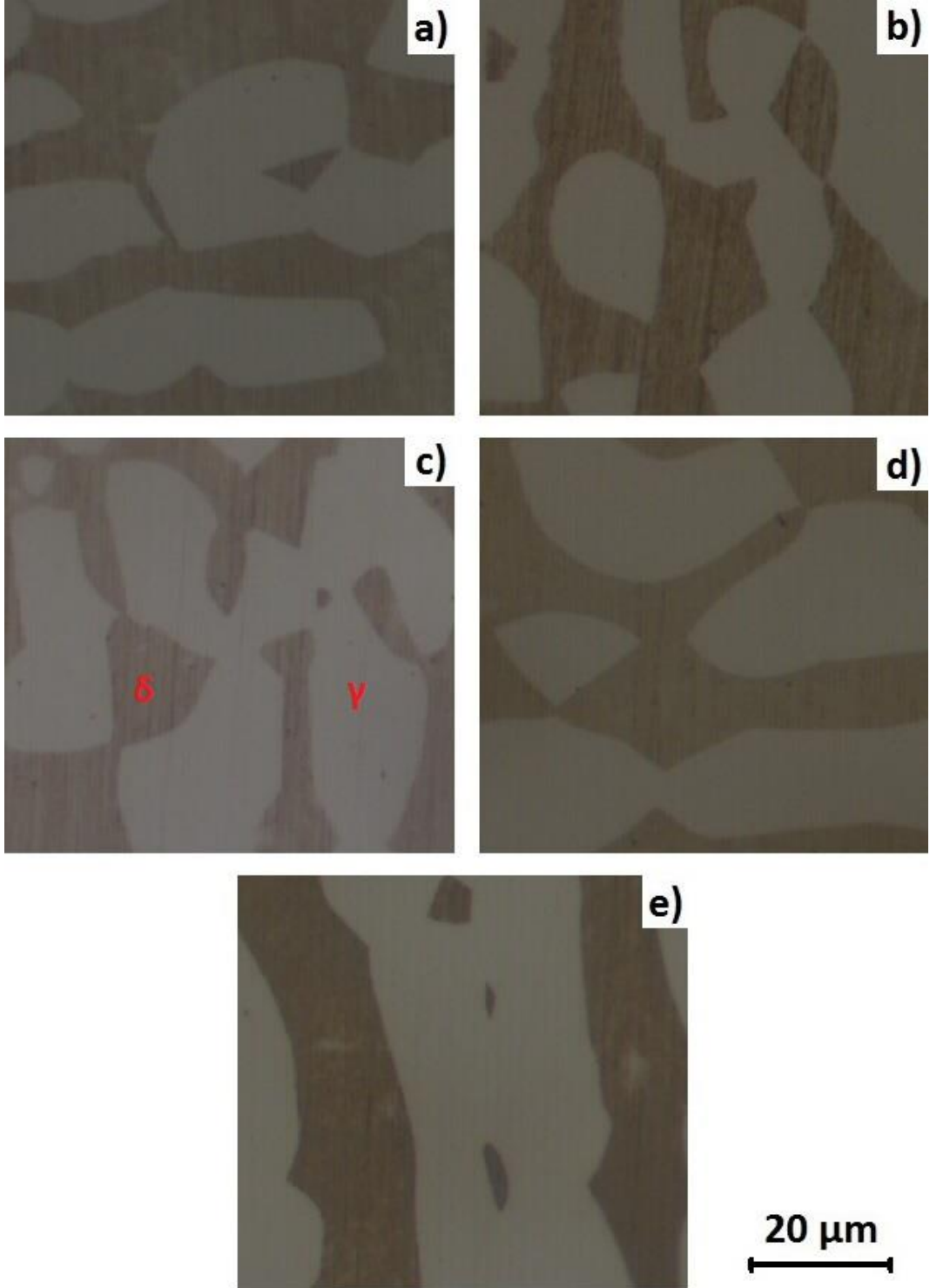
950 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşmamıştır. 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde ise numunelerin tamamında ikincil faz oluşmuştur. 650 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşumu gözlemlenmiş, tavlama süresinin ikincil faz özellikleri üzerinde belirgin bir etki yaratmadığı görülmüştür.

1150 °C'de 1 saat çözüme tavlama uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.35'te görülmektedir. Bu sıcaklıkta yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir.

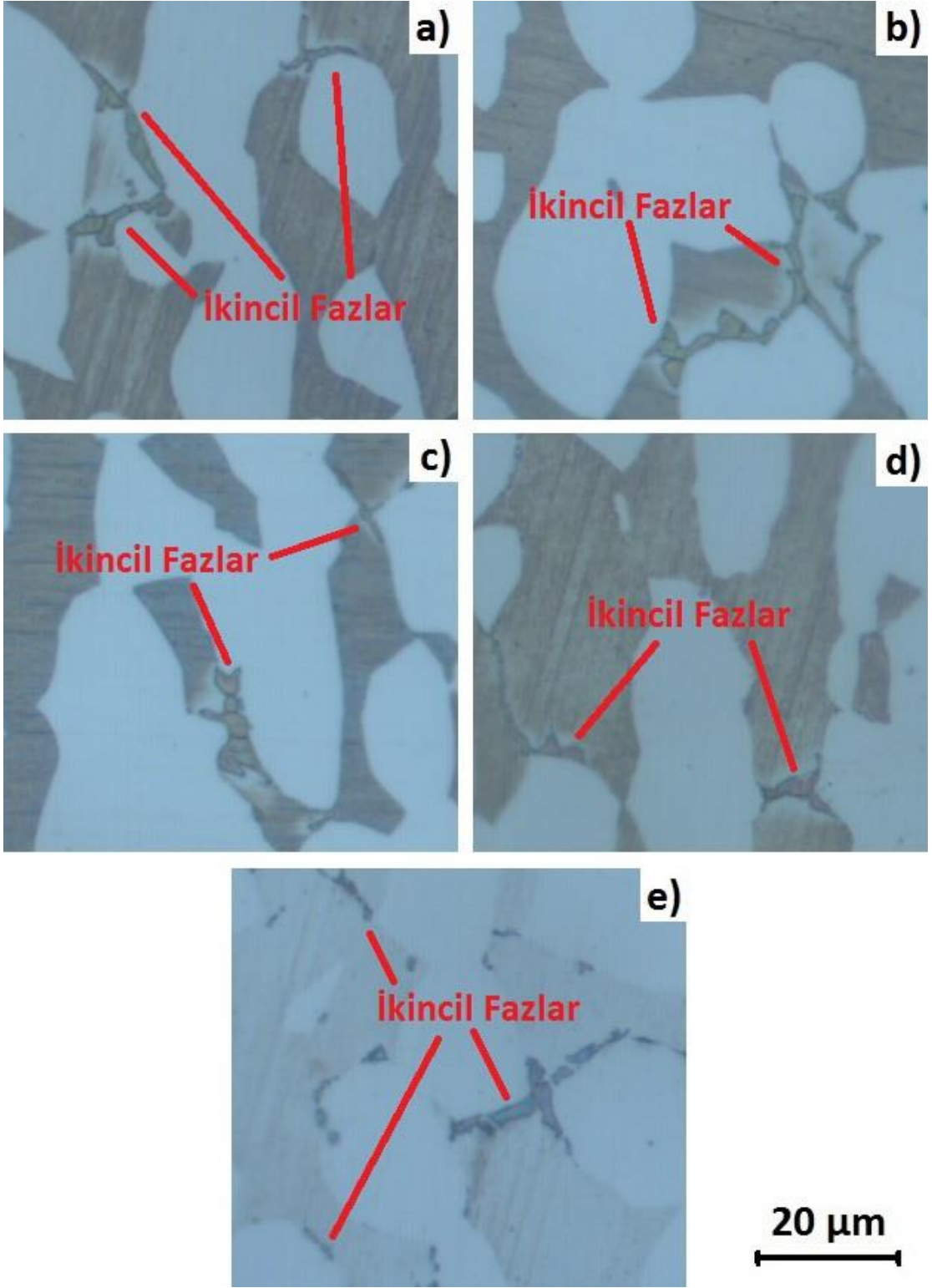
Şekil 6.36'da 1150 °C'de 1 saat çözüme tavlama uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları gösterilmiştir. Şekil 6.36a'da 5 dakika yaşlandırılan numunenin mikroyapısında görüldüğü gibi ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir. 10 dakika yaşlandırılan numunede ise ferrit-ferrit tane sınırında ikincil faz oluşumu başlamıştır. 20 ve 30 dakika süre ile gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde ikincil faz oluşumunda artış gözlemlenmiştir. 60 dakika yaşlandırma süresinde ise ferrit-ferrit ve ferrit-östenit arayüzeyinde yoğun bir ikincil faz oluşumu



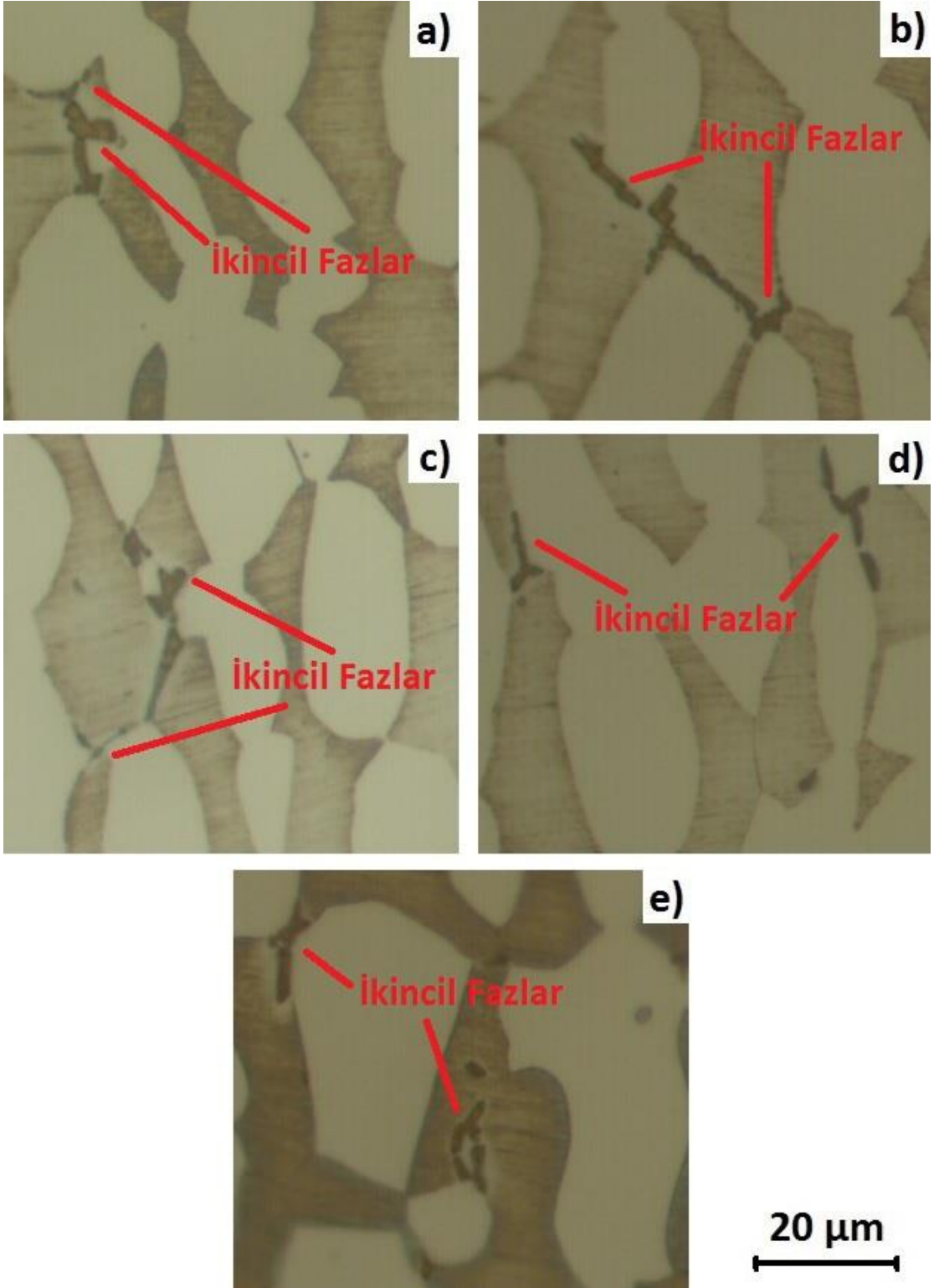
gerçekleşmiş, ferrit-ferrit arayüzeyinde bulunan ikincil fazların daha büyük boyuta ulaştığı görülmüştür.



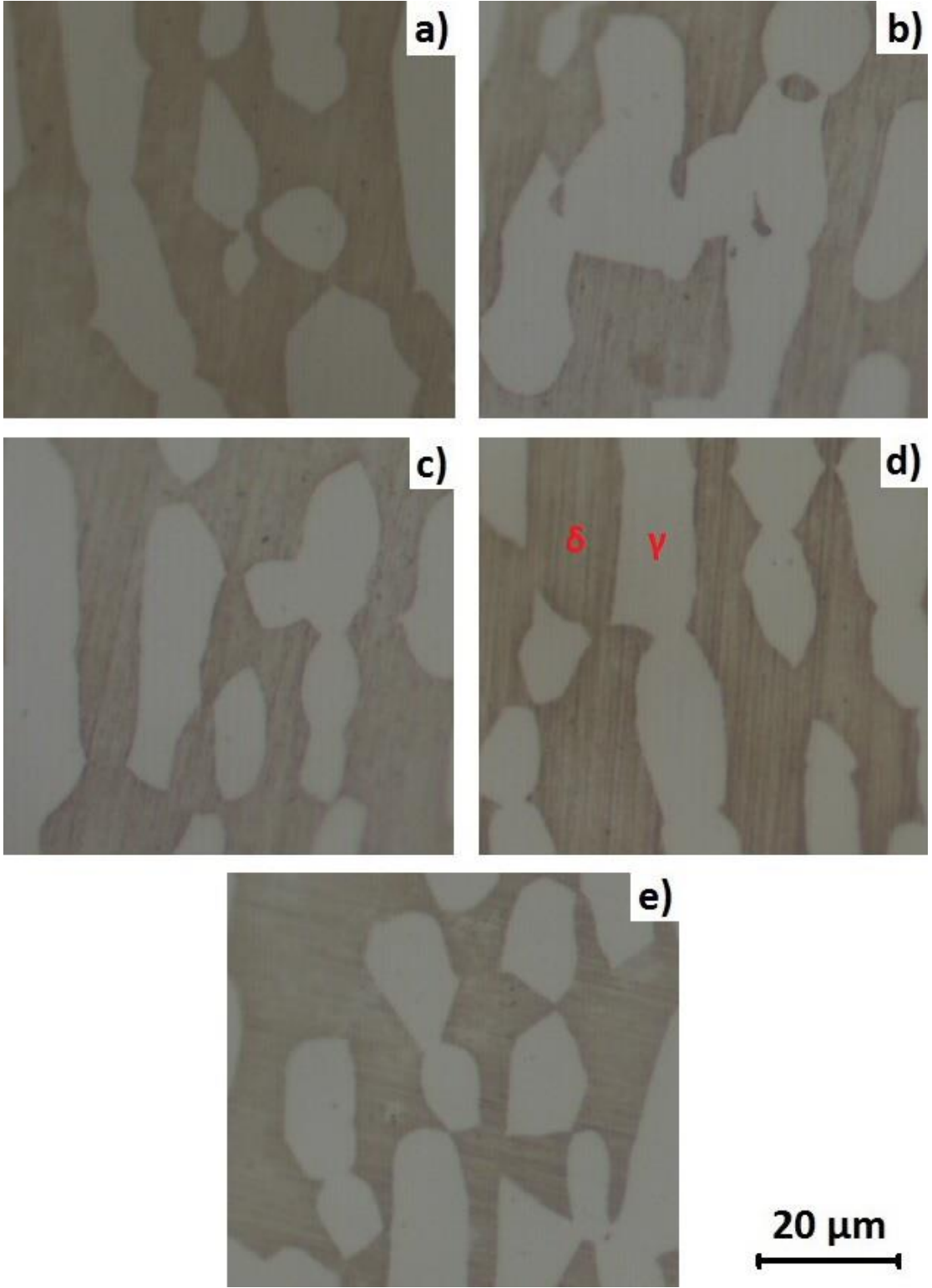
Şekil 6.32 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.



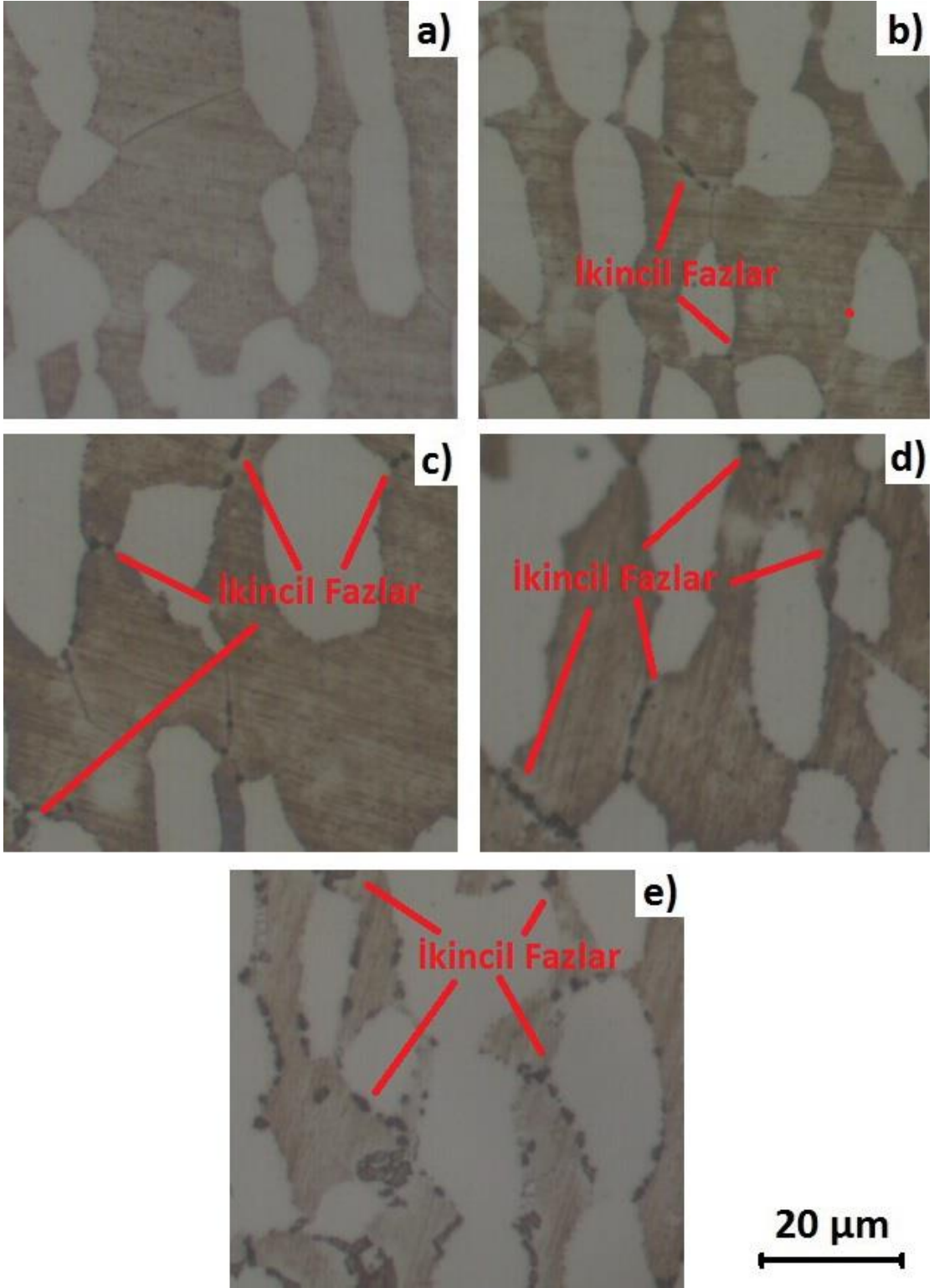
Şekil 6.33 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.



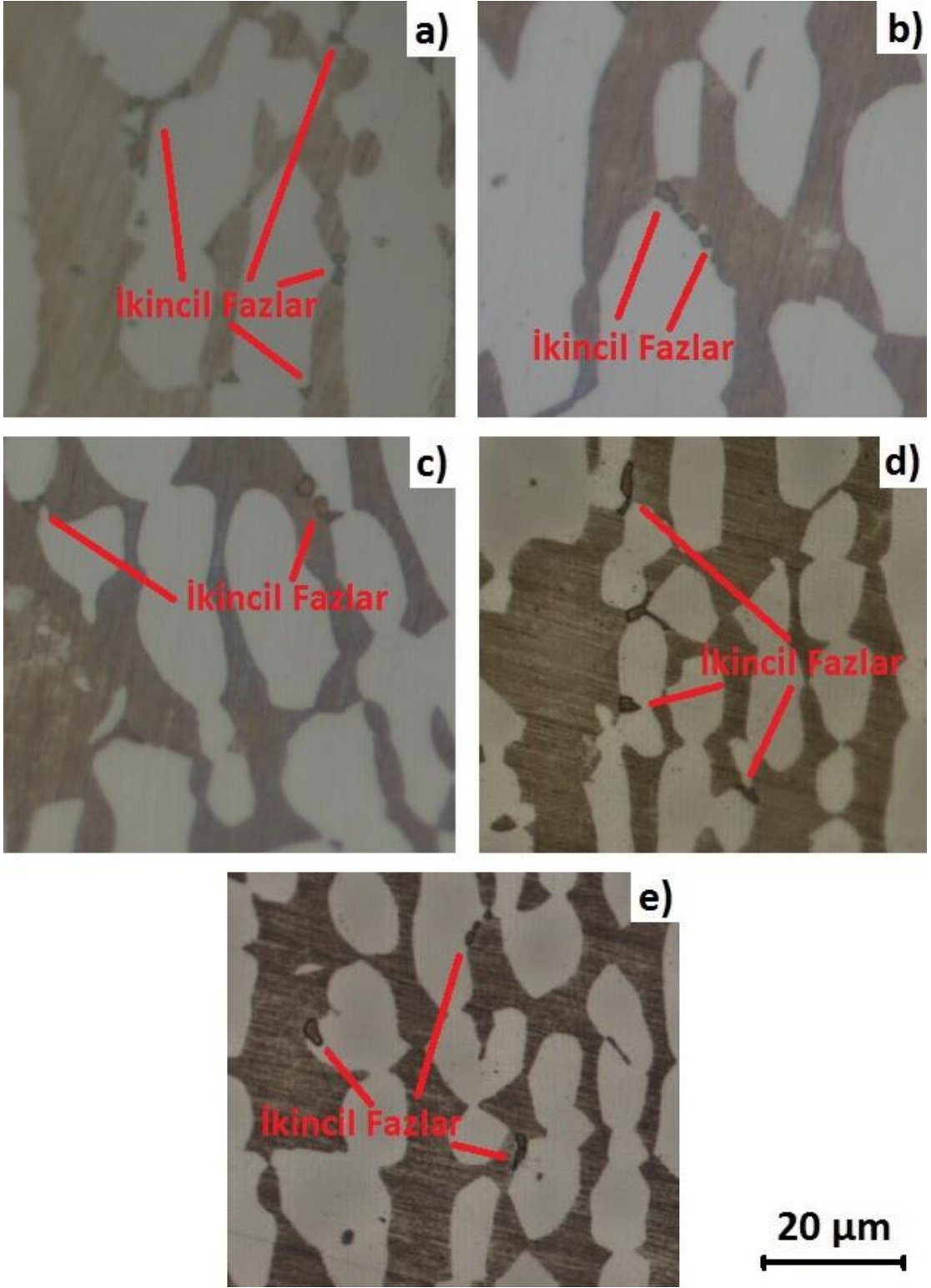
Şekil 6.34 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.



Şekil 6.35 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.



Şekil 6.36 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Şekil 6.36a'da ikincil faz oluşmamıştır.



Şekil 6.37 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

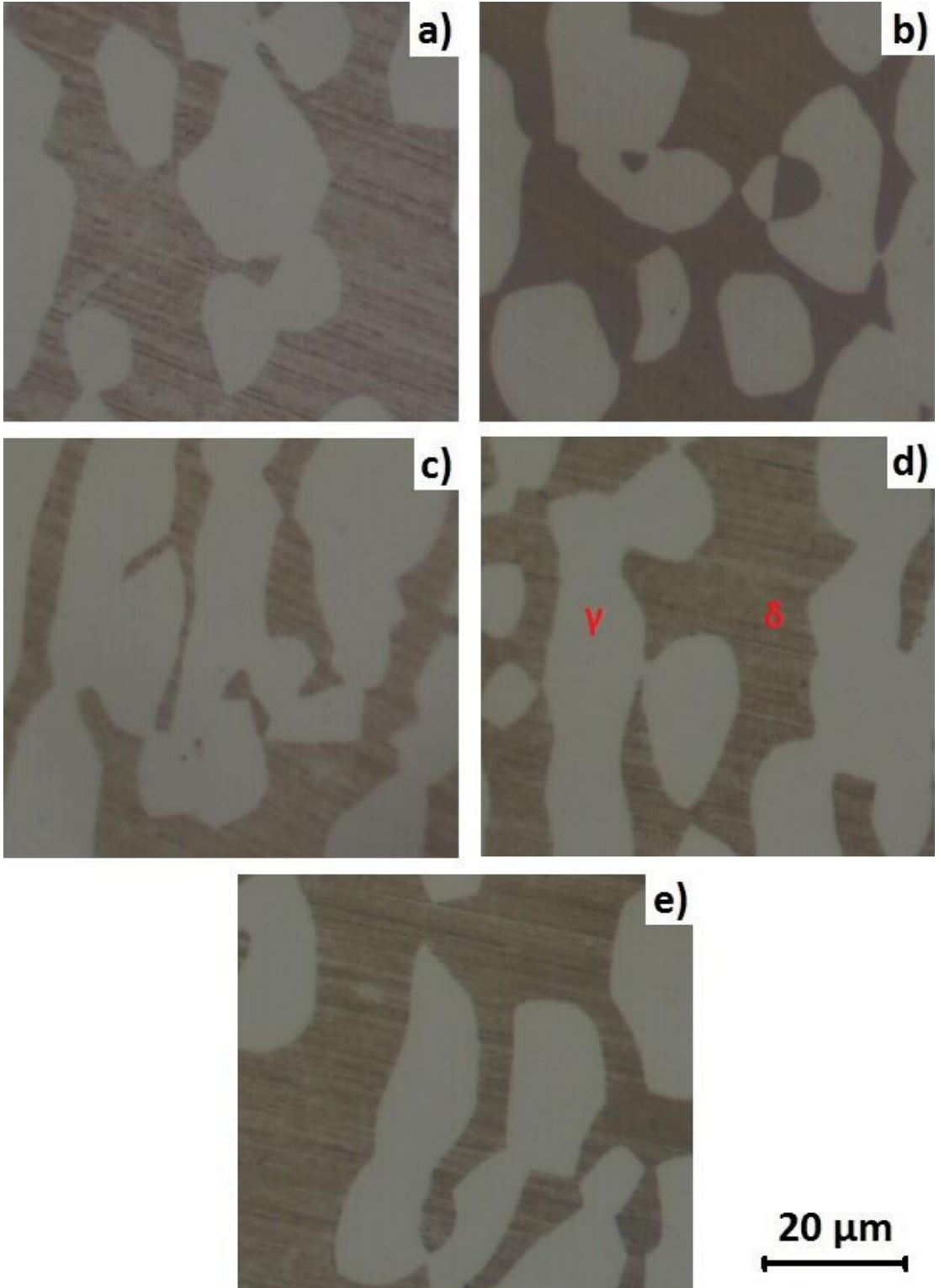
1150 °C'de 1 saat çözüme tavlama uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.37'de görülmektedir. Bu sıcaklıkta ısı işlem gören numunelerin tamamında ikincil faz oluşmuştur. 5 dakika yaşlandırma süresinde göreceli olarak daha sürekli bir ikincil faz yapısı ortaya çıkarken, artan yaşlandırma süresi ile birlikte ağ yapısı bozulmuştur. 950 °C'de yaşlandırma ile oluşan ikincil fazların boyutu 800 °C'de yaşlandırılan numunelerde oluşan ikincil fazların boyutundan daha büyüktür.

650 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşmamıştır. 800 °C'de ise 5 dakika yaşlandırma süresinde ikincil faz oluşmamış, 10 dakikadan itibaren ikincil faz oluşumu gerçekleşmiş ve 60 dakikada oldukça yoğun bir ikincil faz oluşumu belirlenmiştir. 950 °C'ye yükselen yaşlandırma sıcaklığı ile birlikte ikincil faz boyutunda bir miktar artış gerçekleşmiştir. Bu sıcaklıkta, ikincil faz boyutları yaşlandırma süresine bağlı olarak artış göstermektedir.

1150 °C'de 1 saat çözüme tavlama uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6,38'de görülmektedir. 950 °C'de yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşumu görülmemiştir. Çözüme tavlama sıcaklığından 950 °C'ye soğutulan diğer numunelere benzer olarak soğutma koşullarında bu sıcaklıkta uygulanan yaşlandırma işlemi ikincil faz oluşumu için yetersiz kalmıştır.

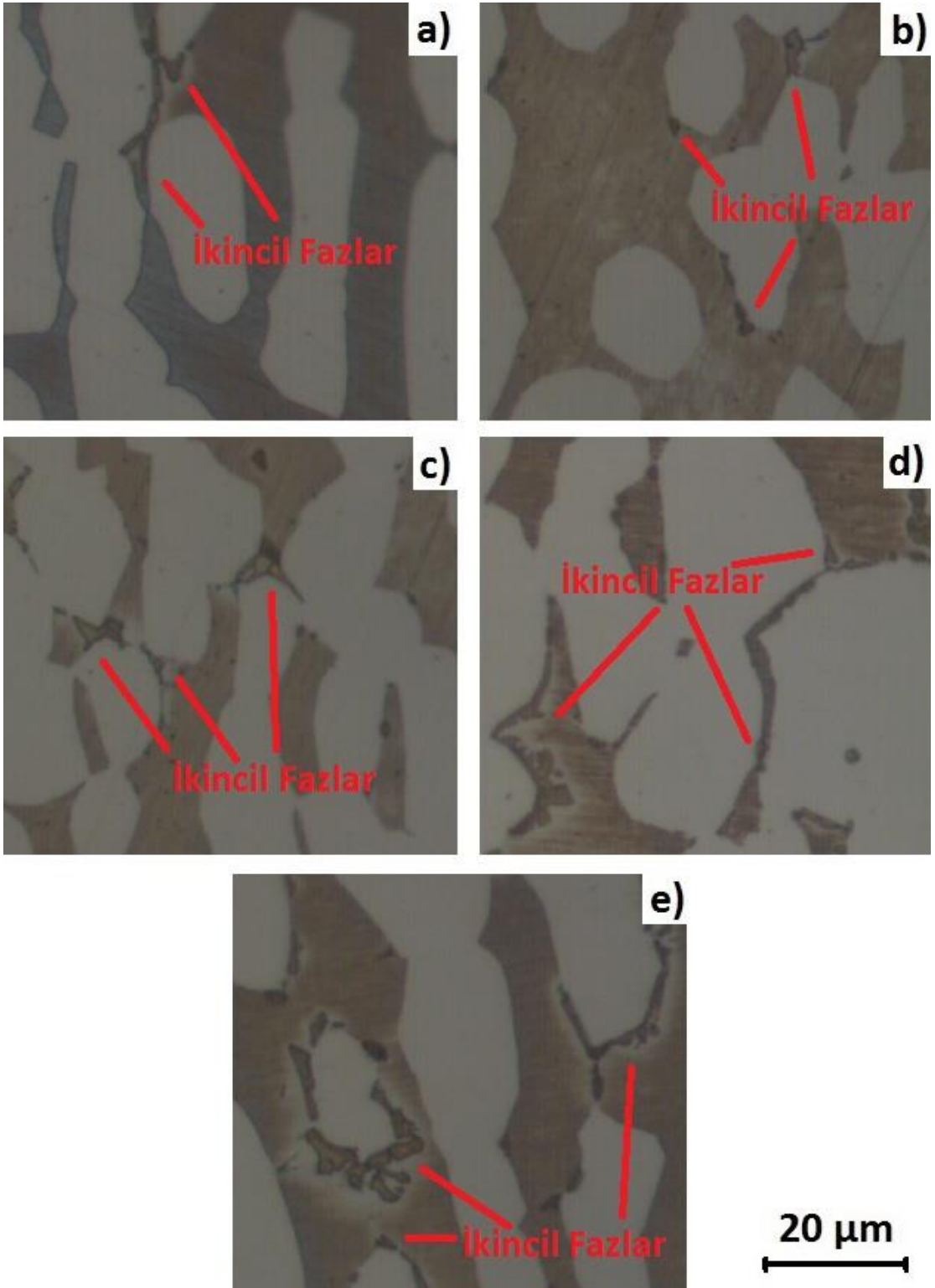
Şekil 6.39'da 1150 °C'de 1 saat çözüme tavlama uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Numunelerin tamamında ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir. Artan ısı işlem süresi ile birlikte, ferrit-ferrit ve ferrit-östenit arayüzeyinde ikincil fazlar büyümüştür. 30 ve 60 dakika yaşlandırma süreleri için yoğun bir ikincil faz artışı gözlemlenmiştir. Özellikle 60 dakika yaşlandırılan numunede, ikincil fazlar ferrit tanesi içerisinde oluşmuştur.

1150 °C'de 1 saat çözüme tavlama uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.40'ta görülmektedir. Bu sıcaklıkta ısı işlem gören numunelerin tamamında ikincil faz oluşmuştur. Yaşlandırma süresi arttıkça, ikincil fazların sürekli yapısının bozulduğu ve daha parçalı bir yapının ortaya çıktığı görülmüştür.

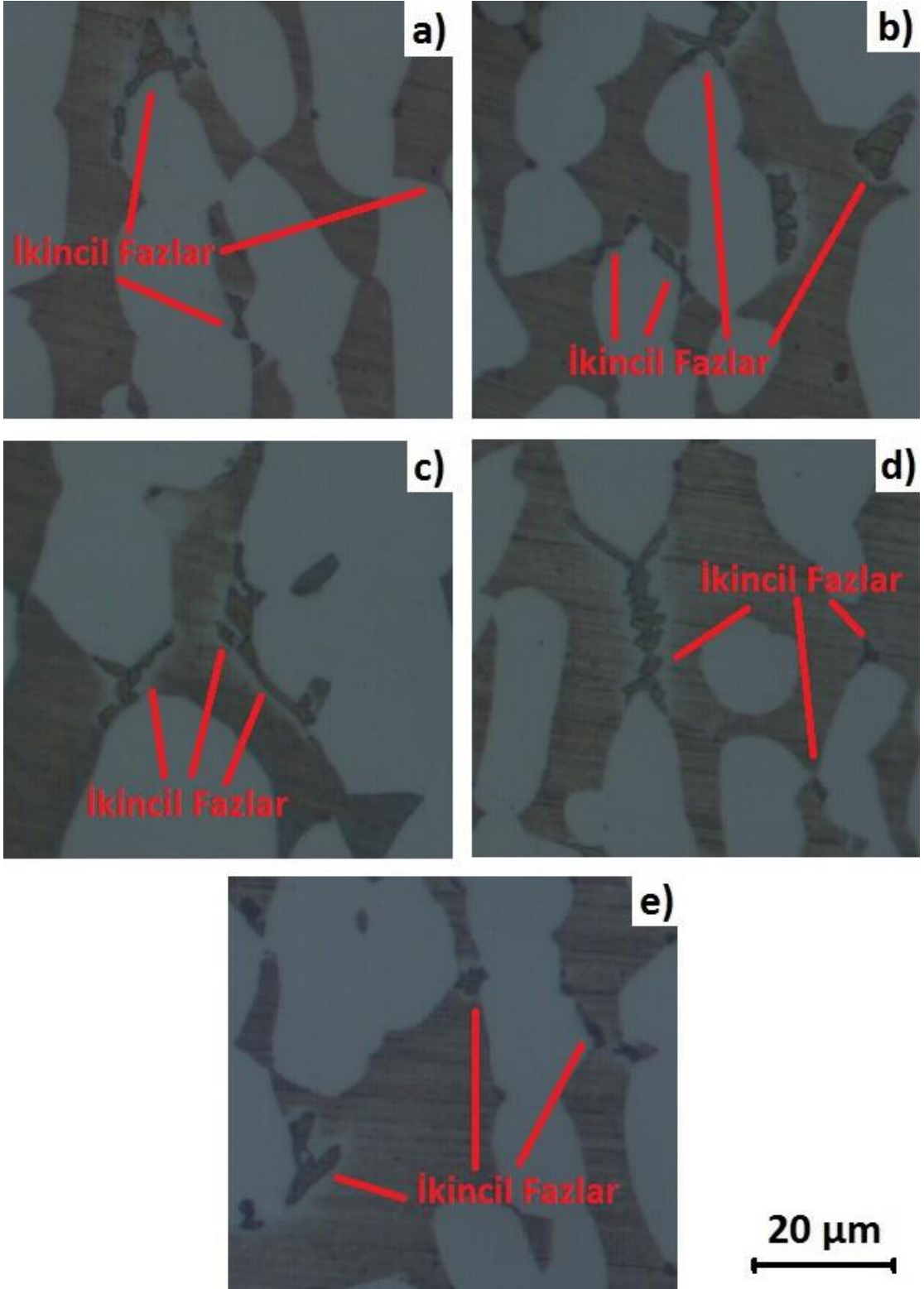


Şekil 6.38 1150 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.





Şekil 6.39 1150 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.



