

T.C.  
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DÜŞÜK YOĞUNLUKLU Fe-Mn-Al-C ÇELİKLERİNİN  
TERMODİNAMİK ve ÜRETİLEBİLİRLİK AÇISINDAN  
SİMÜLASYONU

Memduh Kağan KELER

DOKTORA TEZİ

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Malzeme Programı

Danışman

Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR

Şubat, 2023

T.C.  
YILDIZ TEKNİK ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

DÜŞÜK YOĞUNLUKLU Fe-Mn-Al-C ÇELİKLERİNİN TERMODİNAMİK  
ve ÜRETİLEBİLİRLİK AÇISINDAN SİMÜLASYONU

Memduh Kağan KELER tarafından hazırlanan tez çalışması 13.02.2023 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Malzeme Programı **DOKTORA TEZİ** olarak kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR  
Yıldız Teknik Üniversitesi  
Danışman

**Jüri Üyeleri**

Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR, Danışman  
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Nilgün KUŞKONMAZ, Üye  
Yıldız Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Oğuzhan GÜNDÜZ, Üye  
Marmara Üniversitesi

Doç. Dr. Mustafa BOYRAZLI, Üye  
Fırat Üniversitesi

Dr. Öğretim Üyesi Burak BİROL, Üye  
Yıldız Teknik Üniversitesi

Danışmanım Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR sorumluluğunda tarafımda hazırlanan Düşük Yoğunluklu Fe-Mn-Al-C Çeliklerinin Termodinamik ve Üretilebilirlik Açısından Simülasyonu başlıklı çalışmada veri toplama ve veri kullanımında gerekli yasal izinleri aldığımı, diğer kaynaklardan aldığım bilgileri ana metin ve referanslarda eksiksiz gösterdiğimi, araştırma verilerine ve sonuçlarına ilişkin çarpıtma ve/veya sahtecilik yapmadığımı, çalışmam süresince bilimsel araştırma ve etik ilkelerine uygun davrandığımı beyan ederim. Beyanımın aksinin ispatı halinde her türlü yasal sonucu kabul ederim.

Memduh Kağan KELER

İmza



*Aileme*

## TEŞEKKÜR

---

Tez çalışmam süresince bilgi ve deneyimleri ile destek olup, görüş ve değerlendirmeleri ile çalışmalarına yön veren değerli danışmanım Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR'a sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam esnasında değerli fikirleriyle bana yol gösteren değerli hocalarım Prof. Dr. Nilgün KUŞKONMAZ ve Prof. Dr. Oğuzhan GÜNDÜZ'e teşekkürü borç bilirim.

Tüm çalışmalarımda ilgi ve desteklerini esirgemeyen değerli yöneticilerim Dr. Oğuz GÜNDÜZ ve Özcan BAHAROĞLU'na,

Tez aşamasında gerçekleştirdiğim çalışmalarda katkıları olan Zafer ÇETİN, Onur KART, Yakup Enes GARİP, Yusuf YAMANTÜRK, Mehmet Bulut ÖZYİĞİT, Dilara ÖZYİĞİT, Gözde ALDIKAÇTI, Selda DALDAL, Dr. Ramazan UZUN, Erhan SAKALLI, Ümran BAŞKAYA, Recep VATANSEVER, Mehmet Eray ERKAN, İsmail ERDOĞAN ve diğer tüm değerli mesai arkadaşlarıma,

Her zaman her durumda yanımda olan aileme ve kıymetli arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Memduh Kağan KELER

# İÇİNDEKİLER

<b>SİMGE LİSTESİ</b>	<b>vii</b>
<b>KISALTMA LİSTESİ</b>	<b>viii</b>
<b>ŞEKİL LİSTESİ</b>	<b>ix</b>
<b>TABLO LİSTESİ</b>	<b>xv</b>
<b>ÖZET</b>	<b>xviii</b>
<b>ABSTRACT</b>	<b>xx</b>
<b>1 GİRİŞ</b>	<b>1</b>
1.1 Literatür Özeti.....	1
1.2 Tezin Amacı .....	6
1.3 Hipotez .....	7
<b>2 DÜŞÜK YOĞUNLUKLU ÇELİKLER</b>	<b>9</b>
2.1 K-karbür Fazı ve Düşük Yoğunluklu Çeliklerdeki Temel Fonksiyonu .....	9
2.2 Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Sınıflandırılması .....	11
<b>3 SIVI ÇELİK TERMODİNAMİĞİ ve TERMODİNAMİK SİMÜLASYON UYGULAMALARI</b>	<b>14</b>
3.1 Calphad Metodu.....	14
3.2 Sıvı Çelik Termodinamiği.....	15
<b>4 DÖKÜM TEKNOLOJİSİ ve KATILAŞMA</b>	<b>19</b>
4.1 Ergitme ve İndüksiyon Fırınları .....	20
4.2 Katılaşma .....	23
<b>5 TASARIM ve DENEYSEL ÇALIŞMALAR</b>	<b>29</b>
5.1 Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Termodinamik Simülasyonu ve Alaşım Tasarımı Çalışmaları .....	29
5.1.1 Termodinamik Yazılım Simülasyonları .....	29
5.1.2 Düşük Yoğunluklu Çeliklerde Temel Faz Diyagramları .....	30
5.1.3 K- karbür Fazının Oluşum Mekanizması .....	33
5.1.4 Alaşım Tasarımı Çalışmaları .....	34
5.2 Deneysel Çalışmalar .....	64
5.2.1 Kullanılan Malzemeler.....	64
5.2.2 Ergitme ve Döküm İşlemleri .....	66
5.2.3 Sıcak ve Soğuk Haddeme Çalışmaları .....	75
5.2.4 Isıl İşlem Çalışmaları .....	96

5.2.5	Metal İşlem Çalışmaları .....	97
5.2.6	Spektral Analiz ve X-Işını Testleri .....	98
5.2.7	Mekanik Testler .....	99
5.2.8	Metalografi Çalışmaları .....	100
5.2.9	Mikroyapı İncelemeleri .....	102
5.2.10	İnklüzyon Analizi.....	104
<b>6</b>	<b>DENEYSEL SONUÇLAR ve DEĞERLENDİRME</b>	<b>106</b>
6.1	Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Kimyasal Kompozisyonlarının Değerlendirilmesi.....	106
6.2	Yapay Cürüflü Üretim Pratiğinin İncelenmesi.....	109
6.3	Dökümde Bifilm Oluşum Mekanizmasının İncelenmesi .....	113
6.4	Mekanik Test Sonuçları.....	118
6.5	Optik Mikroskop ve SEM-EDS İncelemeleri.....	125
6.6	İnklüzyon Analizleri.....	154
6.7	Teorik Yoğunluk Analizleri.....	166
6.8	Deney Çalışmalarında Elde Edilen Bulgular .....	167
<b>7</b>	<b>SONUÇ ve ÖNERİLER</b>	<b>174</b>
	<b>KAYNAKÇA</b>	<b>178</b>
	<b>TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR</b>	<b>187</b>

## SİMGE LİSTESİ

---

%	Yüzde
$\Delta G^\circ$	Gibbs Serbest Enerjisi
$\Delta G_m$	Alaşım Gibbs Enerjisi
$\Delta H$	Entalpi
$^\circ C$	Santigrat Derece
$^\circ F$	Fahrenhayt Derece
$\mu$	Mikron
a	Aktivite
$A_{100}$	Yüzde Uzama
$\epsilon$	Etkileşim Parametresi
$f_i$	i Elementinin Göreceli Aktivite Katsayısı
$\gamma$	Östenit Fazı
$\gamma_i^\circ$	Henrian Aktivite Katsayısı
$g_i^\circ$	i Elementinin Çözeltideki Gibbs Standart Enerjisi
$i$	Element
k	Katı
$K\alpha$	K-Alpha Emisyonu
ln	Doğal Logaritma
<u>M</u>	Çözünmüş Metal
mE	Elastiklik Modülü
R	Evrensel Gaz Sabiti
$R_{0,2}$	Akma Gerilmesi
$R_m$	Çekme Gerilmesi
$\Sigma$	Toplam İşareti
T	Sıcaklık
$x_i$	i Elementinin Mol Oranı
$\alpha$	Alfa-Ferrit Fazı
$\delta$	Delta-Ferrit Fazı
$\rho$	Yoğunluk
$\Omega$	Türetilmiş Entropi Katsayısı

## KISALTMA LİSTESİ

---

Al	Alüminyum
BCC	Body Centered Cubic-Kübik Hacim Merkezli
C	Karbon
CCT	Continuous Cooling Transformation-Sürekli Soğuma Diyagramı
EDS	Energy Dispersive X-ray spectroscopy-Enerji Dağılım Spektroskopisi
EN	European Standards-Avrupa Standartları
Fe	Demir
FeMn	Ferromangan
FeNb	Ferronyobyum
FeSi	Ferrosilis
FeSiMn	Ferrosilikomangan
GPa	Gigapascal
HV	Hardness of Vickers-Vickers Sertlik Birimi
KHM	Kübik Hacim Merkezli
K-karbür	Kappa karbür
Kw/h	Kilowatt/saat
KYM	Face Centered Cubic-Kübik Yüzey Merkezli
LOM	Light Optical Microscopy-Işık Optik Mikroskobu
MFS	Mean Flow Stress-Ortalama Akış Stresi
Mn	Mangan
MPa	Megapascal
Nb	Niyobyum
SAXS	Short Angle X-Ray Scattering-Kısa Açılı X-Ray Saçılımı
SEI	Secondary Electron Images-İkincil Elektron Görüntüsü
SEM	Scanning Electron Microscope-Taramalı Elektron Mikroskobu
SFE	Stacking Fault Energy-İstifleme Hatası Enerjisi
Si	Silisyum
TEM	Transmission Electron Microscope-Geçirimli Elektron Mikroskobu
TTT	Time Temperature Transformation-Zaman Sıcaklık Dönüşüm
WAXS	Wide Angle X-Ray Scattering-Geniş Açılı X-Ray Saçılımı