Şekil 6.40 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

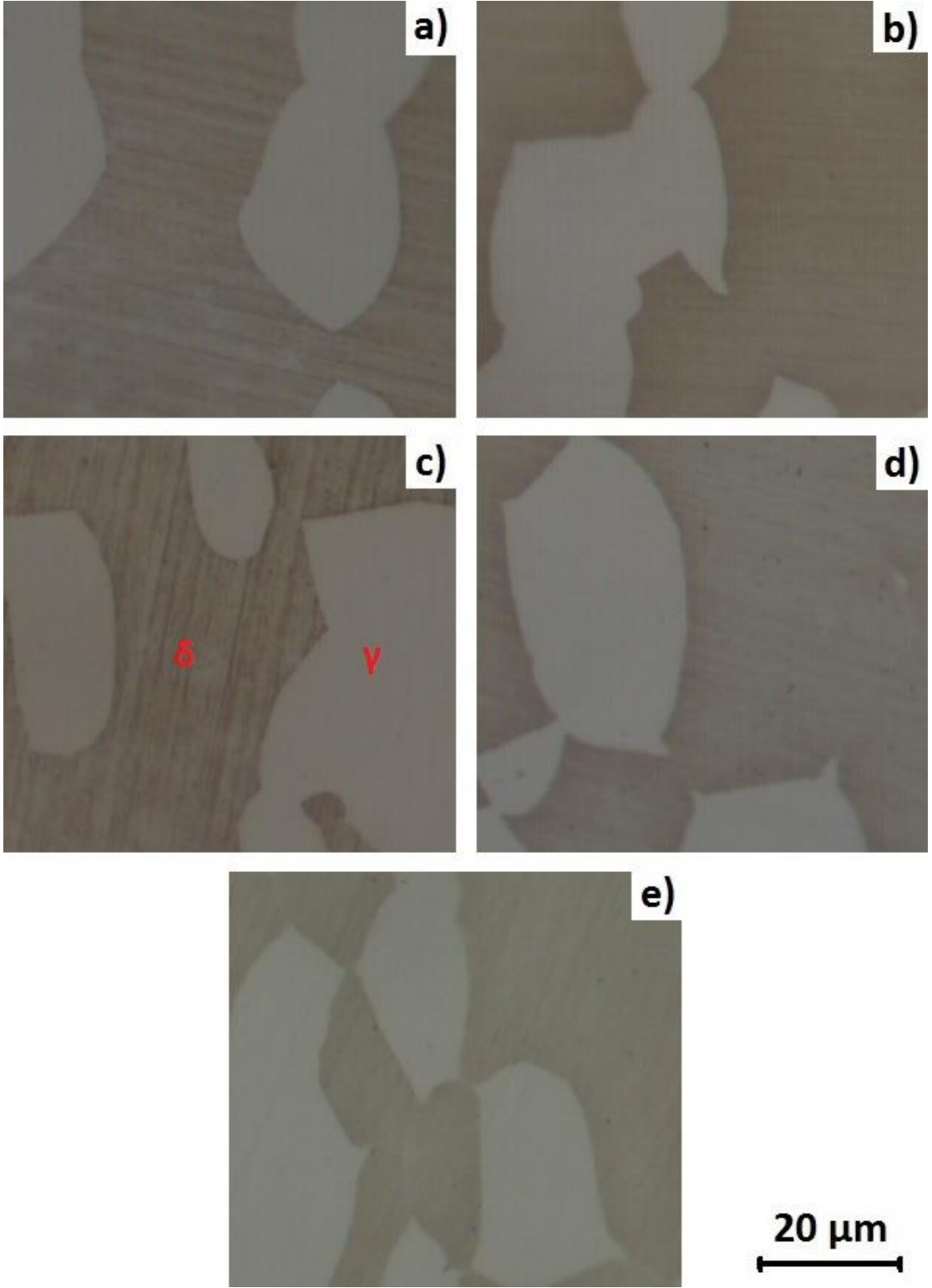
950 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşmamıştır. 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde, yaşlandırma süresi ile birlikte ikincil fazların büyüdüğü görülmüştür. 650 °C'de ise yaşlandırma süresinde meydana gelen artışla birlikte fazların sürekli yapısının bozulduğu ve daha parçalı bir ikincil faz yapısının ortaya çıktığı belirlenmiştir.

1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli süreler ile numunelerin mikroyapıları Şekil 6.41'de görülmektedir. 650 °C'de yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşumu görülmemiştir.

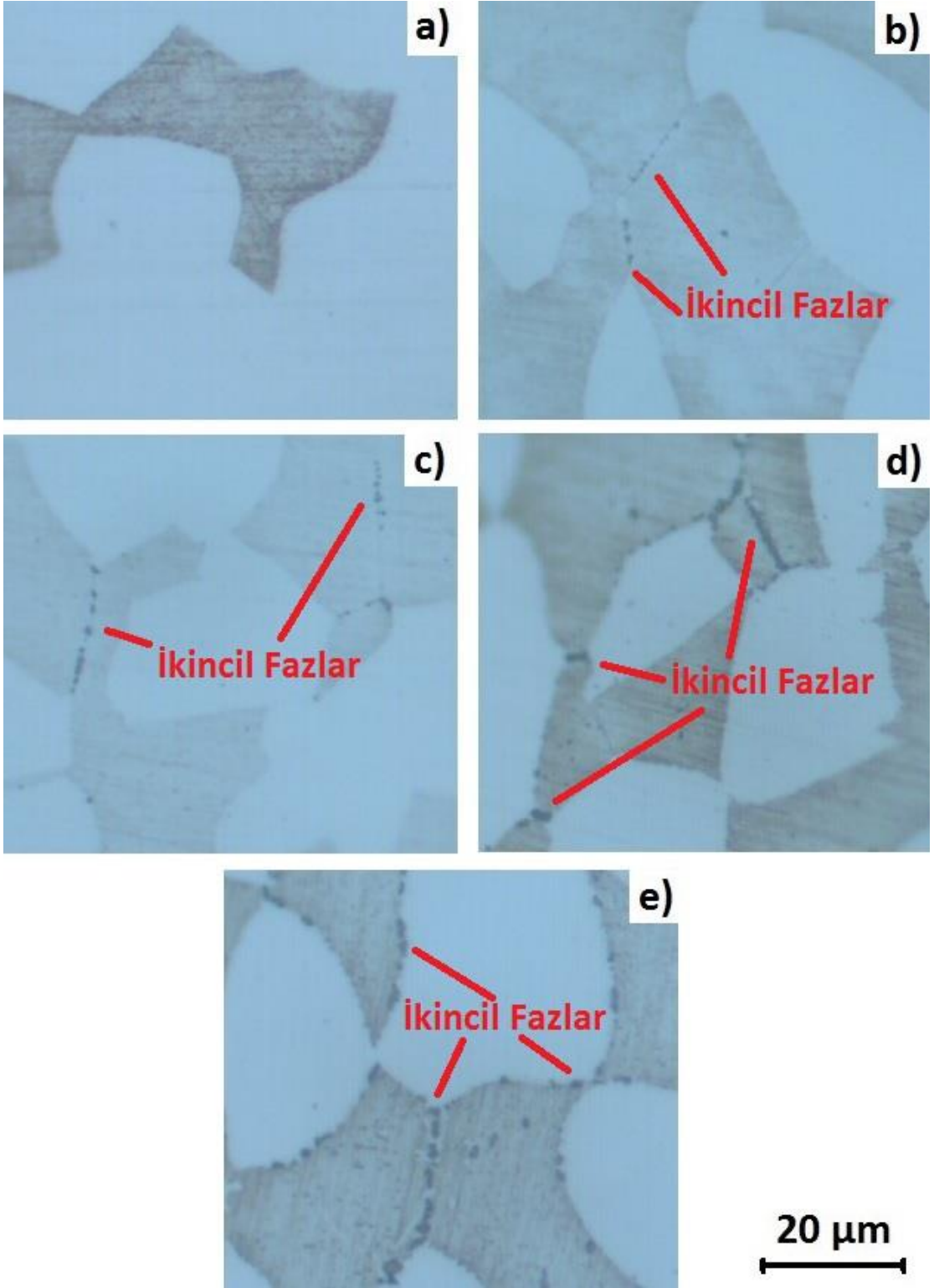
Şekil 6.42'de 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Şekil 6.42a'da 5 dakika yaşlandırılan numunenin mikroyapısında görüldüğü gibi ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir. 10 ve 20 dakika yaşlandırma sürelerinde benzer mikroyapılar elde edilmiş ve ikincil fazlar ferrit-ferrit tane sınırlarında oluşmaya başlamıştır. 60 dakika yaşlandırılan numunede ikincil faz miktarında artış görülmüştür. Ayrıca, 30 dakika yaşlandırılmış olan numunede göreceli olarak sürekli yapıya sahip olan ikincil fazların, 60 dakika yaşlandırma süresinde bu sürekli yapısı bozulmuştur.

1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.43'te görülmektedir. Bu sıcaklıkta ısı işlem gören numunelerin tamamında ikincil faz oluşmuştur. Oluşan ikincil faz oranı 800 °C'de yapılan yaşlandırma işleminde elde edilen oranlara yakındır. 950 °C'de oluşan ikincil fazlar boyutsal olarak daha büyüktür ve hem ferrit-ferrit hem de ferrit-östenit arayüzeyinde oluşmuştur.

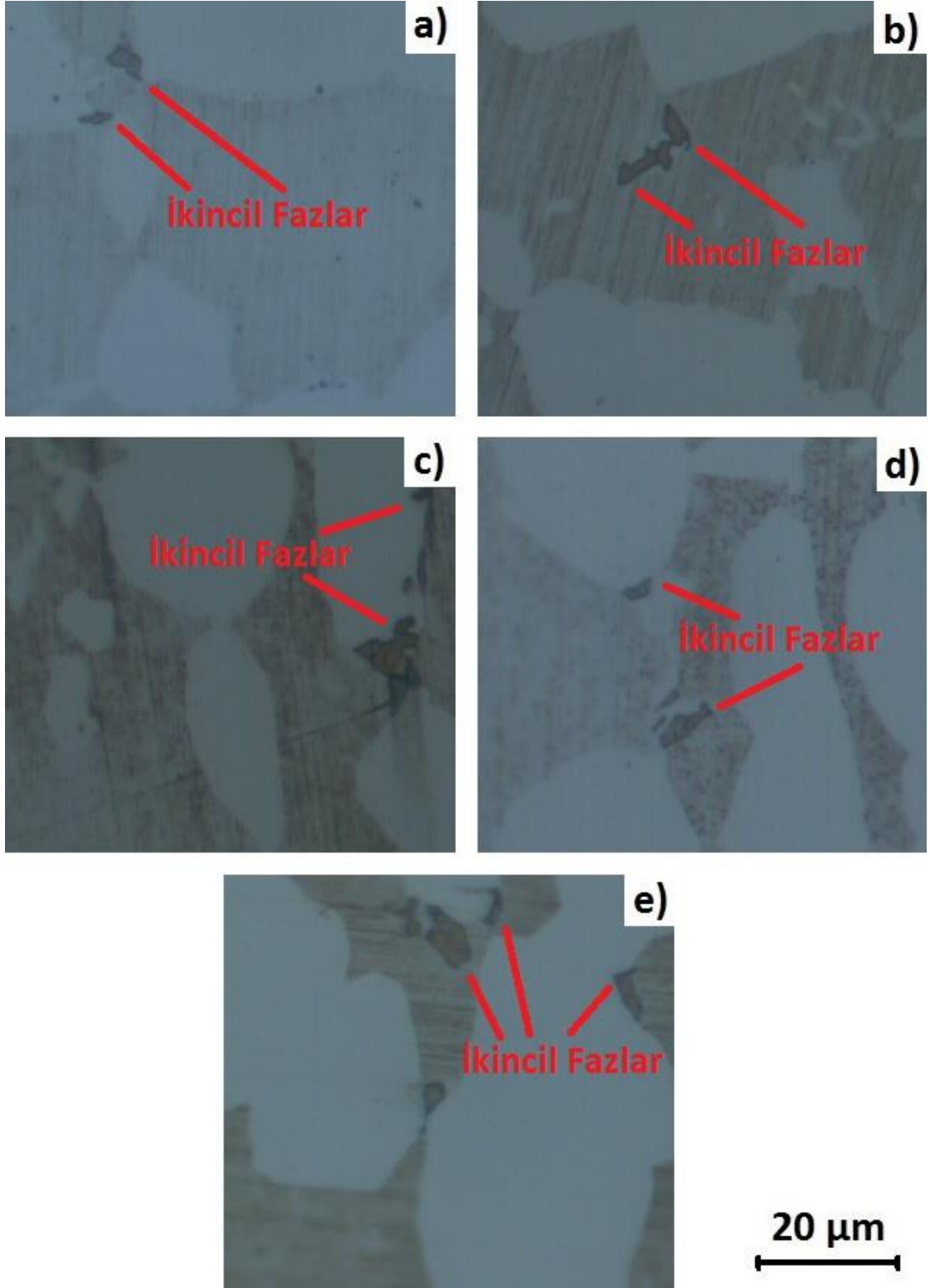
650 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşmamıştır. 800 °C'de 5 dakika yaşlandırılan numunede ikincil faz oluşmamıştır. 60 dakika yaşlandırma süresinde ise yoğun bir ikincil faz oluşumu gözlemlenmiştir. 950 °C'de yaşlandırılan numunelerde ikincil faz tane boyutu daha büyük değerlerdedir.



Şekil 6.41 1150 °C'de 10 saat çözme tavlı uygulanmış, suda soğutulmuş ve 650 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil faz oluşmamıştır.



Şekil 6.42 1150 °C'de 10 saat çözme tavlı uygulanmış, suda soğutulmuş ve 800 °C'de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Şekil6.42a'da ikincil faz oluşmamıştır.



Şekil 6.43 1150 °C’de 10 saat çözme tavi uygulanmış, suda soğutulmuş ve 950 °C’de çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

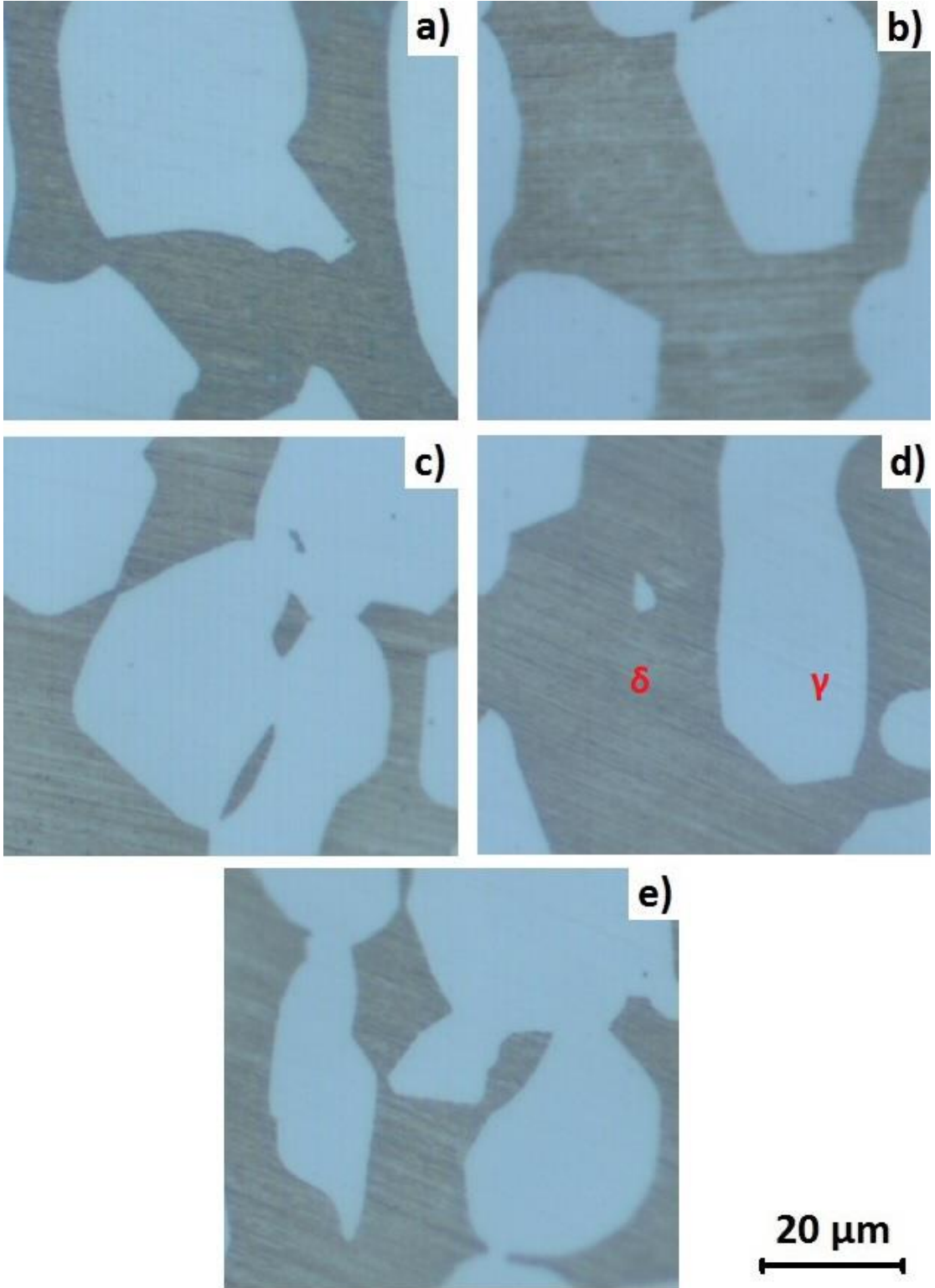
1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları Şekil 6.44'te görülmektedir. 950 °C'de yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşumu görülmemiştir.

Şekil 6.45'te 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Numunelerin tamamında ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir. Yaşlandırma süresi arttıkça ikincil faz boyutu ve oranı artmaktadır. Özellikle 60 dakika yaşlandırılan numunede yoğun bir ikincil faz oluşumu görülmüştür. Ferrit-östenit tane sınırında büyüyen fazlar daha ince taneli olurken, ferrit tanesi içerisine doğru büyüyen fazlar daha büyük boyutlara ulaşmıştır.

Şekil 6.46'da 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta 5, 10, 20, 30, 60 dakika yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları verilmiştir. Bu sıcaklıkta ısı işlem gören numunelerin tamamında ikincil faz oluşmuştur. 5 dakika yaşlandırılan numunede oluşan ikincil fazlar parçalı bir yapıya sahiptir. Artan yaşlandırma süresi ile birlikte ikincil fazlar bir araya gelmekte ve tane sınırında sürekli bir yapı oluşturmaktadır.

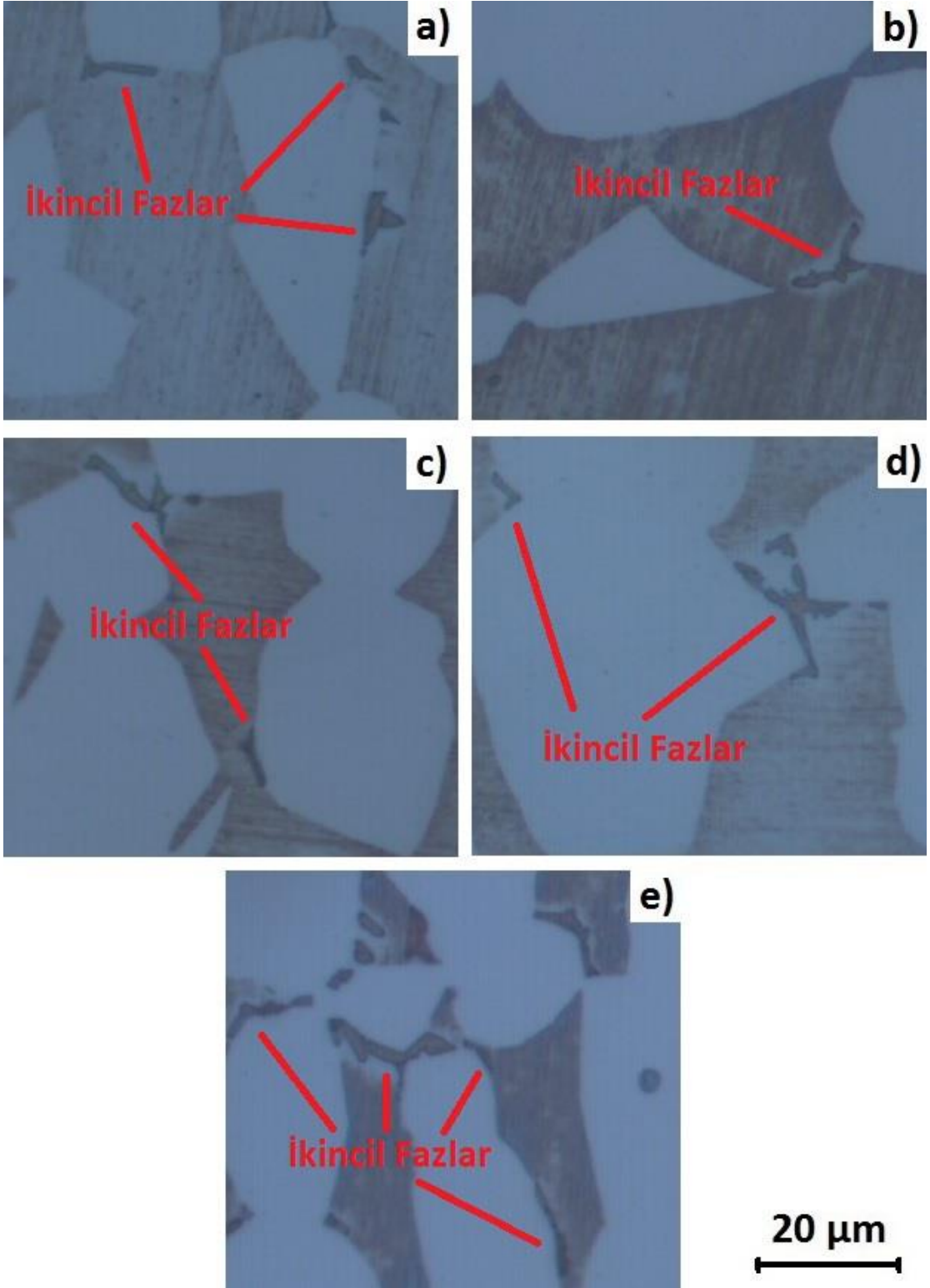
950 °C'de uygulanan yaşlandırma işleminde ikincil faz oluşmamıştır. 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde ise artan yaşlandırma süresi ile birlikte ikincil faz boyutu ve miktarı artmıştır. 650 °C'de ise 5 dakika yaşlandırılan numunede parçalı bir ikincil faz yapısı oluşurken, artan yaşlandırma süresi ile birlikte ikincil fazlar tane sınırı boyunca büyüyen sürekli bir yapıya sahip olmuştur.

Karakterizasyon işlemleri sonucunda elde edilen ışık mikroskobu görüntüleri incelendiğinde ikincil fazların ferrit-ferrit ve ferrit-östenit tane sınırında oluştuğu görülmüştür. Özellikle, ferrit-ferrit tane sınırı ikincil faz oluşumunun öncelikli olarak gerçekleştiği bölgedir. Tane sınırında oluşan ikincil fazlar arayüzey boyunca büyümüş ve arayüzeyde gelişen bu fazlar ince ve sürekli bir yapı oluşturmuştur. Tav sıcaklığı ve süresinin artmasıyla birlikte ikincil fazların sürekli yapısı bozulmuş ve ikincil fazlar ferrit tanesi içine doğru büyüyerek daha büyük taneli hale gelmiştir.

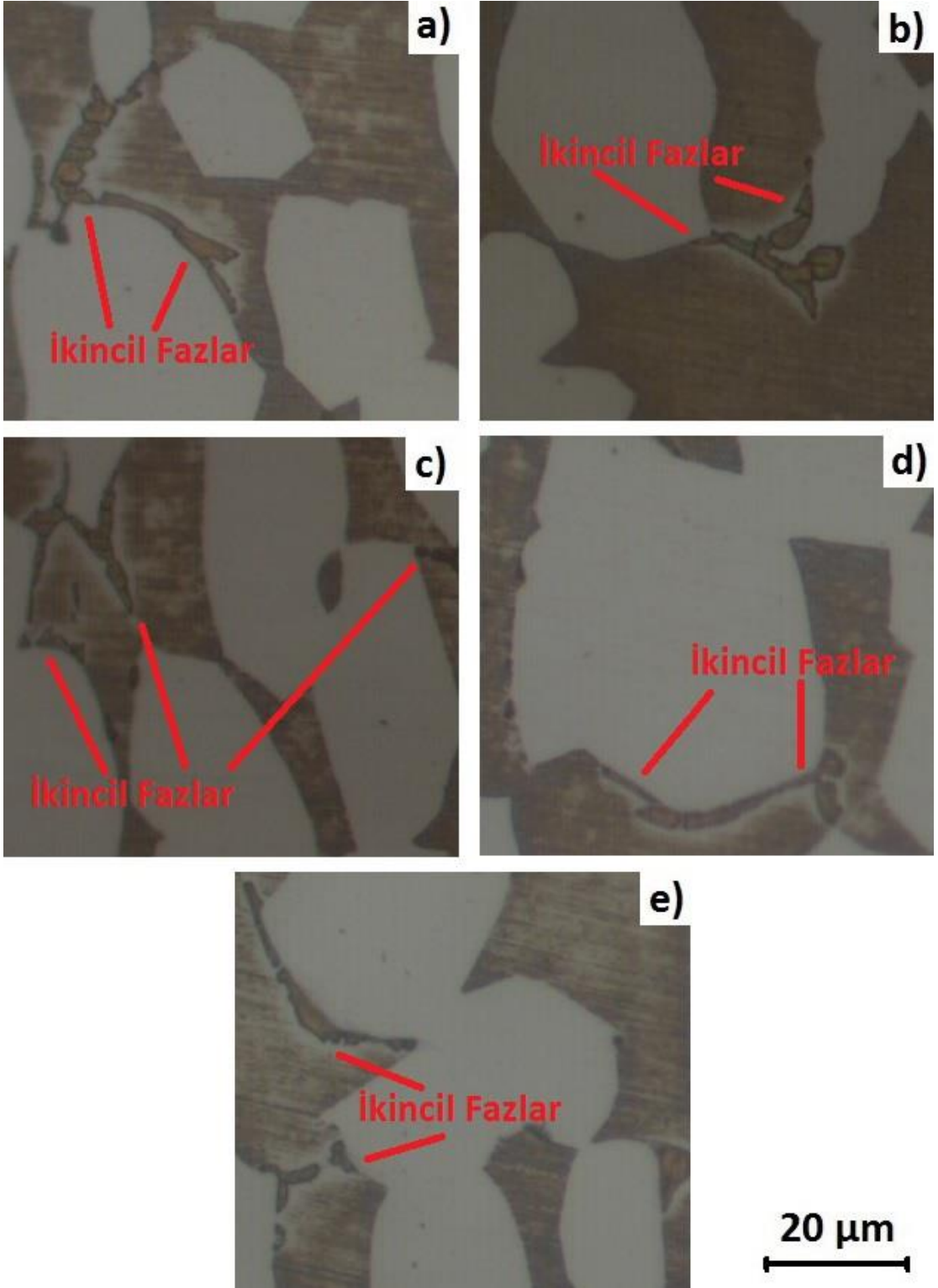


Şekil 6.44 1150 °C'de 10 saat çözme tavlı uygulanmış, 950 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerde ikincil fazlar oluşmamıştır.





Şekil 6.45 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.



Şekil 6.46 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış, 650 °C'ye soğutulmuş ve bu sıcaklıkta çeşitli sürelerde yaşlandırılmış numunelerin mikroyapıları; a) 5 dakika, b) 10 dakika, c) 20 dakika, d) 30 dakika, e) 60 dakika. Numunelerin tamamında ikincil fazlar oluşmuştur.

Johnson ve arkadaşları [6] tarafından yapılan çalışmada ikincil fazların tercihli olarak ferrit-ferrit arayüzeyinde olduğu ve oluşan fazların ferrit içerisine doğru büyüme eğilimi taşıdığı belirlenmiştir. Bunun sebebi, alaşım elementlerinin difüzyonunun kübik hacim merkezli  $\delta$ -ferriti fazında, kübik yüzey merkezli östenit fazına göre daha hızlı olmasıdır.

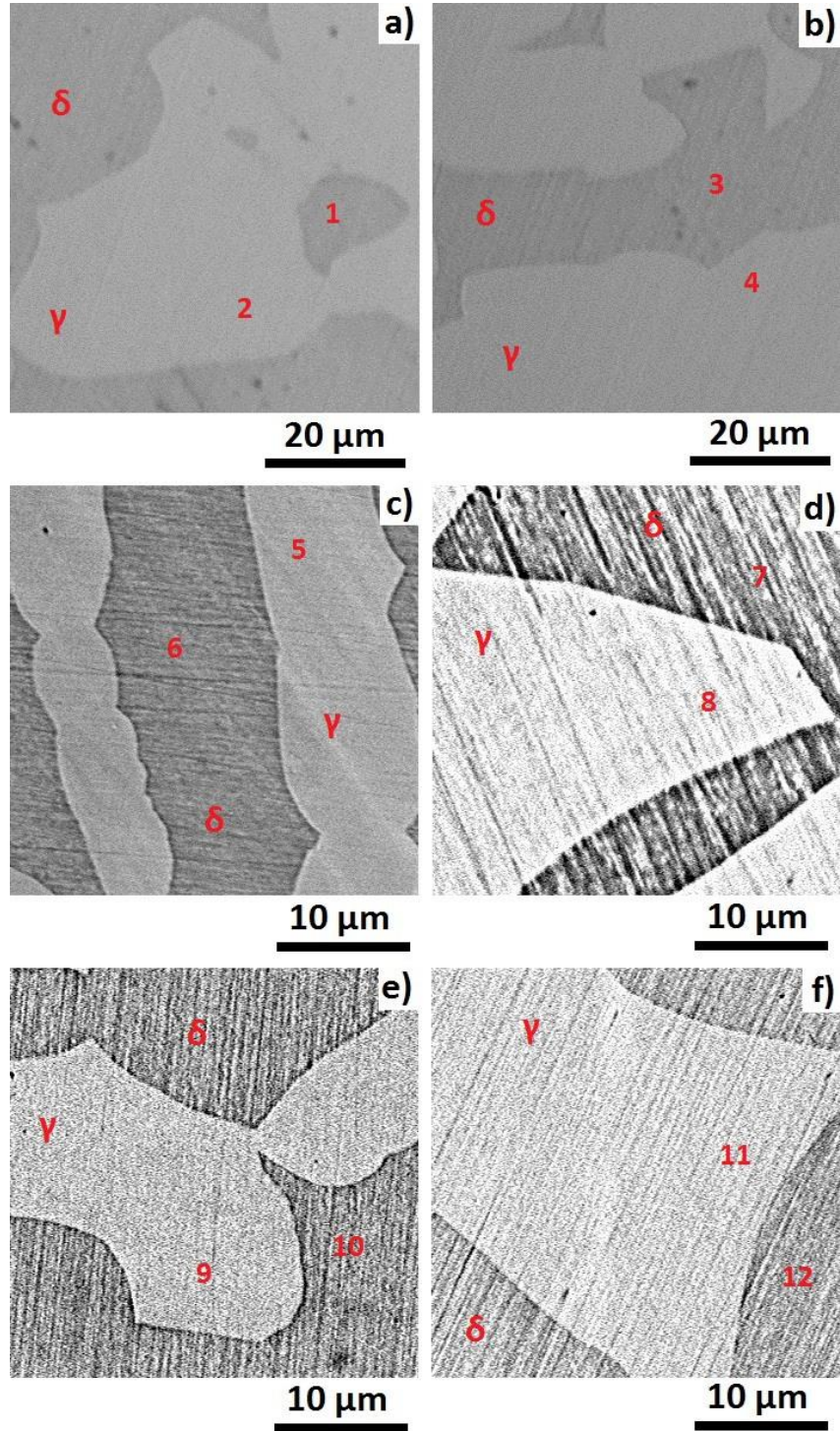
Chen ve Yang [6] tarafından yapılan çalışmada ikincil fazların Cr ve Mo bakımından daha fakir olan ferrit tane sınırlarında çekirdeklendiği, ferrit içerisine doğru büyüdüğü ve Cr ile Mo bakımından fakir olan ferrit fazını östenit fazına dönüştürdüğü belirlenmiştir. Özellikle mikroyapılarda ikincil fazların çevresinde beyaz olarak görülen östenit fazının oluşumu bu bulguya bağlı olarak gerçekleşmiştir. Ayrıca, oluşan ikincil fazların içerdiği alaşım elementinin Cr olması nedeniyle, Cr bakımından zengin olan ferrit yapısı içerisinde büyüdüğü belirlenmiştir [8], [105], [106].

İkincil fazların şekillerine bakıldığında 3 farklı yapı ile karşılaşılmıştır: (i) düşük yaşlandırma sürelerinde ya da sıcaklıklarında oluşan, tane sınırı boyunca varlığını koruyan, ağ yapısına sahip olan ve göreceli olarak küçük tane boyutuna sahip olan ikincil fazlar, (ii) daha yüksek yaşlandırma sürelerinde veya sıcaklıklarında ortaya çıkan, tane sınırında oluşup ferrit tanelerine doğru büyüyen ve göreceli olarak daha büyük tane boyutuna sahip olan ikincil fazlar, (iii) ferrit-östenit-ferrit üçlü kesişim noktasında oluşan, tane sınırı boyunca büyüyen ve kelebek şekline sahip olan ikincil fazlar.

Dupleks paslanmaz çeliklerde çözme tavlama sıcaklığı ve süresi, kimyasal bileşim, soğuma hızı ve yaşlandırma koşulları gibi etkilere bağlı olarak ferrit-östenit tane sınırında, üç tanenin sınırında kelebek şeklinde ikincil fazlar oluşabilmektedir [107].

Elde edilen sonuçlar doğrultusunda SEM incelemeleri gerçekleştirilmiş; ferrit-östenit fazlarının bileşim değişimleri, ikincil fazların yapısı ve bileşimleri belirlenmiştir.

Şekil 6.47'de 1050 °C, 1100 °C ve 1150 °C'de 1 saat ve 10 saat çözme tavlama uygulanmış, çözme tavlama sonrasında ise suda soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri verilmiştir. Elektron mikroskobu görüntülerinden görüldüğü gibi suda soğutulan numunelerde ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir.



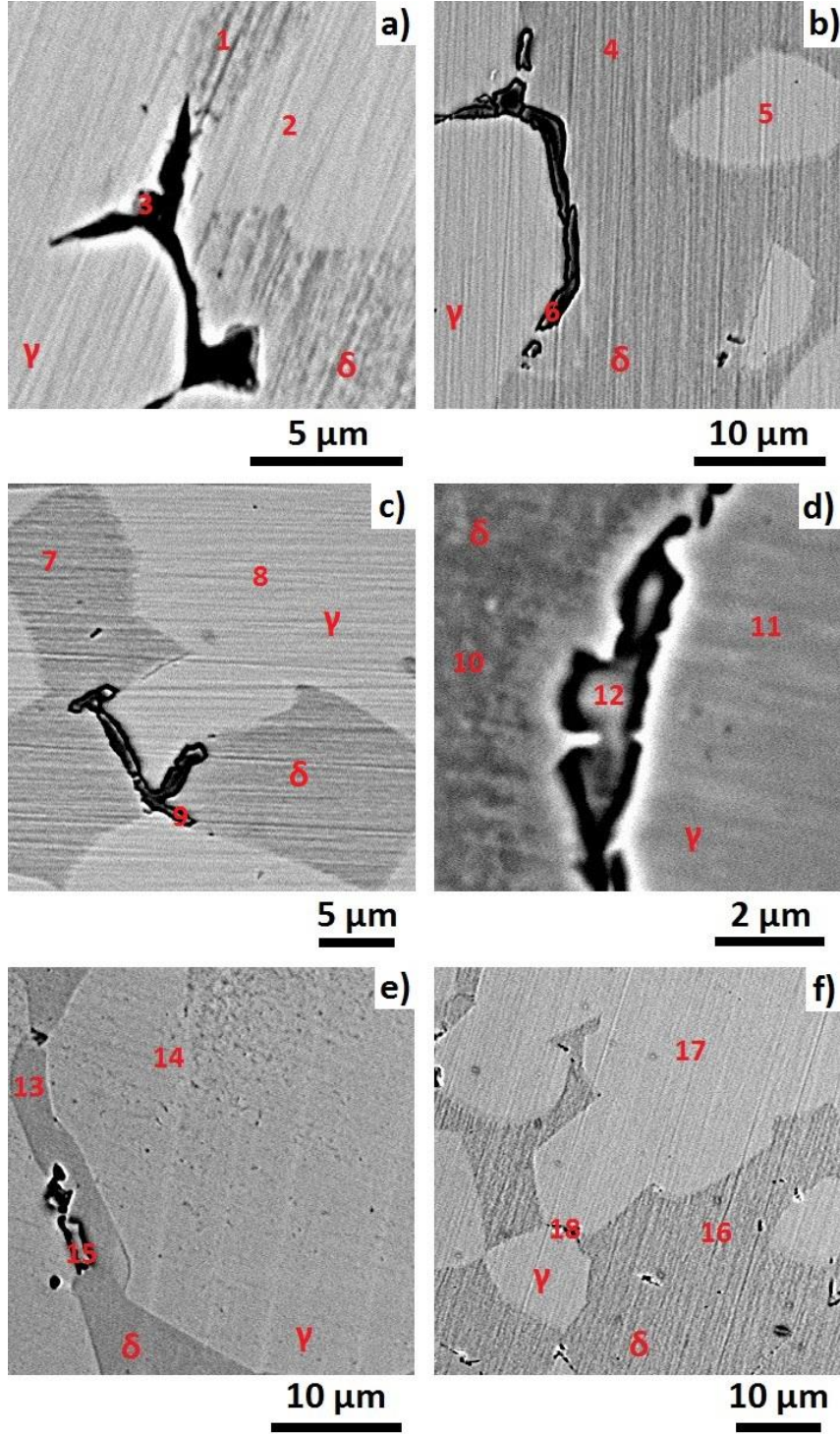
Şekil 6.47 Çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş b) 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş, c) 1100 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş d) 1100 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş, e) 1150 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş f) 1150 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş. Suda soğutulan numunelerde ikincil faz oluşmamıştır.

Çizelge 6.1’de, Şekil 6.47’de verilmiş olan noktaların EDS analiz sonuçları verilmiştir.

Çizelge 6.1 Şekil 6.47’de numaralandırılmış noktaların EDS sonuçları

Numune	Nokta	Element (%)				
		Cr	Ni	Mo	Mn	Fe
1050 °C 1 saat su	1	22,52	4,25	3,90	1,4	Kalan
	2	19,93	6,03	3,30	1,6	Kalan
1050 °C 10 saat su	3	22,43	4,25	4,60	1,2	Kalan
	4	19,97	6,42	2,64	1,4	Kalan
1100 °C 1 saat su	5	20,06	5,66	3,40	1,4	Kalan
	6	22,22	3,89	3,78	1,3	Kalan
1110 °C 10 saat su	7	22,32	3,91	3,91	1,2	Kalan
	8	20,13	5,39	2,58	1,4	Kalan
1150 °C 1 saat su	9	21,21	6,19	3,66	1,7	Kalan
	10	23,69	4,73	3,93	1,6	Kalan
1150 °C 10 saat su	11	21,18	5,71	2,80	1,1	Kalan
	12	23,18	4,38	3,57	1,0	Kalan

1, 3, 6, 7, 10, ve 12 noktaları ferrit fazı, 2, 4, 5, 8, 9 ve noktaları ise östenit fazıdır. Cr ve Mo ferrit içinde kararlı halde bulunan ve bu fazın oluşumunu sağlayan alaşım elementleridir. Ni ve Mn ise östenit içerisinde kararlı halde bulunan ve östenit fazının oluşumunu sağlayan alaşım elementleridir.

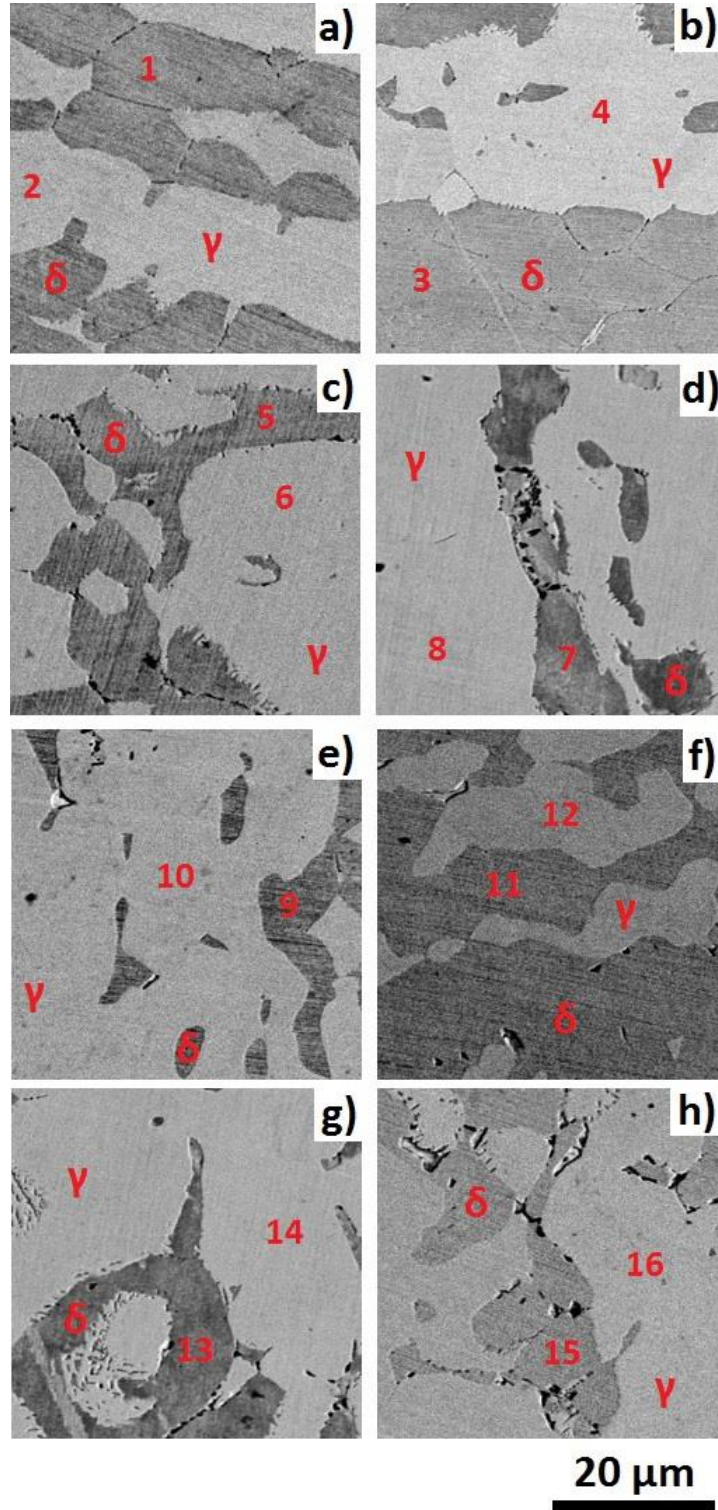


Şekil 6.48 Çözme tava uygulanmış ve fırında soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 1050 °C'de 1 saat çözme tava uygulanmış ve fırında soğutulmuş b) 1050 °C'de 10 saat çözme tava uygulanmış ve fırında soğutulmuş, c) 1100 °C'de 1 saat çözme tava uygulanmış ve fırında soğutulmuş d) 1100 °C'de 10 saat çözme tava uygulanmış ve fırında soğutulmuş, e) 1150 °C'de 1 saat çözme tava uygulanmış ve fırında soğutulmuş f) 1150 °C'de 10 saat çözme tava uygulanmış ve fırında soğutulmuş. Fırında soğutulan numunelerin hepsinde ikincil faz oluşmuştur.

Bu nedenle, ferritin içerdiği Cr ve Mo miktarı östenitin içerdiği Cr ve Mo miktarından fazladır. Östenitin içerdiği Ni ve Mn miktarı ise ferritin içerdiği Ni ve Mn miktarından fazladır. Fazların içerdiği alaşım elementlerinde ısıl işlem ve süreye bağlı olarak oransal bir değişim elde edilmese de ferritin içerdiği Cr ve Mo oranı ısıl işlem süresi ve sıcaklığı artıkça azalmaktadır. Bu oluşumun temel nedeni sıcaklık ve sürenin artmasıyla birlikte ferrit oranının artması ve ferrit tanelerinin büyümesidir. Böylece, ferrit oluşturuca alaşım elementlerinin yayılım bölgeleri artmış ve oransal bir düşüş ortaya çıkmıştır.

Çizelge 6.2 Şekil 6.48’de numaralandırılmış noktaların EDS sonuçları

Numune	Nokta	Element (%)				
		Cr	Ni	Mo	Mn	Fe
1050 °C 1 saat fırın	1	24,70	3,21	2,19	1,1	Kalan
	2	20,97	5,45	1,39	1,4	Kalan
	3	25,81	2,71	7,46	-	Kalan
1050 °C 10 saat fırın	4	25,30	3,01	2,25	1,1	Kalan
	5	21,31	5,69	1,45	1,2	Kalan
	6	25,68	2,93	7,35	-	Kalan
1100 °C 1 saat fırın	7	23,10	3,05	3,85	1,2	Kalan
	8	19,79	5,48	2,79	1,5	Kalan
	9	25,27	2,89	7,73	-	Kalan
1100 °C 10 saat fırın	10	23,59	3,55	4,12	1,1	Kalan
	11	19,73	6,16	2,69	1,4	Kalan
	12	25,09	2,97	7,74	-	Kalan
1150 °C 1 saat fırın	13	20,92	4,40	2,97	1,5	Kalan
	14	20,06	5,70	2,64	1,6	Kalan
	15	24,19	2,95	8,01	-	Kalan
1150 °C 10 saat fırın	16	23,54	2,66	4,05	1,0	Kalan
	17	22,51	3,54	3,48	1,1	Kalan
	18	23,82	3,02	7,96	-	Kalan



Şekil 6.49 1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 800 °C'de yaşlandırılmış ve izotermal yaşlandırılmış, suda soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 5 dakika yaşlandırılmış numune, b) 10 dakika yaşlandırılmış numune, c) 30 dakika yaşlandırılmış numune, d) 60 dakika yaşlandırılmış numune, e) 5 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, f) 10 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, g) 20 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, h) 60 dakika izotermal yaşlandırılmış numune.



Şekil 6.48'de 1050 °C, 1100 °C ve 1150 °C'de 1 saat ve 10 saat çözme tavlama uygulanmış, çözme tavlama sonrasında ise fırında soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri verilmiştir. Numunelerin tamamında ikincil faz oluşmuştur. İkincil fazlar, ferrit-östenit tane sınırında oluşmuş, ferrit tane sınırı boyunca ve ferrit tanesi içine doğru büyümüştür. Elektrokimyasal dağlama işlem parametrelerine bağlı olarak ikincil fazların bir miktar çözüldüğü görülmektedir. Çizelge 6.2'de, Şekil 6.48'de verilmiş olan noktaların EDS analiz sonuçları verilmiştir. Aynı tavlama sıcaklığı için tavlama süresinin artmasıyla ferrit fazının içerdiği Cr ve Mo oranı, östenit fazının ise içerdiği Ni oranı artmaktadır. Aynı tavlama süresi için fırında soğuma koşullarında tavlama süresinin artmasıyla alaşım elementleri kararlı halde buldukları fazlara yayılmıştır. İkincil fazlar Cr, Ni ve Mo içermektedir. Oluşan ikincil fazların bileşimleri incelendiğinde tavlama süresi ve sıcaklığının artmasıyla ikincil fazların içerdiği Cr oranı azalmakta, Mo oranı ise artmaktadır. Çözme tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte ferrit fazı daha kararlı hale gelmiş ve dengeli soğuma sırasında oluşan ikincil fazlar Cr bakımından fakirleşmiştir.

Şekil 6.49'da 1050 °C'de 1 saat çözme tavlama uygulanmış ve 800 °C'de iki farklı rejimde ısıtma işlemi görmüş (yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma) numunelerin SEM görüntüsü verilmiştir. Çizelge 6.3'te ise, Şekil 6.49'da verilen noktaların EDS analizleri görülmektedir. Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemleri sonucunda elde edilen mikroyapılar incelendiğinde ferrit ve östenit fazları ile birlikte ikincil fazların oluştuğu görülmektedir. İkincil fazlar, ferrit-ferrit ve ferrit-östenit arayüzlerinde oluşmuştur. Çizelge 6.3'te verilen analiz sonuçları incelendiğinde ise yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında işlem süresi arttıkça, ferritin içerdiği Cr oranının azaldığı ve 30 dakika ile 60 dakika süresince uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemlerinde ferritin içerdiği Mo oranında belirgin bir azalmanın olduğu belirlenmiştir. Bu işlem sürelerinde elde edilen mikroyapılar incelendiğinde, ikincil faz oranının ve boyutunun arttığı görülmektedir. Özellikle; Mo oranındaki belirgin düşüş, ikincil fazların ferrit içerisine doğru büyümesi ve yapısına Cr ile Mo gibi ferrit oluşturuca alaşım elementlerini katması nedeniyle oluşmuştur. Ferrit içindeki Ni oranı incelendiğinde ise izotermal yaşlandırma koşullarında işlem süresi arttıkça Ni oranının azaldığı görülmektedir. Yaşlandırma koşullarında ise 5 dakika ve 60 dakika işlem gören

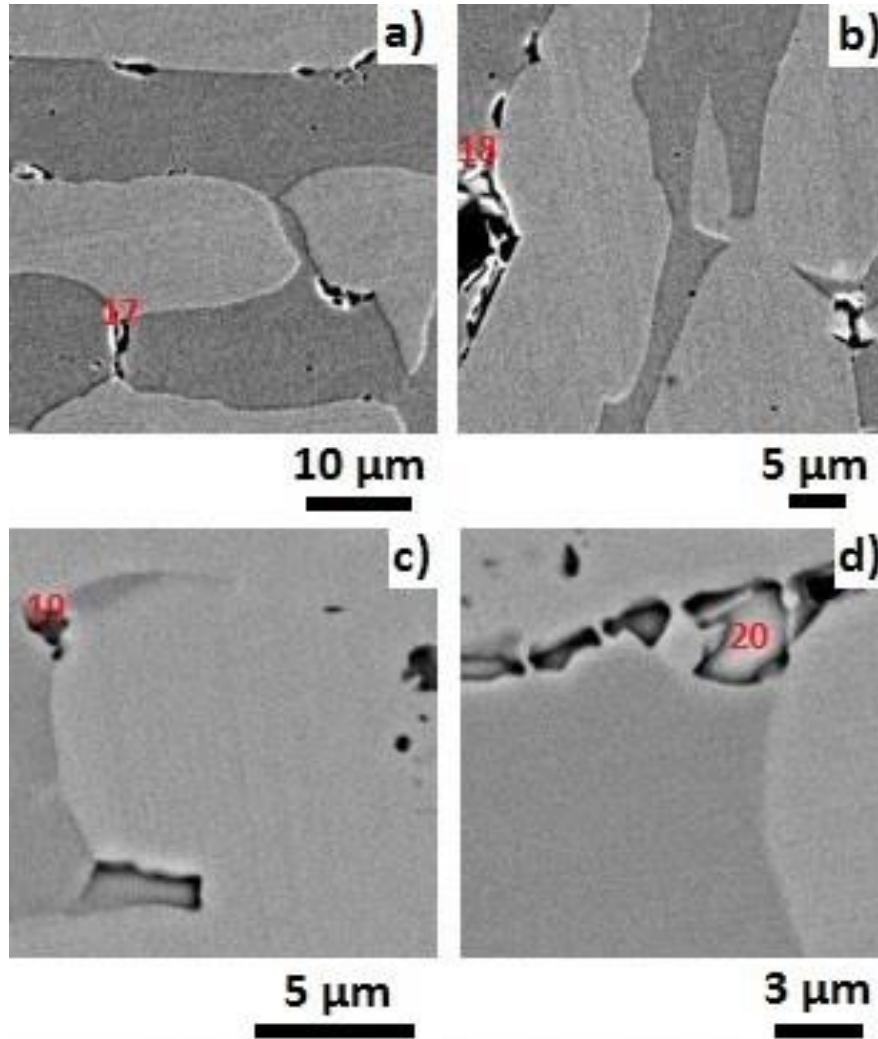
numuneler incelendiğinde Ni oranının azaldığı ve artan işlem süresine bağlı olarak Ni oranında düzenli bir düşüş olmadığı belirlenmiştir.

Çizelge 6.3 Yaşlandırılan ve izotermal yaşlandırılan numunelerde (Şekil 6.49) ferrit ve östenit fazlarının EDS analizleri

Numune	Nokta	Element (%)				
		Cr	Ni	Mo	Mn	Fe
5 dakika yaşlandırma	1	22,272	6,555	5,421	1,305	Kalan
	2	20,821	7,413	4,052	1,462	Kalan
10 dakika yaşlandırma	3	22,889	4,391	5,916	1,297	Kalan
	4	20,743	7,505	3,884	1,468	Kalan
30 dakika yaşlandırma	5	21,714	5,716	5,886	1,291	Kalan
	6	20,559	6,906	3,651	1,396	Kalan
60 dakika yaşlandırma	7	20,904	4,986	4,659	1,301	Kalan
	8	20,272	4,962	3,214	1,318	Kalan
5 dakika izotermal yaşlandırma	9	23,475	3,381	5,663	1,129	Kalan
	10	20,953	5,754	3,161	1,357	Kalan
10 dakika izotermal yaşlandırma	11	23,346	5,708	5,497	1,126	Kalan
	12	20,489	8,096	3,163	1,305	Kalan
30 dakika izotermal yaşlandırma	13	22,657	6,013	5,143	1,182	Kalan
	14	20,214	8,216	2,991	1,326	Kalan
60 dakika izotermal yaşlandırma	15	21,651	5,624	4,4095	1,145	Kalan
	16	19,986	8,175	2,981	1,335	Kalan

Çözme tavı sonrasında, yaşlandırma işlemi uygulanacak olan numuneler oda sıcaklığına dengesiz (suda) soğutulmuştur. İzotermal yaşlandırma işleminde ise numuneler çözme tavı sıcaklığından, izotermal yaşlandırma sıcaklığına dengeli olarak soğutulmuştur.

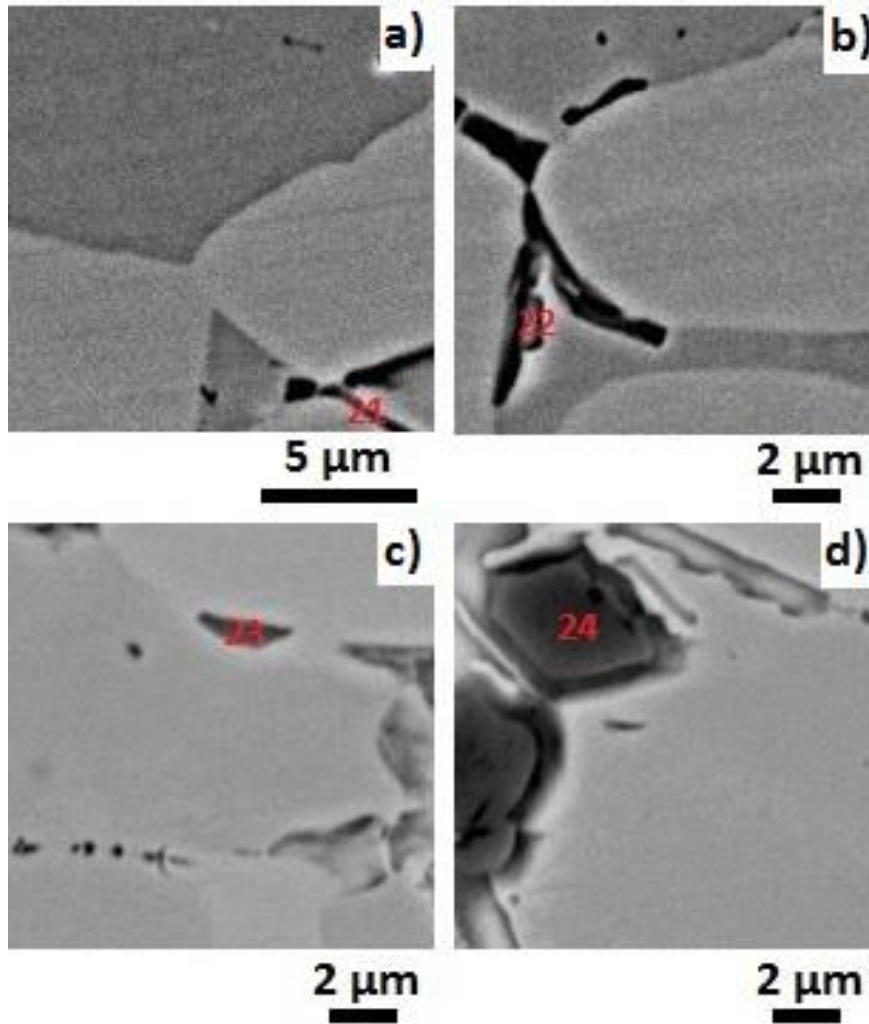
İzotermal yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin daha kararlı bir faz yapısına sahip olması nedeniyle ferrit fazının Ni oranında düzenli bir değişim gerçekleşmiştir.



Şekil 6.50 1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış, 800 °C'de yaşlandırılmış, suda soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 5 dakika yaşlandırılmış numune, b) 10 dakika yaşlandırılmış numune, c) 30 dakika yaşlandırılmış numune, d) 60 dakika yaşlandırılmış numune.

Yaşlandırma koşullarında ferrit ve östenit fazlarının içerdiği alaşım elementi oranı, izotermal yaşlandırma koşullarında ferrit ve östenit fazlarının içerdiği alaşım elementi oranından yüksektir. İzotermal yaşlandırmada oluşan ikincil fazların oranı ve boyutu, yaşlandırma koşullarında oluşan ikincil faz oranından ve boyutundan fazladır. Bu nedenle, ikincil faz oluşumunda ve büyümesinde harcanan alaşım elementi miktarı artmış ve matrisin içerdiği alaşım elementi miktarı azalmıştır. Ayrıca, ikincil faz oluşumuyla birlikte ikincil östenit oluşumu da gerçekleşmiştir. Östenit oranındaki

artıyla birlikte östenit yapısı içerisindeki alaşım elementi dağılımı değişmiş ve alaşım elementi içeriğinde oransal bir düşüş görülmüştür.



Şekil 6.51 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış, 800 °C'de izotermal yaşlandırılmış, suda soğutulmuş numunelerin SEM görüntüleri; a) 5 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, b) 10 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, c) 30 dakika izotermal yaşlandırılmış numune, d) 60 dakika izotermal yaşlandırılmış numune.

Şekil 6.50'de 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve 800 °C'de farklı sürelerde yaşlandırılmış numunelerde oluşan ikincil fazların SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 6.51'de 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanmış ve 800 °C'de farklı sürelerde izotermal yaşlandırılmış numunelerde oluşan ikincil fazların SEM görüntüleri verilmiştir. Çizelge 6.4'te ise, Şekil 6.50 ve Şekil 6.51'de verilmiş olan noktaların EDS analizleri verilmiştir. Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında oluşan ikincil fazlar ferrit tane sınırında oluşmuş ve ferrit tanesine doğru büyümüştür. 5 dakika ile 10 dakika

süresince uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemlerinde oluşan ikincil fazlar Mo bakımından daha zengin, Cr bakımından ise daha fakirdir. Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma süresi arttıkça oluşan ikincil fazların Mo miktarı yarı yarıya azalmakta, Cr miktarında ise belirgin bir artış gerçekleşmektedir. İkincil fazların Ni oranında ise belirgin bir değişim gerçekleşmemektedir. İzotermal yaşlandırma koşullarında oluşan ikincil fazlar, yaşlandırma koşullarında oluşan ikincil fazlara göre daha yüksek oranda Cr, daha düşük oranda ise Mo içermektedir.

Çizelge 6.4 Şekil 6.50 ve Şekil 6.51’de verilen noktaların EDS analizleri

Numune	Nokta	Element (%)			
		Cr	Ni	Mo	Fe
5 dakika yaşlandırma	17	24,018	2,977	13,563	Kalan
10 dakika yaşlandırma	18	24,359	3,015	15,964	Kalan
30 dakika yaşlandırma	19	25,901	3,283	8,861	Kalan
60 dakika yaşlandırma	20	26,783	3,195	7,357	Kalan
5 dakika izotermal yaşlandırma	21	24,335	3,149	13,071	Kalan
10 dakika izotermal yaşlandırma	22	24,837	3,155	11,473	Kalan
30 dakika izotermal yaşlandırma	23	26,929	3,171	7,815	Kalan
60 dakika izotermal yaşlandırma	24	27,195	3,168	7,292	Kalan

Literatürde  $\sigma$  ve  $\chi$  fazlarının oluşumuyla ilgili çalışmalar incelendiğinde  $\chi$  fazının,  $\sigma$  fazına göre daha yüksek oranda Mo ve daha düşük oranda Cr içerdiği görülmektedir.  $\sigma$  fazı ortalama % 26 civarında Cr ve % 7 civarında Mo içerirken,  $\chi$  fazı % 24 civarında Cr

ve % 14 civarında Mo içermektedir. Bu fazların içerdiği Ni oranı ise farklı oranlarda verilmektedir. Genel olarak  $\sigma$  fazının ortalama % 1,  $\chi$  fazının ise % 3 Ni içerdiği belirtilmekle birlikte, bazı çalışmalarda her iki fazın da ortalama % 3 Ni içerdiği belirtilmektedir [8], [108].

Elde edilen EDS sonuçları incelendiğinde, 5 dakika ve 10 dakika yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında oluşan ikincil fazların  $\chi$  fazı olduğu belirlenmiştir. Bu fazların SEM görüntülerinde de literatürde verilmiş olan  $\chi$  fazına şekilsel olarak uyum sağladığı görülmüştür. 30 dakika ve 60 dakika uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında ise oluşan ikincil fazlar  $\sigma$  fazıdır. Genel olarak izotermal yaşlandırma koşullarında oluşan ikincil fazlar, yaşlandırma koşullarında oluşan ikincil fazlara göre daha yüksek oranda Cr ve daha düşük oranda Mo içermektedir. İzotermal yaşlandırılan numuneler, çözme tavlı sonrasında izotermal yaşlandırma sıcaklığına dengeli olarak soğutulmuştur. İkincil faz oluşum sıcaklık aralığı 650 °C – 950 °C'dir ve bu sıcaklık aralığının üst sınırı  $\sigma$  fazının kararlı olduğu sıcaklık bölgesidir. 800 °C'de izotermal yaşlandırılan numuneler dengeli soğuma sırasında  $\sigma$  fazının daha kararlı olduğu sıcaklık değerlerine maruz kalmıştır. Bu nedenle, izotermal yaşlandırılan numunelerde oluşan ikincil fazlar Cr bakımından daha zengin, Mo bakımından ise daha fakirdir.

#### **6.1.4 Faz Oranlarının Belirlenmesi**

Numunelerin faz oranı analizi, ışık mikroskobu görüntüleri kullanılarak görüntü analiz programı ile gerçekleştirilmiştir. Çeşitli sürelerde uygulanan çözme tavlı sonrasında, farklı soğuma koşulları kullanılarak elde edilen faz oranları Çizelge 6.5'te görülmektedir.

Farklı soğuma koşullarında gerçekleştirilen işlemler sonrasında, östenit oranının azaldığı, ferrit oranının ise arttığı tespit edilmiştir (Çizelge 6.5). Hwang ve Park [109] tarafından yapılan çalışmada da çözme tavlı sıcaklığının artışıyla ferrit oranında artış meydana geldiği belirlenmiştir. Çeşitli sıcaklık ve süre değerleri kullanılarak gerçekleştirilen suda soğutma ile çözme tavlı sırasında oluşan mikroyapı özelliklerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Suda soğutulan numunelerde tavlı sıcaklığı ve süresi arttıkça, östenit ferrit dönüşümünün gerçekleşmesi nedeniyle ferrit oranı artmaktadır.

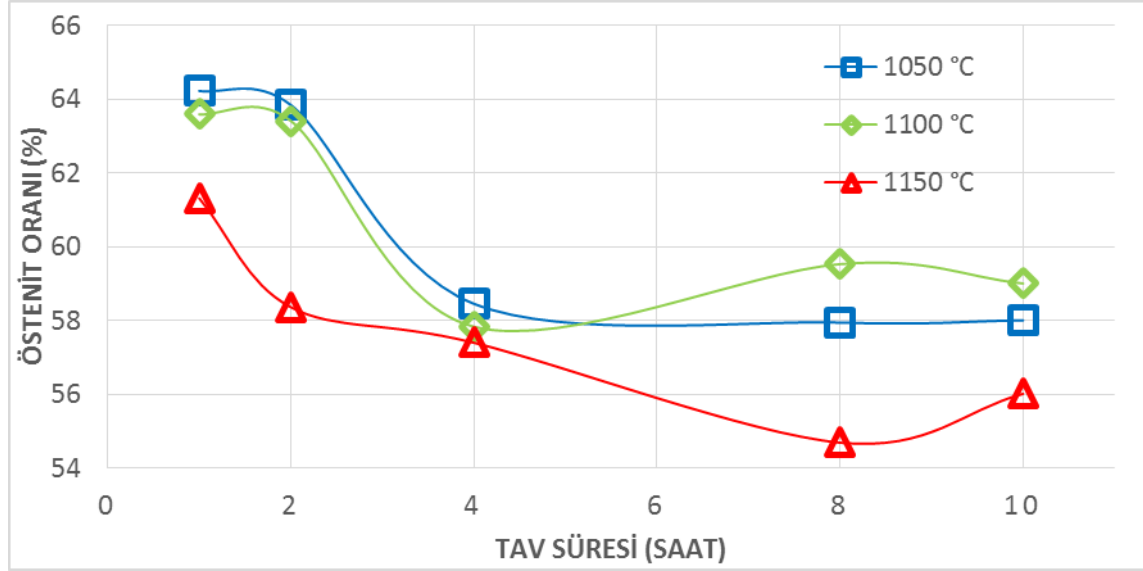
Hızlı soğuma nedeniyle bu yapı oda sıcaklığında da varlığını korumuştur. Suda soğutulan numunelerin mikroyapıları incelendiğinde, herhangi bir ikincil faz oluşumu görülmemiştir.

Çizelge 6.5 Çözme tavi sonrasında fırında, havada ve suda soğutulmuş numunelerin östenit oranları (%)

Çözme Tavi Süresi (Saat)	Soğutma Ortamı	Çözme Tavi Sıcaklığı (°C)		
		1050	1100	1150
1	Su	47,12	43,82	43,16
	Hava	47,50	44,20	43,40
	Fırın	64,23	63,59	61,32
2	Su	46,35	43,61	43,08
	Hava	46,93	44,01	43,25
	Fırın	63,85	63,42	58,37
4	Su	44,86	43,54	42,96
	Hava	45,01	43,90	43,05
	Fırın	58,46	57,84	57,40
8	Su	43,75	46,42	42,36
	Hava	43,90	47,55	42,78
	Fırın	57,95	59,53	54,69
10	Su	43,56	47,59	45,96
	Hava	43,85	49,03	46,03
	Fırın	58,01	59,01	56,02

Deneyisel çalışmalarda, numune boyutlarının küçük olması nedeniyle (15x10x10 mm), havada soğutulan numunelerde suda soğutulan numunelere benzer mikroyapılar ve faz oranları elde edilmiştir. Her iki soğutma ortamında da benzer soğuma hızları benzer deneysel verilerin elde edilmesine neden olmuştur. Fırında soğutulan numunelerde suda ve havada soğutulan numunelere göre daha fazla östenit oluşmuştur. Ayrıca,

daha önce belirtildiği gibi fırında soğuyan numunelerde ikincil faz oluşumu da görülmüştür. Fırında soğutulan numuneler, dengeli soğuma koşulları ile oda sıcaklığına soğumuştur. Bu nedenle, oda sıcaklığına soğuma sırasında ferrit östenit dönüşümü meydana gelmiş ve östenit oranı artarken ikincil faz oluşumu da gerçekleşmiştir.



Şekil 6.52 Çeşitli sıcaklıklarda çeşitli sürelerde çözme tavlı uygulanan ve fırında soğutulan numunelerde östenit oranı değişimi (%)

Çözme tavlı sonrasında elde edilen değerler incelendiğinde 8 saat ve 10 saat tavlanan numunelerde, diğer tav sürelerine göre farklı değerler elde edilmiştir. Özellikle fırında soğutulan numunelerde elde edilen bu fark daha belirgindir. Şekil 6.52’de fırında soğutulan numunelerde elde edilen östenit oranları görülmektedir. Genel olarak tav süresi arttıkça östenit oranı, östenit ferrit dönüşümüne bağlı olarak azalmaktadır. Buna karşın, özellikle 1100 °C ve 1150 °C sıcaklıklarda 8 saat ve 10 saat tavlanan numunelerde östenit oranı artmaktadır. Mikroyapı özelliklerinin tartışıldığı bölümde belirtildiği gibi, çözme tavlı uygulanan numunelerde 8 saat ve 10 saat olan tavlama sürelerinde yeniden kristalleşme ve tane büyümesi görülmüştür. Özellikle dengeli soğuyan numunelerde yeniden kristalleşme etkisi östenit oranının belirgin şekilde artmasına neden olmuştur. Yapılan çalışmalarda da yeniden kristalleşmiş ve kristalleşmemiş taneler arasındaki sınır bölgelerinin ferrit-östenit dönüşümünü etkilediği ve östenit dönüşümü ile ikincil faz oluşumunu etkilediği belirtilmiştir [62].



Çizelge 6.6 Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen östenit oranları (%)

Çözme Tava		Tutma Sıcaklığı (°C)																
		1150 °C				1100 °C				1050 °C								
		Sıcaklık (°C)		Süre (saat)		Soğutma		650		800		950						
10	1	10	1	10	1	10	1	10	1	10	1	10	1	10	1	10	1	
->	->	->	->	->	->	->	->	->	->	->	->	->	->	->	->	->	->	->
57,2	55,79	48,72	47,51	57,34	58,8	49,08	44,51	64,92	63,88	49,08	44,88	47,12	51,74	52,89	49,79	48,05	49,87	50,72
58,3	58,26	48,64	45,02	58,42	58,57	49,48	47,89	65,17	64,92	51,74	47,12	51,74	52,89	49,79	48,05	49,87	50,72	50,72
59,2	57,94	47,57	50,63	57,7	59,27	52,64	51,21	65,39	63,42	52,89	49,79	49,79	52,89	49,79	49,79	49,79	49,79	49,79
59,17	58,28	48,61	54,13	57,18	59,4	52,32	53,39	65,74	62,6	48,05	49,87	49,87	48,05	49,87	49,87	49,87	49,87	49,87
56,31	57,80	47,04	55,29	56,8	59,36	47,91	55,13	65,58	62,6	48,7	50,72	50,72	48,7	50,72	50,72	50,72	50,72	50,72
57,13	55,34	47,93	52,32	59,82	57,06	48,94	53,36	61,42	58,18	51,02	55,58	55,58	51,02	55,58	55,58	55,58	55,58	55,58
58,28	57,00	48,7	54,30	59,76	59,36	50,21	54,26	63,8	58,90	55,39	56,27	56,27	55,39	56,27	56,27	56,27	56,27	56,27
58,48	57,17	49,31	55,21	60,8	59,72	50,32	55,26	64,8	59,17	58,42	61,16	61,16	58,42	61,16	61,16	61,16	61,16	61,16
59,18	57,99	50,09	55,36	61,05	60,62	51,67	55,55	65,06	61,48	59,06	61,35	61,35	59,06	61,35	61,35	61,35	61,35	61,35
59,41	58,57	52,03	56,7	61,46	61,41	52,56	58,57	65,09	61,97	59,53	61,98	61,98	59,53	61,98	61,98	61,98	61,98	61,98
56,58	55,09	52,3	51,5	57,48	52,02	49,73	52,55	57,88	51,23	56,06	53,17	53,17	56,06	53,17	53,17	53,17	53,17	53,17
55,99	55,62	51,03	51,44	54,87	52,76	54,49	53,18	55,74	51,3	61,3	55,93	55,93	61,3	55,93	55,93	55,93	55,93	55,93
55,94	55,99	49,84	53,52	53,7	52,08	54,86	54,1	57,39	52,99	58,93	56,63	56,63	58,93	56,63	56,63	56,63	56,63	56,63
56,03	55,15	51,81	54,89	57,2	52,96	54,5	56,42	55,28	53,39	61,28	56,77	56,77	61,28	56,77	56,77	56,77	56,77	56,77
54,93	55,48	49,5	55,49	55,4	53,42	55,58	57,6	55,80	53,35	57,64	57,82	57,82	57,64	57,82	57,82	57,82	57,82	57,82

Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen östenit oranları Çizelge 6.6'da verilmiştir. 1050 °C'de 1 saat çözme tavlama uygulanan ve suda soğutulan numunelerde çözme tavlama süresi arttıkça östenit oranı artmaktadır. En yüksek östenit oranı 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde elde edilmiştir. 1050 °C'de 1 saat çözme tavlama uygulanan ve izotermal yaşlandırılan numunelerde ise en yüksek östenit oranı 650 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde elde edilmiştir. İzotermal yaşlandırılan numunelerde, suda soğutulan numunelerde olduğu gibi yaşlandırma süresi arttıkça östenit oranı da artmaktadır. Fakat 650 °C'de yaşlandırılan numunelerde, diğer sıcaklıklarda yaşlandırılan numunelerde görüldüğü üzere östenit oranının değişimindeki gibi lineer bir değişim gerçekleşmemiştir.

1050 °C'de 10 saat çözme tavlama uygulanan ve suda soğutulan numunelerde 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işleminde tavlama süresinin artışıyla östenit oranında da artış gerçekleşmiştir. 650 °C ve 950 °C'de uygulanan yaşlandırma işlemlerinde ise dengeli bir değişim görülmemiştir. 1050 °C'de 10 saat çözme tavlama uygulanan ve 800 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerde de, östenit oranı yaşlandırma süresinin artmasıyla birlikte artmıştır. 650 °C ve 950 °C'de uygulanan yaşlandırma işlemlerinde ise dengeli bir değişim elde edilmemiştir.

1100 °C ve 1150 °C'de çözme tavlama ile yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemleri uygulanan numunelerde de 1050 °C çözme tavlama için elde edilen sonuçlara benzer sonuçlar elde edilmiştir.

1050 °C, 1100 °C ve 1150 °C çözme tavlama sıcaklıkları için, izotermal yaşlandırma koşullarında daha yüksek östenit oranı elde edilmiştir. Ayrıca 10 saat çözme tavlama uygulanan numunelerde, 1 saat çözme tavlama uygulanan numunelere göre yaşlandırma işleminin ardından elde edilen östenit oranları daha yüksektir.

Çözme tavlama sıcaklığı ve süresine bağlı olarak, malzeme içerisinde yer alan alaşım elementlerinin kararlı halde buldukları faz içerisinde birikme eğilimleri değişiklik göstermektedir [110], [111]. Bu nedenle uygulanan çözme tavlama sıcaklığı, süresi ve soğutma koşullarına bağlı olarak östenit ve ferrit içerisinde yer alan alaşım elementi miktarı değişmektedir. Östenit ve ferrit fazları içerisinde yer alan alaşım elementi oranının değişimiyle ikincil faz dönüşüm hattının alt ve üst sınır sıcaklıklarına yakın olan

yaşlandırma sıcaklıklarında (650 °C ve 950 °C) östenit oranının değişiminde tutarlı bir sonuç elde edilememiştir. Bununla birlikte, çözme tavlama süresinin artmasıyla birlikte ferrit oranı artmaktadır. Östenit ve ferrit fazlarının bileşimindeki ve oranlarındaki değişim ikincil fazların oluşumunu da etkilemektedir.

Çözme tavlama sıcaklığı arttıkça ferrit oranının artması nedeniyle artan çözme tavlama sıcaklığı ile birlikte yaşlandırma ısıl işlemleri sonucunda elde edilen östenit oranı azalmıştır.

#### **6.1.5 İkincil Faz Boyutlarının Belirlenmesi**

İkincil faz boyutları, ışık mikroskobu görüntülerinde gerçekleştirilen görüntü analizi ile belirlenmiştir. 5 farklı mikroyapı görüntüsündeki faz büyüklükleri iki boyutta belirlenmiş ve en az 10 ölçüm yapılarak ortalama değerler elde edilmiştir. Çizelge 6.7'de ikincil faz boyutları verilmiştir. Çözme tavlama sonrasında suda soğutulan ve 650 °C'de yaşlandırılan numunelerde ikincil faz oluşumu görülmemiştir. Çözme tavlama sonrasında 950 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerde ise yalnızca 1050 °C'de 1 saat çözme tavlama uygulanan ve 950 °C'de 5 dakika yaşlandırılan numunede ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir.

1050 °C'de 1 saat ve 10 saat çözme tavlama uygulanan ve 650 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerde, yaşlandırma süresinin artışıyla birlikte ikincil faz boyutu azalmıştır. 1100 °C ve 1150 °C'de uygulanan çözme tavlama sonrasında 650 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde ise faz boyutundaki değişim dengesizdir.

1100 °C'de 10 saat çözme tavlama uygulanan ve 650 °C'de izotermal yaşlandırılan numunede, 1050 °C'de çözme tavlama uygulanan numunelere benzer olarak yaşlandırma süresinin artışıyla birlikte ikincil faz boyutu azalmıştır. 1100 °C'de 1 saat ve 1150 °C'de 1 saat ile 10 saat çözme tavlama uygulanan ve 650 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerde ise ikincil faz boyutları yaşlandırma süresi ile birlikte bir miktar artış eğilimi göstermiş, fakat düzensiz bir büyüme görülmüş ve oransal bir artış elde edilememiştir.

Çizelge 6.7 Yaşlandırma işlemleri sonucunda elde edilen faz boyutları (µm)

Çözme Tavı		Tutma Sıcaklığı (°C)																				
		650						800						950								
		Süre (Dakika)						Süre (Dakika)						Süre (Dakika)								
Sıcaklık (°C)		1050 °C																				
Süre (saat)		1100 °C																				
Soğutma		1150 °C																				
		1050 °C						1100 °C						1150 °C								
		1		10		1		10		1		10		1		10		1		10		
		su		su		->		->		->		->		->		->		->		->		
		5		10		20		30		60		5		10		20		30		60		
2,640	1,710	-	3,920	3,010	-	3,530	5,200	-	3,230	2,610	-	2,410	2,320	-	1,580	1,820	-	1,510	1,450	-	1,075	
2,625	1,970	-	3,770	3,220	-	3,230	2,610	-	3,230	2,610	-	2,410	2,320	-	1,580	1,820	-	1,510	1,450	-	1,075	
3,987	3,325	-	3,390	3,420	-	2,410	2,320	-	2,410	2,320	-	2,410	2,320	-	1,580	1,820	-	1,510	1,450	-	1,075	
3,220	4,750	-	3,210	4,330	-	1,580	1,820	-	1,580	1,820	-	1,580	1,820	-	1,580	1,820	-	1,510	1,450	-	1,075	
4,337	4,010	-	3,050	3,690	-	1,510	1,450	-	1,510	1,450	-	1,510	1,450	-	1,510	1,450	-	1,510	1,450	-	1,075	
3,240	3,480	-	3,060	3,450	-	1,640	2,660	-	1,640	2,660	-	1,640	2,660	-	1,640	2,660	-	1,640	2,660	-	1,075	
3,570	3,825	0,650	3,330	3,760	0,890	2,170	2,800	0,920	2,170	2,800	0,920	2,170	2,800	0,920	2,170	2,800	0,920	2,170	2,800	0,920	1,275	
3,890	4,490	0,850	3,700	4,120	1,460	2,520	3,025	2,080	2,520	3,025	2,080	2,520	3,025	2,080	2,520	3,025	2,080	2,520	3,025	2,080	1,450	
4,180	5,295	1,450	3,890	4,250	1,625	2,840	3,370	2,20	2,840	3,370	2,20	2,840	3,370	2,20	2,840	3,370	2,20	2,840	3,370	2,20	2,200	
4,482	5,841	2,160	4,280	4,850	2,860	3,470	3,550	3,330	3,470	3,550	3,330	3,470	3,550	3,330	3,470	3,550	3,330	3,470	3,550	3,330	2,530	
-	-	2,230	-	-	2,260	-	2,125	2,360	-	2,125	2,360	-	2,125	2,360	-	2,125	2,360	-	2,125	2,360	-	1,950
-	-	2,612	-	-	2,660	-	-	3,460	-	-	3,460	-	-	3,460	-	-	3,460	-	-	3,460	-	2,830
-	-	3,037	-	-	3,200	-	-	3,875	-	-	3,875	-	-	3,875	-	-	3,875	-	-	3,875	-	3,200
-	-	3,100	-	-	3,575	-	-	3,875	-	-	3,875	-	-	3,875	-	-	3,875	-	-	3,875	-	3,690
-	-	3,975	-	-	4,080	-	-	4,910	-	-	4,910	-	-	4,910	-	-	4,910	-	-	4,910	-	4,080

800 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerde yaşlandırma süresi arttıkça ikincil faz boyutu da artmıştır. Yaşlandırma işlemi öncesinde uygulanan çözme tavlı sıcaklığının artışı ikincil faz boyutunu artırıcı etki göstermiştir. Ayrıca 1 saat çözme tavlı uygulanan numunelerde, 10 saat çözme tavlı uygulanan numunelere göre daha büyük ikincil fazlar oluşmuştur. Çözme tavlı sıcaklığının yükselmesi, ferrit-östenit dengesinin değişmesine ve yüksek oranda ferrit oluşumuna neden olmaktadır. İzotermal yaşlandırma için malzemenin soğutulmasıyla ferrit içerisinde difüzyonu daha yüksek olan alaşım elementleri ikincil fazların büyük boyutlu olmasını sağlamaktadır. Çözme tavlı süresinin artmasıyla ise ferrit daha kararlı hale gelmekte ve oluşan ikincil fazlar düşük çözme tavlı sürelerine göre daha küçük tane boyutuna sahip olmaktadır.