## ŞEKİL LİSTESİ

Şekil 2.1	K-karbür kristal yapısı .....	10
Şekil 2.2	K-karbür sekizyüzlü kristal yapısı konfigürasyonu.....	10
Şekil 2.3	Düşük yoğunluklu çeliklerin maksimum çekme gerilmesi-toplam uzama grafiği .....	12
Şekil 2.4	Çelikteki alüminyum içeriğine göre yoğunluktaki azalma oranı .....	13
Şekil 4.1	İndüksiyon fırını temel bileşenleri .....	20
Şekil 4.2	Açık indüksiyon fırını enine kesit yapısı .....	21
Şekil 4.3	İndüksiyon fırınlarında kullanılan refrakter malzemelerin termal genişleme eğrileri.....	22
Şekil 4.4	Vakum indüksiyon fırını temel bileşenleri .....	23
Şekil 4.5	Saf bir metalde sıcaklık-serbest enerji değişimi ilişkisi.....	24
Şekil 4.6	Katılma serbest enerji değişiminin kritik yarıçap ve çekirdek boyutu ile ilişkisi .....	24
Şekil 4.7	Homojen çekirdeklenmede aşırı soğuma-kritik yarıçap ilişkisi.....	25
Şekil 4.8	Kalıp duvarında çekirdeklenmeye başlayan çekirdeğin ara yüzey etkileşim vektörleri .....	26
Şekil 4.9	Kritik yarıçapın $\Delta G^*$ , N (çekirdeklenme konsantrasyonu) ve $\Delta T$ ile etkileşimi .....	27
Şekil 4.10	Çelikte dendritik katılma bölgesinin oluşumu .....	28
Şekil 5.1	Fe-Al ikili faz denge diyagramı.....	30
Şekil 5.2	Fe-C-Al bazlı çelik alaşımının likidüs projeksiyon sıcaklıkları .....	31
Şekil 5.3	Fe-Mn-Al likidüs projeksiyonu.....	32
Şekil 5.4	İzotermal faz dönüşümleri (Fe-Mn-Al-C-Si) sistemi.....	32
Şekil 5.5	Fe-C faz diyagramı (Fe-Mn-Al-C) sistemi.....	33
Şekil 5.6	Alüminyum elementinin k-karbür fazının oluşumuna etkisi (Fe-8Mn-xAl-0,15C) .....	36
Şekil 5.7	K- karbür fazının farklı sıcaklıklarda oluşum mekanizması ve kristal yapı dönüşümleri .....	37
Şekil 5.8	Referans alaşım malzemesinde SFE değerinin sıcaklıkla değişimi ...	37
Şekil 5.9	Referans %8 Mn içeren malzemedeki k-karbür oranının değişimi.....	38
Şekil 5.10	1600°C sıcaklıkta sıvı çeliğin yoğunluğu.....	39
Şekil 5.11	1400°C sıcaklıkta sıvı çeliğin ve KHM_A2 fazının yoğunluğu .....	39

<b>Şekil 5.12</b>	0°C sıcaklıkta KHM_A2 fazının yoğunluğu ve oluşan k-karbür miktarı .....	40
<b>Şekil 5.13</b>	1300-1600°C sıcaklık aralığında katılma sürecinde faz aktivitelerinin değişimi.....	41
<b>Şekil 5.14</b>	Fe-0,5Mn-5Al-0,04C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	42
<b>Şekil 5.15</b>	Fe-1Mn-5Al-0,04C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	43
<b>Şekil 5.16</b>	Fe-2Mn-5Al-0,04C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	43
<b>Şekil 5.17</b>	Fe-2,5Mn-5Al-0,04C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	43
<b>Şekil 5.18</b>	Fe-2,5Mn-3Al-0,05C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	44
<b>Şekil 5.19</b>	Fe-2Mn-3Al-0,1C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	45
<b>Şekil 5.20</b>	Fe-2Mn-3Al-0,2C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	45
<b>Şekil 5.21</b>	Fe-2Mn-3Al-0,05C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	45
<b>Şekil 5.22</b>	Fe-3Mn-3Al-0,1C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	46
<b>Şekil 5.23</b>	Fe-3Mn-3Al-0,2C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	46
<b>Şekil 5.24</b>	Fe-5Mn-5Al-0,1C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	47
<b>Şekil 5.25</b>	Fe-5Mn-5Al-0,4C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	47
<b>Şekil 5.26</b>	Fe-5Mn-5Al-0,5C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	48
<b>Şekil 5.27</b>	Fe-5Mn-5Al-0,6C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	48
<b>Şekil 5.28</b>	Fe-5Mn-7Al-0,5C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	48
<b>Şekil 5.29</b>	Fe-5Mn-10Al-0,5C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	49
<b>Şekil 5.30</b>	Fe-12Mn-5Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	50
<b>Şekil 5.31</b>	Fe-12Mn-8Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	50
<b>Şekil 5.32</b>	Fe-20Mn-9Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	50
<b>Şekil 5.33</b>	Fe-20Mn-9Al-0,9C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	51
<b>Şekil 5.34</b>	Fe-20Mn-9Al-1C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	51
<b>Şekil 5.35</b>	Fe-12Mn-10Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	51
<b>Şekil 5.36</b>	Fe-15Mn-12Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	52
<b>Şekil 5.37</b>	Fe-15Mn-15Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	52
<b>Şekil 5.38</b>	Fe-15Mn-18Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı.....	52
<b>Şekil 5.39</b>	Fe-2,4Mn-4,8Al-0,09C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 4) .....	53
<b>Şekil 5.40</b>	Fe-2,2Mn-9,61Al-0,09C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 5) .....	54
<b>Şekil 5.41</b>	Fe-11,9Mn-14,2Al-0,75C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 6) .....	54

<b>Şekil 5.42</b>	Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 7) .....	55
<b>Şekil 5.43</b>	Fe-3,8Mn-3,5Al-0,22C-1,08Si çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 8) .....	56
<b>Şekil 5.44</b>	Fe-11,1Mn-7Al-0,49C-2,88Si çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 9) .....	56
<b>Şekil 5.45</b>	Fe-9,3Mn-5,8Al-0,46C-2,43Si çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 10) .....	56
<b>Şekil 5.46</b>	7 numaralı alaşımın katılaşma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri.....	57
<b>Şekil 5.47</b>	8 numaralı alaşımın katılaşma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri.....	59
<b>Şekil 5.48</b>	9 numaralı alaşımın katılaşma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri.....	60
<b>Şekil 5.49</b>	10 numaralı alaşımın katılaşma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri.....	61
<b>Şekil 5.50</b>	Fe-5Mn-5Al-0,3C-1Si-0,15Nb çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 11) .....	62
<b>Şekil 5.51</b>	11,12 ve 13 numaralı alaşımın katılaşma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri.....	63
<b>Şekil 5.52</b>	Açık indüksiyon fırını ve döküm işlemi.....	66
<b>Şekil 5.53</b>	Ergitme ve döküm işleminde operasyon adımları.....	68
<b>Şekil 5.54</b>	Dökümün potaya ve kokil kalıba alınması .....	69
<b>Şekil 5.55</b>	Yapay cürüflü pratikte açık indüksiyon fırını temsili gösterimi [34] .....	70
<b>Şekil 5.56</b>	Ergitme ve döküm işlemleri.....	71
<b>Şekil 5.57</b>	Seco-Warwick VIM Alloy 150-200 vakum indüksiyon fırını.....	72
<b>Şekil 5.58</b>	Vakum indüksiyon fırını iç hazne bölümü .....	74
<b>Şekil 5.59</b>	Vakum indüksiyon fırını alaşım ilave operasyonu ve ergitme proses kontrolü .....	75
<b>Şekil 5.60</b>	İngot malzemenin birinci ve ikinci kısmının temsili gösterimi .....	76
<b>Şekil 5.61</b>	Sıcak ve soğuk haddeleme simülatörleri.....	76
<b>Şekil 5.62</b>	4 numaralı alaşımın CCT diyagramı .....	78
<b>Şekil 5.63</b>	7 numaralı alaşımın CCT diyagramı .....	78
<b>Şekil 5.64</b>	8 numaralı alaşımın CCT diyagramı .....	79
<b>Şekil 5.65</b>	10 numaralı alaşımın CCT diyagramı .....	79
<b>Şekil 5.66</b>	11 numaralı alaşımın CCT diyagramı .....	80
<b>Şekil 5.67</b>	4 numaralı alaşımın TTT diyagramı .....	81