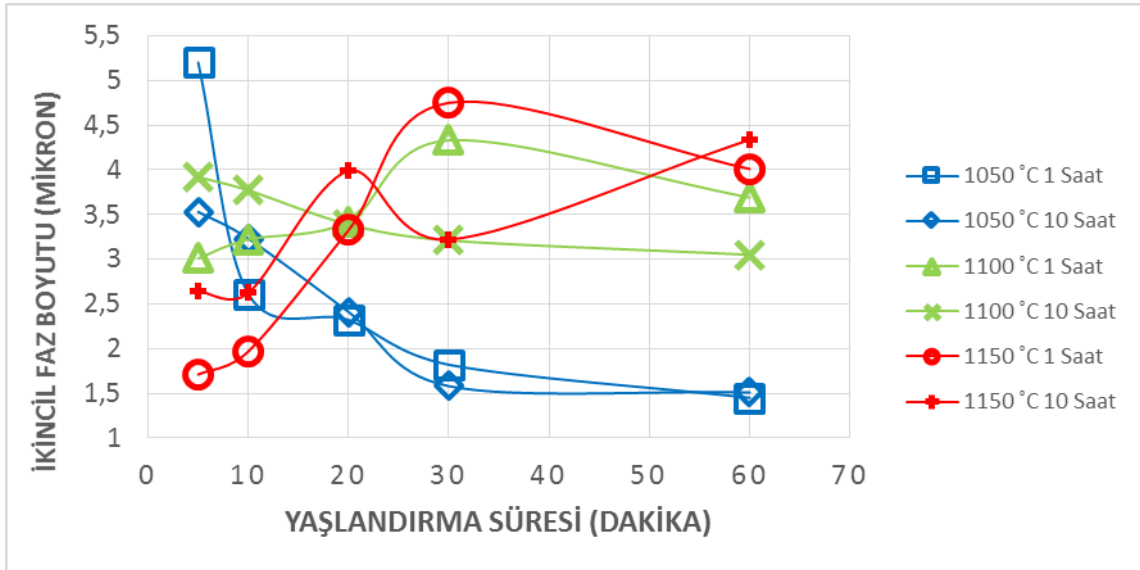
950 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerden yalnızca 1050 °C'de 1 saat tavlanan ve 950 °C'de 5 dakika yaşlandırılan numunede ikincil faz oluşmuştur. Numunelerin çözme tavlı sıcaklığından soğutulması sırasında alaşım elementlerinin difüzyonu nedeniyle 5 dakika yaşlandırma süresinde ikincil faz oluşmuş, fakat artan yaşlandırma süresi ile birlikte oluşan fazlar çözünmüştür. Diğer numunelerde ise herhangi bir ikincil faz oluşumu görülmemiştir. Artan çözme tavlı sıcaklığı ve süresi, izotermal yaşlandırma koşullarında ikincil faz oluşum sahasının üst sıcaklık sınırını daha düşük sıcaklıklara ötelemiştir.

Suda soğutulan numuneler incelendiğinde 650 °C sıcaklığın ikincil faz oluşumu için yeterli bir sıcaklık değeri olmadığı belirlenmiştir. İzotermal yaşlandırma koşullarında 650 °C'de ikincil faz varlığı görülürken, yaşlandırma koşullarında görülmemiştir. İkincil faz oluşum sahasının alt sıcaklık sınırının ısıtma koşullarında, soğutma koşullarına göre daha üst sıcaklıklara ötelenmektedir.

Suda soğutulan ve 800 °C'de yaşlandırılan numunelerde; yaşlandırma süresi arttıkça ikincil faz boyutu artmaktadır. 1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanmış numunelerde, 10 saat çözme tavlı uygulanmış numunelere göre daha büyük ikincil fazlar oluşmuştur. 1100 °C ve 1150 °C sıcaklıklarda çözme tavlı uygulanmış ve 800 °C'de yaşlandırılmış numunelerde ise 10 saat çözme tavlı uygulanan numunelerde oluşan ikincil fazlar, 1 saat çözme tavlı uygulanmış numunelerde oluşan ikincil fazlardan daha büyüktür.

950 °C'de yaşlandırılan numunelerde yaşlandırma süresi arttıkça ikincil faz boyutu artmaktadır. Ayrıca 950 °C'de yaşlandırılan numunelerde oluşan ikincil fazlar, 800 °C'de yaşlandırılan numunelerde oluşan ikincil fazlardan daha büyüktür. İkincil faz oluşum sahasının üst sıcaklıklarında uygulanan yaşlandırma işlemi ile daha büyük ikincil fazlar elde edilmiştir. 1050 °C'de 10 saat çözme tavi uygulanan numunede, 1 saat çözme tavi uygulanan numuneye göre 950 °C'de yaşlandırma sonrası daha büyük tane boyutuna sahip ikincil faz oluşmuştur. 1100 °C ve 1150 °C sıcaklıklarda çözme tavi uygulanan numunelerde ise 1 saatlik çözme tavi uygulanan numunelerde 10 saatlik çözme tavi uygulanan numunelere göre daha büyük ikincil faz boyutları elde edilmiştir.

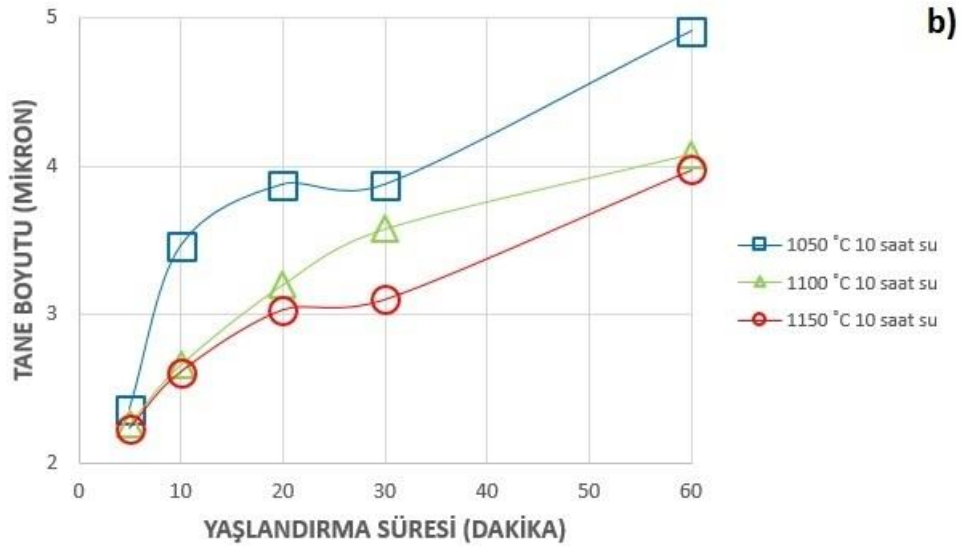
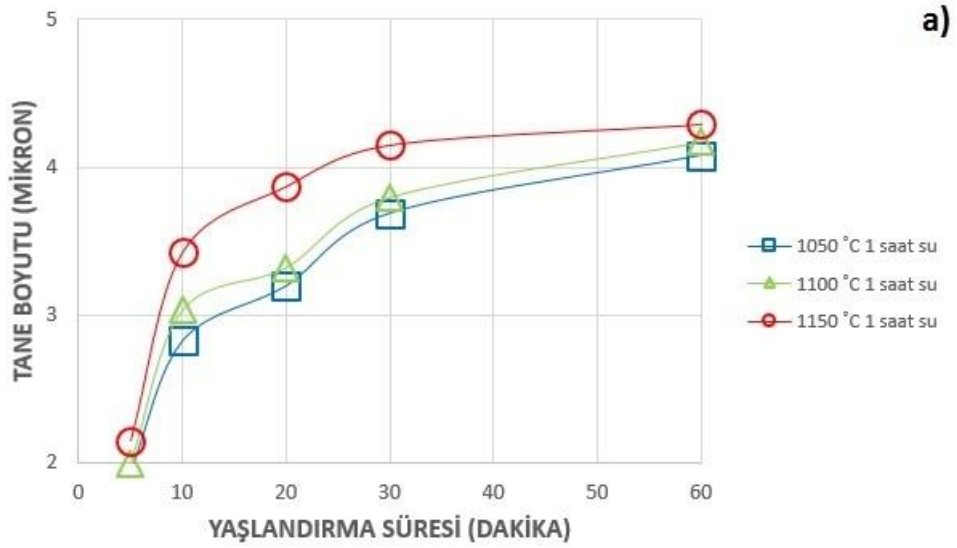
Soğutma koşullarında, ısıtma koşullarına göre daha büyük boyutlu ikincil fazlar oluşmuştur. Dupleks paslanmaz çeliklerde, yüksek sıcaklıklardan düşük sıcaklıklara soğutma sırasında ötektoid dönüşüm ile ferrit, östenit ve ikincil fazlara ayrılmaktadır. Bu dönüşüm sırasında oluşan ikincil fazlar, suda soğutulan numunelerin tekrar ısıtılması sırasında oluşan ikincil fazlara göre daha büyük boyutta oluşmuştur.



Şekil 6.53 650 °C'de izotermal yaşlandırma işleminde ikincil faz tane boyutunun değişimi

Şekil 6.53'te 650 °C'de izotermal yaşlandırma işleminde ikincil faz tane boyutunun değişimi görülmektedir. 1050 °C'de uygulanan çözme tavi sonrasında 650 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerde faz boyutu azalmaktadır. 650 °C, ikincil faz oluşum sahasının alt sıcaklık sınırına yakın bir değerdir ve bu nedenle 1050 °C'de uygulanan

çözme tavlı sonrasında bu sıcaklıkta ikincil fazlar çözünme eğilimi göstermiştir. 1100 °C ve 1150 °C sıcaklıklarda uygulanan çözme tavları sonrasında 650 °C'de izotermal yaşlandırma sonuçları incelendiğinde ise ikincil faz boyutunun oransal olmamakla birlikte artış eğilimi gösterdiği belirlenmiştir. Bu koşullarda elde edilen östenit oranları incelendiğinde de benzer değişimlerin saptandığı önceki bölümde belirtilmiştir. Çözme tavlı sıcaklığının yükselmesiyle birlikte, soğuma koşullarında ikincil faz oluşum sahasının alt sıcaklık sınırı daha alt sıcaklıklara ötelenmiştir.



Şekil 6.54 950 °C'de yaşlandırma işleminde ikincil faz tane boyutunun değişimi; a) 1 saat çözme tavlı, b) 10 saat çözme tavlı.

Şekil 6.54'te ise 950 °C'de yaşlandırılan numunelerin ikincil faz tane boyutunun değişimi görülmektedir. Çözme tavi sıcaklığının ve süresinin etkisi incelendiğinde, tüm çözme tavi sıcaklıklarında ve sürelerinde yaşlandırma süresinin artışıyla birlikte ikincil faz tane boyutunun arttığı görülmektedir. Fakat en büyük ikincil faz tane boyutu, 1050 °C'de 1 saat çözme tavi sonrasında suda soğutulan ve 950 °C'de 60 dakika yaşlandırılan numunede elde edilmiştir. Çözme tavi sıcaklığı arttıkça elde edilen ikincil faz boyutu azalmıştır. Çözme tavi sıcaklığının artması, ısıtma koşullarında ikincil faz dönüşüm sahasının üst sıcaklık sınırını daha alt sıcaklıklara taşımıştır. Östenit oranlarında elde edilen verilerde bu bulguyu desteklemektedir. Suda soğutulan ve 950 °C'de yaşlandırılan numunelerde tav sıcaklığı arttıkça östenit oranı azalmaktadır. Ayrıca, özellikle 1150 °C'de çözme tavi uygulanmış ve 950 °C'de yaşlandırma işlemi uygulanmış numunelerde, yaşlandırma süresinin artmasıyla birlikte östenit oranının azaldığı belirlenmiştir.

#### **6.1.6 İkincil Faz Oranlarının Belirlenmesi**

İkincil faz oranlarının belirlenmesi, östenit oranının ve ikincil faz boyutlarının belirlenmesine benzer olarak ışık mikroskobu görüntüleri üzerinde uygulanan görüntü analizi ile elde edilmiştir. Çizelge 6.8'de yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen ikincil faz oranları görülmektedir.

İkincil faz oranları incelendiğinde çözme tavi sıcaklığı arttıkça ikincil faz miktarı azalmaktadır. 10 saat çözme tavi uygulanan numunelerde, 1 saat çözme tavi uygulanan numunelere göre daha yüksek oranlarda ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir. 10 saatlik numunelerde yeniden kristalleşme etkisinin görülmesi nedeniyle ferrit-östenit dönüşümü ve ikincil faz oluşumu tetiklenmiş ve bu nedenle daha fazla oranda ikincil faz oluşmuştur.

Soğutma koşullarında oluşan ikincil faz oranının, ısıtma koşullarında oluşan ikincil faz oranından daha fazla olduğu belirlenmiştir. Soğutma koşullarında çözme tavi sıcaklığından soğutulan numunelerde ferrit-östenit ötektoid dönüşümü gerçekleşmiş ve östenit ile birlikte ikincil faz oluşumu da meydana gelmiştir. Suda soğutulmuş numuneler kararlı halde değildir ve yüksek oranda ferrit içermektedir.





Isıtma koşullarında malzemeye verilen enerji ile çözme tavi sırasında ortaya çıkan yüksek ferrit oranı, ferrit-östenit dönüşümü ile dengeye gelmiş ve bu esnada östenit fazı ile birlikte ikincil fazlar oluşmuştur. Deneysel çalışmalar sonucunda elde edilen sonuçlar açıkça göstermektedir ki; ikincil faz oluşumunda soğutma koşulları, ısıtma koşullarına göre çok daha etkilidir.

650 °C'de uygulanan izotermal yaşlandırma koşullarında ortaya çıkan ikincil faz oranları incelendiğinde, östenit oranı sonuçlarına ve ikincil faz boyutları değerlerine benzer sonuçlar elde edilmiştir. 1050 °C'de 1 saat ve 10 saat çözme tavlari sonrasında 650 °C'de uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemlerinde, yaşlandırma süresi arttıkça ikincil faz miktarı azalmıştır. 1100 °C ve 1150 °C sıcaklıklarda uygulanan çözme tavi sonrasında 650 °C'de yaşlandırılan numunelerde ise genel olarak ikincil faz oranı azalma eğilimi gösterse de, tutarsız bir ikincil faz oranı değişimi elde edilmiştir.

Elde edilen bu sonuç da çözme tavi sıcaklığının ikincil faz oluşum sahasının alt sıcaklık sınırı üzerinde etkili olduğu bulgusunu desteklemektedir.

950 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde ise ikincil faz oranı yaşlandırma süresi ile birlikte artış göstermiştir. Fakat çözme tavi sıcaklıklarının, bu koşullarda yaşlandırılan numunelerde oluşan ikincil faz oranları üzerinde önemli bir etkisinin olmadığı görülmüştür.

800 °C'de uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemlerinde ise 30 dakika ve 60 dakika yaşlandırma sürelerinin, ikincil faz boyutları üzerinde olduğu gibi, ikincil faz oranları üzerinde de önemli bir etkiye sahip olduğu görülmüştür. Özellikle, 30 dakika-60 dakika yaşlandırma süresi geçişinde ikincil faz oranında ve boyutunda önemli bir artış meydana gelmektedir.

İzotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen östenit faz oranı ile ikincil faz oranı ve boyutu sonuçları incelendiğinde, yalnızca 1050 °C'de 1 saat çözme tavi uygulanan ve 950 °C'de 5 dakika yaşlandırılan numunede ikincil faz oluşumu görülmüştür. Elmer ve arkadaşları [98] tarafından yapılan çalışmada ikincil fazların 940 °C'ye kadar kararlı olduğu belirlenmiştir. Ayrıca çözme tavi sıcaklığı ve süresi ferrit-östenit dönüşümünü etkilemekte ve ikincil faz oluşum sıcaklığı uygulanan çözme tavi parametrelerine bağlı

olarak değişmektedir. Çözme tavlama sıcaklığının ve süresinin artışı, soğutma koşullarında ikincil faz oluşumunun daha düşük sıcaklıklara ötelenmesine neden olmuştur.

650 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemlerinde de çözme tavlama sıcaklığının ikincil faz oluşum sıcaklığı üzerindeki etkisi görülmüştür. 650 °C'de izotermal yaşlandırma koşullarında ikincil faz oluşumu gerçekleşirken, yaşlandırma koşullarında ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir. Böylece, ısıtma koşullarında ikincil faz oluşumu için gerekli olan sıcaklık değerinin, soğutma koşullarında oluşan ikincil fazın yapısını koruduğu sıcaklık değerinden daha yüksek olduğu belirlenmiştir.

650 °C'de gerçekleştirilen izotermal yaşlandırma koşullarında, yaşlandırma süresinin artışıyla birlikte ikincil fazların çözünme eğilimi gösterdiği ve çözme tavlama sıcaklığının artışıyla var olan çözünme eğiliminin azaldığı belirlenmiştir. Çözme tavlama sıcaklığının artmasının, soğutma koşullarında ikincil faz oluşum sahasının alt sıcaklık sınırını daha düşük sıcaklık değerlerine ötelediği belirlenmiştir. Bu sıcaklık değerinde ikincil fazların çözünme eğilimi göstermesinin nedeni daha düşük sıcaklıklarda oluşan  $\alpha'$  fazıdır.

Dupleks paslanmaz çeliklerde 500-550 °C civarındaki sıcaklık değerlerinde Cr bakımından zengin ve fakir olmak üzere 2 ayrı ferrit fazı ortaya çıkmaktadır [112]. Krom bakımından farklı bileşimlere sahip olan bu fazlar malzemenin darbe geçiş sıcaklığını yükselterek tokluk değerini düşürmekte ve korozyon özelliklerini olumsuz etkilemektedir [113], [114].

Cortie ve Jackson [100] dupleks paslanmaz çeliklerde  $\alpha'$  fazının oluşumu üzerine çalışmışlardır. Çözme tavlama sıcaklığının değişmesiyle birlikte  $\alpha'$  fazının oluşum sıcaklığının da değiştiği belirlenmiştir. Literatürde 500-550 °C civarındaki sıcaklıklarda oluştuğu söylenen fazın, çözme tavlama sıcaklığına bağlı olarak ferritin kararlılığının değişmesi nedeniyle oluşum sıcaklığının alt ya da üst sıcaklık değerlerine ötelenebileceği belirtilmiştir. Yapılan çalışmada daha düşük sıcaklıklarda uygulanan çözme tavlama ferritin kararlılığının azalması nedeniyle,  $\alpha'$  fazının 550 °C'den daha üst sıcaklık değerlerinde oluştuğu görülmüştür. Bu durum, 1050 °C'de çözme tavlama uygulanan ve 650 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerde oluşan ikincil faz boyutlarının ve oranlarının, 1100 °C ve 1150 °C'de çözme tavlama uygulanan ve 650 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerde oluşan ikincil faz boyutlarından ve oranlarından düşük

olmasını açıklamaktadır. 1050 °C'de uygulanan çözme tavında oluşan ferrit fazının kararlılığı düşüktür. Bu nedenle  $\alpha'$  fazının oluşum sıcaklığı yükselmiş ve 650 °C'de uygulanan izotermal yaşlandırma işleminde ikincil fazlar çözünme eğilimi göstermiştir. Deneysel çalışmalarda elde edilen bir diğer bulgu ise, ikincil fazların  $\alpha'$  fazının oluşumuna bağlı olarak çözünme eğilimi göstermesine karşın varlığını belli oranda koruduğudur.

650 °C'de ve 800 °C'de uygulanan yaşlandırma ısıl işlemlerinde, düşük yaşlandırma sürelerinde göreceli olarak ikincil faz tane boyutunun daha küçük olduğu görülmüştür. Literatürde benzer sıcaklıklarda yapılan çalışmalarda, ikincil faz oluşum sahasının düşük sıcaklık değerlerinde ve düşük yaşlandırma sürelerinde  $\chi$  fazının oluştuğu ve  $\chi$  fazının tane boyutunun küçük olduğu belirtilmiştir [96], [107]. 800 °C'de uygulanan yaşlandırma işlemlerinde ise bu küçük boyutlu fazların yaşlandırma süresiyle birlikte büyüdüğü ve  $\sigma$  fazını oluşturdukları belirlenmiştir [107].

Ayrıca 800 °C'de yaşlandırılan numunelerde 5, 10 ve 20 dakika yaşlandırma sürelerinde ikincil faz boyutunun önemli oranda değişmediği, 30 dakikalık yaşlandırma süresiyle birlikte faz miktarının ve boyutunun artmaya başladığı, 60 dakikalık yaşlandırma süresinde ise çok önemli artışların oluştuğu gözlemlenmiştir. Ruiz ve arkadaşları [99] tarafından yapılan çalışmada 700 °C'de farklı sürelerde yaşlandırma işlemi gerçekleştirilmiştir. Özellikle 30 dakika yaşlandırma süresinden itibaren ikincil faz oranındaki artışa bağlı olarak mekanik özelliklerin önemli oranda düşüş gösterdiği görülmüştür. Elde edilen sonuçlara ve literatür bulgularına bağlı olarak duplex paslanmaz çeliklerde ikincil faz miktarında 30 dakikadan itibaren önemli artışların gerçekleştiği belirlenmiştir.

950 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işleminde 800 °C'de gerçekleştirilen yaşlandırma işlemine göre daha büyük tane boyutuna sahip olan ikincil fazlar elde edilmiştir. İkincil faz oluşumu ( $\sigma$  fazı) 850 °C – 950 °C sıcaklık aralığında oldukça hızlıdır ve fazlar bu sıcaklık aralığında büyüme eğilimi taşır [35]. Bu nedenle 950 °C'de yaşlandırma işlemi ile elde edilen faz boyutları, 800 °C'de yaşlandırma işlemi ile elde edilen faz boyutlarından daha büyüktür.

Çizelge 6.9 Çözme tavi sonrası genel sertlik değerleri (Hv)

Çözme Tavi Süresi (Saat)	Soğutma Ortamı	Çözme Tavi Sıcaklığı (°C)		
		1050	1100	1150
1	Su	262,30	265,44	268,50
	Hava	259,77	263,12	264,58
	Fırın	258,32	255,36	253,84
2	Su	265,30	268,49	277,80
	Hava	263,95	265,99	274,90
	Fırın	255,80	257,79	263,31
4	Su	282,65	276,79	266,49
	Hava	279,36	274,65	263,95
	Fırın	258,30	253,84	238,17
8	Su	269,40	267,78	262,40
	Hava	266,40	266,45	260,12
	Fırın	254,30	248,03	243,18
10	Su	260,25	256,20	254,16
	Hava	258,45	253,60	251,36
	Fırın	250,15	240,42	255,58

Çizelge 6.10 Çözme tavlı sonrası ferrit ve östenit fazlarının sertlik değerleri (Hv)

Süre (Saat)	Soğutma Ortamı	Faz	Sıcaklık (°C)		
			1050	1100	1150
1	Su	Ferrit	214	218	226
		Östenit	184	182	179
	Hava	Ferrit	204	206	207
		Östenit	186	183	182
	Fırın	Ferrit	210	213	220
		Östenit	204	200	199
2	Su	Ferrit	210	222	230
		Östenit	186	184	184
	Hava	Ferrit	208	214	226
		Östenit	189	186	185
	Fırın	Ferrit	209	210	214
		Östenit	203	202	199
4	Su	Ferrit	214	224	234
		Östenit	179	177	175
	Hava	Ferrit	213	220	229
		Östenit	181	177	176
	Fırın	Ferrit	206	218	224
		Östenit	203	201	199
8	Su	Ferrit	218	237	241
		Östenit	197	190	188
	Hava	Ferrit	214	230	236
		Östenit	199	197	194
	Fırın	Ferrit	218	224	227
		Östenit	203	200	197
10	Su	Ferrit	234	246	255
		Östenit	176	174	173
	Hava	Ferrit	221	240	251
		Östenit	180	178	177
	Fırın	Ferrit	206	220	249
		Östenit	210	203	200

### 6.1.7 Sertlik Testi Sonuçları İncelenmesi

Numunelere uygulanan sertlik testlerinde Vickers yöntemi kullanılmış ve 10 g ve 300 g olmak üzere iki ayrı yük ile çalışılmıştır. 10 g yük ile ferrit ve östenit fazlarının sertlik değerlerinin belirlenmesi, 300 g yük ile de numunelerin genel sertlik değerlerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Çizelge 6.9'da çözme tavi uygulanan numunelerin genel sertlik değerleri verilmiştir.

Çözme tavi uygulanmış malzemelerin genel sertlik değerleri incelendiğinde, suda ve fırında soğutulmuş numunelerin sertlik değişimlerinde farklı karakterler elde edilmiştir. 1 saat çözme tavi uygulanmış ve suda soğutulmuş numunelerde çözme tavi sıcaklığının artmasıyla birlikte sertlik değeri de artmıştır. Bunun nedeni çözme tavi sıcaklığının artmasıyla birlikte ferrit fazının daha kararlı hale gelmesi ve ferrit oranının artmasıdır.

1 saat çözme tavi uygulanmış ve fırında soğutulmuş numunelerde ise çözme tavi sıcaklığı arttıkça sertlik değeri düşüş göstermiştir. Fırında soğutulan numunelerde dengeli soğuma nedeniyle ikincil fazlar oluşmuştur. Çözme tavi sıcaklığı arttıkça ferrit fazı daha kararlı hale geldiği için, dengeli soğuma ile elde edilen ikincil faz oranı azalmıştır. Bu nedenle fırında soğuyan numunelerde çözme tavi sıcaklığı arttıkça sertlik değeri azalmıştır.

2 saat çözme tavi uygulanan numunelerde de 1 saat çözme tavi uygulanan numunelere benzer sertlik değerleri elde edilmiştir. 2 saat çözme tavi uygulanmış numunelerde ferrit oranının artmasıyla nedeniyle sertlik değerleri 1 saat çözme tavi uygulanmış numunelerden daha yüksektir.

Daha yüksek çözme tavi sıcaklıklarında ise yeniden kristalleşme etkisi nedeniyle sertlik değerlerinde düşüş görülmüştür. 1050 °C'de uygulanan çözme tavidinde yeniden kristalleşme daha yüksek sürelerde gerçekleştiği için sertlik düşüşü daha geç gerçekleşmiştir. Ayrıca daha yüksek çözme tavi sıcaklıklarında yeniden kristalleşme sonrası tane büyümesi gerçekleştiği için sertlik düşüşü devam etmiştir.

Çizelge 6.10'da çözme tavi uygulanmış numunelerde östenit ve ferrit fazlarının sertlik değerleri görülmektedir. Çözme tavi sıcaklığı arttıkça ferrit sertliği artmaktadır. Çözme tavi sıcaklığının artmasıyla ferrit oranı ve ferrit kararlılığı artmaktadır. Bu nedenle ferrit

fazının sertliği de artmaktadır. Çözme tavlı süresinin de ferrit sertliği üzerinde benzer etkisi vardır. Süre arttıkça ferrit sertliği artmaktadır. Havada soğutulan numunelerin ferrit sertliğinde de suda soğutulan numunelerdeki ferrit sertliklerine yakın değerler elde edilmiştir. Daha önceki bölümlerde belirtildiği gibi numune boyutlarının küçük olması nedeniyle havada soğutulan numunelerde göreceli olarak yüksek bir soğuma hızına çıkmış ve suda soğutulan numunelere benzer özellikler ortaya çıkmıştır. Fırında soğutulan numunelerde, suda soğutulan numunelere göre daha düşük bir ferrit sertliği elde edilmiş, ferrit fazının kararlılığının artması nedeniyle çözme tavlı ve süresi arttıkça ferrit sertliği de artmıştır.

Östenit sertliği incelendiğinde ise genel olarak çözme tavlı ve süresi arttıkça östenit sertliğinin azaldığı görölmüştür. 4 saatlik çözme tavlı süresinden itibaren ise östenit sertlik değerlerinde bir dengesizlik meydana gelmiş ve oransal olmamakla birlikte bir artış elde edilmiştir. Bu durum özellikle fırında soğutulan numunelerde belirgin olarak ortaya çıkmıştır. Çözme tavlı ısl işlemleri sırasında 4 saatlik çözme tavlı süresinden itibaren numunelerde yeniden kristalleşme görölmüştür. Daha önce belirtildiği gibi yeniden kristalleşme nedeniyle oluşan eş eksenli taneler ferrit-östenit dönüşümünü tetiklemektedir. Bu numunelerde, yeniden kristalleşme sonrasında dengeli soğuma ile ferrit-östenit dönüşümü tetiklenmiş ve östenit sertliğinde artış meydana gelmiştir. Havada soğutulan numunelerde, ferrit sertlik değerlerine benzer olarak suda soğutulan numunelerde elde edilen sonuçlara yakın değerler elde edilmiştir.

Çizelge 6.11'de yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen ferrit ve östenit sertlikleri görölmektedir.

Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen ferrit ve östenit sertlikleri incelendiğinde çözme tavlı süresinin artmasıyla ferrit sertliğinin arttığı, östenit sertliğinin ise azaldığı görölmektedir. Çözme tavlı uygulanan ve 650 °C'de izotermal yaşlandırılan numunelerde ferrit sertliğinin yaşlandırma süresi ile birlikte arttığı ya da sabit kaldığı belirlenmiştir. Elde edilen bu sonuç, ikincil fazların artan yaşlandırma süresi ile birlikte çözünmesiyle tutarlı bir sonuçtur. İkincil fazların çözünmesi ile ferrit fazında kararlı olan alaşım elementleri ortaya çıkar ve bu alaşım elementlerinin ferrit içerisinde çözünmesiyle sertlik değerinde artış görölür.



Çizelge 6.11 Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen ferrit ve östenit sertlik değerleri (Hv)

1100	1050										Sıcaklık (°C)	
	10		1		10		1		1		Süre (Saat)	Çözme Tayı
	->		->		su		su		su			
	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Soğutma	Faz
179,3	208,6	254,5	233,0	237,0	190,5	181,8	232,8	181,4	201,5	5	650	
182,4	208,9	254,3	238,5	238,6	194,5	190,6	231,7	186,3	200,9	10		
193,2	209,1	252,1	242,1	237,4	201,3	205,3	231,9	194,8	201,1	20		
201,2	209,8	252,4	249,7	237,9	209,4	217,6	230,6	204,6	200,8	30		
211,9	210,9	250,1	264,3	236,2	218,8	232,2	230,2	213,0	200,8	60		
215,9	220,2	221,9	210,9	224,3	200,8	210,3	231,2	216,0	218,1	5	800	
216,8	219,3	224,3	208,3	227,8	198,3	215,6	230,6	216,8	216,5	10		
218,6	214,5	230,6	205,7	232,1	194,2	228,9	226,5	219,3	212,0	20		
220,6	211,9	245,2	198,4	244,5	191,3	237,5	223,9	220,1	209,6	30		
221,0	209,3	266,9	191,9	269,6	189,3	247,5	218,8	221,2	207,9	60		
220,1	219,3	201,3	232,8	202,3	227,5	221,9	231,6	224,1	217,3	5	950	
222,3	220,1	203,6	234,2	201,5	229,3	225,3	231,0	226,3	219,6	10		
224,1	223,1	202,4	240,1	201,4	232,6	229,4	230,9	229,9	221,4	20		
229,3	226,9	201,9	248,1	200,4	238,9	235,7	229,4	233,6	223,1	30		
232,6	230,1	201,4	253,4	201,1	249,8	242,2	228,6	237,0	224,1	60		

Çizelge 6.11 Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında elde edilen ferrit ve östenit sertlik değerleri (Hv) (devamı)

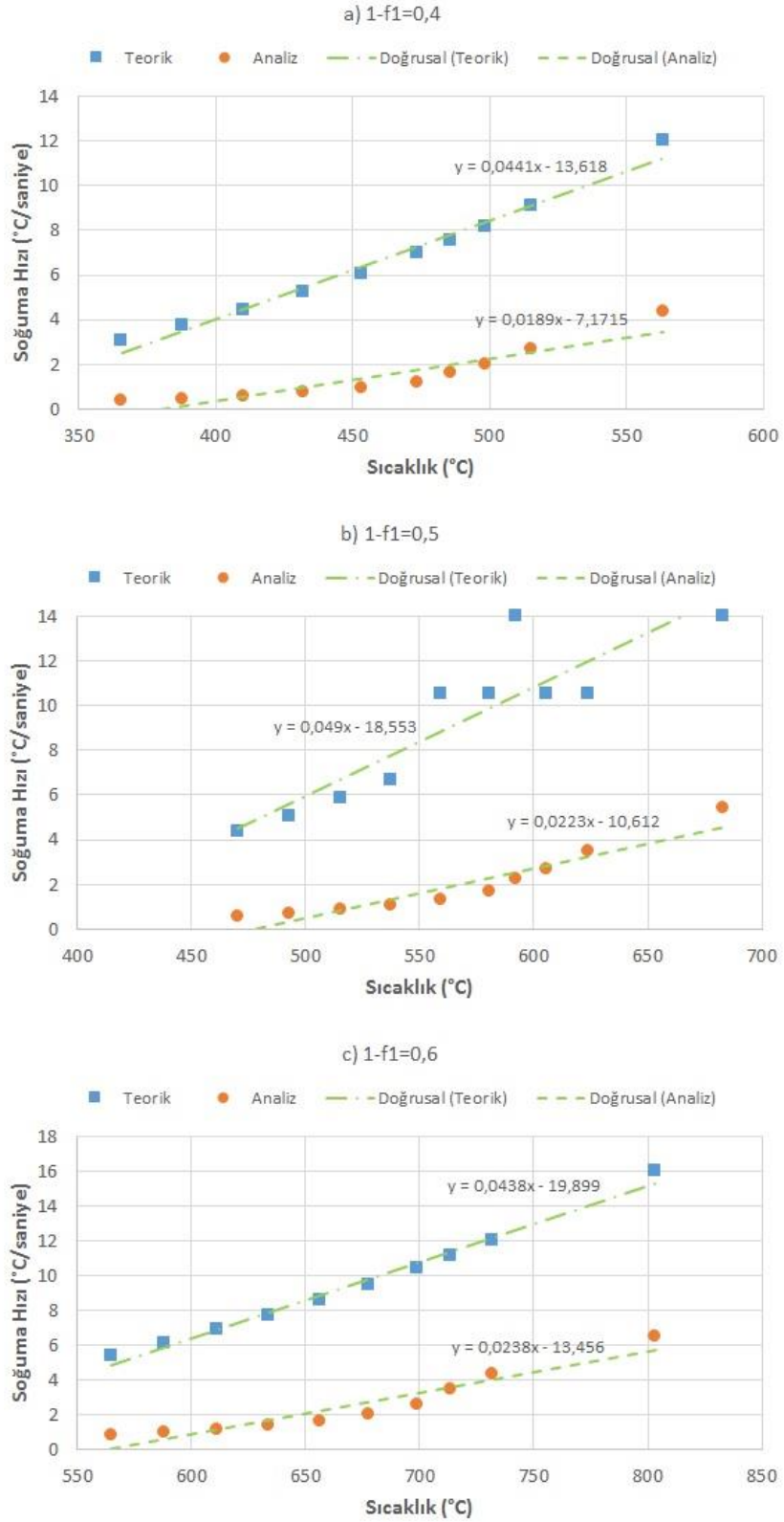
1150												1100											
10		1		10		1		10		1		10		1		10		1		10			
->		->		su		su		->		->		->		->		->		->		su			
Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit	Östenit	Ferrit		
250,1	240,1	230,6	197,2	177,2	249,3	176,3	216,3	252,1	238,3	234,3	194,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	179,1	241,3	
251,1	245,3	231,1	200,3	186,3	248,7	180,3	216,5	253,7	240,3	234,3	195,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	234,3	189,5	239,6	
252,7	249,5	232,6	201,6	199,3	250,1	190,2	217,0	251,3	246,3	235,4	203,6	235,4	235,4	235,4	235,4	235,4	235,4	235,4	235,4	235,4	203,9	240,0	
251,3	258,9	230,1	205,3	210,0	250,1	200,1	218,0	252,6	254,7	234,7	212,4	234,7	234,7	234,7	234,7	234,7	234,7	234,7	234,7	234,7	213,2	240,1	
250,9	270,1	231,8	211,1	226,3	249,8	209,8	218,6	249,3	268,9	236,9	222,9	236,9	236,9	236,9	236,9	236,9	236,9	236,9	236,9	236,9	230,4	239,3	
217,4	216,4	220,1	206,3	206,3	237,9	213,2	224,3	219,7	214,3	223,6	204,3	223,6	223,6	223,6	223,6	223,6	223,6	223,6	223,6	223,6	208,3	234,2	
220,1	214,1	224,1	202,1	209,0	235,1	215,9	221,4	222,1	209,2	226,3	199,8	226,3	226,3	226,3	226,3	226,3	226,3	226,3	226,3	226,3	210,3	233,2	
226,3	210,1	228,4	199,3	220,1	232,2	217,5	219,6	229,8	207,6	230,9	196,5	230,9	230,9	230,9	230,9	230,9	230,9	230,9	230,9	230,9	224,9	229,1	
239,4	205,4	238,1	195,7	226,5	228,8	219,6	213,6	243,2	201,5	241,7	193,5	241,7	241,7	241,7	241,7	241,7	241,7	241,7	241,7	241,7	230,3	226,7	
259,3	199,3	263,5	192,3	243,9	224,1	220,9	212,3	261,2	192,3	267,8	190,1	267,8	267,8	267,8	267,8	267,8	267,8	267,8	267,8	267,8	244,7	223,1	
198,6	238,9	199,5	233,6	217,8	236,1	218,7	221,4	199,3	236,9	201,3	229,6	201,3	201,3	201,3	201,3	201,3	201,3	201,3	201,3	201,3	219,3	234,0	
199,3	243,2	200,3	235,2	220,3	236,9	220,0	223,6	200,0	239,4	199,8	230,8	199,8	199,8	199,8	199,8	199,8	199,8	199,8	199,8	199,8	221,2	236,1	
200,0	246,3	200,3	237,0	222,4	237,9	222,1	228,9	199,1	243,1	200,3	234,4	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	223,9	237,6	
199,0	253,6	199,9	244,3	226,1	236,1	227,8	229,3	201,3	251,0	201,0	240,1	201,0	201,0	201,0	201,0	201,0	201,0	201,0	201,0	201,0	229,0	236,9	
200,1	261,4	200,3	250,1	231,0	236,4	230,1	232,1	200,3	258,2	200,3	251,5	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	200,3	232,6	235,4	

Suda soğutulan ve 800 °C'de yaşlandırılan numunelerde artan yaşlandırma süresi ile birlikte ferrit sertliği azalmakta, östenit sertliği ise artmaktadır. Bu sıcaklıkta uygulanan yaşlandırma işlemlerinde özellikle 30 dakikalık yaşlandırma süresi ile birlikte yoğun bir ikincil faz oluşumu belirlenmiştir. Sertlik değerleri incelendiğinde de 30 dakikalık yaşlandırma süresinden itibaren östenit sertliğinin önemli oranda arttığı görülmüştür. İkincil faz oluşumu sırasında ferrit, östenite ve ikincil fazlara parçalanmaktadır. Bu sırada alaşım elementlerinin yenide dağılımı ile östenit sertliğinde artış meydana gelmektedir. Bununla birlikte, yaşlandırma işleminden bağımsız olarak çözüme tavi sıcaklığının artmasıyla östenit sertliği bir miktar azalmıştır.