<b>Şekil 5.68</b>	7 numaralı alaşımın TTT diyagramı .....	81
<b>Şekil 5.69</b>	8 numaralı alaşımın TTT diyagramı .....	82
<b>Şekil 5.70</b>	10 numaralı alaşımın TTT diyagramı .....	82
<b>Şekil 5.71</b>	11 numaralı alaşımın TTT diyagramı .....	83
<b>Şekil 5.72</b>	Isıl işlem fırını ve soğutma (quench) sistemi .....	96
<b>Şekil 5.73</b>	Sütunlu şerit testere (Uzay 420) .....	97
<b>Şekil 5.74</b>	Giyotin makas hattı .....	98
<b>Şekil 5.75</b>	ARL iSPARK 8860 optik emisyon spektrometresi .....	98
<b>Şekil 5.76</b>	Zetium X-ışını floresans spektrometresi (sol taraf) ve Empyrean X-ışını kırınım cihazı (sağ taraf) .....	99
<b>Şekil 5.77</b>	Zwick 250 kN çekme test cihazı .....	100
<b>Şekil 5.78</b>	Struers Discotom-65 model kesme cihazı .....	101
<b>Şekil 5.79</b>	Struers Citopress-20 sıcak bakalite alma cihazı .....	101
<b>Şekil 5.80</b>	Struers TegraPol-25 zımparalama/parlatma cihazı .....	102
<b>Şekil 5.81</b>	Nikon Eclipse Ma200- Epiphot 200 optik mikroskobu .....	103
<b>Şekil 5.82</b>	JEOL JSM 7100F SEM cihazı .....	104
<b>Şekil 5.83</b>	ZEISS EVO 10 SEM cihazı .....	104
<b>Şekil 5.84</b>	Thermoscientific Explorer-4 otomatik inklüzyon analiz cihazı .....	105
<b>Şekil 6.1</b>	Yapay cüruf kullanım miktarına göre oluşan faz yapılarının değişimi .....	111
<b>Şekil 6.2</b>	10°-90° 2θ açısı aralığında yapay cürufa ait mineralojik pik taraması .....	112
<b>Şekil 6.3</b>	Tarama sonuçlarında belirlenen fazların pasta grafiği .....	113
<b>Şekil 6.4</b>	4 numaralı alaşımında ingot dökümde oluşan bifilm yüzeyleri .....	115
<b>Şekil 6.5</b>	5 numaralı alaşımında ingot dökümde oluşan bifilm yüzeyleri .....	116
<b>Şekil 6.6</b>	6 numaralı alaşımında ingot dökümde oluşan bifilm yüzeyleri .....	117
<b>Şekil 6.7</b>	4 numaralı alaşımın farklı ısıl işlem uygulama sıcaklıklarında çekme gerilmesi değişimi .....	119
<b>Şekil 6.8</b>	Haddeleme sonrası malzemenin baş, orta ve son kısmının gösterimi .....	123
<b>Şekil 6.9</b>	Düşük yoğunluklu çeliklerin çekme gerilmesi değişimi .....	124
<b>Şekil 6.10</b>	4 numaralı alaşımın 750°C ve 850°C ısıl işlem uygulamasından sonra elde edilen mikroyapı görüntüleri (25X-Nital dağlama uygulanmış) .....	126
<b>Şekil 6.11</b>	4 numaralı alaşımın 950°C ve 1100°C ısıl işlem uygulamasından sonra elde edilen mikroyapı görüntüleri (25X-Nital dağlama uygulanmış) .....	126

<b>Şekil 6.12</b>	4 numaralı alaşımın farklı sıcaklıklarda ısıtım uygulamasından sonra elde edilen mikro görüntüleri (1000X-Lepera dağlama uygulanmış) .....	127
<b>Şekil 6.13</b>	4 Numaralı alaşım mikroyapısı (850°C ısıtım sonrası) .....	128
<b>Şekil 6.14</b>	6 numaralı alaşımın döküm numunesinin tane yapısı ve iğnemi k-karbür fazları .....	129
<b>Şekil 6.15</b>	6 numaralı alaşım içerisinde yer alan faz ve çökeltiler .....	129
<b>Şekil 6.16</b>	6 numaralı alaşımın iç yapısındaki karbürlere ait SEM-EDS haritalama analizi .....	130
<b>Şekil 6.17</b>	6 numaralı alaşımın iç yapısındaki çökeltilere ait SEM-EDS haritalama analizi .....	131
<b>Şekil 6.18</b>	6 numaralı alaşımın iç yapısındaki çökeltilere ait SEM-EDS haritalama analizi .....	132
<b>Şekil 6.19</b>	7 numaralı alaşımın ikinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı .....	133
<b>Şekil 6.20</b>	7 numaralı alaşımın ikinci kısmının SEM görüntüleri .....	134
<b>Şekil 6.21</b>	7 numaralı alaşımın ikinci kısmının SEM-EDS incelemesi .....	135
<b>Şekil 6.22</b>	7 numaralı alaşımın ikinci kısmının bölgesel SEM-EDS incelemesi (Spectrum: Spektrum; Atomic: Atomal; Quantative results: Sayısal sonuçlar; Totals: Toplam) .....	136
<b>Şekil 6.23</b>	8 numaralı alaşımın birinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı .....	137
<b>Şekil 6.24</b>	8 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM görüntüleri .....	138
<b>Şekil 6.25</b>	8 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM-EDS incelemesi .....	139
<b>Şekil 6.26</b>	8 numaralı alaşımın birinci kısmının bölgesel SEM-EDS incelemesi .....	140
<b>Şekil 6.27</b>	10 numaralı alaşımın birinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı .....	141
<b>Şekil 6.28</b>	10 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM görüntüleri .....	142
<b>Şekil 6.29</b>	10 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM-EDS incelemesi .....	143
<b>Şekil 6.30</b>	10 numaralı alaşımın birinci kısmının bölgesel SEM-EDS incelemesi .....	144
<b>Şekil 6.31</b>	10 numaralı alaşımın ikinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı .....	145
<b>Şekil 6.32</b>	10 numaralı alaşımın ikinci kısmının SEM görüntüleri .....	146
<b>Şekil 6.33</b>	10 numaralı alaşımın ikinci kısmının SEM-EDS incelemesi .....	147
<b>Şekil 6.34</b>	10 numaralı alaşımın ikinci kısmının bölgesel SEM-EDS incelemesi .....	148

<b>Şekil 6.35</b>	11 numaralı alaşımın birinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı .....	149
<b>Şekil 6.36</b>	11 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM görüntüleri .....	150
<b>Şekil 6.37</b>	11 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM-EDS incelemesi .....	151
<b>Şekil 6.38</b>	11 numaralı alaşımın bölgesel SEM-EDS incelemesi .....	152
<b>Şekil 6.39</b>	11 numaralı alaşımın ikinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı .....	153
<b>Şekil 6.40</b>	4 numaralı alaşımın ikinci kısmının 750°C ısıtma işlemi uygulaması sonrasında inklüzyon yapısına ait üçlü faz diyagramı .....	155
<b>Şekil 6.41</b>	4 numaralı alaşımın 850°C ısıtma işlemi uygulaması sonrasında inklüzyon yapısına ait üçlü faz diyagramı .....	156
<b>Şekil 6.42</b>	4 numaralı alaşımın 950°C ısıtma işlemi uygulaması sonrasında inklüzyon yapısına ait üçlü faz diyagramı .....	157
<b>Şekil 6.43</b>	4 numaralı alaşımın 1100°C ısıtma işlemi uygulaması sonrasında inklüzyon yapısına ait üçlü faz diyagramı .....	158
<b>Şekil 6.44</b>	7 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon morfolojisinin dağılımı .....	160
<b>Şekil 6.45</b>	8 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon morfolojisinin dağılımı .....	161
<b>Şekil 6.46</b>	10 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon morfolojisinin dağılımı .....	162
<b>Şekil 6.47</b>	10 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon morfolojisinin dağılımı .....	164
<b>Şekil 6.48</b>	Alaşımın birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğunun değişimi .....	165
<b>Şekil 6.49</b>	Düşük yoğunluklu çeliklerin teorik yoğunluk değişimi .....	167

## TABLO LİSTESİ

<b>Tablo 2.1</b>	Düşük yoğunluklu çeliklerin sıcak haddelenmiş mikroyapı özelliklerine göre sınıflandırılması .....	11
<b>Tablo 5.1</b>	FactSage FStel veri seti ve faz yapıları.....	34
<b>Tablo 5.2</b>	Birinci faz çalışmalarında gerçekleştirilen alaşım tasarımı çalışmaları (%) .....	35
<b>Tablo 5.3</b>	İkinci faz çalışmalarında gerçekleştirilen alaşım tasarımı çalışmaları (%) .....	53
<b>Tablo 5.4</b>	Üçüncü faz çalışmalarında gerçekleştirilen alaşım tasarımı çalışmaları (%) .....	55
<b>Tablo 5.5</b>	7 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değerleri.....	58
<b>Tablo 5.6</b>	8 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değerleri.....	59
<b>Tablo 5.7</b>	9 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değerleri.....	60
<b>Tablo 5.8</b>	10 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değerleri.....	61
<b>Tablo 5.9</b>	Üçüncü faz çalışmalarında gerçekleştirilen alaşım tasarımı çalışmaları (%) .....	62
<b>Tablo 5.10</b>	11, 12 ve 13 numaralı alaşımların katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değerleri .....	63
<b>Tablo 5.11</b>	Çalışmalarda kullanılan çelik malzeme ve hurdanın kimyasal analiz değerleri (%).....	64
<b>Tablo 5.12</b>	Çalışmalarda kullanılan FeMn alaşımlarının kimyasal analiz değerleri (%) .....	65
<b>Tablo 5.13</b>	Çalışmalarda kullanılan FeSi ve FeNb alaşımlarının kimyasal analiz değerleri (%).....	65
<b>Tablo 5.14</b>	Çalışmalarda kullanılan yapay cürufun kimyasal analiz değerleri (%) .....	65
<b>Tablo 5.15</b>	Alaşımların hedef kimyasal analiz tasarımı (%) .....	67
<b>Tablo 5.16</b>	Sıcak ve soğuk olarak haddelenen düşük yoğunluklu çelik malzemelerinin detayları .....	77
<b>Tablo 5.17</b>	4 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeme proses verileri.....	84
<b>Tablo 5.18</b>	7 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının birinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeme proses verileri.....	85

<b>Tablo 5.19</b>	7 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri.....	86
<b>Tablo 5.20</b>	8 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının birinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri.....	87
<b>Tablo 5.21</b>	8 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri.....	88
<b>Tablo 5.22</b>	10 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının birinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri.....	89
<b>Tablo 5.23</b>	10 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri.....	90
<b>Tablo 5.24</b>	11 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının 30 mm kalınlığa haddelenmesine ait sıcak haddeleme proses verileri .....	91
<b>Tablo 5.25</b>	11 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının birinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri.....	92
<b>Tablo 5.26</b>	11 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri.....	93
<b>Tablo 5.27</b>	Sac-3 numaralı sıcak haddelenmiş malzemenin soğuk haddeleme proses verileri.....	94
<b>Tablo 5.28</b>	Sac-4 numaralı sıcak haddelenmiş malzemenin soğuk haddeleme proses verileri.....	95
<b>Tablo 5.29</b>	4 numaralı alaşıma ait ısıtma işlem verileri.....	97
<b>Tablo 6.1</b>	Düşük yoğunluklu çelik alaşımlarının hedef analiz tasarımı ve gerçekleşen analiz değerleri (%) .....	108
<b>Tablo 6.2</b>	Düşük yoğunluklu çelik alaşımlarının üretim ve analiz metodu ....	109
<b>Tablo 6.3</b>	Yapay cüruf numunesinin döküm sonrası kimyasal analiz değeri (%) .....	112
<b>Tablo 6.4</b>	Mineralojik faz yapılarının kimyasal formülü ve sıralamaları .....	113
<b>Tablo 6.5</b>	4 numaralı alaşımın ikinci kısmının mekanik test sonuçları .....	118
<b>Tablo 6.6</b>	7 numaralı alaşımın ikinci kısmının mekanik test sonuçları .....	120
<b>Tablo 6.7</b>	8 numaralı alaşımın birinci kısmının mekanik test sonuçları .....	120
<b>Tablo 6.8</b>	8 numaralı alaşımın ikinci kısmının mekanik test sonuçları .....	121
<b>Tablo 6.9</b>	10 numaralı alaşımın birinci kısmının mekanik test sonuçları .....	121
<b>Tablo 6.10</b>	10 numaralı alaşımın ikinci kısmının mekanik test sonuçları .....	122
<b>Tablo 6.11</b>	11 numaralı alaşımın birinci kısmının mekanik test sonuçları .....	122
<b>Tablo 6.12</b>	11 numaralı alaşımın ikinci kısmının mekanik test sonuçları .....	123
<b>Tablo 6.13</b>	4 numaralı alaşımda inklüzyonların kimyasal analiz tablosu (750°C) .....	156

<b>Tablo 6.14</b>	4 numaralı alaşımda inklüzyonların kimyasal analiz tablosu (850°C)	157
<b>Tablo 6.15</b>	4 numaralı alaşımda inklüzyonların kimyasal analiz tablosu (950°C)	158
<b>Tablo 6.16</b>	4 numaralı alaşımda inklüzyonların kimyasal analiz tablosu (1100°C)	159
<b>Tablo 6.17</b>	7 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu.....	160
<b>Tablo 6.18</b>	8 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu.....	162
<b>Tablo 6.19</b>	10 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu.....	163
<b>Tablo 6.20</b>	10 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu.....	163
<b>Tablo 6.21</b>	Alaşımların teorik yoğunluk (g/cm <sup>3</sup> ) tablosu .....	166

## Düşük Yoğunluklu Fe-Mn-Al-C Çeliklerinin Termodinamik ve Üretilbilirlik Açısından Simülasyonu

Memduh Kağan KELER

Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Doktora Tezi

Danışman: Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR

Bu tezin amacı düşük yoğunluklu çelikleri metalürjik olarak tasarlamak, üretmek, haddelemek ve karakterizasyon çalışmalarını gerçekleştirmektir. Düşük yoğunluklu çelikler günümüzün güncel araştırma konuları arasında yer almakla beraber, gelecek dönemde birim hacimde daha fazla ağırlık azaltma talebine bağlı olarak yenilikçi malzemelerin geliştirilmesine ihtiyaç duyulacaktır. Teknikte kullanılan çelik malzemelerinin yoğunluğu genel olarak 7,8-8,2 g/cm<sup>3</sup> aralığında yer almaktadır. Tez çalışmasıyla alaşım tasarımı gerçekleştirilen yeni nesil düşük yoğunluklu çeliklerin yoğunluğu 6,6-7,2 g/cm<sup>3</sup> mertebelerine düşürülmüştür.

Düşük yoğunluklu çeliklerin geliştirilmesinde hesaplamalı termodinamik simülasyon araçları kullanılmış ve alaşım tasarımı çalışmaya özgün olan yeni çelik kaliteleri geliştirilmiştir. Alaşım tasarımı gerçekleştirilen farklı alaşımların dökümleri açık indüksiyon ve vakum indüksiyon fırınlarında daha önceden

belirlenen parametrelerle beraber gerçekleştirilmiştir. İngot olarak adlandırılan yarı ürünlerin homojen katılaşma yapısında elde edilmesi sağlanmıştır.

Döküm çalışmalarının tamamlanmasının ardından üretilen alaşımlar sıcak haddeme simülatöründe 3 mm kalınlığa haddelenmiştir. Yüksek alaşımlı düşük yoğunluklu çeliklerin haddeme pratikleri, malzemelerin sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri analiz edilerek belirlenmiştir. Haddeme sonrasında sac malzemelere mekanik testler uygulanmış, malzemelerin mekanik davranışları hakkında metalürjik kazanım elde edilmiştir. Üretilen alaşımların iç yapısı metalografi incelemeleriyle birlikte karakterize edilmiş, genel faz yapısı değerlendirilmiştir. Ardından çelik temizliği incelemeleri gerçekleştirilerek malzemelerde inklüzyon morfolojisi hakkında gözlemler yapılmıştır. Soğuk haddemeye uygun olan alaşımlar soğuk haddelenmiş ve çalışmalar tamamlanmıştır.

Tez çalışmasıyla birlikte düşük yoğunluklu çeliklerin alaşım tasarımından nihai haddelenmiş formuna kadar olan süreçlerde bilgi birikimi elde edilmiş; farklı metalürjik pratiklerin uygulanmasıyla elde edilebilecek potansiyel kazanımlar belirlenmiştir. Metalürjik açıdan en ideal alaşım yapıları belirlenerek, malzemeye özgü üretim rotaları oluşturulmuştur.

**Anahtar Kelimeler:** Düşük yoğunluklu çelikler, kappa-karbür, Fe-Mn-Al-C çeliği, alaşım tasarımı, çelik temizliği.

# Simulation of Low-Density Fe-Mn-Al-C Steels in Terms of Thermodynamic Aspect and Producibility

Memduh Kağan KELER

Department of Metallurgical and Materials Engineering

Doctor of Philosophy Thesis

Supervisor: Prof. Dr. Sibel DAĞLILAR

The aim of this thesis is developing a new concept for low-density steels including alloy design, casting, hot rolling and characterization. Although low-density steels are among the current research topics, there will be more need for the development of these innovative materials due to the demand for more weight reduction per unit volume in the future. The density of the steel materials used in engineering applications are generally in the range of 7,8-8,2 g/cm<sup>3</sup>. The density of the new generation low-density steels, whose alloy design was carried out with the thesis study, was reduced to the range of 6,6-7,2 g/cm<sup>3</sup>.

Computational thermodynamic simulation tools have been used in the development of low-density steels and new steel grades have been developed whose alloy design is unique to the study. Casting of different alloys was carried out in open induction and vacuum induction furnaces with predetermined parameters. It is ensured that semi-products called ingot are obtained in homogeneous solidification structure.

After the casting studies were completed, the produced alloys were rolled to a thickness of 3 mm in the hot rolling simulator. The rolling practices of high-alloyed low-density steels were determined by analyzing temperature dependent phase structure transformations. After rolling, mechanical tests were applied to the sheet materials, and metallurgical know-how were obtained about the mechanical behavior of the materials. Microstructure of the produced alloys was characterized by metallography examinations, and the general phase structure was evaluated. Afterwards, steel cleanliness investigations were carried out and observations were made about the inclusion morphology of the materials. Alloys suitable for cold rolling were cold rolled and the research was completed.

With the thesis work, advanced metallurgical know-how was gained in the processes from alloy design of low-density steels to the final rolled form; The potential outputs that can be obtained by applying different metallurgical practices have been concluded. By determining the most ideal alloy designs in terms of metallurgy, production routes specific to the material were created.

**Keywords:** Low density steels, kappa-carbide, Fe-Mn-Al-C steels, alloy design, steel cleanliness.

## 1.1 Literatür Özeti

Çelik malzemeler yüksek mekanik özellikleri, üstün şekillendirme yetenekleri, geri dönüşüm avantajları ve diğer malzeme gruplarına göre düşük üretim maliyetleri nedeniyle otomotiv ve lokomotif endüstrilerde yüksek hacimlerde kullanılmaktadır. Günümüzde otomotiv endüstrisi ve araştırmacılar, yakıt verimliliğini artırmak ve CO<sub>2</sub> emisyonlarını azaltmak için taşıtların birim ağırlığını düşürme doğrultusunda çalışmalar sürdürmektedir.

Düşük yoğunluklu çeliklerin geliştirilmesi konusunda literatürde son 10 yıldır önemli çalışmalar gerçekleştirilmekte; çalışma konuları ağırlık azaltmaya yönelik ve dolayısıyla yenilikçi alaşım tasarımları üzerine yürütülmektedir. Fe-Mn-Al-C çeliklerinin tarihi 1950'li yıllara dayanmakla beraber, günümüzde özellikle otomotiv endüstrisi için düşük yoğunluklu çeliklerin kullanım oranı özellikle yapısal parçalarda giderek artmaktadır. Chen ve arkadaşlarının yapmış olduğu araştırma çalışmasında, düşük yoğunluklu çeliklerin güncel durumu özetlenmiş ve bugüne kadar gerçekleştirilen çalışmalar karşılaştırmalı olarak derlenmiştir [1].

Literatürde gerçekleştirilen çalışmalar; düşük yoğunluklu çeliklerin fiziksel özellikleri (yoğunluk, mekanik özellikler), sınıflandırılması, alaşım tasarımı, dökümü, karakterizasyonu, sertleştirme mekanizmaları, uygulama alanları ve gelecekte muhtemel geliştirmeler ile yenilikleri üzerine yapılmıştır.

Düşük yoğunluklu çelikler özellikle otomotiv sektöründe ve hafifliğin amaçlandığı yapısal çelik gruplarında önemli bir potansiyel alan sunmaktadır. Düşük yoğunluklu çelik kaliteleri üçüncü jenerasyon çeliklerin ve yüksek entropili çelik alaşımlarının da içerisinde yer alan geniş bir malzeme grubunu temsil etmektedir. Yoğunluğun düşük olması; çeliğin içerisindeki Alüminyum oranı ile doğrudan ilgili olup, çelik içerisindeki her %1'lik Alüminyum artışı, yoğunlukta %1,3 düşüş ve Young modülünde %2 azalmaya neden olmaktadır [1].