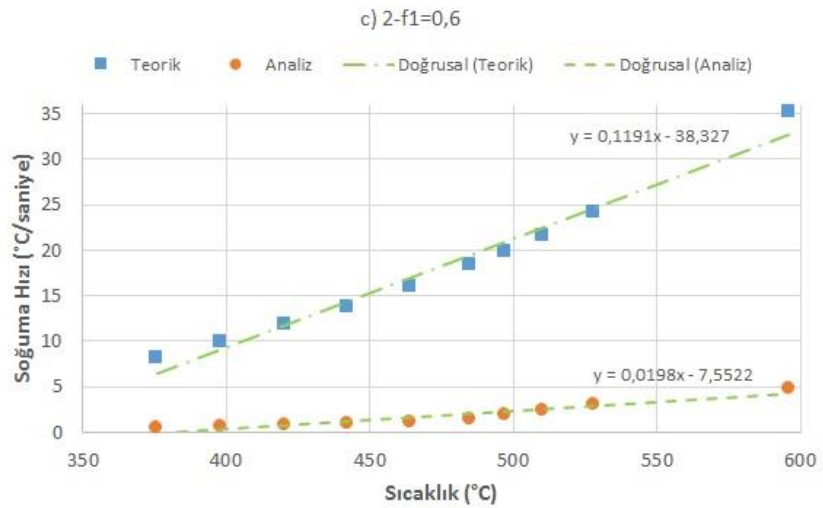
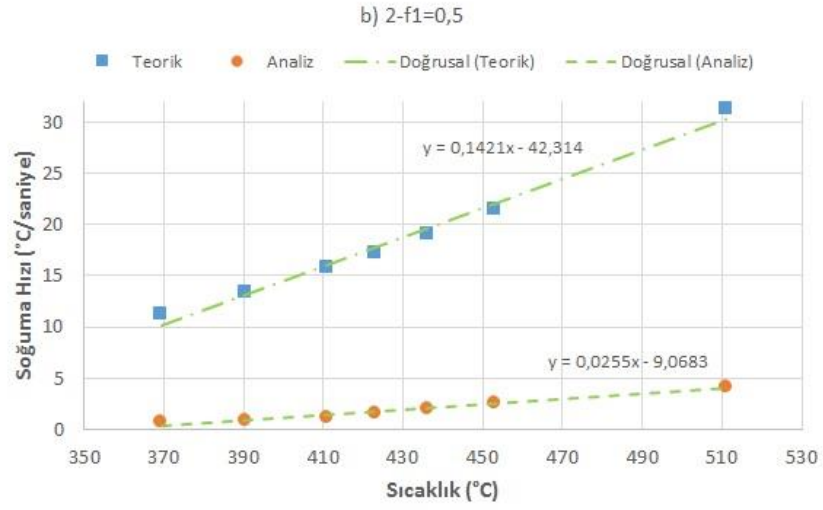
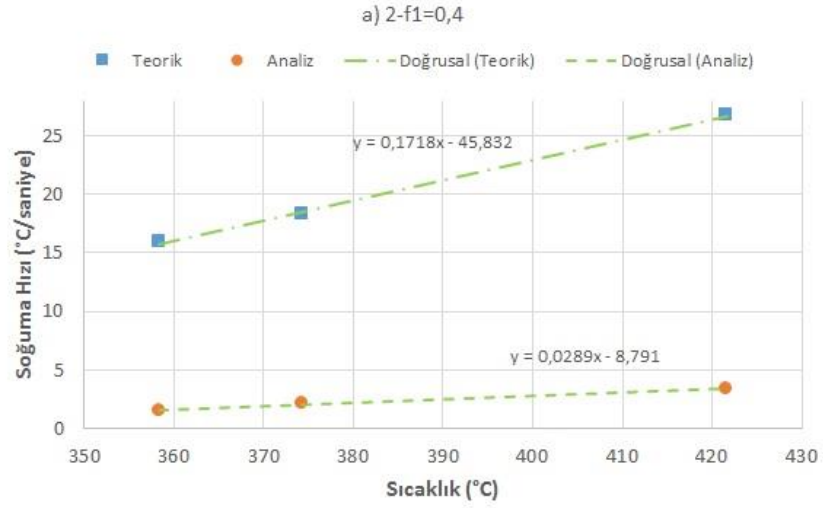
950 °C'de uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemleri sonucunda ise faz sertlik değerlerinde farklı sonuçlar elde edilmiştir. Suda soğutulan ve yaşlandırılan numunelerde ferrit ve östenit sertlikleri yaşlandırma süresi ile birlikte artış göstermiştir. Bu sıcaklık ikincil faz oluşum sahasının üst sıcaklık sınırına yakın bir değerdir. Bu nedenle bir miktar östenit-ferrit dönüşümü gerçekleşmiş, faz oranlarının değişimi ve alaşım elementlerinin yeniden dağılımı nedeniyle her iki fazın da sertliği artmıştır. İzotermal yaşlandırma koşullarında ise ferrit sertliğinin artan yaşlandırma süresi ile birlikte arttığı, östenit sertliğinin ise sabit kaldığı görülmektedir. Daha önceki bölümlerde belirtildiği gibi 950 °C yaşlandırma sıcaklığı, izotermal yaşlandırma koşullarında ikincil faz oluşumu için yeterli olmamıştır. Bu nedenle bu sıcaklıkta östenit sertliğinde bir değişim olmazken, alaşım elementlerinin dağılımına bağlı olarak ferrit sertliğinde bir miktar artış gerçekleşmiştir.

## 6.2 Modelleme Sonuçları

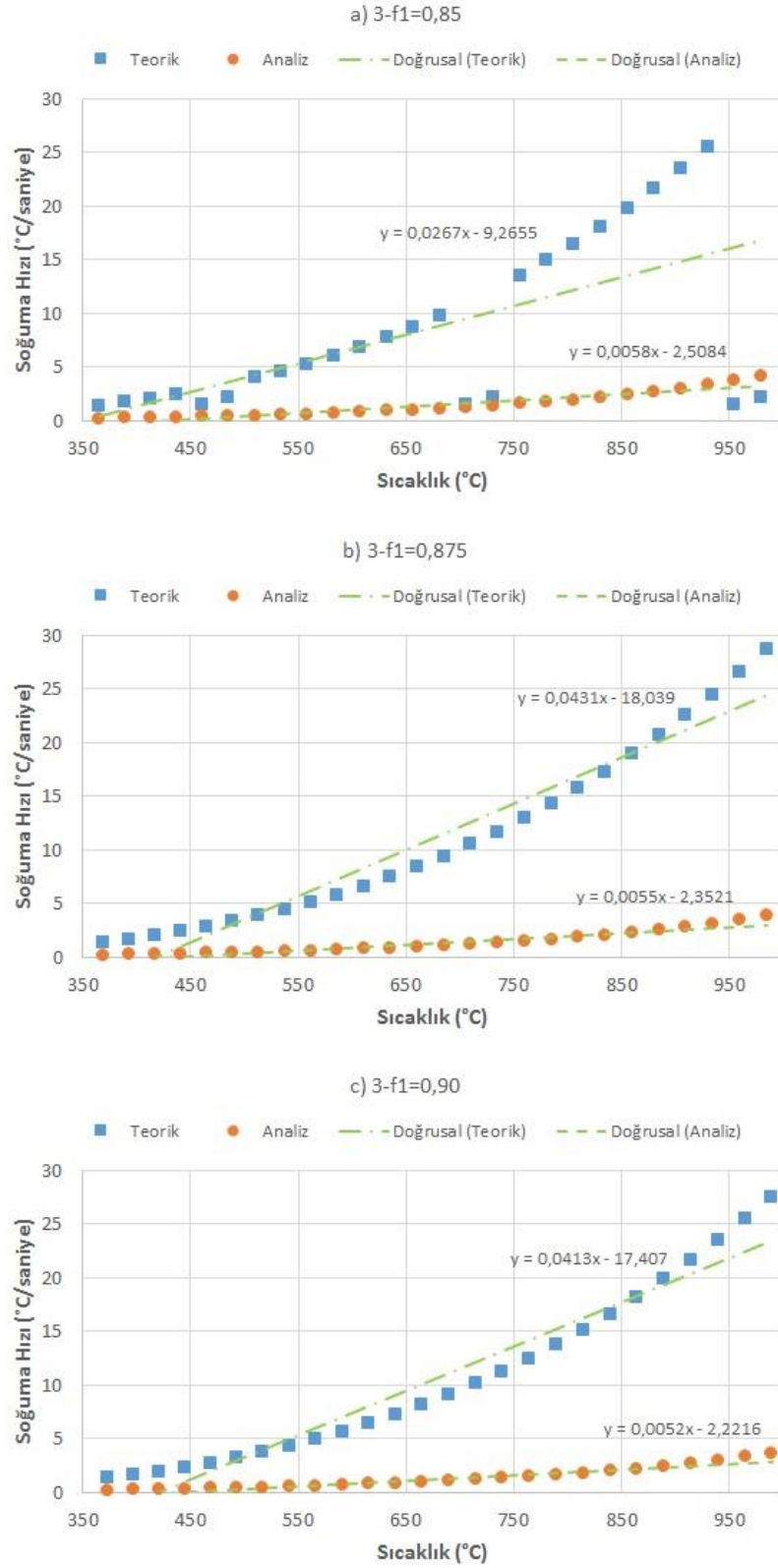
Deneysel çalışmalarda belirtildiği gibi TIG yöntemi ve özlü tel kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemleri için farklı ısı iletim verimliliği ( $f_1$ ) değerleri kullanılarak kaynak işlemlerinde ortaya çıkan güç değerleri belirlenmiştir. Bu değerler kullanılarak modelleme çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Modelleme çalışmalarında her 3 numune için de ikincil fazların oluştuğu 600 – 950 °C aralığındaki soğuma davranışları belirlenmiştir. Ayrıca, bu sıcaklık aralıkları için (Eşitlik 4.18) kullanılarak teorik soğuma oranları hesaplanmıştır.



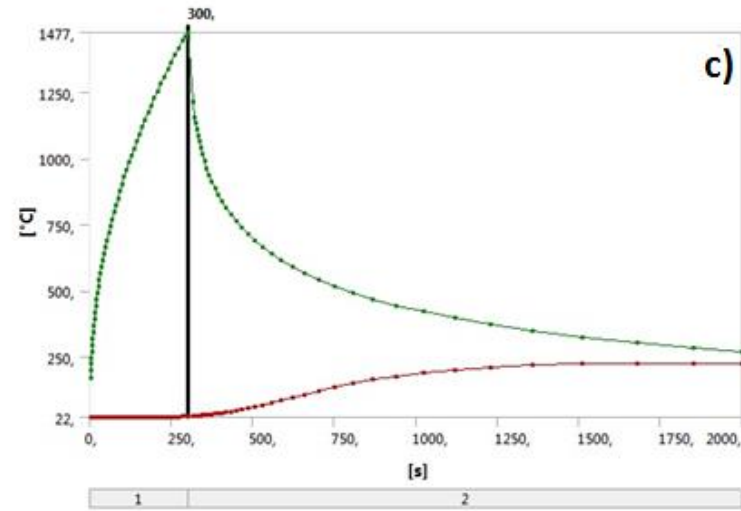
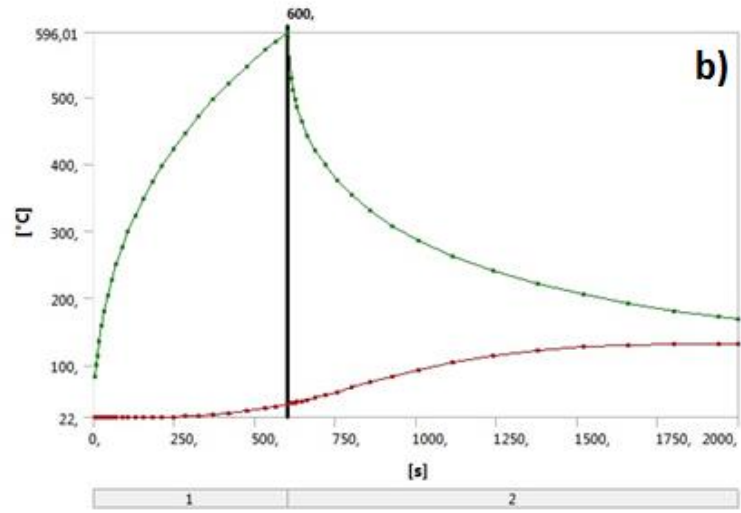
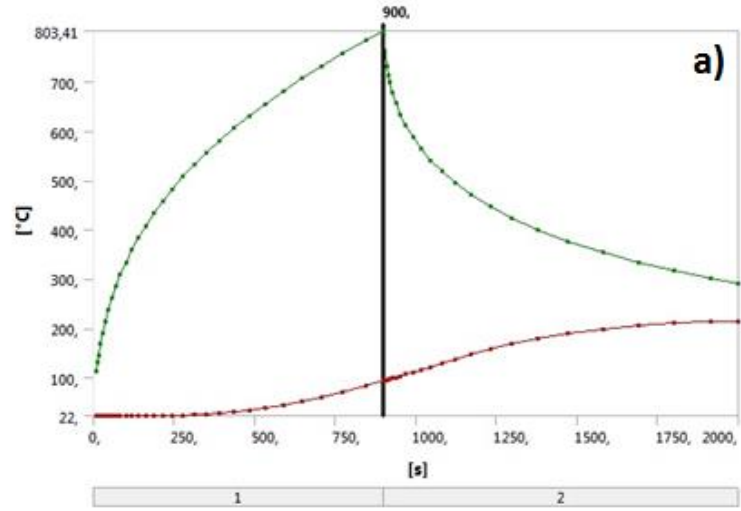
Şekil 6.55 1 numaralı numune için çeşitli  $f_1$  değerlerinde teorik soğuma değerleri ve analiz sonucunda elde edilen soğuma değerleri; a)  $f_1:0,40$ , b)  $f_1:0,50$ , c)  $f_1:0,60$ .



Şekil 6.56 2 numaralı numune için çeşitli  $f_1$  değerlerinde teorik soğuma değerleri ve analiz sonucunda elde edilen soğuma değerleri; a)  $f_1:0,40$ , b)  $f_1:0,50$ , c)  $f_1:0,60$ .



Şekil 6.57 3 numaralı numune için çeşitli  $f_1$  değerlerinde teorik soğuma değerleri ve analiz sonucunda elde edilen soğuma değerleri; a)  $f_1:0,80$ , b)  $f_1:0,85$ , c)  $f_1:0,90$ .



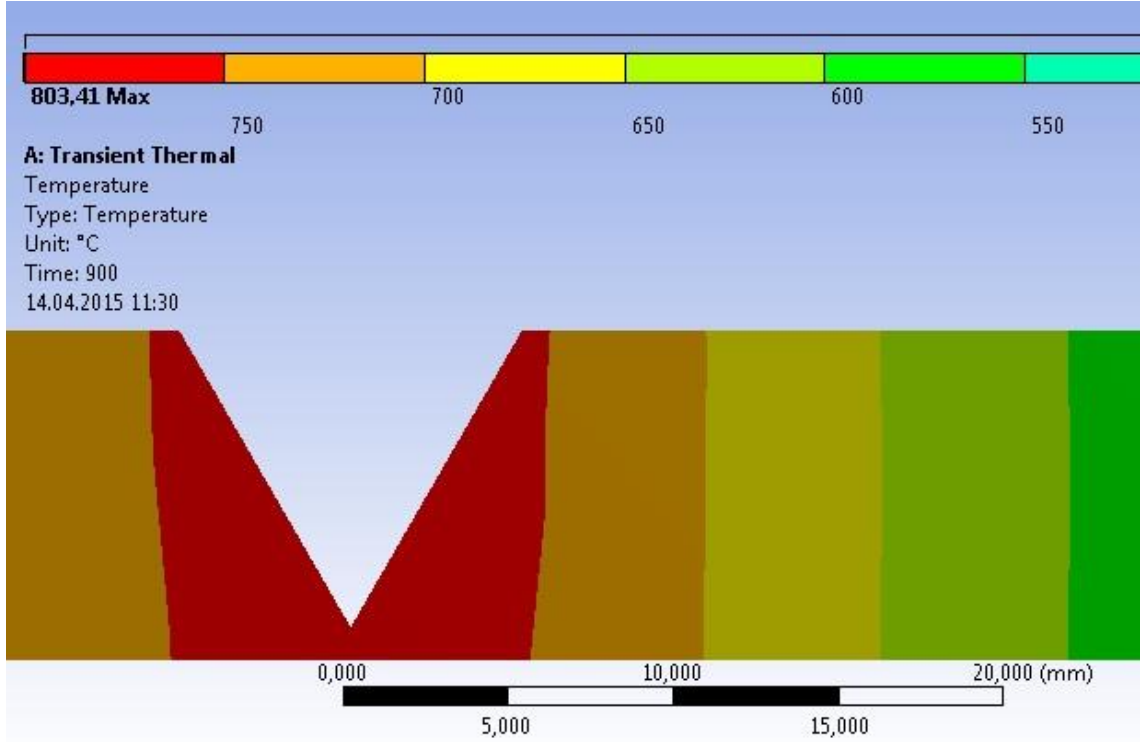
Şekil 6.58 Kaynak işlemlerinde zamana bağlı sıcaklık değişimi; a) 2,40 mm ilave tel TIG yöntemi, b) 2,00 mm ilave tel TIG yöntemi, c) Özlü tel.

Analiz sonucunda elde edilen soğuma davranışları ile teorik soğuma değerlerinin karşılaştırılması Şekil 6.55, Şekil 6.56 ve Şekil 6.57’de verilmiştir. Elde edilen sonuçlar karşılaştırılarak, gerçeğe en uygun analiz sonuçlarının elde edilmesini sağlayacak olan  $f_1$  değerleri belirlenmiştir.

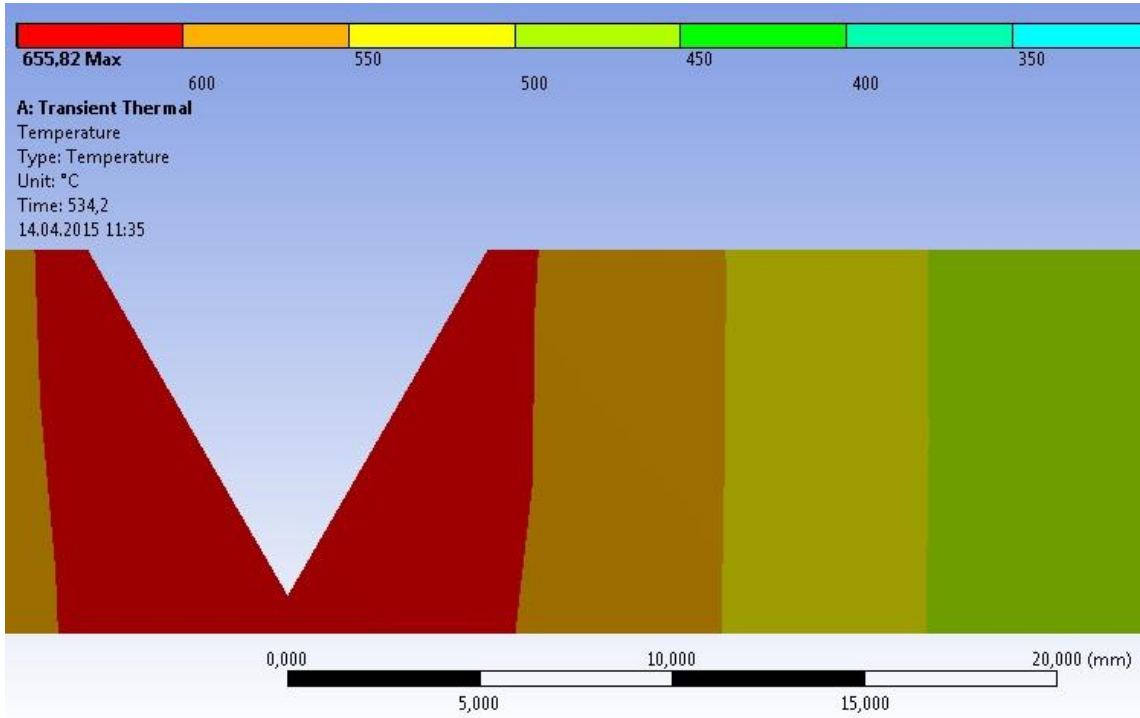
Teorik veriler ile analiz verilerinin kendi içerisindeki tutarlılığı ve yine bu verilerin kullanılmasıyla elde edilen doğrusal eğrinin eğiminin benzerliği incelendiğinde  $f_1$  değeri TIG kaynak işlemlerinde 0,60, özlü tel ile kaynak işleminde ise 0,90 olarak belirlenmiştir. Yazılımdan elde edilen analiz sonuçları da bu değerler için incelenmiştir. Bu değerler kullanılarak gerçekleştirilen analizlerde, malzemede elde edilen en yüksek ve en düşük sıcaklık değerlerinin değişimi Şekil 6.58’de verilmiştir. Sıcaklık değişimlerinin verildiği Şekil 6.58’de “1” numaralı bölgeler kaynak işleminin gerçekleştiği zaman dilimini, “2” numaralı bölge ise kaynak işlemi sonrasında malzemenin soğumaya bırakıldığı zaman dilimini temsil etmektedir. Kaynak işlemi parametrelerine ve analiz için seçilen  $f_1$  değerlerine bağlı olarak özlü tel ile kaynak işleminde 1477 °C gibi oldukça yüksek bir tepe sıcaklığı değerine ulaşılmıştır. TIG yöntemlerinde ise düşük ısı girdisi nedeniyle özlü tel ile kaynak işleminde elde edilen sıcaklık değerlerine kıyasla oldukça düşük sıcaklık değerleri elde edilmiştir.

Analiz için belirlenen ısı iletim verimliliği değerlerinin kullanılmasıyla, 2,40 mm kalınlığa sahip ilave tel kullanılarak TIG kaynağı ile birleştirilen numunede (Numune 1) 1800 W ısı girdisi oluşmuştur. Bu değer, iki arayüzey varlığı nedeniyle ikiye bölünmüş ve modelleme sırasında her iki arayüze 900 W ısı girdisi değeri tanımlanmıştır. Kaynak süresi 900 saniyedir. Analiz sonucuna göre kaynak işleminde IEAB’de elde edilen en yüksek sıcaklık değeri 803 °C’dir ve bu değer 900. saniyede elde edilmiştir. Analiz sonucunda 900. saniyede elde edilen ısı dağılımı Şekil 6.59’da görülmektedir. EN 1.4462 dupleks paslanmaz çelikte ikincil faz oluşum sıcaklık aralığının alt sınırının 650 °C olması nedeniyle, analizlerin yorumlanmasında bu sıcaklık değeri sınır değer olarak belirlenmiştir. Şekil 6.59’da görüldüğü gibi 900. saniyede 17 mm IEAB uzunluğunda 803 °C ile 650 °C arasında bir sıcaklık dağılımı elde edilmiştir.





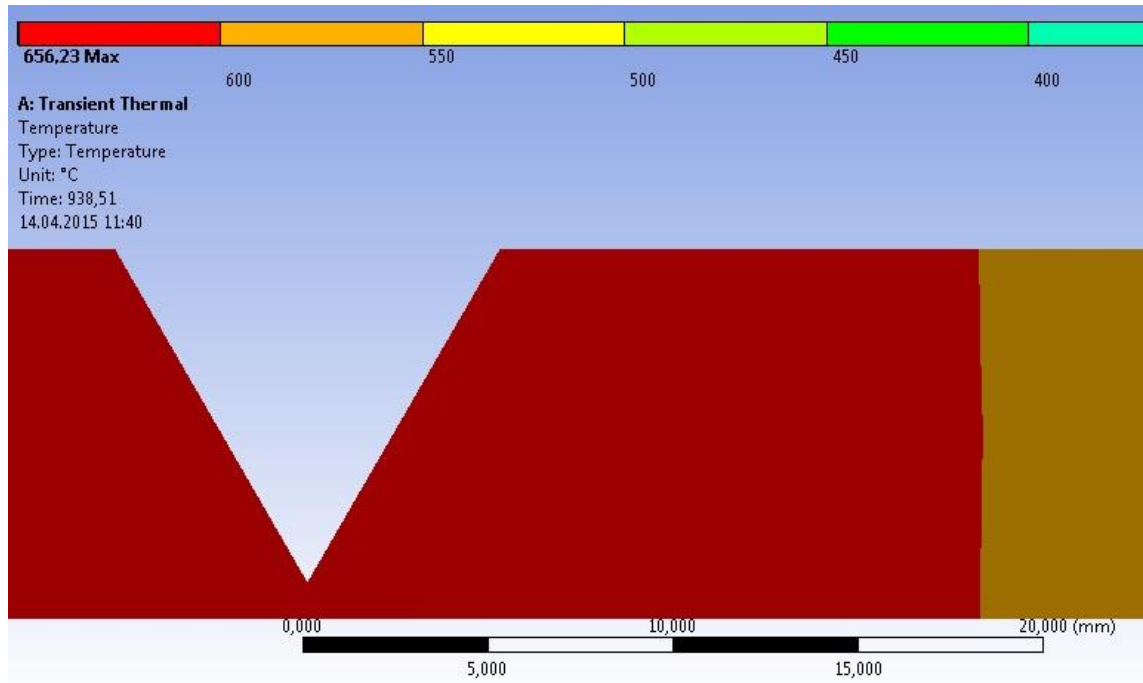
Şekil 6.59 1 numaralı numunedeki elde edilen en yüksek sıcaklık dağılımı



Şekil 6.60 1 numaralı numunedeki 534. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı

Kaynak işlemi sırasında IEAB'deki en yüksek sıcaklık değeri 534. saniyede ikincil faz oluşum sıcaklığının alt sınır değerine ulaşmakta ve 655 °C olmaktadır. Şekil 6.60'ta

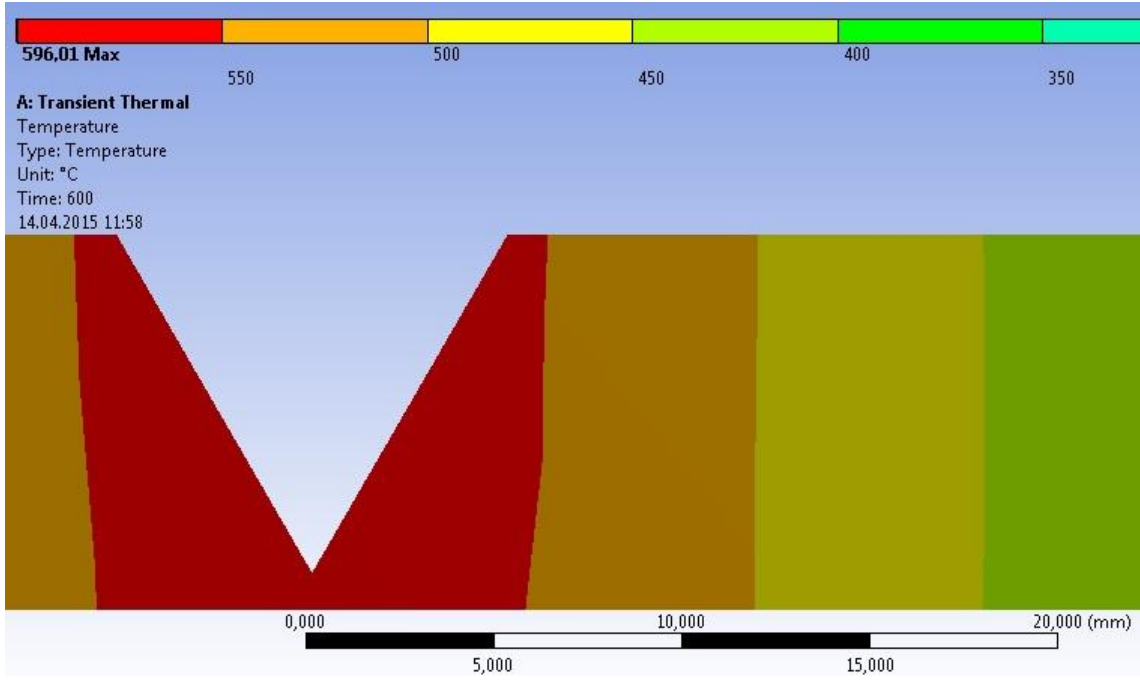
görüldüğü gibi 600 °C ile 655 °C arasında bir sıcaklık değerine sahip olan IEAB uzunluğu yaklaşık olarak 5 mm'dir. IEAB'ta en yüksek sıcaklık değeri 588. saniyede 681 °C'ye, 646. saniyede 706 °C'ye, 774. saniyede 757 °C'ye ve 844. saniyede 784 °C'ye yükselmiştir. Bu sürelerde IEAB'ta 650 °C üzerinde sıcaklık değerine sahip olan IEAB uzunluğu sırasıyla 3 mm, 6 mm, 10 mm ve 12 mm'dir. Şekil 6.61'de görüldüğü gibi 938. saniyede ise IEAB'taki en yüksek sıcaklık değeri 650 °C'nin altına düşmüştür. Elde edilen değerler incelendiğinde IEAB 404 saniye boyunca 655 °C ile 855 °C arasında bir sıcaklık değerine sahip olmaktadır. Bu süre boyunca IEAB'ta oluşan ortalama sıcaklık değeri 650 °C ile 700 °C arasındadır.



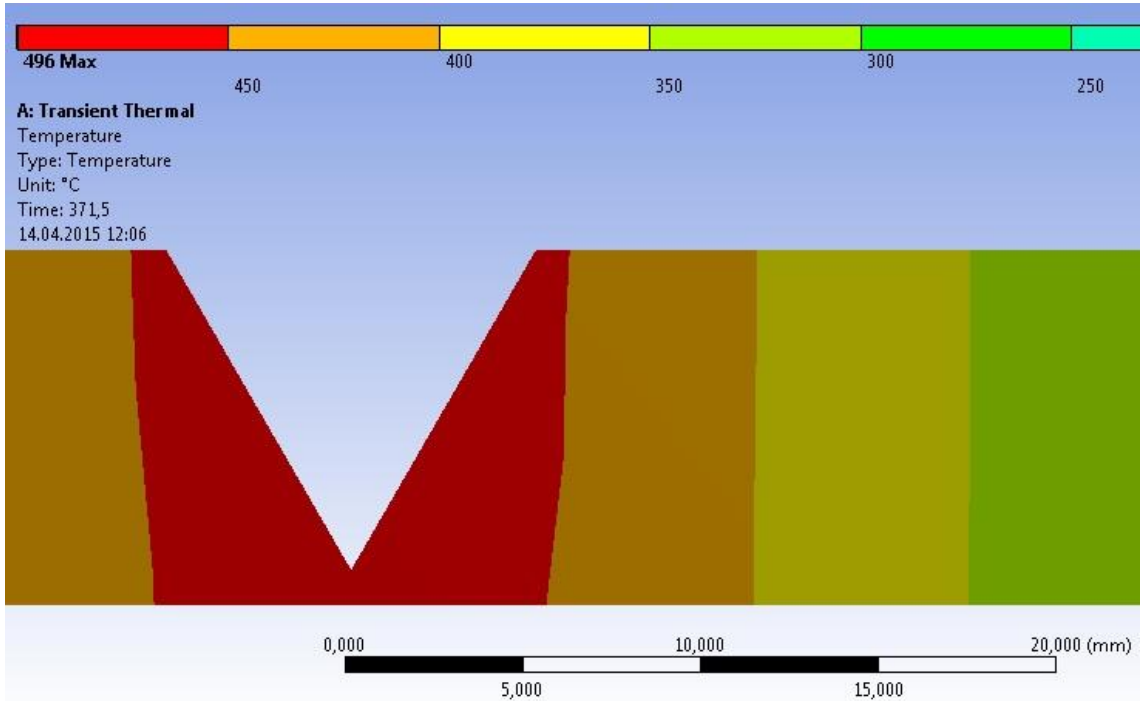
Şekil 6.61 1 numaralı numunedeki 938. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı

Analiz için belirlenen ısı iletim verimliliği değerlerinin kullanılmasıyla, 2,00 mm kalınlığa sahip ilave tel kullanılarak TIG kaynağı ile birleştirilen numunedeki (Numune 2) 1530 W ısı girdisi oluşmuştur. Bu değer, iki arayüzey varlığı nedeniyle ikiye bölünmüş ve modelleme sırasında her iki arayüzeye 765 W ısı girdisi değeri tanımlanmıştır. Kaynak süresi 600 saniyedir. Analiz sonucunda göre kaynak işleminde IEAB'de elde edilen en yüksek sıcaklık değeri 596 °C'dir ve bu değer 600. saniyede elde edilmiştir. Analiz sonucunda 600. saniyede elde edilen ısı dağılımı Şekil 6.62'de görülmektedir. Şekil 6.62

incelediğinde 600. saniyede IEAB’de yaklaşık olarak 6-7 mm uzunlukta 596 °C ile 550 °C arasında bir sıcaklık dağılımının oluştuğu görülmektedir.

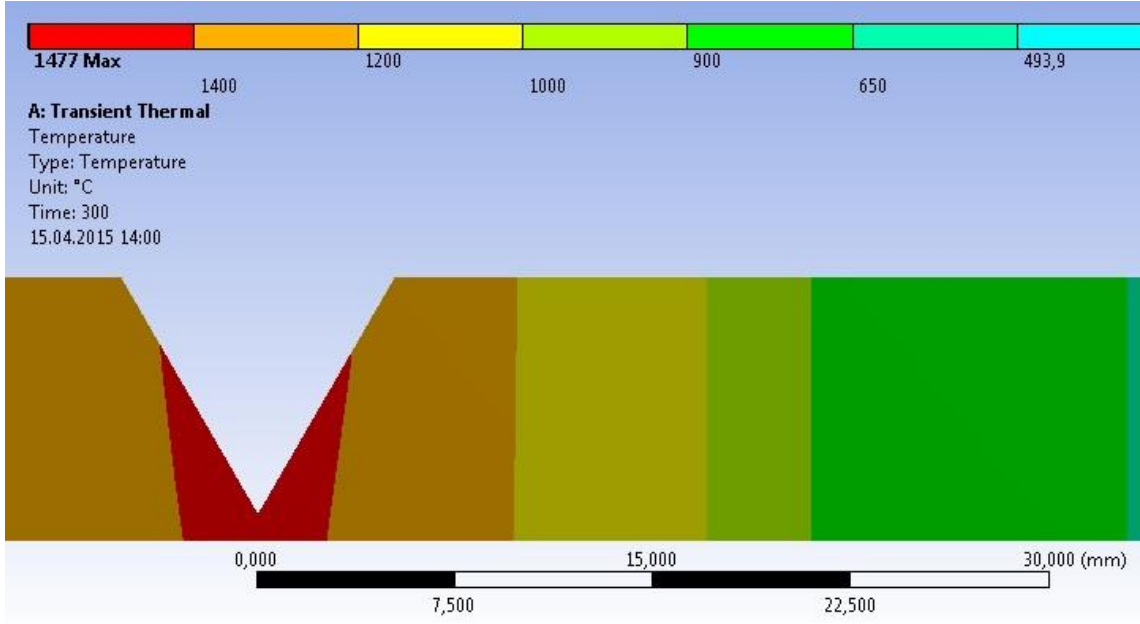


Şekil 6.62 2 numaralı numunede elde edilen en yüksek sıcaklık dağılımı

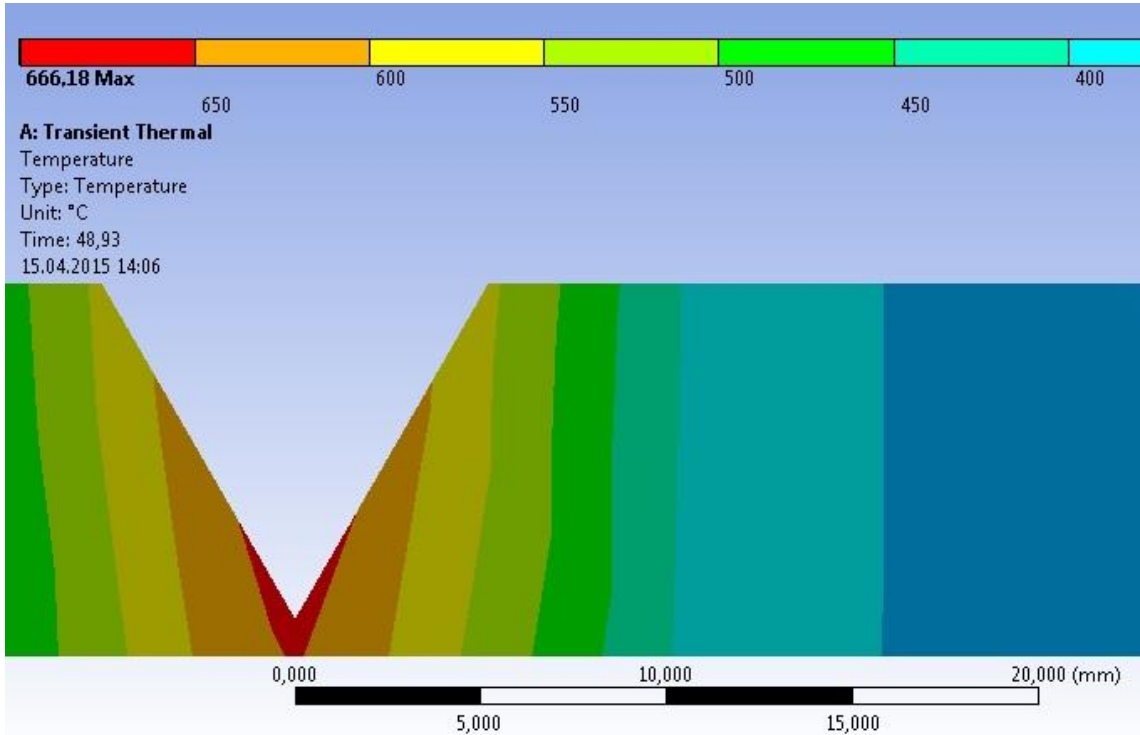


Şekil 6.63 2 numaralı numunede 371. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı





Şekil 6.65 3 numaralı numunede elde edilen en yüksek sıcaklık dağılımı



Şekil 6.66 3 numaralı numunede 48. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı

Kaynak işlemi sırasında 48. saniyede IEAB'de ortaya çıkan en yüksek sıcaklık değeri 666 °C'dir. 650 °C'nin üzerinde bir sıcaklığa maruz kalan IEAB oldukça dardır. 48. saniyede elde edilen sıcaklık dağılımı Şekil 6.66'da verilmiştir. Kaynak işleminin devam etmesiyle birlikte IEAB'de ortaya çıkan en yüksek sıcaklık değerleri artış göstermiş ve zamanla ikincil fazların çözüldüğü 950 °C-1000 °C sıcaklık aralığının üzerindeki değerlere yükselmiştir. Kaynak işlemi zamanına bağlı olarak IEAB'de oluşan sıcaklık dağılımı Çizelge 6.12'de verilmiştir.

Çizelge 6.12 3 numaralı numunede zamana bağlı sıcaklık dağılımı

Kaynak Zamanı (saniye)	Kaynak Dikişinden Uzaklık (mm)	Sıcaklık (°C)
86.	7,5-10	750-650
120.	7,5-15	880-650
136.	7,5-15	925-700
170.	7,5-20	900-700
208.	7,5-20	981-700
262.	7,5-30	1087-630
336.	12-34	1000-650
375.	0-22,5	914-650
419.	0-32	814-650
466.	0-28	739-650
507.	0-17,5	689-650

Çizelge 6.12'de ikincil faz oluşum sıcaklık aralığındaki sıcaklıklara maruz kalan IEAB belirlenmiştir. Kaynak dikişine yakın olan IEAB, ikincil faz oluşum sıcaklık aralığı değerlerinin üzerindeki sıcaklık değerlerine ulaşmıştır. Genel olarak incelendiğinde kaynak dikişinden 7,5 mm ile 15 mm uzaklıkta sıcaklık değeri işlem sırasında ikincil faz oluşum sıcaklık aralığının üst sınır değerlerine yükselmekte ve yaklaşık olarak 420

saniye süresince ikincil faz oluşum sıcaklık aralığındaki sıcaklık değerlerine maruz kalmaktadır. 420 saniye boyunca bu bölgede oluşan ortalama sıcaklık değeri 800 °C - 850 °C arasındadır.

1 numaralı numunede kaynak işlemi sırasında ve sonrasında oluşan sıcaklık dağılımı incelendiğinde, IEAB'nin ikincil faz oluşum sıcaklık aralığının (650 °C – 950 °C) alt sıcaklık değerlerine (650 °C – 700 °C) yaklaşık olarak 400 saniye süresince maruz kaldığı görülmüştür. 1050 °C'de 1 saat çözme tavlama uygulanan ve 650 °C'de yaşlandırılan numunelerin mikroyapıları incelendiğinde ise 5 dakika ve 10 dakika yaşlandırma sürelerinde ikincil fazların oluşmadığı belirlenmiştir. Isıl işlem deney verileri ve modelleme analiz sonuçları birlikte ele alındığında 2,40 mm ilave tel kullanılarak TIG yöntemi ile kaynak edilen numunede ikincil faz oluşumu beklenmemektedir.

2 numaralı numuneye ait olan analiz sonuçlarına göre kaynak işlemi ve sonrasında IEAB'nin ikincil faz oluşum sıcaklık aralığındaki sıcaklıklara maruz kalmadığı belirlenmiştir. Deneysel çalışmalar ve literatür çalışmaları incelendiğinde ikincil faz oluşumu için 650 °C üzerindeki sıcaklıkların gerekli olduğu görülmektedir. 2 numaralı numunenin analizinde elde edilen sıcaklık dağılımının bu değerlerin altında olması nedeniyle, kaynak işlemi sonrasında ikincil faz oluşumu beklenmemektedir.

3 numaralı numunenin analiz sonuçlarına göre kaynak işlemi sırasında IEAB'nin kaynak dikişine komşu kısımlarında ikincil faz oluşum sıcaklık aralığının üzerindeki sıcaklıklar ortaya çıkmıştır. Bu sıcaklık değerlerinde ikincil fazların çözünmesi ve soğuma sırasında ikincil faz oluşum sıcaklıklarının yeterli sürede etkilenmesi nedeniyle ikincil faz oluşumu beklenmemektedir. Kaynak dikişinden 7,5 – 15 mm uzaklıkta ise ikincil faz oluşum sıcaklık aralığının üst sıcaklık değerleri etkili olmuştur. Söz konusu uzunlukta yaklaşık olarak 420 saniye süresince ortalama 800 °C – 850 °C aralığındaki sıcaklık değerleri oluşmuştur.

1050 °C'de 1 saat çözme tavlama uygulanan, 800 °C'de 5 dakika ile 10 dakika süresince yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemleri uygulanan numunelerin mikroyapıları incelendiğinde ikincil fazların oluştuğu ve oluşan fazların  $\chi$  fazı bileşimine sahip olduğu belirlenmiştir. Özlü tel ile kaynak edilen numunede de kaynak dikişinden 7,5 – 15 mm uzaklıkta benzer koşulların oluştuğu görülmüştür. Bu nedenle, özlü tel ile kaynak edilen

numunede kaynak dikişinden 7,5 – 15 mm uzaklıkta ikincil faz oluşumu ( $\chi$  fazı) beklenmektedir.

### **6.3 Kaynak İşlemlerinin Karakterizasyonu**

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağı, ferrit- östenit dengesinin değişimi ve ikincil fazların oluşumu nedeniyle çeşitli sorunlar içermektedir. Kaynak işlemi sırasında ortaya çıkan yüksek ısı girdisi nedeniyle ferrit oranı artış göstermektedir. Ferrit oranının artmasıyla birlikte malzemenin dayanımı artmakta, tokluk ve genel korozyon dayanımı değerleri azalmaktadır [115], [116]. Bu nedenle dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında kullanılan işlem parametrelerinin malzeme özellikleri üzerindeki etkilerinin belirlenmesi büyük önem taşımaktadır.

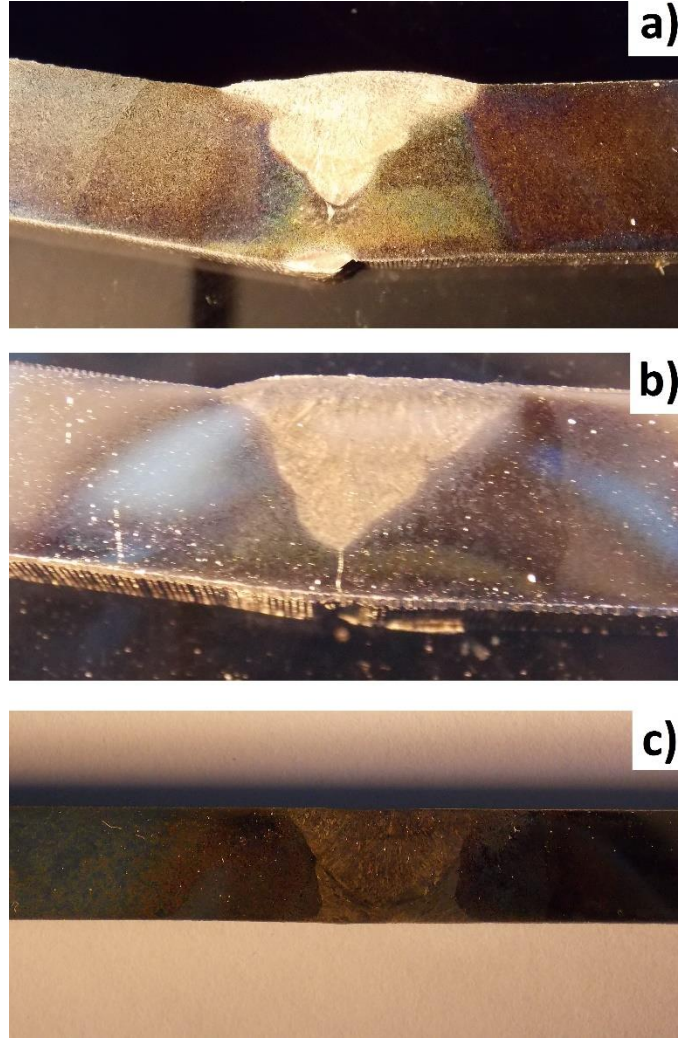
Deneysel çalışmalarda, TIG yöntemi ve özlü tel kullanılarak kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. İşlem parametrelerinin malzeme özellikleri üzerindeki etkisi mikroyapı incelemeleri ve mekanik testler yardımıyla belirlenmiştir.

#### **6.3.1 Kaynak İşlemlerinin Mikroyapı Karakterizasyonu**

Şekil 6.67’de kaynaklı numunelerin makroyapıları görülmektedir. İki farklı kalınlıkta ilave malzeme kullanılarak TIG yöntemi ile kaynak edilen numunelerde tam bir nüfuziyet sağlanamadığı görülmektedir (Şekil 6.67a ve 6.67b). Özlü tel kullanılarak kaynak edilen numunede ise tam bir nüfuziyet elde edilmiştir (Şekil 6.67c). TIG yönteminde Ar gazı koruyucu atmosfer sağlanması amacıyla kullanılmıştır. Özlü tel ile gerçekleştirilen kaynak işleminde ise kaynak dikişini aktive edici özellik taşıyan CO<sub>2</sub> gazı kullanılmıştır [117], [118]. CO<sub>2</sub> gazının kullanılmasıyla birlikte nüfuziyet derinliği artmış ve TIG yöntemine göre daha başarılı bir birleştirme sağlanmıştır.

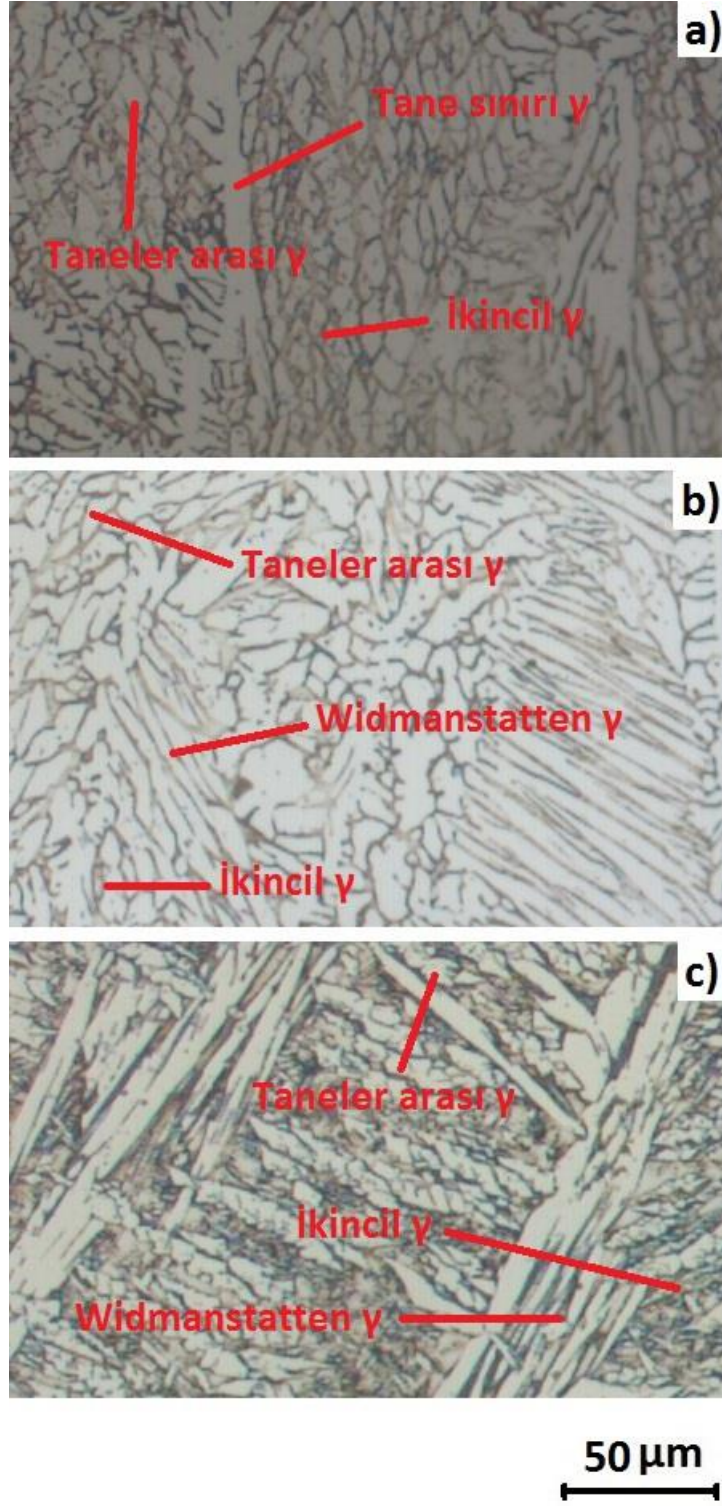
Şekil 6.67a ve 6.67b incelendiğinde ise kalın ilave tel kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işleminde numunenin, ince tel kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemindeki numuneye göre daha fazla çarpıldığı görülmektedir. Kalın ilave tel kullanımı ile birlikte kaynak işlemi sırasında malzeme daha yüksek bir ısı girdisi olmuş ve bu nedenle malzemedede daha yüksek oranda bir çarpılma gerçekleşmiştir.





Şekil 6.67 Kaynaklı numunelerin makroyapısı a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.

Şekil 6.68’de kaynak edilen numunelerin kaynak dikişi mikroyapıları görülmektedir. Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında ortaya çıkan dikiş mikroyapısında koyu bölgeler  $\delta$ -ferrit fazı, beyaz bölgeler ise  $\gamma$  fazıdır. Dikişin katılaşması sırasında sıvı fazdan oluşan katı faz  $\delta$ -ferritidir. Katılaşma sırasında oluşan  $\delta$ -ferritinin soğuması sırasında bu fazdan  $\gamma$  fazı oluşur. Kaynak işlemi sırasında oluşan ısı girdisi, alaşım durumu, kullanılan ilave tel bileşimi ve uygulanan paso sayısına bağlı olarak 4 farklı  $\gamma$  fazı oluşur. Bu  $\gamma$  fazları; tane sınırı  $\gamma$  fazı, Widmanstätten  $\gamma$  fazı, taneler arası  $\gamma$  fazı ve ikincil  $\gamma$  fazıdır.  $\delta$ -ferritin soğuması sırasında ilk oluşan  $\gamma$  fazı, tane sınırı  $\gamma$  fazı olarak adlandırılır. Malzeme yapısında en yüksek enerjili bölgelerin  $\delta$ -ferrit fazının tane sınırları olmasıyla nedeniyle  $\gamma$  fazı bu bölgelerde oluşur.



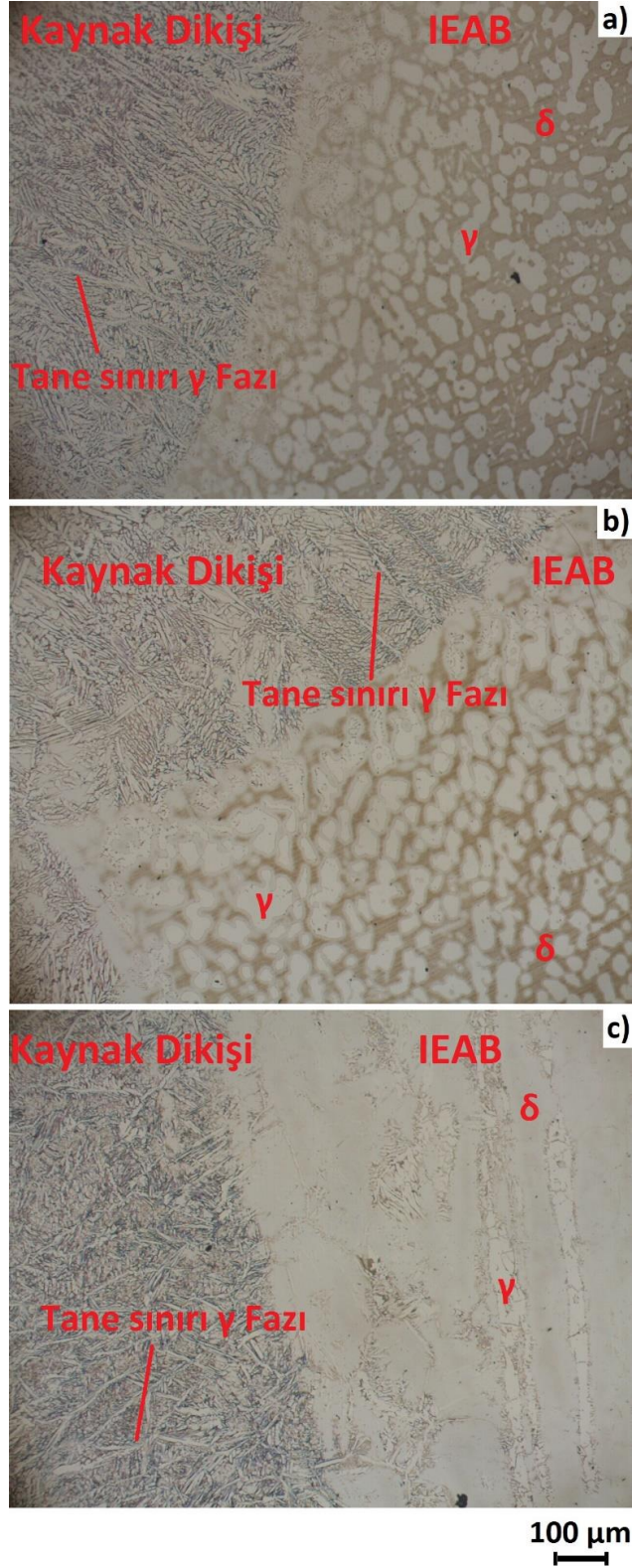
Şekil 6.68 Kaynak edilmiş numunelerin kaynak dikişi mikroyapıları a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.

Widmanstatten  $\gamma$  fazı, tane sınırında oluşan  $\gamma$ 'dan oluşur ve faz, tane içine doğru düzgün bir açı ile büyür. Bu fazların oluşumu sırasında ferrit taneleri arasında yüksek Ni içeriğine bağlı olarak taneler arası  $\gamma$  fazı oluşur. Çok pasolu kaynak işlemlerinde ise ortaya çıkan ısıl çevrimlere bağlı olarak ikincil  $\gamma$  oluşumu görülür [119], [120].

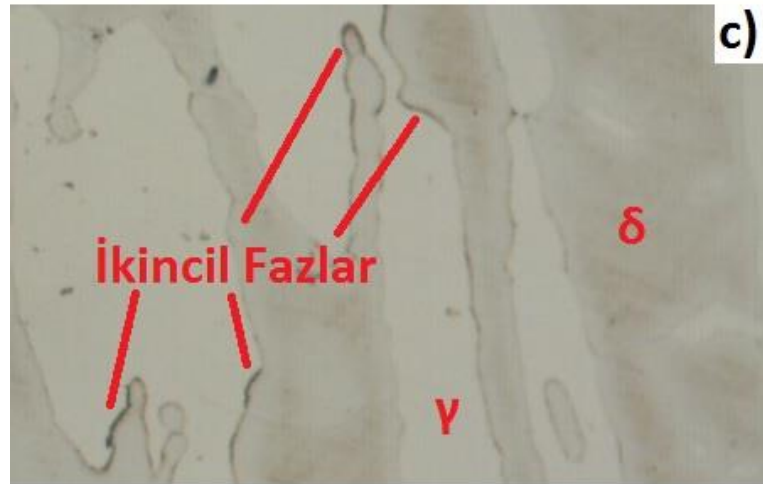
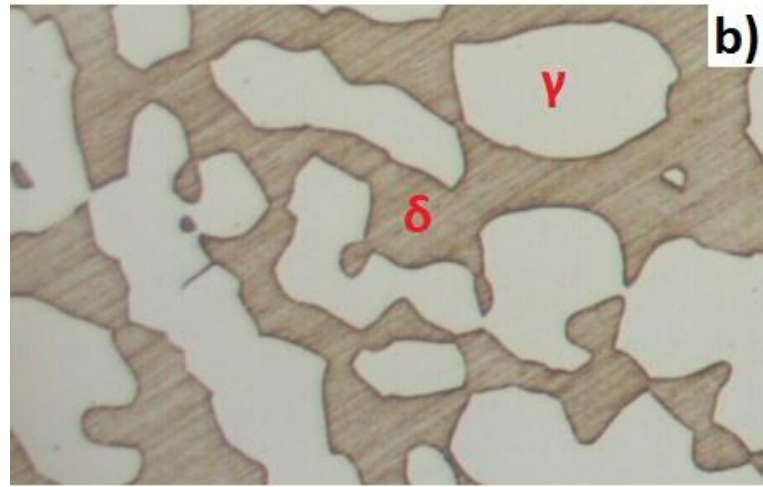
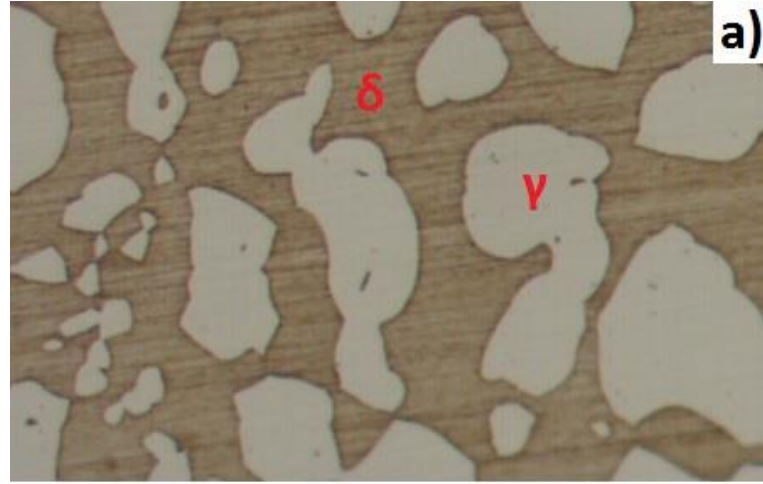
Şekil 6.68 incelendiğinde, her üç numune için de farklı  $\gamma$  fazlarının oluştuğu görülmektedir. TIG yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmelerde  $\delta$  taneleri arasında oluşan  $\gamma$  fazlarının daha büyük tane boyutuna sahip olduğu görülmektedir (Şekil 6.68a ve 6.68b). Özlü tel ile gerçekleştirilen kaynak işleminde ise yüksek ısı girdisine bağlı olarak Widmanstatten  $\gamma$  fazının yoğun olarak oluştuğu ve büyüdüğü belirlenmiştir (Şekil 6.68c). Her üç numunenin kaynak dikişinde de ikincil faz oluşumu görülmemiştir.

Şekil 6.69'da IEAB'nin (Isı Etkisi Altındaki Bölge) kaynak dikişine yakın olan kısmı görülmektedir. Özlü tel kullanılarak kaynak edilen numunede IEAB'de ortaya çıkan tane boyutu (Şekil 6.69a), TIG yöntemi kullanılarak kaynak edilen numunelerde (Şekil 6.69a ve 6.69b) IEAB'de oluşan tane boyutuna göre daha fazladır. Ayrıca, özlü tel kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işleminde malzemeye etkileyen ısının daha fazla olması nedeniyle dikiş-IEAB arayüzeyinde oldukça geniş bir yayılım bölgesi oluşmuştur. Şekil 6.69a'da görüldüğü gibi daha kalın ilave malzeme kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işleminde yüksek ısı girdisi nedeniyle, ince ilave malzeme kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemine göre IEAB'de daha büyük bir tane yapısı elde edilmiştir. Modelleme çalışmalarında elde edilen sonuçlara uygun olarak her üç malzemede de kaynak dikişine yakın olan IEAB'de ikincil faz oluşumu belirlenmemiştir.

Şekil 6.70'de kaynak edilmiş numunelerde, ana malzemeye komşu IEAB'nin mikroyapıları verilmiştir. TIG yöntemi kullanılarak kaynak edilen numunelerde benzer mikroyapılar elde edilmiş (Şekil 6.70a ve 6.70b) ve ikincil faz oluşumu görülmemiştir. Özlü tel kullanılarak kaynak edilen numunede ise ana malzemeye komşu IEAB'de (Şekil 6.70c) ikincil faz oluşumu belirlenmiştir.



Şekil 6.69 Kaynaklı numunelerin kaynak dikişine komşu IEAB mikroyapıları a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.

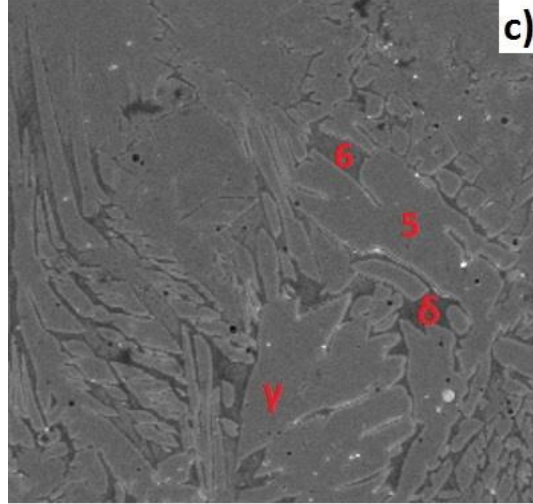
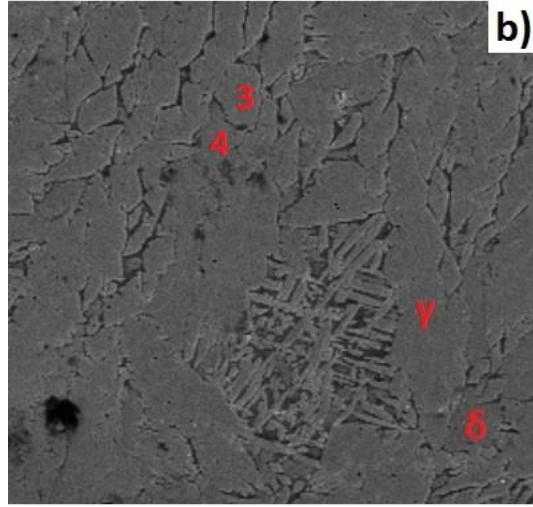
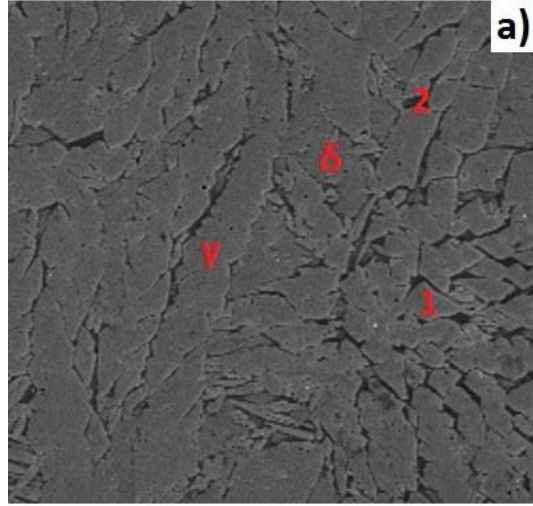


50  $\mu\text{m}$

Şekil 6.70 Kaynaklı numunelerin ana malzemeye komşu IEAB mikroyapıları a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.

ANSYS yazılımı kullanılarak gerçekleştirilen sonlu elemanlar yöntemi ile modelleme çalışmalarına göre TIG yöntemi kullanılarak kaynak edilen numunelerde ana malzemeye yakın IEAB'de ikincil faz oluşum sıcaklıklarının altında sıcaklıklar etkili olmuş ve her iki numunede de benzer sıcaklık dağılımları oluşmuştur. Bu bölgede ortaya çıkan sıcaklık dağılımının ikincil faz oluşumu için yeterli olmaması nedeniyle ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir. Özlü tel kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işlemi için sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen modelleme çalışmalarında ise IEAB'de ikincil faz oluşum sıcaklıklarına ulaşıldığı belirlenmiştir. Kaynak dikişine komşu bölgelerde ise sıcaklık değerinin belirli bir süre ikincil fazların çözündüğü sıcaklık değerlerine yükseldiği görülmüştür. Özellikle, IEAB'nin ana malzemeye komşu bölgelerinde 800 °C – 850 °C sıcaklık değerlerinin etkin olduğu belirlenmiştir. Modelleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar ısı işlem deney sonuçları ile birlikte yorumlanmıştır. IEAB'nin kaynak dikişine komşu bölgelerinde, ikincil faz oluşum sıcaklıklarına çıkılmasına karşın, sıcaklığın daha yüksek değerlere ulaşarak ikincil fazların çözündüğü sıcaklıklara yükselmesi ve malzemenin soğuması sırasında ikincil faz oluşum sıcaklıklarının yeterli süre etkin olamaması nedeniyle ikincil faz oluşumu beklenmemektedir. IEAB'nin ana malzemeye komşu bölgelerinde ise ikincil faz oluşumu için en etkin sıcaklık aralığı olan 800 °C – 850 °C sıcaklık değerlerinin etkin olması nedeniyle ikincil faz oluşumu beklenmektedir. Şekil 6.70c incelendiğinde sonlu elemanlar yöntemi ile gerçekleştirilen modelleme sonuçlarının, ısı işlem verileriyle birlikte yorumlanması sonucu ortaya konan yaklaşımın gerçekleştiği görülmektedir.  $\delta$ - $\gamma$  arayüzeyinde, çözme tavı sıcaklıklarında ısı işlem görmüş ve 800 °C'de 5 dakika ile 10 dakika yaşlandırılmış numunelerde elde edilen sonuçlara benzer sonuçlar elde edilmiştir.

Şekil 6.71'de kaynak edilen numunelerin SEM görüntüsü verilmiştir. Işık mikroskobu ile elde edilen görüntülerde olduğu gibi kaynak dikişinde herhangi bir ikincil faz oluşumu görülmemektedir. Şekil 6.71'de numaralandırılmış olarak verilmiş olan noktaların EDS analizleri ise Çizelge 6.13'te verilmiştir.



50  $\mu$ m

Şekil 6.71 Kaynak dikişi SEM görüntüsü a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.

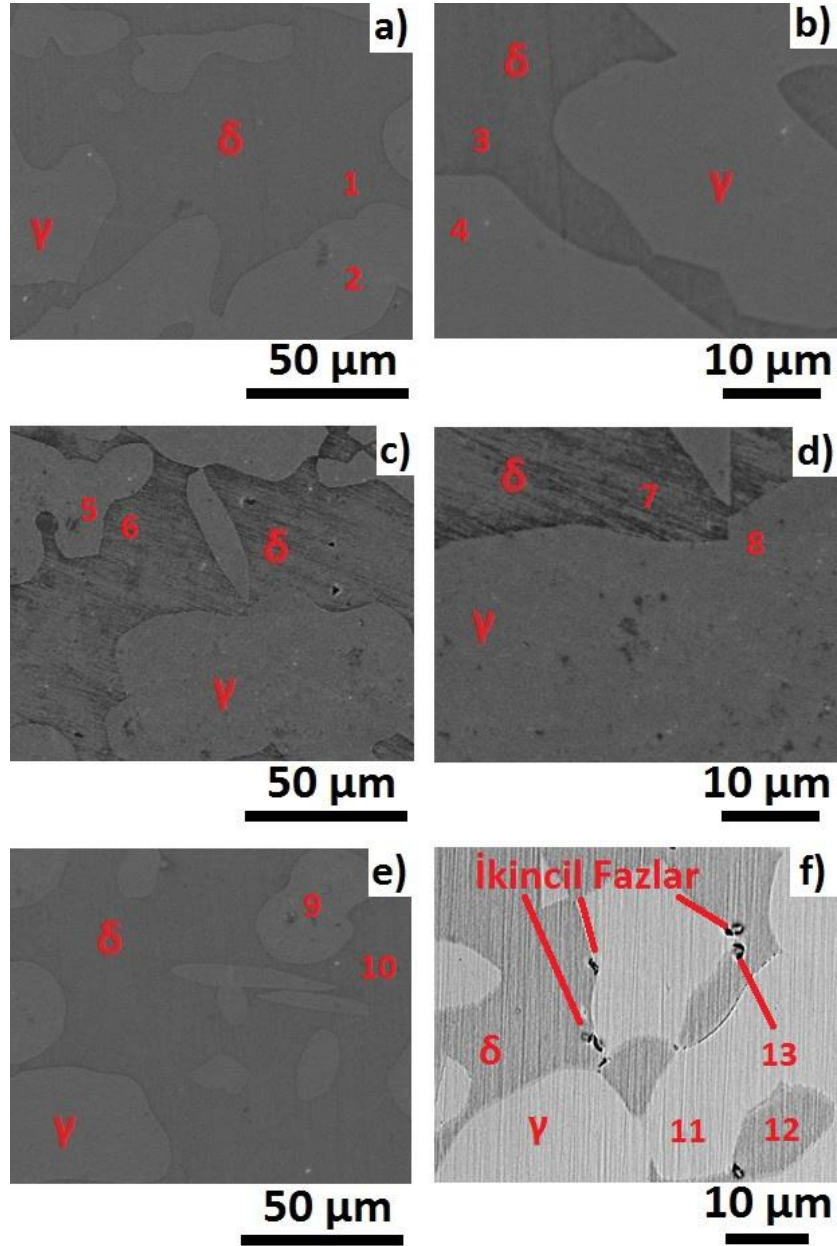
Çizelge 6.13 Şekil 6.71’de verilen noktaların EDS analizi sonuçları

Numune	Nokta	Element (%)				
		Cr	Ni	Mo	Mn	Fe
TIG (2,40 mm)	1	23,501	4,868	4,724	1,728	Kalan
	2	22,054	5,391	2,471	1,338	Kalan
TIG (2,00 mm)	3	21,064	6,050	3,162	2,336	Kalan
	4	23,963	4,427	3,579	1,372	Kalan
Özlü Tel	5	22,835	8,453	3,229	1,007	Kalan
	6	24,934	5,165	5,387	1,610	Kalan

1, 4 ve 6 numaralı analizlerde ferrit fazını kararlı hale getiren alaşım elementlerinin oranının 2, 3 ve 5 numaralı analizlerdekine göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Aynı zamanda bu noktaların analizlerinde östenit fazını kararlı hale getiren alaşım elementlerinin oranının da düşük olduğu görülmektedir. 1, 4 ve 6 noktaları ferrit; 2, 3 ve 5 noktaları ise östenittir. Kaynak parametreleri incelendiğinde özlü tel kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işleminde her iki TIG yöntemine göre de malzemede oldukça yüksek bir ısı girdisinin olduğu belirtilmişti. Ayrıca daha kalın bir ilave tel kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işleminde, ince ilave tel kullanılarak gerçekleştirilen kaynak işleminden daha yüksek bir ısı girdisi ortaya çıkmıştı. Elde edilen bu bulgular kaynak dikişindeki element dağılımında da etkisini göstermiştir. TIG yöntemi ile kaynak edilen her iki numunede de benzer analizler elde edilmesine rağmen, kalın ilave malzeme ile kaynak edilen malzemelerin kaynak dikişinde oluşan ferrit fazı içerisindeki ferrit kararlaştırıcı alaşım elementlerinin (Cr, Mo) oranı daha yüksektir. Ayrıca, özlü tel ile kaynak edilen malzemelerin kaynak dikişinde oluşan ferrit fazında Cr ve Mo, östenit fazında ise Ni oranları TIG yöntemi ile kaynak edilen her iki numuneye göre oldukça yüksektir. Yüksek ısı girdisi nedeniyle kaynak dikişinin soğuması gecikmiş ve ferrit ile östenit fazlarında kararlı halde bulunan alaşım elementleri, yayılım için yeterli süreye sahip olarak kararlı oldukları fazlara yayılmışlardır. Bu nedenle özlü tel ile kaynak



işleminde ferrit ve östenit fazları arasındaki alaşım elementi dağılımı oldukça farklılaşmıştır.



Şekil 6.72 IEAB SEM görüntüsü; a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numunenin kaynak dikişine komşu IEAB görüntüsü, a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numunenin ana malzemeye komşu IEAB görüntüsü c) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numunenin kaynak dikişine komşu IEAB görüntüsü, d) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numunenin ana malzemeye komşu IEAB görüntüsü e) Özlü tel ile kaynak edilmiş numunenin kaynak dikişine komşu IEAB görüntüsü, f) Özlü tel ile kaynak edilmiş numunenin ana malzemeye komşu IEAB görüntüsü.

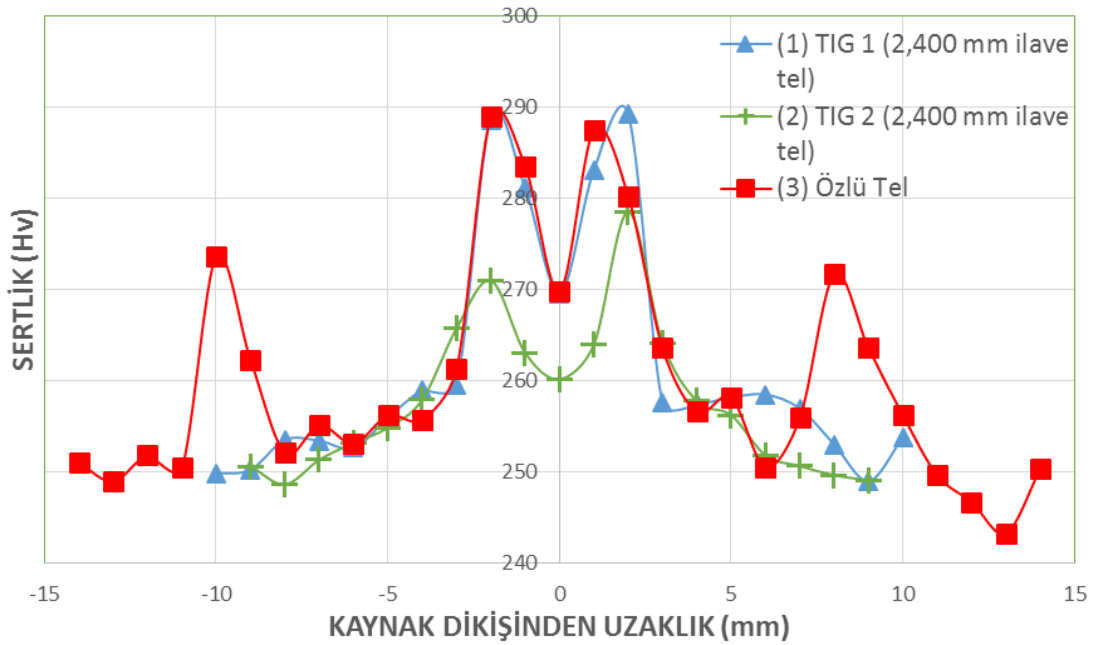
Şekil 6.72’de kaynak edilen numunelerin IEAB’leri görülmektedir. Üç numunede de kaynak dikişine komşu IEAB’de ikincil faz oluşumu görülmemiştir. Ana malzemeye yakın IEAB’de ise TIG yöntemi ile kaynak edilen her iki numunede de benzer mikroyapılar elde edilmiştir. Özlü tel ile kaynak edilen numunede ise yüksek ısı girdisi nedeniyle ana malzemeye yakın olan IEAB’de ikincil faz oluşumu belirlenmiştir. Işık mikroskobu ile elde edilen bulgular, Şekil 6.72’de görüldüğü gibi SEM incelemeleri ile de desteklenmektedir. Şekil 6.72’de verilmiş olan noktaların analizi Çizelge 6.14’te verilmiştir.

Çizelge 6.14 Şekil 6.72’de verilen noktaların EDS analizi sonuçları

Numune	Nokta	Element (%)				
		Cr	Ni	Mo	Mn	Fe
TIG (2,40 mm)	1	24,807	7,011	3,934	-	Kalan
	2	23,178	7,328	4,507	1,367	Kalan
	3	23,775	7,207	4,407	0,887	Kalan
	4	22,391	8,422	3,213	1,423	Kalan
TIG (2,00 mm)	5	21,019	8,359	2,230	2,258	Kalan
	6	22,523	7,383	3,748	0,725	Kalan
	7	24,828	3,440	4,897	1,428	Kalan
	8	21,823	7,187	2,636	1,443	Kalan
Özlü Tel	9	22,373	7,198	2,755	1,474	Kalan
	10	27,051	6,255	4,436	1,799	Kalan
	11	21,540	6,286	3,302	0,880	Kalan
	12	24,126	2,801	4,868	1,890	Kalan
	13	26,853	3,107	9,783	-	Kalan

TIG yöntemi kullanılarak 2,40 mm kalınlığındaki ilave tel ile kaynak edilen numunede hem kaynak dikişine yakın hem de ana malzemeye yakın IEAB’de oluşan ferrit ve

östenit fazları arasında benzer bir element dağılımı elde edilmiştir. Ferrit fazlarının içerdiği Cr ve Mo oranları, östenit fazlarının ise içerdiği Ni ve Mn görece daha yüksektir. kaynak dikişine yakın IEAB'lerde ferrit ve östenit fazları arasında yakın bir element dağılımı ortaya çıkmıştır. TIG yöntemi kullanılarak 2,00 mm kalınlığa sahip ilave tel ile kaynak edilen numunede ise ana malzemeye yakın IEAB'de oluşan ferrit fazının bileşimi hem bu bölgede oluşan östenit fazından hem de kaynak dikişine yakın IEAB'de oluşan ferrit fazından oldukça farklıdır. Bu bölgede oluşan ferrit fazının Cr oranı yüksek Ni oranı ise oldukça düşüktür.