Alaşım tasarımı çalışmalarında matris içerisinde alüminyum miktarının arttırılması konsept olarak geçmişten bu yana kullanılmaktadır. Ancak alüminyum içeren yüksek alaşımlı elik kalitelerinin üretimi kompleks ve metalürjik bilgi birikimi gerektirmektedir [2]. elik içerisinde Al miktarının artmasıyla beraber yapı ferritik davranış göstermekte KYM kafes yapısı oluşmaktadır [3].  $Fe_3Al$  ve  $FeAl$  intermetalik fazı olarak oluşan bileşenlerin elik içerisinde kontrol edilmesi amacıyla östenit stabilizör (dengeleyici) elementlerden olan karbon ve mangan ilavesi düşük yoğunluklu çeliklerde ideal oranlarda ilave edilmektedir [4]. Karbon ve mangan ilavesiyle beraber ferritik kırılınan faz yapısı dengelenerek tokluğu yüksek ve ısıl işleme elverişli elik kaliteleri elde edilebilmektedir. Artan tokluk ile beraber mekanik mukavemet değerleri yükselmektedir. Al miktarının elik matrisi içerisinde kullanım miktarının artmasıyla düşük yoğunluklu çelikler sınıfında k-karbür olarak adlandırılan özel bir faz ortaya çıkmaktadır [5].

Yapı içerisinde Al miktarı ile oluşan ve düşük yoğunluklu elik gruplarına özgü faz olan kappa karbür (k-karbür) fazı tavlama ve soğutmaya bağlı olarak ortalama 550-720°C sıcaklıkları arasında oluşmaktadır. K-karbür fazı sementit fazının yerine düşük yoğunluklu elik gruplarında yer alabilmektedir. K-karbür oranı, boyutu, dağılımı ve morfolojisine göre malzemenin mekanik özellikleri daha da iyileştirilebilmektedir [5-6].

Kontrollü soğutma koşullarının uygulanması ve homojen katılaşmayla beraber düşük yoğunluklu çeliklerde k-karbür'lerin nano boyutlarda elde edilmesi sağlanabilmektedir. Bu durum çeliğin haddelenmesi aşamasında deformasyon mekanizmasına etki etmekte ve dislokasyon kinetiğinin arttırılmasıyla mekanik özelliklerinin geliştirilmesi mümkün olmaktadır [7].

Literatürde taneler arasında oluşan k-karbür fazının stabil bir faz olmadığı ve kontrol edilmesi gerektiği ifade edilmiştir [8]. K-karbür'ün olumsuz etkilerini kontrol edebilmek ve daha ince lamelli mikroyapıya erişebilmek adına alaşım tasarımlarında Nb ilave ederek NbC gibi bileşenlerin oluşması sağlanmaktadır. NbC fazı, k-karbür fazını baskılayarak tokluğu arttırmakta ve kaba taneli k-karbür yapısının tane sınırlarındaki negatif etkisini sönümleyebilmektedir [9].

Termodinamik simülasyon yazılımlarıyla beraber veri tabanlarının deneysel çalışmalarda kullanılması ve ön incelemelerle beraber denge koşullarının analiz edilmesi düşük yoğunluklu çeliklerin geliştirilmesinde önemli rol oynamaktadır [10].

Charles ve arkadaşları [11] 1980'li yılların başlarında yüksek Al ile Mn içeren çelik alaşımlarının kriyojenik yapı malzemesi olarak kullanılabilceğini incelemiştir. Bununla birlikte yumuşak manyetik malzeme özellikleri nedeniyle düşük yoğunluklu çeliklerin teknikte farklı kullanım alanları da bulunmaktadır. Malzemenin içermiş olduğu karbon oranına göre yorulma dayanımı ve mekanik özelliklerine göre farklı çalışmalar gerçekleştirilmiştir [12-13].

Chul Ha ve ekibi Fe-27Mn-12Al-0,8C çift fazlı düşük yoğunluklu çelikte oda sıcaklığında ve farklı deformasyon oranlarında östenit yapı ile beraber oluşan fazların değişimini incelemiştir. Östenit matrisin içerisinde ferrit öbekteşmelerinin yanında düzgün dağılmış k-karbür fazının bulunduğu belirtilmiştir. Çalışmada dislokasyonlar ve kayma düzlemlerinin ilk uygulanan plastik şekil değiştirme yüküne bağlı değiştiği tespit edilmiştir [14].

Guo ve arkadaşları döküm yapısındaki makro ve mikroyapı değişimlerinin östenitik tane boyutu ile ilişkisini incelemiştir. Fe-15Mn-10Al-5Ni-0,8C çeliğinde katılama yapısında kaba taneli östenitik dendrit bölgeleri ve  $\delta$ -ferrit dendritik bölgeleri belirtilmiştir. Bu kapsamda k-karbür çökeltileri, döküm yapısında ısı işlem etkisiyle yok olmamakta ve boyut değişimi gözlemlenmektedir [15].

İstifleme hata enerjisi veya yığın hatası olarak adlandırılan SFE (Stacking Fault Energy) kristal kafes hatasından meydana gelen yığılma enerjisi olarak tanımlanmaktadır. SFE enerjisi birim  $m^2$  başına mJ birimi olarak ifade edilmektedir. KYM'li metal matrislerde Al miktarının artmasıyla SFE değerinin yükseldiği veya değiştiği, dislokasyonlar arası yoğunluk bölgesinin arttığı bilinmektedir [16]. Dislokasyon ayrışmasıyla kayma düzlemleri arasındaki kümeler iki ayrı yöne ayrışmakta ve enerji yükselmektedir. Literatürde gerçekleştirilen çalışmalarda SFE değeri ikizlenme veya düzlemsel kayma mekanizmalarıyla ilişkili değerlendirilmiş ve düşük yoğunluklu çelik gruplarında farklı çalışmalarda 20-120 mJ/m<sup>2</sup> olarak tespit edilmiştir [17-20].

Bai ve arkadaşları yapmış olduğu çalışmalarda düşük yoğunluklu çeliklerde Nb ilavesinin SFE değişimine, mikroyapıya ve mekanik özelliklere etkisini değerlendirmiştir. Nb miktarının artmasıyla SFE değeri artmıştır (18-55 mJ/m<sup>2</sup>). Mikroyapıda ana fazın KHM ferritik ve KYM'li kafes yapısına sahip östenit fazı olduğu değerlendirilmiştir. %0,3 Nb miktarında mikroyapının daha homojen yapıda olduğu belirtilmiştir [21].

Hui ve arkadaşları östenitik düşük yoğunluklu çelik gruplarında Cu elementinin etkisini incelemiştir. Bu kapsamda Cu içeren ve içermeyen iki farklı çelik kalitesinde mekanik özelliklerin değişimi ve mikroyapıdaki farklılıklar değerlendirilmiştir. %0,25 Cu ilavesinin mikroyapıda k-karbür dağılımına olumlu etki gösterdiği ve akma mukavemetine pozitif katkı yaptığı belirtilmiştir [22].

Cai ve ekibi, Fe-11Mn-10Al-1,25C çeliğinde mikroyapıda taneler içi ve taneler arasındaki k-karbür fazının mekanik özelliklere etkisini değerlendirmiştir. Farklı soğutma pratiklerinin (havada, suda ve aşırı soğutma) etkisi incelenmiştir. Suda soğutmada daha hızlı soğutulan aşırı soğutma uygulanan malzemede tam östenitik yapı oluştuğu belirlenmiştir. Aşırı soğutma uygulanan malzemede oluşan k-karbür'lerin boyu 13 nm'den düşük ve ince yapıda gözlemlenmiştir. Diğer soğutma uygulanan malzemede k-karbür'lerin boyu 0,6-2,6 µm olarak ölçülmüş ve kaba taneli yapıda belirlenmiştir [23].

Mevcut endüstriyel uygulamalarda sıvı çelik dökümünde alüminyum miktarı yaklaşık %2 mertebelerine kadar yaklaşmakta, daha üstü seviyelerde endüstriyel döküm şartları değişmektedir. Literatürde açık indüksiyon fırınında düşük yoğunluklu çeliklerin üretilmesinde sınırlı çalışmalar gerçekleştirilmiştir.

Khaple ve arkadaşlarının yapmış olduğu araştırmada, açık indüksiyon fırınında cürüflü döküm pratiği ile vakum indüksiyon fırınında dökümlerin karşılaştırılması gerçekleştirilmiştir. Çalışmalarda %7-9-16 Alüminyum oranlarında üretilmiş olan ingotların sıcak haddelenmiş mikroyapıları incelenmiştir. Cürüflü pratikte açık indüksiyon fırınında gerçekleştirilen dökümlerde mikroyapı ve mukavemet değişimleri incelenmiştir. Çalışmadaki çelik kalitelerinde Mn oranları %0,039-0,052 arasında ve karbon oranları %0,014-0,019 arasında belirtilmiştir [24].

“700 MPa Düzeyinde Östenitik Ferritik Çift Fazlı Düşük Yoğunluklu Çelik Döküm ve Hazırlama Yöntemi” başlıklı CN110592487A numaralı patentte yer alan buluşta 700 MPa nihai çekme mukavemetine ve çift fazlı mikroyapıya erişilebilmesi adına çelik kimyasal kompozisyonunda Mn ve Al elementleri toplamının %25 ile %35 arasında olması gerektiği ifade edilmiştir. Ayrıca Nb, V ve Ti toplamının %0,05 ile %0,5 arasında olması gerektiği ifade edilmiştir. Döküm prosesinde kum kalıp kullanılmış ve indüksiyon fırınında ergitme gerçekleştirilmiştir [25].