Şekil 6.73 Kaynak edilen numunelerin kaynak dikişinden ana malzemeye doğru sertlik dağılımları

Özlü tel ile kaynak edilen numunede ise TIG yöntemi ile kaynak edilen numunelere göre, ferrit ve östenit fazlarında oldukça farklı bir alaşım elementi dağılımı elde edilmiştir. Özlü tel ile kaynak işleminde kullanılan yüksek akım ve gerilim nedeniyle oluşan yüksek ısı girdisi IEAB'de de etkili olmuştur. Yüksek ısı girdisi ile kaynak dikişine komşu IEAB'de ferrit fazının Cr ve Mo, östenit fazının ise Ni oranı yükselmiştir. Ana malzemeye komşu IEAB'de ise ikincil faz oluşumu nedeniyle ferrit ve östenit fazlarının bileşiminde farklılık görülmüştür. Östenit fazında Ni oranı, ferrit fazında ise Cr ve Ni oranlarında belirgin bir azalma gerçekleşmiştir. İkincil faz ise Cr, Ni ve Mo içermektedir.

Literatürde yapılan çalışmalar ile karşılaştırıldığında ana malzemeye komşu IEAB'de ortaya çıkan ikincil fazların  $\chi$  ve  $\sigma$  fazları arasında bir bileşime sahip olduğu belirlenmiştir [121].

### 6.3.2 Sertlik Testi Sonuçlarının İncelenmesi

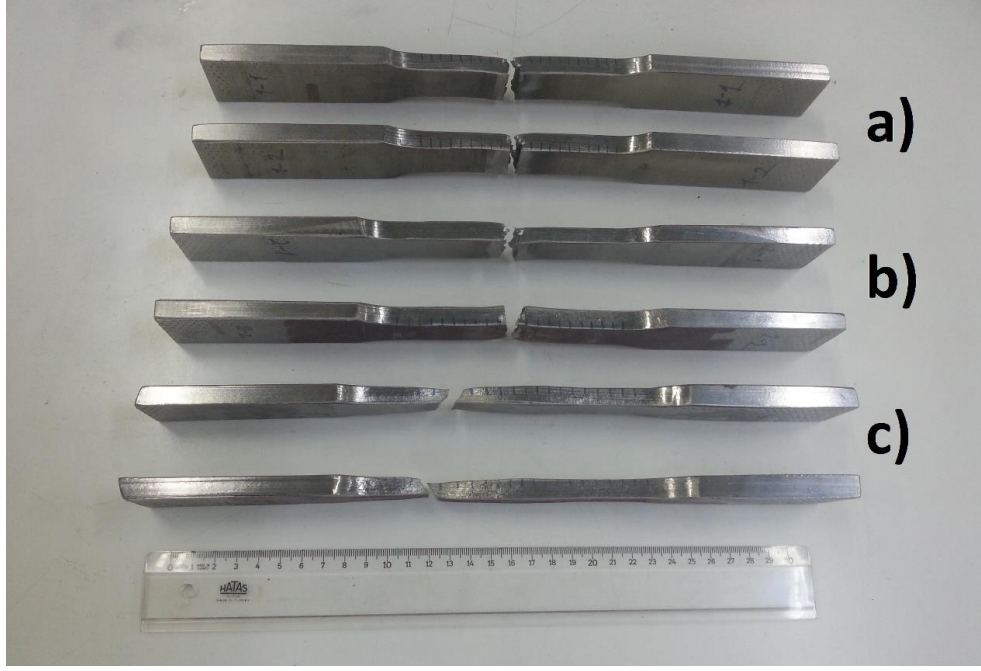
İki farklı ilave tel kullanılarak TIG yöntemi ve özlü tel kullanılarak kaynak edilen numunelerin kaynak dikişinden ana malzemeye doğru elde edilen sertlik dağılımları Şekil 6.73'te verilmiştir.

Kalın ilave tel kullanılarak TIG yöntemi ile kaynak edilen malzemedeki (1) ve özlü tel kullanılarak kaynak edilen malzemedeki (3) kaynak dikişinde ve kaynak dikişine komşu IEAB'de benzer sertlik dağılımları elde edilmiştir. Her iki malzemenin kaynak dikişi merkezinde ortalama 270 Hv sertlik değeri ortaya çıkmıştır. İnce ilave tel kullanılarak TIG yöntemi ile kaynak edilen malzemenin (2) kaynak dikişi merkezinde ise 260 Hv sertlik elde edilmiştir. Kaynak dikişi merkezinden IEAB'ye geçişte yönlü katılma nedeniyle sertlik değerleri yükselmiştir. (1) ve (3) numaralı numunelerde yönü katılma ile ilgili olarak 285 – 290 Hv arasında sertlik değerleri elde edilirken, (2) numaralı numunede yönlü katılma ile ilgili olarak 270 Hv sertlik değeri elde edilmiştir. (1) ve (3) numaralı numunelerde kaynak işlemi sırasında oluşan ısı girdisi, (2) numaralı numuneye göre daha yüksektir. Isı girdisine bağlı olarak kaynak dikişinin katılma sırasında ortaya çıkan soğuma koşulları daha ince taneli dikiş yapısının oluşmasına neden olmuş ve sertlik değerleri yükselmiştir.

IEAB'de oluşan sertlik değerleri incelendiğinde her iki TIG yönteminde benzer sertlik dağılımları elde edilmiştir. Genel olarak kaynak dikişinden ana malzemeye doğru sertliğin azaldığı görülmektedir. Özlü tel ile kaynak edilen numunede ise kaynak dikişinden 7-10 mm arasındaki uzaklıkta sertlik değerlerinin yükseldiği görülmektedir. Modelleme sonuçları ve kaynak edilen parçaların mikroyapı incelemelerinde sertlik artışının görüldüğü bölgelerde ikincil faz oluşumu belirlenmiştir. Sertlik artışının gerçekleşmesinin nedeni ikincil faz oluşumudur. Sertlik incelemeleri sonucunda elde edilen bulgular modelleme çalışmaları ve mikroyapı incelemeleri ile uyum göstermektedir.

### 6.3.3 Çekme Testi Sonuçlarının İncelenmesi

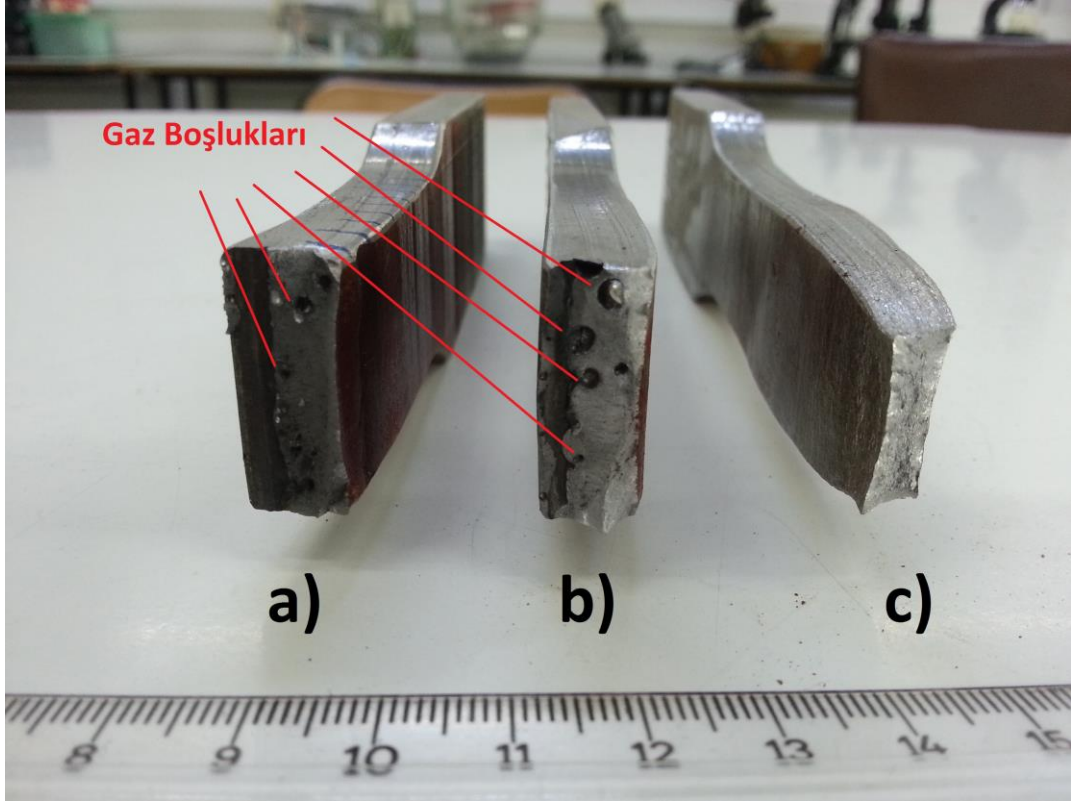
Kaynak edilen numunelerin çekme testi sonrasında çekilen fotoğrafları Şekil 6.74'te görülmektedir. TIG yöntemi ile kaynak edilen numuneler kaynak dikişinden koparken, özlü tel ile kaynak edilen numune ana malzemedan kopmuştur.



Şekil 6.74 Kaynak edilen numunelerin çekme testi sonrası makro görüntüsü; a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.

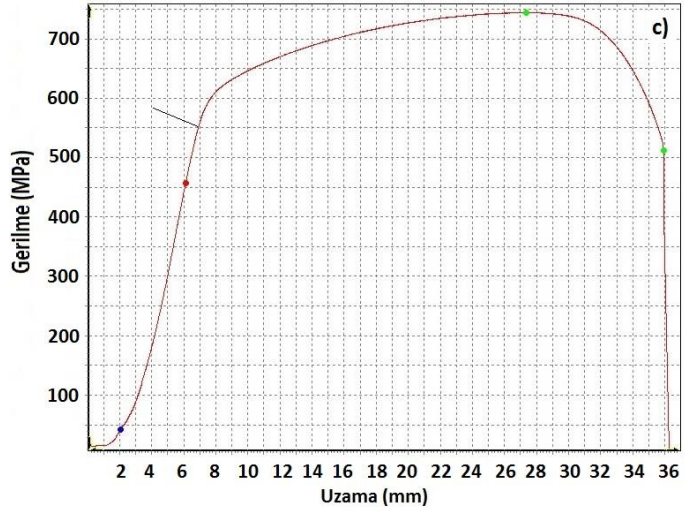
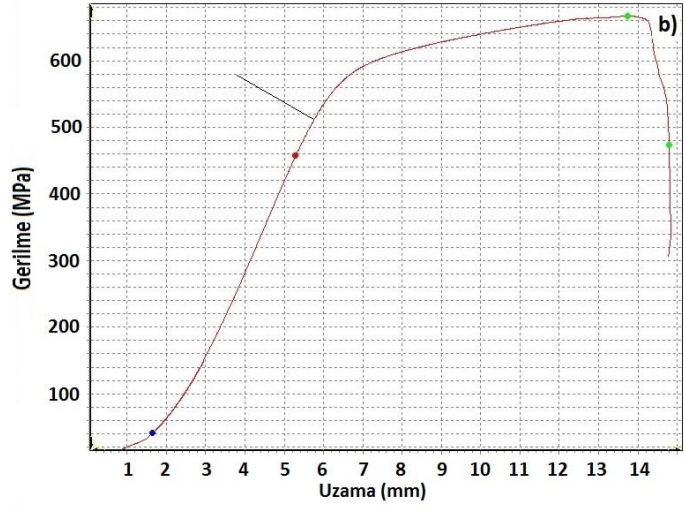
TIG yöntemi ile kaynak edilen numunelerin çekme testi sonucunda hasara uğrayan yüzeyleri incelendiğinde yüksek oranda gaz boşlukları içerdikleri belirlenmiştir. Ayrıca kaynak edilen numunelerin makroyapıları gözönünde bulundurulduğunda (Şekil 6.67), TIG yöntemi ile kaynak edilen numunelerde tam bir nüfuziyet sağlanamamıştır. Kaynak işlemlerinde tam bir nüfuziyet sağlanamaması ve kaynak dikişinde gaz boşluklarının bulunması nedeniyle TIG yöntemi ile kaynak edilen her iki numune de çekme testi sonucunda kaynak dikişinden hasara uğramıştır. Özlü tel ile kaynak edilen numunede ise kaynak dikişinde gaz boşluklarının bulunmaması ve kaynak işlemi sırasında CO<sub>2</sub> gazı kullanımı ile tam bir nüfuziyet sağlanması nedeniyle standartlara uygun bir kaynak dikişi yapısı elde edilmiş ve numune çekme testi sonucunda ana malzemedan hasara

uğramıştır. Çekme testi sonucunda hasara uğrayan yüzeylerin makro görüntüsü Şekil 6.75'te verilmiştir.



Şekil 6.75 Kaynak edilen numunelerin çekme testi sonrası kesit görüntüsü; a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.

Şekil 6.76'da çekme testi sonrasında 3 ayrı kaynak parametresinde elde edilen gerilme gerinim diyagramları verilmiştir. Çekme testleri her parametre için iki kez tekrarlanmıştır. Çekme testi sonuçları ise Çizelge 6.15'te görülmektedir. TIG yöntemi ile kaynak edilen numunelerde elde edilen akma dayanımı ( $R_e$ ), çekme dayanımı ( $R_m$ ) ve uzama değerleri, özlü tel ile kaynak edilen numunedeki değerlerden oldukça düşüktür. Özellikle, özlü tel ile kaynak edilen numunede oldukça yüksek bir uzama değeri elde edilmiştir. TIG yöntemi ile kaynak edilen numunelerde kaynak dikişinde oluşan gaz boşlukları ve kaynak işleminin tam nüfuziyet ile gerçekleştirilememesi daha düşük mekanik özelliklerin oluşmasına neden olmuştur.



Şekil 6.76 Kaynak edilen numunelerin gerilme-gerinim diyagramları; a) TIG yöntemi ile 2,40 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, b) TIG yöntemi ile 2,00 mm kalınlığında ilave tel kullanılarak kaynak edilmiş numune, c) Özlü tel ile kaynak edilmiş numune.

Çizelge 6.15 Kaynak edilen numunelere uygulanan çekme testi sonuçları

Numune	Kaynak Yöntemi	Re (MPa)	Rm (Mpa)	% Uzama
1	TIG (2,40 mm ilave tel)	496,98	574,77	3,6
		505,66	624,95	2,55
2	TIG (2,00 mm ilave tel)	515,33	704,77	12,5
		511,53	667,26	9,86
3	Özlü Tel	551,87	744,05	26,9
		553,40	727,69	23,76

2,40 mm ilave tel kullanılarak TIG yöntemi ile kaynak edilen numunede elde edilen sonuçlar, 2,00 mm ilave tel kullanılarak TIG yöntemi ile kaynak edilen numunede elde edilen değerlerden daha düşüktür. Kaynak edilen numunelerin mikroyapıları incelendiğinde, kalın ilave tel ile kaynak edilen numunede yüksek ısı girdisine bağlı olarak tane kabalaşmasının olduğu belirlenmiştir. Numunenin mikroyapısında gerçekleşen tane büyümesi nedeniyle mekanik özelliklerde düşüş gerçekleşmiştir.

Özlü tel ile kaynak edilen numunede elde edilen çekme testi sonuçlarına göre, özlü tel ile kaynak işlemi sonucunda IEAB’de meydana gelen ikincil faz oluşumunun çekme testi sonuçlarında belirgin bir etki oluşturmadığı belirlenmiştir.

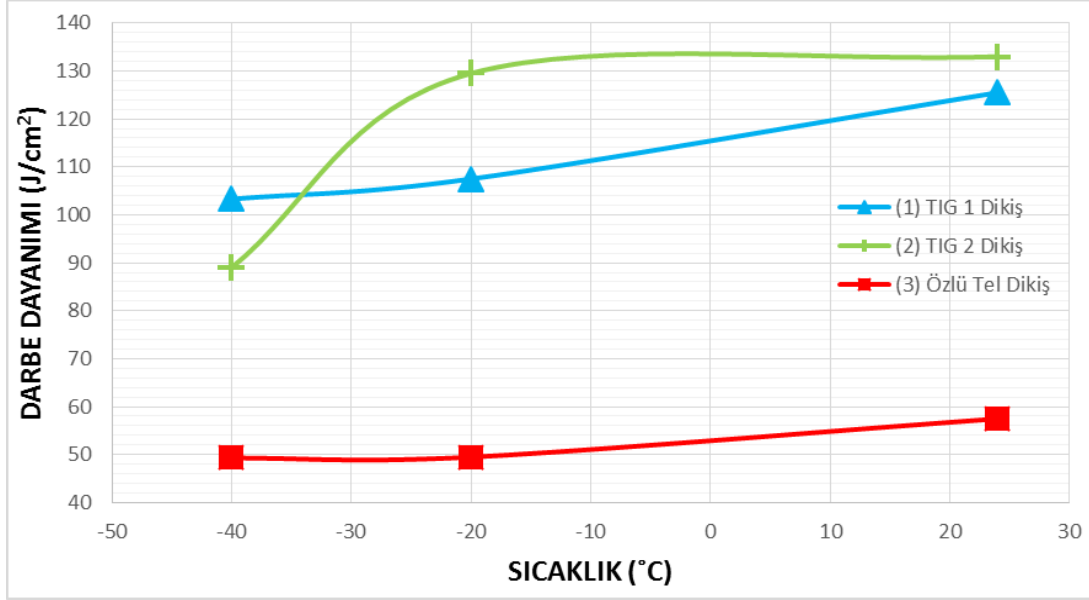
#### 6.3.4 Çentik Darbe Testi Sonuçlarının İncelenmesi

Şekil 6.77’de kaynak edilen numunelerin kaynak dikişlerinin çentik darbe dayanımı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi verilmiştir. Şekil 6.78’de ise kaynak edilen numunelerin IEAB’lerinin çentik darbe dayanımı değerlerinin sıcaklığa bağlı olarak değişimi gösterilmektedir.

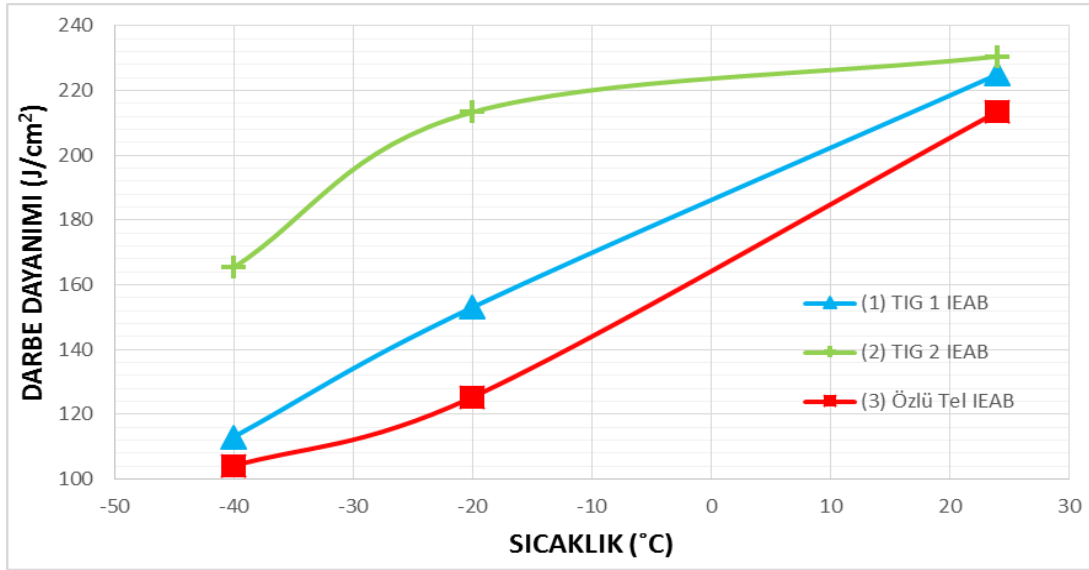
Oda sıcaklığında gerçekleştirilen darbe dayanımı testlerinde TIG yöntemi ile kaynak edilen numunelerin dikişlerinde benzer darbe dayanımları ortaya çıkmakla birlikte, 2 numaralı numunenin kaynak dikişinde en yüksek darbe dayanımı değeri elde edilmiştir. Özlü tel ile kaynak edilen numunenin kaynak dikişinde ise oldukça düşük bir darbe



dayanımı değeri ortaya çıkmıştır. Özlü tel ile kaynak edilen numunenin kaynak dikişinde yüksek ısı girdisine bağlı olarak yoğun bir Widmanstatten östenit fazının oluşması ve ferrit oranının artması nedeniyle çentik darbe dayanımı değeri düşmüştür.



Şekil 6.77 Kaynak dikişinde sıcaklığa bağlı olarak çentik darbe dayanımının değişimi



Şekil 6.78 IEAB'de sıcaklığa bağlı olarak çentik darbe dayanımının değişimi

Test sıcaklığının düşüşüyle kaynak dikişinde elde edilen çentik darbe dayanımı değerleri düşmüş; özlü tel ile kaynak edilen numunede, oda sıcaklığında elde edilen darbe dayanımı değerlerine benzer şekilde en düşük darbe dayanımı elde edilmiştir. Kaynak

dikişindeki Widmanstatten östenit fazı ve yüksek ferrit fazı oranı, düşük darbe dayanımı değerlerinin oluşmasına neden olmuştur.

IEAB'de ortaya çıkan çentik darbe dayanımı değerleri incelendiğinde, oda sıcaklığında TIG yöntemi ile kaynak edilen numunelerde (1 ve 2) benzer çentik darbe dayanımı elde edilirken, özlü tel kullanılarak kaynak edilen numunede (3) daha düşük bir çentik darbe dayanımı değeri elde edilmiştir. Özlü tel ile kaynak edilen numunede IEAB'de ikincil faz oluşumu nedeniyle çentik darbe dayanımı düşmüştür. Test sıcaklığının düşmesiyle birlikte kalın ilave tel kullanılarak TIG yöntemi ile kaynak edilen numunenin (1) çentik darbe dayanımı, ince ilave tel kullanılarak TIG yöntemi ile kaynak edilen numuneye (2) oranla oldukça düşüş göstermiştir. Kalın ilave tel ile kaynak edilen numunede daha yüksek ısıl girdi nedeniyle tane kabalaşması meydana gelmiş ve bu nedenle, sıcaklığa bağlı olarak çentik darbe dayanımı değerlerinde daha belirgin bir düşüş gerçekleşmiştir. Özlü tel ile kaynak edilen numunede (3) ise IEAB'de ikincil faz oluşumunun etkisi belirgin bir şekilde ortaya çıkmış ve tüm test sıcaklıklarında en düşük çentik darbe dayanımı değerleri elde edilmiştir. Numunelerin tamamında, uygulanan tüm test sıcaklıkları için IEAB'de elde edilen çentik darbe dayanımı değerleri, kaynak dikişinde elde edilen darbe dayanımı değerlerinden yüksektir. Bu oluşumun temel nedeni, kaynak işlemi sırasında ilave tel kullanımı ve ısıl girdiye bağlı olarak kaynak dikişindeki ferrit oranının artmasıdır.

### GENEL SONUÇLAR

Deneysel çalışmalar sonucunda aşağıda verilmiş olan genel sonuçlar elde edilmiştir.

Deneysel çalışmalarda EN 1.4462 (SAF 2205) alaşımı kullanılmıştır. Numunelerin dağlanmasında kimyasal ve elektrokimyasal dağlama yöntemleri kullanılmıştır.

Kimyasal dağlama yöntemleri ve NaOH çözeltisi kullanılarak gerçekleştirilen elektrokimyasal dağlama yöntemi ikincil fazların ortaya çıkarılmasında yetersiz kalmıştır. KOH çözeltisi kullanılarak gerçekleştirilen elektrokimyasal dağlama yönteminde ise ikincil fazlar ortaya çıkarılmıştır. Ayrıca dağlama işleminde yüksek akım ya da yüksek KOH derişiminin kullanılması ikincil fazların çözünmesine neden olmuştur.

Çözme tavi sıcaklığı olarak 1050 °C, 1100 °C ve 1150 °C olmak üzere üç ayrı tav sıcaklığı; 1, 2, 4, 8 ve 10 saat olmak üzere de 5 ayrı tav süresi seçilmiştir. Soğuma hızının malzeme mikroyapısı üzerindeki etkisinin incelenebilmesi amacıyla ise fırın, hava ve su olmak üzere üç farklı soğuma ortamında çalışılmıştır. Suda soğutulan numunelerde ikincil faz oluşumu gerçekleşmemiştir. Fırında soğuyan numunelerde ise ikincil faz oluşumu görülmüştür. Numune boyutlarının küçük olması nedeniyle havada soğuyan numunelerde, suda soğuyan numunelerden elde edilen sonuçlara benzer sonuçlar elde edilmiştir.

Üç farklı tav sıcaklığında uygulanan ve suda soğutulan numunelerin mikroyapı özellikleri karşılaştırıldığında, üç tav sıcaklığı için de 4 saatlik tav süresinden itibaren yeniden kristalleşmenin gerçekleştiği görülmüştür. 8 saatlik tav süresinden itibaren ise yeniden kristalleşme tavinin uygun koşullarının üzerine çıkılmış ve tane büyümesi görülmüştür.

1050 °C, 1100 °C ve 1150 °C'de 1 saat ve 10 saat çözüme tavlama uygulanan numunelere 650 °C, 800 °C ve 950 °C'de 5, 10, 20, 30, 60 dakika olmak üzere beş farklı sürede yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma uygulanmıştır.

Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemleri sonrasında elde edilen mikroyapılar incelendiğinde, ikincil fazların ferrit-ferrit ve ferrit-östenit tane sınırında oluştuğu görülmüştür. Özellikle, ferrit-ferrit tane sınırı ikincil faz oluşumunun öncelikli olarak gerçekleştiği bölgedir. Tane sınırında oluşan ikincil fazlar arayüzey boyunca büyümüş ve arayüzeyde gelişen bu fazlar ince ve sürekli bir yapı oluşturmuştur. Sürekli yapısı bozulan ve daha büyük taneli hale gelen ikincil fazlar ise ferrit tanelerine doğru büyümüştür.

İkincil fazların şekillerine bakıldığında üç farklı yapı ile karşılaşılmıştır: (i) düşük yaşlandırma sürelerinde ya da sıcaklıklarında oluşan, tane sınırı boyunca varlığını koruyan, ağ yapısına sahip olan ve göreceli olarak küçük tane boyutuna sahip olan ikincil fazlar, (ii) daha yüksek yaşlandırma sürelerinde veya sıcaklıklarında ortaya çıkan, tane sınırında oluşup ferrit tanelerine doğru büyüyen ve göreceli olarak daha büyük tane boyutuna sahip olan ikincil fazlar, (iii) ferrit-östenit-ferrit üçlü kesişim noktasında oluşan, tane sınırı boyunca büyüyen ve kelebek şekline sahip olan ikincil fazlar.

Çözme tavlama sonrasında suda soğutulan numunelerde, çözme tavlama sıcaklığının ve süresinin artmasıyla birlikte ferrit oranı artmış ve ferrit taneleri büyümüştür. Böylece, ferrit oluşturuca alaşım elementlerinin yayılım bölgeleri artmış ve ferritin içerdiği Cr ve Mo miktarında oransal bir düşüş ortaya çıkmıştır.

Çözme tavlama sonrasında fırında soğutulan numunelerde, aynı tavlama sıcaklığı için tavlama süresinin artmasıyla ferrit fazının içerdiği Cr ve Mo oranı, östenit fazının ise içerdiği Ni oranı artmaktadır. Çözme tavlama sonrasında fırında soğutulan numunelerde oluşan ikincil fazlar Cr, Ni ve Mo içermektedir. İkincil fazların bileşimleri incelendiğinde, tavlama süresi ve sıcaklığının artmasıyla ikincil fazların içerdiği Cr oranı azalmakta, Mo oranı ise artmaktadır. Çözme tavlama sıcaklığının artmasıyla birlikte ferrit fazı daha kararlı hale gelmiş ve dengeli soğuma sırasında oluşan ikincil fazlar Cr bakımından fakirleşmiştir.

Yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında işlem süresi arttıkça, ferritin içerdiği Cr oranının azaldığı ve 30 dakika ile 60 dakika süresince uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemlerinde ferritin içerdiği Mo oranında belirgin bir azalmanın olduğu belirlenmiştir. Ayrıca İzotermal yaşlandırma işlemi uygulanan numunelerin daha kararlı bir faz yapısına sahip olması nedeniyle ferrit fazının Ni oranında düzenli bir değişim gerçekleşmiştir.

5 dakika ile 10 dakika süresince uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma işlemlerinde oluşan ikincil fazlar Mo bakımından zengin, Cr bakımından ise fakirdir. Elde edilen EDS sonuçları incelendiğinde, 5 dakika ve 10 dakika yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında oluşan ikincil fazların  $\chi$  fazı olduğu belirlenmiştir. 30 dakika ve 60 dakika uygulanan yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında ise oluşan ikincil fazlar  $\sigma$  fazıdır.

Faz oranları incelendiğinde, çözme tavlama süresinin artmasıyla birlikte östenit oranının azaldığı, ferrit oranının ise arttığı görülmüştür. Fırında soğutulan numunelerde ise suda ve havada soğutulan numunelere göre daha fazla östenit oluşmuştur. Ayrıca, fırında soğuyan numunelerde ikincil faz oluşumu da görülmüştür.

Çözme tavlama uygulanan numunelerde 8 saat ve 10 saat olan tavlama sürelerinde yeniden kristalleşme ve tane büyümesi görülmüştür. Özellikle, dengeli soğuyan numunelerde yeniden kristalleşme etkisi östenit oranının belirgin şekilde artmasına neden olmuştur.

İkincil faz boyutları incelendiğinde soğutma koşullarında, ısıtma koşullarına göre daha büyük boyutlu ikincil fazların oluştuğu belirlenmiştir.

Çözme tavlama sıcaklığının yükselmesiyle birlikte, soğuma koşullarında ikincil faz oluşum sahasının alt sıcaklık sınırı 650 °C'nin altındaki sıcaklık değerlerine ötelenmiştir.

Çözme tavlama sıcaklığının artması, ısıtma koşullarında ikincil faz dönüşüm sahasının üst sıcaklık sınırını 950 °C'nin altındaki sıcaklık değerlerine taşımıştır.

İkincil faz oranları incelendiğinde çözme tavlama sıcaklığı arttıkça ikincil faz miktarı azalmaktadır. 10 saat çözme tavlama uygulanan numunelerde, 1 saat çözme tavlama uygulanan numunelere göre daha yüksek oranlarda ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir. 10 saatlik numunelerde yeniden kristalleşme etkisinin görülmesi nedeniyle ferrit-östenit

dönüşümü ve ikincil faz oluşumu tetiklenmiş ve bu nedenle daha fazla oranda ikincil faz oluşmuştur. Ayrıca soğutma koşullarında oluşan ikincil faz oranının, ısıtma koşullarında oluşan ikincil faz oranından daha fazla olduğu belirlenmiştir.

Sertlik değerleri incelendiğinde genel olarak çözme tavlı sıcaklığının ve süresinin artmasıyla birlikte sertliğin arttığı belirlenmiştir. Fırında soğuyan numunelerde yeniden kristalleşme etkisi ve ikincil faz oluşumu nedeniyle sertlik değerlerinde dalgalanmalar görülmüştür.

2,40 mm ilave tel kullanılarak TIG yöntemi ile kaynak edilen numunede IEAB'nin ikincil faz oluşum sıcaklık aralığının (650 °C – 950 °C) alt sıcaklık değerlerine (650 °C – 700 °C) yaklaşık olarak 400 saniye süresince maruz kaldığı belirlenmiştir. Bu numune ile benzer ısı koşullara maruz kalan numuneler (1050 °C'de 1 saat çözme tavlı uygulanan ve 650 °C'de yaşlandırma) incelendiğinde ikincil fazların oluşmadığı görülmüştür. Bu nedenle, analiz sonucunda 1 numaralı kaynak numunesinde ikincil faz oluşumunun gerçekleşmeyeceği öngörülmüştür. 2 numaralı numunenin modelleme çalışmaları sonucunda ise IEAB'nin ikincil faz oluşum sıcaklık sahasının altındaki sıcaklıklara maruz kaldığı belirlenmiş ve 2 numaralı numune için de kaynak işlemi sonrasında ikincil faz oluşumunun gerçekleşmeyeceği öngörülmüştür. Özlü tel ile kaynak edilen numunenin (3) analiz sonuçları incelendiğinde ise kaynak dikişinden 7,5 – 15 mm uzaklıkta 420 saniye süresince, ortalama 800 °C – 850 °C aralığındaki sıcaklık değerlerinin etkili olduğu görülmüştür. Benzer ısı şartlarına maruz kalan ısı işlem numuneleri (1050 °C'de 1 saat çözme tavlı, 800 °C'de yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma) incelendiğinde ikincil fazların oluştuğu belirlenmiş ve özlü tel ile kaynak edilen numunede IEAB'de ikincil faz oluşumunun gerçekleşeceği öngörülmüştür.

Özlü tel ile kaynak işleminde, kaynak dikişini aktive edici özellik taşıyan CO<sub>2</sub> gazı kullanılmıştır. CO<sub>2</sub> gazının kullanılmasıyla birlikte nüfuziyet derinliği artmış ve TIG yöntemine göre daha başarılı bir birleştirme elde edilmiştir.

TIG yöntemi kullanılarak gerçekleştirilen birleştirmelerde  $\delta$ -ferrit taneleri arasında oluşan  $\gamma$  fazlarının daha büyük tane boyutuna sahip olduğu görülmüştür. Özlü tel ile gerçekleştirilen kaynak işleminde ise yüksek ısı girdisine bağlı olarak Widmannstätten  $\gamma$  fazının yoğun olarak oluştuğu ve büyüdüğü belirlenmiştir.

Her üç numunede de kaynak dikişinde ve kaynak dikişine yakın IEAB'de ikincil faz oluşumu görülmemiştir. Özlü tel ile kaynak edilen numunede ise ana malzemeye komşu IEAB'de ikincil faz oluşumu gerçekleşmiştir. Sonlu elemanlar yöntemi ile gerçekleştirilen modelleme sonuçlarının, ısıtma işlem verileriyle birlikte yorumlanması sonucu ortaya konan yaklaşımın gerçekleştiği görülmektedir.  $\delta$ - $\gamma$  arayüzeyinde, çözme tavlama sıcaklıklarında ısıtma işlem görmüş ve 800 °C'de 5 dakika ile 10 dakika yaşlandırılmış numunelerde elde edilen sonuçlara benzer sonuçlar elde edilmiştir.

TIG yöntemi ile kaynak edilen numunelerde benzer analizler elde edilmiştir. Kalın ilave malzeme ile kaynak edilen numunenin kaynak dikişinde oluşan ferrit fazı içerisindeki ferrit kararlaştırıcı alaşım elementlerinin (Cr, Mo) oranı daha yüksektir. Ayrıca özlü tel ile kaynak edilen malzemelerin kaynak dikişinde oluşan ferrit fazında Cr ve Mo, östenit fazında ise Ni oranlarının TIG yöntemi ile kaynak edilen her iki numuneye göre oldukça yüksek olduğu görülmüştür.

Özlü tel ile kaynak işleminde kullanılan yüksek akım ve gerilim nedeniyle oluşan yüksek ısı girdisi IEAB'de de etkili olmuştur. Yüksek ısı girdisi ile kaynak dikişine komşu IEAB'de ferrit fazının Cr ve Mo, östenit fazının ise Ni oranı yükselmiştir. Ana malzemeye komşu IEAB'de ise ikincil faz oluşumu nedeniyle ferrit ve östenit fazlarının bileşiminde farklılık görülmüştür. Östenit fazında Ni oranı, ferrit fazında ise Cr ve Ni oranlarında belirgin bir azalma gerçekleşmiştir. Özlü tel ile kaynak edilen numunede oluşan ikincil fazların elementel analizleri incelendiğinde bileşimsel olarak  $\chi$  fazına yakın olmakla birlikte,  $\chi$  ve  $\sigma$  arasındaki geçiş fazları oldukları belirlenmiştir.

Özlü tel ile kaynak edilen numunede, kaynak dikişinden 7-10 mm arasındaki uzaklıkta sertlik değerlerinin yükseldiği belirlenmiştir. Modelleme sonuçları ve kaynak edilen parçaların mikroyapı incelemelerinde sertlik artışının görüldüğü bölgelerde ikincil faz oluşumu tespit edilmiştir. İkincil faz oluşumu nedeniyle sertlik artışının gerçekleştiği görülmüştür. Sertlik testleri sonucunda elde edilen bulgular ile modelleme çalışmalarından elde edilen sonuçların uyumlu olduğu belirlenmiştir.

TIG yöntemi ile kaynak edilen her iki numune de kaynak dikişlerinin gaz boşlukları içermesi nedeniyle çekme testi sırasında kaynak dikişinden hasara uğramıştır. Özlü tel ile kaynak edilen numune ise çekme testi sırasında ana malzemedeki hasara uğramıştır.

Çekme testi sonucunda en yüksek mekanik değerler özlü tel kullanılarak kaynak edilen numunede elde edilmiştir. İkincil faz oluşumunun çekme testi sonuçları üzerinde herhangi bir etkisi görülmemiştir.

Özlü tel ile kaynak edilen numunenin kaynak dikişinde oldukça düşük bir darbe dayanımı değeri ortaya çıkmıştır. Özlü tel ile kaynak edilen numunenin kaynak dikişinde yüksek ısı girdisine bağlı olarak yoğun bir Widmanstatten oluşumu ve ferrit oranındaki artış çentik darbe dayanımının düşmesine neden olmuştur. Ayrıca IEAB’de ikincil faz oluşumunun etkisi belirgin bir şekilde ortaya çıkmış ve tüm test sıcaklıklarında en düşük çentik darbe dayanımı değerleri özlü tel ile kaynak edilen numunede elde edilmiştir.

Uygulanan mekanik testler sonucunda, özellikle çentik darbe dayanımı testinin ikincil faz oluşumunun mekanik özellikler üzerindeki etkisinin belirlenmesi bakımından oldukça önemli olduğu görülmüştür.

Tez kapsamında yürütülen çalışmalar sonucunda aşağıdaki öneriler ortaya konmuştur. Dupleks paslanmaz çeliklerin ısıl işleminde ve yüksek sıcaklık uygulamalarında 1000 °C’nin üzerindeki sıcaklıklara çıkılması durumunda ferrit-östenit dönüşümüne dikkat edilmelidir. Bu sıcaklık değerlerinde östenit fazı, ferrit fazına dönüşmekte ve ferrit-östenit faz dengesi bozulmaktadır. Bu nedenle alaşımın mekanik özellikleri ve korozyon dayanımı değişmektedir. Ayrıca, ikincil faz oluşumunun gerçekleştiği 950 °C – 650 °C sıcaklık aralıklarında kontrollü işlem yapılmalıdır. Özellikle ikincil faz oluşum kinetiğinin oldukça yüksek olduğu 800 °C – 850 °C sıcaklık değerlerinde işlem parametrelerinin seçimine dikkat edilmelidir.