CN108715977A numaralı “Fe-Mn-Al-C Serisi Soğuk Haddelenmiş Otomobil Çeliği ve Hazırlama Yöntemi” isimli buluşta, vakum indüksiyon fırınında soğuk haddelenmiş çeliğin ergitme, döküm, ısıl işlem, sıcak haddeme ve soğuk haddeme pratikleri incelenerek otomotive uygun çelik kalitesi geliştirilmesi hedeflenmiştir. Çalışmalarda çekme gerilmesi 1014,9-1039,8 MPa arasında, akma gerilmesi 789,6-839,2 MPa arasında ve uzama değerleri %42-43 olarak tespit edilmiştir. Çeliğin kimyasal kompozisyonunda Al %7-9 arasında, Mn %10-14 aralığında ve C %0,7-0,9 arasındadır [26].

“1000 MPa Yüksek Karbonlu, Yüksek Manganlı Düşük Yoğunluklu Çelik ve Üretim Yöntemi” başlıklı CN109735691A numaralı buluşta C %0,75-0,95, Mn %14-19, Al %7-9, S %0-0,005 ve P %0-0,01 arasında olan düşük yoğunluklu çeliğin vakum indüksiyon fırınında üretilmesini ve soğuk haddeme sonrasında mukavemet değerlerinin 1000 MPa seviyesinde sağlanması ele alınmıştır [27].

“Süper Yüksek Mukavemetli Östenitik Düşük Yoğunluklu Çelik İmalat Yöntemi” başlıklı KR101965148B1 yayın numaralı patentte C %1-1,2, Mn %27-33, Al %10-12, Mo %3-5 arasında östenitik düşük yoğunluklu çeliğin vakum indüksiyon fırınında üretilmesi, sıcak haddelenmesi ve mekanik özelliklerin geliştirilmesi konu alınmıştır. Martenzit dönüşüm başlangıç sıcaklığının altında gerçekleştirilen pratik sonucunda 1 GPa dayanıma erişilmiştir [28].

CN106521318A numaralı “Yüksek Mukavemetli Fe-Mn-Al-C Düşük Yoğunluklu Çeliğin Döküm Yöntemi” başlıklı patentte, C %0,05-0,35, Mn %5-25, Al %3-12, Si %2-10 oranında olmasına ve element oranlarının östenitik yapıya etkisi değerlendirilmiştir. Sıvı çelik üretim yönteminde orta frekanslı indüksiyon fırını

kullanılmıştır. Deoksidasyon amacıyla grafit kullanılmış ve cüruf çekme işlemi yapılarak kum kalıba döküm gerçekleştirilmiştir. Üretilen ingot parçalar 1100°C'de normalize tavlmasına alınmış ve ardından sıcak haddelenmiştir. Malzemelerin mekanik mukavemetleri 937 MPa düzeyinde tespit edilmiştir [29].

## 1.2 Tezin Amacı

Yeni çelik alaşımlarının alaşım tasarımı, termodinamik olarak simülasyonu, üretimi, dökümü, haddelenmesi ve karakterizasyonu prototip olarak alaşım geliştirme çalışmalarının temel sürecidir. Bu tezin amacı düşük yoğunluklu çelik üretimi konusunda metalürjik olarak derinlemesine bilgi sahibi olunması ve konuyla ilgili mevcut literatür çalışmalarına katkı sağlamanın yanında endüstriyel boyutta gerçekleştirilen denemelerle özel çelik alaşımlarını tasarlamaktır.

Termodinamik veri setleri kullanılarak farklı alaşım gruplarının katılma pratiğinin çalışılması, oluşan kritik ara fazların belirlenmesi, yoğunluğu düşük tutacak şekilde alaşım tasarımlarının gerçekleştirilmesi tez çalışmaları kapsamında ele alınan temel konuların başında yer almaktadır. Çelikte Al ve Mn oranının artmasıyla beraber östenitik, ferritik fazların oluşum yapısının incelenmesi ve k-karbür fazının düşük yoğunluklu çeliklerdeki etkisinin belirlenmesi hedeflenmiştir.

Alaşım tasarımı çalışmalarının ardından metalürjik açıdan en ideal pratiklerle dökümlerin indüksiyon fırınlarında maksimum alaşım verimi temel alınarak gerçekleştirilmesi hedeflenmiştir. Bu doğrultuda açık indüksiyon fırınında ergitme pratikleri ve döküm koşulları dikkate alınarak en ideal katılma yapısının elde edilmesi hedeflenmiştir. Açık indüksiyon fırınında yapay cürufli pratikte çelik-cüruf etkileşiminin hangi şartlar altında değiştiğinin incelenmesi hedeflenmiştir. Vakum indüksiyon fırınında ergitme pratiklerinin, alaşım verme sırasının, döküm sıcaklığının, ortam atmosferinin ve süper ısının farklı parametrelerle değişiminin incelenmesi hedeflenmiştir.

Ergitme ve döküm proseslerinin tamamlanmasının ardından nihai malzeme özelliklerinin en ideal şartlarda olması adına sıcak/soğuk haddeme pratikleri ile

sıcak haddelenmiş çeliğin mekanik testlerinin gerçekleştirilmesi ve mikroyapının karakterize edilmesi amaçlanmıştır.

### 1.3 Hipotez

Tez çalışmasında düşük yoğunluklu çeliklerin geliştirilmesinde öncelikli olarak alaşım tasarımı ve sıvı çelik üretim koşullarının belirlenmesi üzerine çalışmalar gerçekleştirilmiştir İkinci aşamada haddeleme pratiklerinin belirlenmesi ve nihai malzeme karakterizasyonuna yönelik incelemeler tamamlanmıştır.

Düşük yoğunluklu çeliklerin geliştirilmesinde termodinamik simülasyon yazılımlarının kullanılmasıyla malzemenin faz diyagramlarının çıkartılması, analiz edilmesi ve yorumlanması önemlidir. Katılma dönüşümlerinde oluşan fazların nihai malzemeye potansiyel etkisinin belirlenmesi, döküm prosesinde sıcak süneklik değerlerinin yüksek alaşım içeriğinden ötürü kritik olması, çelik temizliğinin (inklüzyon morfolojisi, tipi, boyutu ve dağılımı) kontrolü gibi faktörlerden ötürü alaşım tasarımlarının en doğru şekilde gerçekleştirilmesi metalürjik olarak dikkat edilmesi gereken etmenlerdir.

Analiz tasarımında Al alaşım elementi miktarının artmasıyla mikroyapıda kaba taneli k-karbür çökeltilerinin oranı yükselmektedir. Katılma yapısı ve ergime sıcaklığıyla karbür çökeltilerinin tip, morfoloji, dağılım ve malzeme içindeki yapısı değişmektedir. Ayrıca alaşım miktarı arttıkça uygulanan ergitme yöntemi açık indüksiyon fırını gibi bir sistemse, yapay cürüflü pratik kullanımın çelik temizliği ve alaşım verimi açısından en ideal durumu yansıttığı belirlenmiştir. Vakum indüksiyonlu ergitme pratiğinde vakum basıncının (7,9 mbar) ve döküm sıcaklığının likidüs sıcaklığının maksimum 30°C üzerinde dökülmesi gerektiği hesaplanmıştır. Atmosfer kontrolünden ötürü vakum indüksiyon fırınında gerçekleştirilen dökümlerde çelik içerisindeki alüminyumun alaşım verimi açık indüksiyon fırınında gerçekleştirilen dökümlere göre daha yüksek gerçekleşmektedir.

Tez çalışmasıyla birlikte Türkiye’de daha önce prototip olarak dahi üretilmeyen düşük yoğunluklu çelik alaşımlarının konsept olarak farklı döküm teknikleriyle üretilmesi sağlanmış ve nihai ürün performansı değerlendirilmiştir.

Erdemir Ar-Ge Merkezi'nde deneysel simülasyon ekipmanları kullanılarak gerçekleştirilen çalışmalarda düşük yoğunluklu çeliklerle ilgili metalürjik bilgi birikimi kazanılmış ve endüstriyel çapta üretimler için ön çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Proses parametrelerinin ve malzeme nihai yapısında elde edilen sonuçların optimizasyonun sağlanması amaçlanmıştır.



Düşük yoğunluklu çelikler günümüzde ağırlık düşüşü taleplerine bağlı olarak özellikle otomotiv uygulamalarında, çarpışmaya dayanıklı şase parçalarının geliştirilmesinde, yapısal çelik malzemelerinin üretilmesinde, özel havacılık malzemelerinin tasarımında ve kriyojenik endüstride kullanım alanı oluşturmaktadır. Çeliğin içerisindeki alüminyum miktarı yükseldikçe malzemenin yoğunluğu düşmekte, ancak farklı alaşım elementlerinin yapıda var olmasıyla beraber, entropi olarak adlandırılan elementler arası etkileşim enerjisi yükselmektedir.

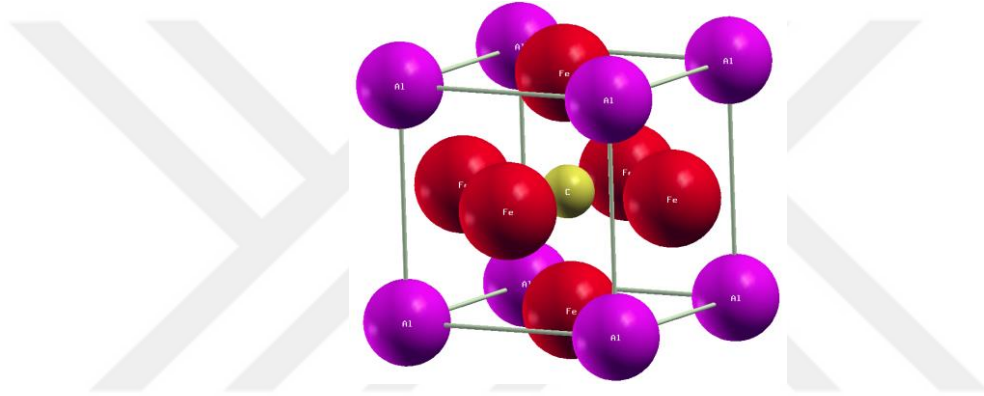
Düşük yoğunluklu çeliklerin mekanik özelliklerinin oda sıcaklığı ile kriyojenik sıcaklıklarda yüksek olması ve yüksek enerji depolama karakteristiğinden ötürü Fe-Ni-Cr-C paslanmaz çelik gruplarına karşı avantajının olduğu tespit edilmiştir [30]. Yüksek sıcaklıklarda oksidasyon dayanımının artması, tokluk değerlerinin yüksek olması ve yorulma dayanımıyla ilgili gerçekleştirilen çalışmalarda düşük yoğunluklu çeliklerin geleneksel çelik kalitelerine göre belirtilen alanlarda daha üstün performans potansiyeline sahip olduğu belirtilmiştir [31-41].