Dupleks paslanmaz çeliklerin kaynağında, malzeme ve işlem parametrelerinin izin verdiği sınırlar içerisinde en düşük ısıl girdiyi oluşturacak olan kaynak yöntemi seçilmelidir. Kaynak işlemi sırasında ortaya çıkan yüksek ısıl girdi IEAB’de ferrit fazının artmasına ve soğuma koşullarına bağlı olarak ikincil faz oluşumuna neden olabilmektedir. Böylece malzemenin mekanik özellikleri ve korozyon dayanımı düşmektedir. Özellikle özlü tel ile kaynak edilen dupleks paslanmaz çeliklerde ikincil faz oluşumu göz önünde bulundurulmalıdır. Bu yöntem kullanılarak gerçekleştirilecek kaynak işlemlerinde ikincil faz oluşumuna neden olabilecek işlem parametrelerinden kaçınılmalı ve ikincil faz oluşumuna engel olacak önlemler alınmalıdır.



Sonuç olarak, farklı çözme tavisıcaklığı ve süresi ile yaşlandırma ve izotermal yaşlandırma koşullarında gerçekleştirilen ısıl işlemler ile EN 1.4462 alaşımının ısıl işlem haritası elde edilmiştir. Kaynak edilen numunelere ait kaynak parametreleri kullanılarak, sonlu elemanlar yöntemi ile modelleme çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Modelleme çalışmalarından elde edilen sonuçlar, ısıl işlem verileri göz önünde bulundurularak yorumlanmış ve kaynak edilen numunelerde özellikle IEAB'de meydana gelecek olan mikroyapısal değişimler öngörülmüştür. Kaynak edilen numuneler ışık mikroskobu ve SEM incelemeleri ile karakterize edilmiş ve modelleme çalışmalarında ortaya konan öngörülerin doğruluğu gözden geçirilmiştir. Modelleme çalışmaları sonucunda, ısıl işlem verileri göz önünde bulundurularak TIG yöntemi ve özlü tel ile kaynak edilen numuneler için ortaya konan öngörüler, kaynaklı numunelerden elde edilen sonuçlar ile örtüşmüştür. Böylece EN 1.4462 alaşımının kaynağında, kaynak işleminde kullanılacak parametrelere uygun olarak gerçekleştirilecek analizler ile kaynak işlemi sonrasında ortaya çıkacak olan mikroyapısal değişimlerin öngörülmesine yönelik bir yaklaşım geliştirilmiştir. Bu yaklaşımın kullanımıyla, istenmeyen oluşumlara neden olabilecek kaynak parametrelerinin gözden geçirilmesi ve EN 1.4462 alaşımında istenmeyen fazların oluşumunun engellenmesi mümkün olacaktır. Ayrıca, kaynak işlemi sonrasında yaşanabilecek malzeme kayıpları engellenecek ve ekonomik kayıpların azaltılması mümkün olacaktır.

Bundan sonra yapılacak çalışmalarda farklı dupleks paslanmaz çelikler için söz konusu yaklaşımın genişletilmesi ve ikincil faz oluşumunun görüldüğü diğer alaşım gruplarında uygulanabilirliğinin oluşturulması büyük önem taşımaktadır.

## KAYNAKLAR

---

- [1] Gunn, R.N., (1997). Duplex Stainless Steels, First Edition, Abington Publishing, Miton Keynes.
- [2] Alvarez-Armas, I., (2008). "Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys", Recent Patents on Mechanical Engineering, 1:51–57.
- [3] Lo, K.H., Shek, C.H. ve Lai, J.K.L., (2009). "Recent Developments in Stainless Steels", Materials Science and Engineering R: Reports, 65:39–104.
- [4] Kaluç, E. ve Taban, E., (2007). Paslanmaz Çelikler, Geliştirilen Yeni Türleri ve Kaynak Edilebilirlikleri, TMMOB, İstanbul.
- [5] Zucato, I., Moreira, M.C., Machado, I.F. ve Lebrão, S.M.G., (2002). "Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformations on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850 °C", Materials Research, 5:385–389.
- [6] Chen, T.H. ve Yang, J.R., (2001). "Effects of Solution Treatment and Continuous Cooling on  $\sigma$ -Phase Precipitation in a 2205 Duplex Stainless Steel", Materials Science and Engineering A, 311:28–41.
- [7] Cervo, R., Ferro, P., Tiziani, A. ve Zucchi, F., (2010). "Annealing Temperature Effects on Superduplex Stainless Steel UNS S32750 Welded Joints. II: Pitting Corrosion Resistance Evaluation", Journal of Materials Science, 45:4378–4389.
- [8] Escriba, D.M., Materna-Morris, E., Plaut, R.L. ve Padilha, A.F., (2009). "Chi-Phase Precipitation in a Duplex Stainless Steel", Materials Characterization, 60:1214–1219.
- [9] Michalska, J. ve Sozańska, M., (2006). "Qualitative and Quantitative Analysis of  $\sigma$  and  $\chi$  Phases in 2205 Duplex Stainless Steel", Materials Characterization, 56:355–362.

- [10] Sieurin, H. ve Sandström, R., (2007). "Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steel 2205", *Materials Science and Engineering A*, 444:271–276.
- [11] Deng, B., Wang, Z., Jiang, Y., Sun, T., Xu, J. ve Li, J., (2009). "Effect of Thermal Cycles on the Corrosion and Mechanical Properties of UNS S31803 Duplex Stainless Steel", *Corrosion Science*, 51:2969–2975.
- [12] Lee, K.M., Cho, H.S. ve Choi, D.C., (1999). "Effect of Isothermal Treatment of SAF 2205 Duplex Stainless Steel on Migration of  $\delta/\gamma$  Interface Boundary and Growth of Austenite", *Journal of Alloys and Compounds*, 285:156–161.
- [13] Omura, T., Kushida, T. ve Komizo, Y., (2000). "Nitrogen Distribution on Rapid Solidification in Laser Welded Duplex Stainless Steels", *Welding International*, 14:288–294.
- [14] Lothongkum, G., Wongpanya, P., Morito, S., Furuhashi, T. ve Maki, T., (2006). "Effect of Nitrogen on Corrosion Behavior of 28Cr-7Ni Duplex and Microduplex Stainless Steels in Air-Saturated 3.5 wt% NaCl Solution", *Corrosion Science*, 48: 137–153.
- [15] Kisasoz, A. ve Karaaslan, A., (2014). "Finite Element Analysis of 2205 Duplex Stainless Steel Welds", *Materials Testing*, 56:795–799.
- [16] Mourad, A.H.I., Khourshid, A. ve Sharef, T., (2012). "Gas Tungsten Arc and Laser Beam Welding Processes Effects on Duplex Stainless Steel 2205 Properties", *Materials Science and Engineering: A*, 549:105–113.
- [17] Devendranath Ramkumar, K., Singh, A., Raghuvanshi, S., Bajpai, A., Solanki, T., Arivarasu, M., Arivazhagan, N. ve Narayanan, S., (2015). "Metallurgical and Mechanical Characterization of Dissimilar Welds of Austenitic Stainless Steel and Super-Duplex Stainless Steel – A Comparative Study", *Journal of Manufacturing Processes*, "(Baskıda)".
- [18] García-Rentería, M.A., López-Morelos, V.H., García-Hernández, R., Dzib-Pérez, L., García-Ochoa, E.M. ve González-Sánchez, J., (2014). "Improvement of Localised Corrosion Resistance of AISI 2205 Duplex Stainless Steel Joints Made by Gas Metal Arc Welding Under Electromagnetic Interaction of Low Intensity", *Applied Surface Science*, 321:252–260.
- [19] Pekkarinen, J. ve Kujanpää, V., (2010). "The Effects of Laser Welding Parameters on the Microstructure of Ferritic and Duplex Stainless Steels Welds", *Physics Procedia*, 5:517–523.
- [20] Tseng, K.H. ve Chou, C.P., (2002). "The Effect of Pulsed GTA Welding on the Residual Stress of a Stainless Steel Weldment", *Journal of Materials Processing Technology*, 123:346–353.

- [21] Chern, T.S., Tseng, K.H. ve Tsai, H.L., (2011). "Study of the Characteristics of Duplex Stainless Steel Activated Tungsten Inert Gas Welds", *Materials and Design*, 32:255–263.
- [22] Ku, J.S. ve Ho, N.J., (1997). "Materials Processing Technology Properties of Electron Beam Welded SAF 2205 Duplex Stainless Steel", *Materials Processing Technology*, 63:770–775.
- [23] Garzon, C.M. ve Ramirez, A.J., (2006). "Growth Kinetics of Secondary Austenite in the Welding Microstructure of a UNS S32304 Duplex Stainless Steel", *Acta Materialia*, 54:3321–3331.
- [24] Kısasöz, A. ve Karaaslan, A., (2012). "Dupleks Paslanmaz Çeliklerde Oluşan Yüksek Sıcaklık Fazlarına Genel Bir Bakış", *Metalurji*, 162:57–61.
- [25] Alsarraf, J., (2010). Hydrogen Embrittlement Susceptibility of Super Duplex Stainless Steels, Doktora Tezi, Cranfield Üniversitesi, Cranfield
- [26] Aran, A., (2004). Paslanmaz Çelik, 2. Baskı, Acar Matbaacılık, İstanbul.
- [27] Charles, J., (2008). "Duplex Stainless Steels - A review after DSS '07 held in Grado", *Revue de Métallurgie*, 105:155 – 171.
- [28] Charles, J., Past, Present and Future of the Duplex Stainless Steels, <http://www.worldstainless.org/Files/issf/nonimagefiles/PDF/Pastpresentandfutureoftheduplexstainlesssteels.pdf>, Erişim tarihi: 30.08.2014.
- [29] Baldo, S., (2010), Innovative Steels for Structural and Corrosion Resistance Applications, Doktora Tezi, Università Degli Studi Di Padova, Padova.
- [30] Kotecki, D. ve Siewert, T., (1992). "WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram", *Welding Journal*, 171–178..
- [31] Lippold, J.C. ve Kotecki, D.J., (2005). *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*, Wiley and Sons, Hoboken.
- [32] Tümer, M., (2012). Koruyucu Gaz Kompozisyonunun Özlü Tel Ark Kaynak Yöntemi ile Birleştirilen Paslanmaz Çeliklerin Mekanik ve Mikroyapı Özelliklerine Etkisi, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Sakarya.
- [33] Bhatt, R.B., Kamat, H.S., Ghosal, S.K. ve De, P.K., (1999). "Influence of Nitrogen in the Shielding Gas on Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 8:591–597.

- [34] Sathiya, P., Aravindan, S., Soundararajan, R. ve Noorul Haq, A., (2009). "Effect of Shielding Gases on Mechanical and Metallurgical Properties of Duplex Stainless-Steel Welds", *Journal of Materials Science*, 44:114–121.
- [35] Pohl, M., Storz, O. ve Glogowski, T., (2007). "Effect of Intermetallic Precipitations on the Properties of Duplex Stainless Steel", *Materials Characterization*, 58:65–71.
- [36] Guenter, H. ve Schwaab, P., (1983). "Precipitation of Intermetallic Compounds, Nitrides and Carbides in AF 22 Duplex Steel and Their Influence on Corrosion Behavior in Acids", *Mannesmann Forschungsber*, 957:15–40.
- [37] Badji, R., Bouabdallah, M., Bacroix, B., Kahloun, C., Bettahar, K. ve Kherrouba, N., (2008). "Effect of Solution Treatment Temperature on the Precipitation Kinetic of  $\sigma$ -Phase in 2205 Duplex Stainless Steel Welds", *Materials Science and Engineering A*, 496:447–454.
- [38] Nowacki, J. ve Lukojć, A., (2005). "Structure and Properties of the Heat-Affected Zone of Duplex Steels Welded Joints", *Journal of Materials Processing Technology*, 164–165:1074–1081.
- [39] Kısasöz, A. ve Karaaslan, A., (2013). "Dupleks Paslanmaz Çeliklerde İkincil Faz Oluşumuna Sıcaklığın ve Sürenin Etkisi", 4. Isıl İşlem Sempozyumu (4HTS), 24-25 Ekim 2013, İstanbul.
- [40] Byeong-Joo, L., (1993). "Revision of Thermodynamic Descriptions of the Fe-Cr & Fe-Ni Liquid Phases", *Calphad*, 17:251–268.
- [41] Karaaslan, A., (2010). *Mühendislik Alaşımaları İçin Faz Diyagramları*, Literatür, İstanbul.
- [42] Patankar, S.N. ve Tan, M.J., (2002). "Sigma Phase Precipitation During Superplastic Forming of Duplex Stainless Steel", *Materials at High Temperatures*, 19:41–44.
- [43] Nilsson, J.O., Huhtala, T., Jonsson, P., Karlsson, L. ve Wilson, A., (1996). "Structural Stability of Super Duplex Stainless Weld Metals and its Dependence on Tungsten and Copper", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27:2196–2208.
- [44] Treitschke, W. ve Tammann, G., (1907). "Enthalpy of Formation for  $\sigma$ -Phase Solid Solutions at 1060 °K", *Anorganische Chemie*, 55:707.
- [45] Bain, E.C. ve Griffiths, W.E., (1927). "An Introduction to the Iron-Chromium Nickel Alloys", *Transactions American Institute of Mining Metallurgical and Petroleum Engineers*, 75:166–213.

- [46] Jett, E.R. ve Foote, F., (1936). "The Fe-Cr Alloy System", *Metals and Alloys*, 7:207–210.
- [47] Hsieh, C.C. ve Wu, W., (2012). "Overview of Intermetallic Sigma ( $\sigma$ ) Phase Precipitation in Stainless Steels", *ISRN Metallurgy*, 4:1–16.
- [48] Hattersley, B. ve Hume-Rottery, W., (1966). "Constitution of Certain Austenitic Steels", *The Journal of the Iron and Steel Institute*, 204:683–701.
- [49] Hall, E.O ve Algie, S.H., (1966). "The Sigma Phase", *International Materials Reviews*, 11:61–88.
- [50] Jimenez, J.A., Carsi, M. Ruano, O.A., (2000). "Characterization of a  $\delta/\gamma$  Duplex Stainless Steel", *Journal of Materials Science*, 35:907–915.
- [51] Calliari, I., Ramous, E., Rebuffi, G. ve Straffelini, G., (2008). "Investigation of Secondary Phases Effect on 2205 DSS Fracture Toughness", *Metallurgia Italiana*, 100:5–8.
- [52] Kim, S.B., Paik, K.W. ve Kim, Y.G., (1998). "Effect of Mo Substitution by W on High Temperature Embrittlement Characteristics in Duplex Stainless Steels", *Materials Science and Engineering: A*, 247:67–74.
- [53] Nilsson, J.O., (1992). "Super Duplex Stainless Steels", *Materials Science and Technology*, 8:685–700.
- [54] Padilha, A.F. ve Rios, P.R., (2002). "Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels", *ISIJ International*, 42:325–327.
- [55] Waanders, F.B., Vorster, S.W. ve Pollak, H., (1999). "The Influence of Temperature on  $\sigma$  -Phase Formation and the Resulting Hardening of Fe – Cr – Mo-alloys", *Hyperfine Interactions*, 121:751–755.
- [56] Na, Y.S., Park, N.K. ve Reed, R.C., (2000). "Sigma Morphology and Precipitation Mechanism in Udimet 720Li", *Scripta Materialia*, 43:585–590.
- [57] Duprez, L., De Cooman, B.C. ve Akdut, N., (2001). "Redistribution of the Substitutional Elements During  $\sigma$  and X Phase Formation in a Duplex Stainless Steel", *Steel Research*, 72:311–316.
- [58] Breda, M., Calliari, I., Ramous, E., Pizzo, M., Corain, L. ve Straffelini, G., (2013). "Ductile-to-Brittle Transition in a Zeron100 SDSS in Wrought and Aged Conditions", *Materials Science and Engineering A*, 585:57–65.
- [59] Ghosh, S.K. ve Mondal, S., (2008). "High Temperature Ageing Behaviour of a Duplex Stainless Steel", *Materials Characterization*, 59:1776–1783.

- [60] Pohl, M., Storz, O., ve Glogowski, T., (2013). “ $\sigma$ -Phase Morphologies and Their Effect on Mechanical Properties of Duplex Stainless Steels”, *International Journal of Materials Research*, 99:1163-1170.
- [61] Nilsson, J.O., Kangas, P., Wilson, A. ve Karlsson, T., (2000). “Mechanical Properties, Microstructural Stability and Kinetics of  $\sigma$ -Phase Formation in 29Cr-6Ni-2Mo-0.38N Superduplex Stainless Steel”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 31:35-45.
- [62] Reick, W., Pohl, M. ve Padilha, A.F., (1998). “Recrystallization and Related Phenomena: Recrystallization-Transformation Combined Reactions during Annealing of a Cold Rolled Ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steel”, *ISIJ International*, 38:567-571.
- [63] Khan, T.I., Kabir, M.J. ve Bulpett, R., (2004). “Effect of Transient Liquid-Phase Bonding Variables on the Properties of a Micro-Duplex Stainless Steel”, *Materials Science and Engineering A*, 372:290-295.
- [64] Yang, Z.Y., Su, J. ve Wang, Y.M., (2009). “Investigation on Metallurgical Factors Controlling Charpy Impact Toughness in 1Cr21Ni5Ti Duplex Stainless Steel”, *Journal of Iron and Steel Research International*, 16:73-79.
- [65] Hilders, O. ve Zambrano, N., (2014). “The Effect of Aging on Impact Toughness and Fracture Surface Fractal Dimension in SAF 2507 Super Duplex Stainless Steel”, *Journal of Microscopy and Ultrastructure*, 2:1-9.
- [66] Karahan, T., Ertek Emre, H., Tümer, M. ve Kaçar, R., (2014). “Strengthening of AISI 2205 Duplex Stainless Steel by Strain Ageing” *Materials and Design*, 55:250-256.
- [67] TMR Stainless, (2009). *Practical Guidelines for the Fabrication of*, Second Edition, International Molybdenum Association, London.
- [68] Davison, R.M. ve Redmond, J.D., (1990). “Practical Guide to Using Duplex Stainless Steels”, *Materials Performance*, 29:57-62.
- [69] Huang, W., Chen, C., Chou, Y., Lin, D. ve Yang, S., (2013). “Pitting Corrosion Behavior of Silver-Containing 2205 Duplex Stainless Steel as Secondary Austenitic Phase Existed”, *Materials Transactions*, 54:553-560.
- [70] Kaneko, M. ve Isaacs, H.S., (2000). “Pitting of Stainless Steel in Bromide, Chloride and Bromide/Chloride Solutions”, *Corrosion Science*, 42:67-78.
- [71] Abd El Meguid, E.A. ve Mahmoud, N.A., (2003). “Inhibition of Bromide-Pitting Corrosion of Type 904L Stainless Steel”, *Corrosion*, 59:104-111.

- [72] Kaneko, M. ve Isaacs, H.S., (2002). "Effects of Molybdenum on the Pitting of Ferritic and Austenitic Stainless Steels in Bromide and Chloride Solutions", *Corrosion Science*, 44:1825–1834.
- [73] Jargelius-Pettersson, R.F.A., (1999). "Electrochemical Investigation of the Influence of Nitrogen Alloying on Pitting Corrosion of Austenitic Stainless Steels", *Corrosion Science*, 41:1639–1664.
- [74] Olejford, I., ve Wegrelius, L., (1996). "The Influence of Nitrogen on the Passivation of Stainless Steel", *Corrosion Science*, 38:1203–1220.
- [75] Sourisseau, T., Chauveau, E. ve Baroux, B., (2005). "Mechanism of Copper Action on Pitting Phenomena Observed on Stainless Steels in Chloride Media", *Corrosion Science*, 47:1097–1117.
- [76] Ujiro, T., Satoh, S., Staehle, R.W. ve Smyrl, W.H., (2001). "Effect of Alloying Cu on the Corrosion Resistance of Stainless Steels in Chloride Media", *Corrosion Science*, 43:2185–2200.
- [77] Kou, S., (2003). *Welding Metallurgy*, Second Edition, A John Wiley & Sons, New Jersey.
- [78] Connor, L.P., (1987). *Welding handbook*, AWS, Miami.
- [79] Mendez, P.F. ve Eagar, T.W., (2001). "Welding Processes for Aeronautics", *Advanced Materials and Processes*, 159:39–43.
- [80] Messler, R.W., (1999). *Principles of Welding*, Wiley, Singapore.
- [81] Weman, K. ve Linden, G., (2006). *MIG Welding Guide*, Woodhead Publishing, Cambridge.
- [82] Baun, B.Y.E. ve Liu, B., (2000). "Reconsidering the Basicity of a FCAW Consumable — Part 2 : Verification of the Flux / Slag Analysis Methodology for Weld Metal Oxygen Control" *Welding Journal*, March:66–71.
- [83] Posch, G., Baumgartner, S. ve Fiedler, M., (2009). "GMA-Welding of Creep Resistant Steels with Flux Cored Wires (FCAW): Perspectives and Limitations", *Proceedings of the IIW 2009 International Conference on Advances in Welding and Allied Technologies*, 2009, 16-17 Temmuz 2009, Singapur.
- [84] Weman, K., (2003). *Welding Processes Handbook*, Woodhead Publishing, Cambridge.
- [85] Quintana, A., Mclane, J., Babu, S.S. ve David, S.A., (2001). "Inclusion Formation in Self-Shielded Flux Cored Arc Welds" *Welding Research*, April:98–105.



- [86] Pitrun, M., Nolan, D. ve Dunne, D., (2004). "Diffusible Hydrogen Content in Rutile Flux-Cored Arc Welds As a Function of the Welding Parameters" *Welding in the World*, 48:2–13.
- [87] Karaaslan, A., (2009). *Laser ile Malzeme İşlemleri, Literatür, İstanbul*.
- [88] Olson, D., (1985). "Prediction of Austenitic Weld Metal Microstructure and Properties", *Welding Journal*, 64:281–295.
- [89] Siewert, T.A., Mc Cowan, C.N. ve Olson, D.L., (1988). "Ferrite Number Prediction to 100 FN in Stainless Steel Weld Metal" *Welding Journal*, 67:289 – 298.
- [90] Balmforth, M. ve Lippold, J., (2000). "A New Ferritic-Martensitic Stainless Steel Constitution Diagram", *Welding Journal*, 79:339–345.
- [91] Palani, P.K. ve Murugan, N., (2006). "Prediction of Delta Ferrite Content and Effect of Welding Process Parameters in Claddings by FCAW", *Materials and Manufacturing Processes*, 21:431–438.
- [92] Palani, P.K. ve Murugan, N., (2006). "Development of Mathematical Models for Prediction of Weld Bead Geometry in Cladding by Flux Cored Arc Welding", *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 30:669–676.
- [93] Khan, I., (2007). *Welding Science and Technology*, New Age Publishers, New Delhi.
- [94] Raghavan, V., (1994). "Cr-Fe-Ni (Chromium-Iron-Nickel)", *Journal of Phase Equilibria*, 15:534–538.
- [95] Pohl M. ve Storz, O., (2004). "Sigma-Phase in Duplex Stainless steels", *Zeitschrift für Metallkunde*, 95:631–638.
- [96] Calliari, I., Zanesco, M., Ramous, E. ve Bassani, P., (2007). "Effects of Isothermal Ageing and Continuous Cooling After Solubilization in a Duplex Stainless Steel", *Journal of Materials Engineering and Performance*, 16:109–112.
- [97] Nilsson, J.O., (1997). "The Physical Metallurgy of Duplex Stainless Steels", *Duplex Stainless Steel 97*, 21-23 Ekim 1997, Maastricht.
- [98] Elmer, J.W., Palmer, T.A. ve Specht, E.D., (2007). "Direct Observations of Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels Using In-Situ Synchrotron X-Ray Diffraction", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38:464–475.
- [99] Ruiz, A., Ortiz, N., Medina, A., Kim, J.Y. ve Jacobs, L.J., (2013). "Application of Ultrasonic Methods for Early Detection of Thermal Damage in 2205 Duplex Stainless Steel", *NDT and E International*, 54:19–26.

- [100] Cortie, M.B. ve Jackson, E.M.L.E.M., (1997). "Simulation of the Precipitation of Sigma Phase in Duplex Stainless Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28:2477–2484.
- [101] Tseng, C.C., Shen, Y., Thompson, S.W., Mataya, M.C. ve Krauss, G., (1994). "Fracture and the Formation of Sigma Phase,  $M_{23}C_6$  and Austenite from Delta-Ferrite in an AISI 304L Stainless Steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25:1147–1158.
- [102] Vander Voort, G.F., (2004). *ASM Handbook Volume 9*, ASM International, Ohio.
- [103] Padilha, A.F., Plaut, R.L. ve Rios, P.R., (2007). *Stainless Steels Heat Treatment, Steel Heat Treatment Handbook, Second Edition*, CRC Press, Florida.
- [104] Okafor, I.C.I. ve Carlson, O.N., (1979). "Equilibrium Studies on a Chi Phase Strengthened Ferritic Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 9:1651–1657.
- [105] Johnson, E., Kim, Y.J., Scott Chumbley, L. ve Gleeson, B., (2004). "Initial Phase Transformation Diagram Determination for the CD3MN Cast Duplex Stainless Steel", *Scripta Materialia*, 50:1351–1354.
- [106] Kim, Y.J., Scott Chumbley, L. ve Gleeson, B., (2004). "Determination of Isothermal Transformation Diagrams for Sigma Phase Formation in Cast Duplex Stainless Steels CD3MN and CD3MWCuN", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35:3377–3386.
- [107] Calliari, I., Pellizzari, M., Zanellato, M. ve Ramous, E., (2011). "The Phase Stability in Cr-Ni and Cr-Mn Duplex Stainless Steels", *Journal of Materials Science*, 46:6916–6924.
- [108] Jeon, S.H., Kim, H.J. ve Park, Y.S., (2014). "Effects of Inclusions on the Precipitation of Chi Phases and Intergranular Corrosion Resistance of Hyper Duplex Stainless Steel", *Corrosion Science*, 87:1–5.
- [109] H. Hwang and Y. Park, "Effects of Heat Treatment on the Phase Ratio and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel," *Materials Transactions*, vol. 50, no. 6, pp. 1548–1552, 2009.
- [110] Dubiel, S.M. ve Cieslak, J., (2011). "Sigma Phase in Fe-Cr and Fe-V Alloy Systems and its Physical Properties", *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 36:191-208.
- [111] Cieslak, J., Reissner, M., Dubiel, S.M., Wernisch, J. ve Steiner, W., (2008). "Influence of Composition and Annealing Conditions on the Site Occupation in

- the  $\sigma$  Phase of Fe-Cr and Fe-V systems”, *Journal of Alloys and Compounds*, 460: 20–25.
- [112] Voronenko, B.I., (1997). “Austenitic-Ferritic Stainless Steels: A State of the Art Review”, *Metal Science and Heat Treatment*, 39:428–437.
- [113] Sudhakar, M., Rincon, H., McIntyre, D. ve Philips, C., (2010). “Metallurgical Examination of Defects in Duplex Stainless Steel Pipe Fittings”, *Materials Performance*, 49:56–60.
- [114] Gojic, M., Markotic, A. ve Kosec, L., (1999). “Duplex Stainless Steels in Oil and Petrochemical Industry”, *Nafta*, 50:241–256.
- [115] Sato, Y.S., Nelson, T.W., Sterling, C.J., Steel, R.J. ve Pettersson, C.O., (2005). “Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded SAF 2507 Super Duplex Stainless Steel”, *Materials Science and Engineering A*, 397:376–384.
- [116] Shrikrishna, K.A., Sathiya, P. ve Goel, S., (2015) “The Impact of Heat Input on the Strength, Toughness, Microhardness, Microstructure and Corrosion Aspects of Friction Welded Duplex Stainless Steel Joints”, *Journal of Manufacturing Processes*, 18:92–106.
- [117] Zou, Y., Ueji, R. ve Fujii, H., (2015). “Mechanical Properties of Advanced Active-TIG Welded Duplex Stainless Steel and Ferrite Steel”, *Materials Science and Engineering A*, 620:140–148.
- [118] Tanaka, M., Shimizu, T., Terasaki, T., Ushio, M. ve Koshiishi, F., (2000). “Effects of Activating Flux on Arc Phenomena in Gas Tungsten Arc Welding”, *Science and Technology of Welding and Joining*, 5:397–402.
- [119] Geng, S., Sun, J., Guo, L. ve Wang, H., (2015). “Evolution of Microstructure and Corrosion Behavior in 2205 Duplex Stainless Steel GTA Welding Joint”, *Journal of Manufacturing Processes*, 19:32–37.
- [120] Ramirez, A.J., (2003). “The Relationship Between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A:1575–1597.
- [121] Calliari, I., Zanesco, M. ve Ramous, E., (2006). “Influence of Isothermal Aging on Secondary Phases Precipitation and Toughness of a Duplex Stainless Steel SAF 2205”, *Journal of Materials Science*, 41:7643–7649.

## ÖZGEÇMİŞ

---

### KİŞİSEL BİLGİLER

**Adı Soyadı** : Alptekin KISASÖZ  
**Doğum Tarihi ve Yeri** : 27.09.1985 / Kıbrıs  
**Yabancı Dili** : İngilizce  
**E-posta** : akisasoz@gmail.com

### ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Alan	Okul/Üniversite	Mezuniyet Yılı
Y. Lisans	Malzeme Bil. ve Müh.	Yıldız Teknik Üniversitesi	2010
Lisans	Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Yıldız Teknik Üniversitesi	2008
Lise	Lüleburgaz Anadolu Lisesi	Lüleburgaz Anadolu Lisesi	2003

### İŞ TECRÜBESİ

Yıl	Firma/Kurum	Görevi
2009-Halen	Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü	Araştırma Görevlisi

## **YAYINLARI**

### **Makale**

#### **Uluslararası Makale**

1. Kisasoz A., Guler K. A., Karaaslan A., Fabrication and characterization of SiC preforms for metal matrix composites, *Materials Testing*, 53(1), (2011), pp. 634-637.
2. Guler K.A., Kisasoz A., Karaaslan A., A novel method for Al/SiC composite fabrication: Lost foam casting, *International Journal of Materials Research*, 102(3), (2011), pp. 304-308.
3. Guler K.A., Kisasoz A., Yuksel C., Karaaslan A., Mechanical Properties of A6063/SiC Composites Produced Using the Lost Foam Casting Process, *Materials Testing*, 54(3), (2012), pp. 189-192.
4. Kisasoz A., Karaaslan A., Influence of Heat Treatment and Thermochemical Processes on the Properties of the Steel X 38 CrMoV 5 3, *Materials Testing*, 54(2), (2012), pp. 103-107.
5. Toptop G.O., Kisasoz A., Karaaslan A., Effects of Co as an Alloying Element and Heat Treatment Processes on the Properties of High Speed Steels, *Materials Testing*, 54(6), (2012), pp. 427-430.
6. Kisasoz A., Guler K.A., Karaaslan A., Infiltration of A6063 Aluminium Alloy into SiC-B<sub>4</sub>C Hybrid Preforms Using Vacuum Assisted Block Mould Investment Casting Technique, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22(7), (2012), pp. 1563-1567.
7. Kisasoz A., Toptop G.O., Karaaslan A., Effects of alloying elements with various heat treatment processes on the properties of high speed steels, *Kovove Materialy-Metallic Materials*, 51(3), (2013), pp. 205-209.
8. Guler K., Kisasoz A., Karaaslan A., The fabrication and characterization of Al/SiC-MMC castings produced by vacuum assisted solidmould investment casting process, *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 54(4), (2013), pp. 320-324.
9. Toptop G.O., Kisasoz A., Karaaslan A., Effect of Alloying Elements on the Tooling Capabilities of High Speed Steels Fabricated by Powder Metallurgy, *Materials Testing*, 55(1), (2013), pp. 43-46.
10. Guler K.A., Kisasoz A., Karaaslan A., Fabrication of Al/Mg Bimetal Compound Casting by Lost Foam Technique and Liquid-Solid Process, *Materials Testing*, 56(9), (2014), pp. 700-702.
11. Guler K.A., Kisasoz A., Karaaslan A., Investigation of Lost Foam Casted Aluminum Bimetal Microstructures, *Materials Testing*, 56(9), (2014), pp. 737-740.
12. Guler K.A., Kisasoz A., Karaaslan A., Effects of Pattern Coating and Vacuum Assistance on Porosity of Aluminium Lost Foam Castings, *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 55(5), (2014), pp. 424-428.
13. Kisasoz A., Karaaslan A., Finite Element Analysis of 2205 Duplex Stainless Steel Welds, *Materials Testing*, 56(10), (2014), pp. 795-799.

14. Guler K.A., Kisasoz A., & Karaaslan A., Investigation of Al/Steel Bimetal Composite Fabrication by Vacuum Assisted Solid Mould Investment Casting. *Acta Physica Polonica A*, 126(6), (2014), pp. 1327-1330.
15. Kisasoz A., Guler K.A., Karaaslan A., Aluminium Bimetal Structure Production by Lost Foam Casting with Liquid-Liquid Process, *Machines Technologies Materials*, 8(10), 2014, pp. 43-46.
16. Guler K.A., Kisasoz A., Karaaslan A., Fabrication of Al-Steel Composites by Vacuum Assisted Block Mould Investment Casting Technique, *Machines Technologies Materials*, 8(10), 2014, pp. 47-49.
17. Guler K.A., Kisasoz A., & Karaaslan A., A Study of Expanded Polyethylene (EPE) Pattern Application in Aluminium Lost Foam Casting. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 56(2), (2015), pp. 171-176.
18. Karaaslan A., Kisasoz A., Atapek Ş.H., Guler K.A., Dry sliding wear behavior of cast A7075 and A7075 / SAF 2205 composite materials, *High Temperature Materials and Processes*, (Basım Aşamasında).
19. Kisasoz A., Gurel S., Karaaslan A., Effects of Annealing Time and Cooling Rate on Precipitations in Duplex Stainless Steel, *Metal Science and Heat Treatment*, (Basım Aşamasında).
20. Kisasoz A., Karaaslan A., Bayrak Y., Effects of Etching Methods on Metallographic Examinations in 2205 Duplex Stainless Steel, *Metal Science and Heat Treatment*, (Basım Aşamasında).
21. Turker M., Comert Z.Y., Kisasoz A., Guler K.A., Experimental Research on Properties of Naval Brass Castings, *Practical Metallography*, (Basım Aşamasında).

#### **Ulusal Makale**

1. Kısasöz A., Karaaslan A., Dupleks Paslanmaz Çeliklerde Oluşan Yüksek Sıcaklık Fazlarına Genel Bir Bakış, *Metalurji*, 162, (2012), pp. 57-61.
2. Kısasöz A., K.A. Güler, Karaaslan A., Metal Matris Kompozitlerin Vakum İnfiltrasyonla Dereceli Hassas Döküm Kalıplarında Üretimi, *Metalurji*, 170, (2014), pp. 34-38.

#### **Bildiri**

##### **Uluslararası Bildiri**

1. Kısasöz A., Tandoğan G., Luş M., Karaaslan A., Kuşkonmaz N., Metal Matrisli Kompozit Üretimi İçin SiC İçerikli Ön Şekil Üretimi, *International Foundry and Environment Symposium (IFES2009)*, İstanbul, Türkiye, 28-29 Ocak 2010, pp. 162-166.
2. Kisasoz A., Guler K.A., Karaaslan A., Lost Foam Casting Technique Applications for Al/SiC Composite Production, *69th World Foundry Congress*, Hangzhou, China, 16-20 October 2010, pp. 573-576.
3. Ozer G., Kisasoz A., Guler K.A., Karaaslan A., Aluminum Matrix Composite Fabrication by Infiltration of SiC Preforms Using Squeeze Casting Technique, *8th International PhD Foundry Conference*, Brno, Czech Republic, 7-8 June 2010, pp. 1-9.

4. Kisasoz A., Guler K.A., Karaaslan A., Production of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al Composites Using Vacuum Assisted Block Mold Investment Casting, 8th International PhD Foundry Conference, Brno, Czech Republic, 7-8 June 2010, pp. 1-10.

5. Kisasöz A., Karaaslan A., Ferritik-Östenitik Çeliklerde Sıcaklığın Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkisinin Modellenmesi, 10. Uluslararası Kırılma Konferansı, Kayseri, Türkiye, 24-26 Nisan 2014, pp. 327-332.

### **Ulusal Bildiri**

1. Kisasöz A., Yeşildal C., Karaaslan A., Otomotiv Sektöründe Kullanılan Sacların TIG ve Direnç Nokta Kaynağı İle Birleştirilmesi, Kaynak Teknolojisi VII. Ulusal Kongre ve Sergisi, Ankara, 13-14 Kasım 2009, 183-192.

2. Kisasöz A., Karaaslan A. Dupleks Paslanmaz Çeliklerde İkincil Faz Oluşumuna Sıcaklığın ve Sürenin Etkisi, 4. Isıl İşlem Sempozyumu (4. HTS), İstanbul, 24-25 Ekim 2013, pp. 22-28.

3. Kakaçoğlu G., Sığırtmaç T., Karaaslan A., Kisasöz A., Al-Si Kaplamalı Otomotiv Çeliklerinde Lazer Kaynaklı Birleştirme Uygulamaları, 7. Otomotiv Teknolojileri Kongresi (OTEKON'14), Bursa, 26-27 Mayıs 2014

### **PROJELERİ**

1. Sıkıştırılmalı Döküm Yöntemi İle Al Matrisli Hibrid Takviyeli Kompozit Üretimi ve Karakterizasyonu, YTÜ BAPK Projesi, Ocak 2007-Ocak 2009, Araştırmacı.

2. Dupleks Paslanmaz Çeliklerde Sigma ve Chi Fazlarının Etkilerinin Isıl Yöntemler İle Giderilmesi, YTÜ BAPK Projesi, Kasım 2012-Mayıs 2014, Araştırmacı.

3. Savunma Sanayiinde Kullanılan Dupleks Paslanmaz Çeliğin Kaynağında Isıl Girdilerin Modellenmesi ve Deneysel Verilerin Eldesi, YTÜ BAPK Projesi, Haziran 2013-Haziran 2015, Araştırmacı.

4. Dupleks Paslanmaz Çeliklerin Isıl İşleminde Isıl Girdilerin Modellenmesi, YTÜ BAPK Projesi, Ocak Ekim 2013-Nisan 2015, Araştırmacı.

### **EĞİTİM VE SERTİFİKALARI**

1. TS EN ISO/IEC 17028:2010 Deney ve Kalibrasyon Laboratuvarlarının Yeterliliği için Genel Şartlar Standart Eğitimi, UAC Mühendislik ve Eğitim Hizmetleri, 16-17 Nisan 2012.

2. TS EN ISO/IEC 17028:2010 Deney ve Kalibrasyon Laboratuvarlarının Yeterliliği için Genel Şartlar Standardı İç Denetçi Eğitimi, UAC Mühendislik ve Eğitim Hizmetleri, 18-19 Nisan 2012.

3. TS EN ISO/IEC 17043:2010 Uygunluk Değerlendirmesi-Yeterlilik Deneyi için Genel Şartlar Standart Eğitimi, UAC Mühendislik ve Eğitim Hizmetleri, 25-26 Temmuz 2013.

4. Ansys Başlangıç Eğitimi, FİGES Mühendislik, 10-11 Şubat 2014.

5. Patent Yazım Eğitimi, Yıldız Teknik Üniversitesi Teknoloji Transfer Ofisi, 20 Haziran 2014.

## **ÖDÜLLERİ**

1. Yıldız Teknik Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Lisans Birinciliği, 2008.
2. Yıldız Teknik Üniversitesi Bilim Teşvik Ödülü, 2011.
3. Yıldız Teknik Üniversitesi Bilim Teşvik Ödülü, 2012.
4. Yıldız Teknik Üniversitesi Bilim Teşvik Ödülü, 2013.
5. Yıldız Teknik Üniversitesi Bilim Teşvik Ödülü, 2014.