Fe-Ni-Cr-C paslanmaz çelik kalitelerine göre Fe-Mn-Al-C düşük yoğunluklu çelikler; düzensiz veya sıralı KYM ve KHM fazlarının matriste oluşması nedeniyle ve mikroyapı kontrolünün sağlanmasıyla beraber, olağanüstü mekanik ve fiziksel özellikler kombinasyonu sergileyebilmektedir.

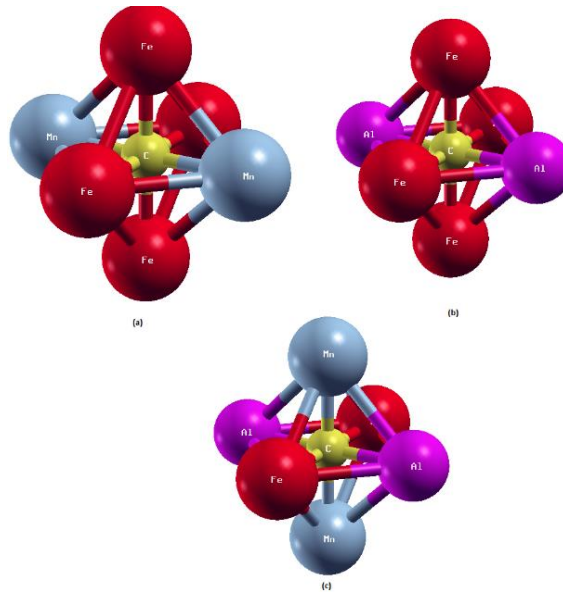
### 2.1 K-karbür Fazı ve Düşük Yoğunluklu Çeliklerdeki Temel Fonksiyonu

(Fe,Mn)AlC<sub>3</sub> olarak isimlendirilen k-karbür tüm düşük yoğunluklu çelik türlerinde Al miktarına göre farklı oranlarda değişmekte ve malzemenin mekanik özelliklerini doğrudan etkileyerek sertleştirme mekanizmasında önemli rol oynamaktadır [42]. K-karbür fazını düşük yoğunluklu çeliklerde daha stabil hale getirilmesi temel çalışma alanlarından biridir. Faz yapısının içerisindeki C

elementinin kimyasal aktivitesi Si elementi ile birlikte farklı çalışmalarda değerlendirilmiştir [42-43]. K-karbür faz yapısı ve farklı kristal sistemlerinde yer alan bileşim yapıları Şekil 2.1 ve Şekil 2.2’de belirtilmiştir. Oktohedral kristal yapısında bulunan birim hücrelerde merkez atom C elementidir. Kristal sistemde kafesi çevreleyen atomlar Al atomlarıdır; Fe veya Mn yüzey merkezlerinde yer almaktadır. Farklı k-karbür kristal yapılarında merkezi çevreleyen atomlar Mn ve Al atomları olabilmektedir. Strukturbericht kafes isimlendirme sistematığına göre k-karbür kafes yapısı “E21” veya “anti-perovskit-tip” olarak isimlendirilmektedir. Fe<sub>2</sub>MnAlC tip k-karbür faz bileşenlerinde ise üç farklı sekizyüzlü kafes yapısı gözlemlenmektedir [44-45].



Şekil 2.1 K-karbür kristal yapısı [44]



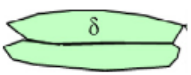
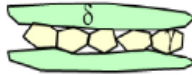
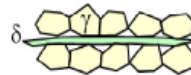
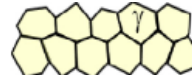
Şekil 2.2 K-karbür sekizyüzlü kristal yapısı konfigürasyonu (a) Dört Fe atomu ve iki Mn atomu, (b) Dört Fe atomu ve iki Al atomu, (c) iki Mn atomu, iki Fe atomu, iki Al atomu [44]

Fe-Mn-Al-C dörtlü sisteminde k-karbür fazının kafes parametreleri ve valans (değerlik) elektron değişimleri termodinamik modellerle beraber hesaplanabilmektedir. Düşük yoğunluklu çeliklerin soğuma denge koşullarında sıvı fazdan itibaren oluşan teorik modeller Chin ve ekibinin gerçekleştirmiş olduğu çalışmalarda belirtilmiştir [46].

## 2.2 Düşük Yoğunluklu eliklerin Sınıflandırılması

Düşük yoğunluklu çeliklerin matris yapısı incelendiğinde genel olarak ferrit, östenit ve ferrit-östenit karışık fazlarından oluştuğu belirlenmiştir. Düşük yoğunluklu çelikler, alaşım elementlerinin miktarına bağlı olarak ve sıcak haddeme koşullarına göre dört temel gruba ayrılmaktadır. Tablo 2.1'de ferritik, östenitik ve çift fazlı çeliklerin genel kimyasal kompozisyon yapısı, mekanik test sonuçları ve sıcak haddelenmiş mikroyapı ifadeleri yer almaktadır [1].

**Tablo 2.1** Düşük yoğunluklu çeliklerin sıcak haddelenmiş mikroyapı özelliklerine göre sınıflandırılması [1]

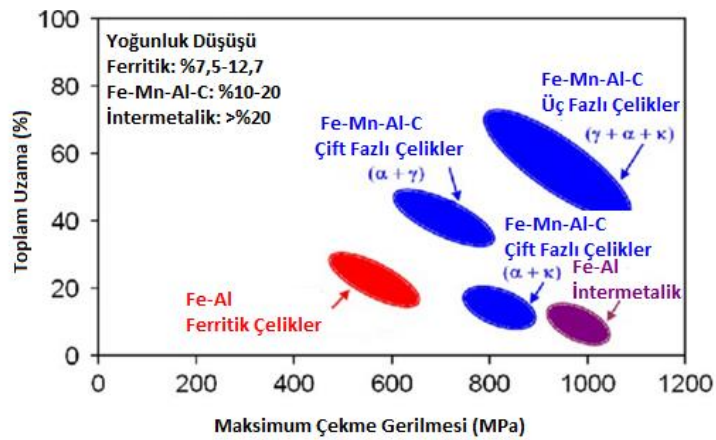
Sıcak Haddelenmiş Mikroyapı	Ferritik	Ferrit Bazlı ift Fazlı	stenit Bazlı ift Fazlı	stenitik
				
Kimyasal Kompozisyon Aralığı	%Al: 5-9	%Al: 3-7	%Al: 5-10	%Al: 5-12
	%Mn <5	%Mn: 2-12	%Mn: 5-30	%Mn: 12-30
	%C <0,05	%C: 0,05-0,5	%C: 0,4-0,7	%C: 0,6-2
Maksimum ekme Gerilmesi	200-600 MPa	400-900 MPa	800-1300 MPa	800-1500 MPa
Uzama	%10-40	%10-40	%10-40	%30-80

Ferritik Fe – Al düşük yoğunluklu alaşımlar %5'e kadar Mn ve çok düşük miktarda C içermektedir. Bu tip alaşımlarda sıcak haddeleme koşullarına bağlı olarak uzamış  $\delta$ -ferrit, düzensiz A2 fazı (FeAl), Alüminyum oranına bağlı olarak düzenli B2 fazı (FeAl) ve düzenli DO<sub>3</sub> fazı (Fe<sub>3</sub>Al) yer almaktadır.

Östenitik düşük yoğunluklu çeliklerde yüksek oranlarda Mn yer almakta ve Al oranı ise %12'ye kadar çıkabilmektedir. Bu tür alaşımlarda mikroyapı eş eksenli östenitik tane yapısına sahiptir ve östenit fazı sıcak haddelemeden sonra hızlı soğutmayla birlikte yarı kararlı bir faz yapısı sergilemektedir.

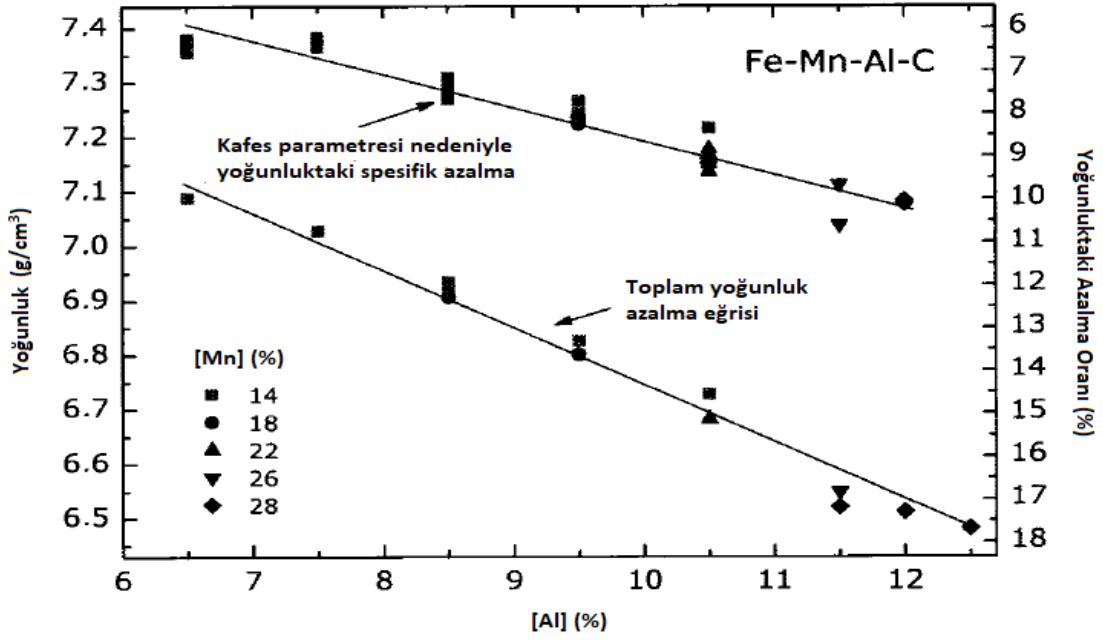
Ferrit bazlı çift fazlı çeliklerde, sıcak haddeleme sıcaklıklarında mikroyapı  $\gamma$ -östenit ve  $\delta$ -ferrit fazından oluşmaktadır. Oransal olarak incelendiğinde bu çelik grubunda  $\delta$ -ferrit %50'den fazla bulunmaktadır. Düşük miktardaki alaşım elementi yoğunluğundan ötürü östenit kararlılığı sınırlı seviyelerde yer almaktadır. C ve Mn içeriğindeki yüksek farktan ötürü düşük sıcaklıklarda karmaşık dönüşüm sıcaklık eğrileri yer almaktadır.

Östenit bazlı çift fazlı alaşım grubunda ise  $\gamma$ -östenit ve  $\delta$ -ferrit fazları yer almakta, östenitin faz dönüşümü sıcak haddeleme sıcaklıklarında gerçekleşmektedir. Östenit fazının kararlılığı alaşım elementi miktarına bağlı olarak yüksektir. Oda sıcaklığında östenit tane sınırları arasında k-karbür yer almaktadır. Literatürde bu sınıfa giren çelikler triplex (üçlü) çelikler olarak da bilinmektedir. Şekil 2.3'te gerilme-gerinim (%uzama) diyagramına göre düşük yoğunluklu çeliklerin mekanik özellikleri tanımlanmıştır [47].



**Şekil 2.3** Düşük yoğunluklu çeliklerin maksimum çekme gerilmesi-toplam uzama grafiği [47]

Şekil 2.4’de Frommeyer ve ekibinin farklı Mn ve Al içeriğine sahip düşük yoğunluklu çeliklerde yapmış olduğu çalışma belirtilmiştir. Üstteki eğri östenit fazında kafes parametresi nedeniyle yoğunluktaki spesifik azalma oranını temsil etmektedir. Alttaki eğride kütleli olarak toplam yoğunluk düşüş eğrisi ifade edilmiştir [32].



Şekil 2.4 Çelikteki alüminyum içeriğine göre yoğunluktaki azalma oranı [32]

## SIVI ÇELİK TERMODİNAMİĞİ ve TERMODİNAMİK SİMÜLASYON UYGULAMALARI

---

Termodinamiğin sıfıncı kanunu iki farklı cismin bir başka cisimle ısıl dengede olması halinde üç cismin birbiri ile ısıl dengede olacağını ifade eden kanundur. Termodinamiğin birinci kanunu enerjinin korunduğunu ve enerji dönüşümlerinin olabileceğini ifade etmektedir.

Enerjinin korunumu prensibi kapsamında herhangi bir etkileşim esnasında, enerji bir formdan başka bir forma dönüşebilir, ancak bu dönüşüm esnasında enerjinin toplam miktarı sabit kalmaktadır. Termodinamik, sıvı çelik metalürjisinde malzemenin ergime, katılaşma ve alaşım dizaynı mekanizmalarında enerji değişimini, kimyasal aktiviteyi ve etkileşim parametrelerini inceleyen önemli bir bilim dalıdır.

Termodinamiğin ikinci kanunu enerjinin türü ve miktarının önemli olduğunu, doğada düzensizliğin (entropi) artma eğilimi gösterdiğini ifade etmektedir. Dış müdahale olmadan meydana gelen tüm doğal süreçlerin geri döndürülemez süreçler olduğu ifade edilmektedir. Doğada kendiliğinden olan süreçler, sistemde dış müdahalenin neden olduğu bazı değişiklikler olmaksızın tersine çevrilemez.

Termodinamiğin üçüncü kanunu Nernst ısıl teoreminden geliştirilmiştir. Bu kanun mutlak 0°K (-273°C) sıcaklığında iç termodinamik dengenin ve entropinin sıfır olduğunu ve cisimler arasında herhangi bir etkileşim olmayacağını ifade etmektedir.

### 3.1 Calphad Metodu

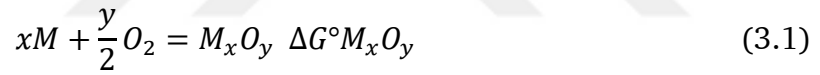
Kaufman ve Berstein tarafından 1970'li yıllarda geliştirilen CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams) yöntemi, faz diyagramlarının, matematiksel hesaplarla birlikte belirlenmesini temel almaktadır [48]. Josiah Willard Gibbs tarafından gerçekleştirilen ve Herz tarafından özetlenen önceki çalışmalarda faz

diyagramlarını belirlemek için, diyagramı oluşturan bileşenlerin kimyasal potansiyelleri veya katılma ısısı gibi termodinamik özellikleri kullanılmaktaydı [49-50].

CALPHAD yönteminin ana fikri deneysel çalışmalardan elde edilen verilerle beraber Gibbs serbest enerjisinin programa tanıtılmasıdır. Ergitme, ısıl kapasite, dönüşüm entalpisi ve kimyasal aktivite katsayılarının deneysel sonuçlarla belirlenip programa aktarılmasıyla beraber farklı malzemelerin belirlenen sıcaklık ve koşullarda Gibbs enerjileri hesaplanabilmektedir [51].

### 3.2 Sıvı Çelik Termodinamiği

Demir ve çelik üretim proseslerinde C, O ve diğer elementlerin termodinamik davranışlarının belirlenmesi önemlidir. Deoksidasyon reaksiyonu (Fe-M-O sistemi), sıvı çelikte meydana gelen en önemli kimyasal reaksiyonlardan biridir. Saf metal (M) ve O<sub>2</sub>'den MxOy oksit oluşumunun standart Gibbs enerji değişimi Raultian standart halinden Henrian standart versiyonuna geçişi Denklik 3.1, Denklik 3.2, Denklik 3.3 ve Denklik 3.4'te yer almaktadır.



$$M = \underline{M} \quad \Delta G^\circ = RT \ln \gamma_M^\circ \quad (3.2)$$

$$1/2 O_2 = \underline{O} \quad \Delta G^\circ = RT \ln \gamma_O^\circ \quad (3.3)$$

$$x\underline{M} + y\underline{O} = M_xO_{y(k)} \quad \Delta G^\circ = \Delta G^\circ_{M_xO_y} - RT(x \ln \gamma_M^\circ + y \ln \gamma_O^\circ) \quad (3.4)$$

$\gamma_i^\circ$  olarak belirtilen ifade, belirli bir "i" elementinin Henrian aktivite katsayısı olarak ifade edilmektedir. Reaksiyonun denge katsayısı Denklik 3.5'te ifade edilmiştir.

$$K = a_{M_xO_y} / (f \underline{M} X_M)^x (f \underline{O} X_O)^y \quad (3.5)$$

Denklik 3.5'te x<sub>i</sub> ifadesi i elementinin mol oranını, f<sub>i</sub> ifadesi "i" elementinin göreceli aktivite katsayısını ifade etmektedir. MxOy standart aktivitesi a<sub>MxOy</sub> olarak belirtilmektedir. Fe-M-O üçlü bileşim sisteminin Gibbs enerji gösterimi çözülmüş

metal (M) ve oksijen (O) için Denklik 3.6'da ifade edilmiştir. Denklik 3.6'da  $g_i^\circ = (g_i^\circ + RT \ln \gamma_i)$  olarak belirtilen bölüm "i" elementinin çözeltideki Gibbs standart enerjisidir.

$$G^m = (x_{Fe} g_{Fe}^\circ + x_M g_M^\circ + x_O g_O^\circ) + RT (x_{Fe} \ln x_{Fe} + x_M \ln x_M + x_O \ln x_O) + RT (x_{Fe} \ln \underline{x}_{Fe} + x_M \ln \underline{x}_M + x_O \ln \underline{x}_O) \quad (3.6)$$

Sıvı çelik termodinamiğinde Wagner etkileşimli parametre formasyonu (Wagner Interaction Parameter Formalism-WIPF), çözünen elementlerin aktivite değerlerinin hesaplanmasında çözünen element kimyasal kompozisyonunu temel almaktadır [52]. Henrian aktivite katsayıları sıvı çelik termodinamiğinde yaygın olarak kullanılmakta ve etkileşim fonksiyonlarının belirlenmesinde rol oynamaktadır [53-54]. Etkileşim parametresi ( $\epsilon$ ) sıcaklığın bir fonksiyonu olarak ifade edilmektedir ( $\epsilon = a + b/T$ ). WIPF modeli sonsuz seyreltik olarak tabir edilen sistemlerde termodinamik olarak çözüm sunmaktadır. Pelton ve Bale WIPF termodinamik yaklaşımının Gibbs-Duhem denklemini ve diğer termodinamik kısıtlamaları karşılayamadığını belirtmiştir. Bu nedenle, WIPF doğrudan bir termodinamik yazılım paketinde kullanılamamış, alternatif bir yaklaşım geliştirilme ihtiyacı ortaya çıkmıştır [55].

Birleşik etkileşim parametre formasyonu (Unified Interaction Parameter Formalism -UIPF) WIPF modelinin geliştirilmiş versiyonu olarak tanıtılmıştır. Fe-Mn-C üçlü sisteminin tüm termodinamik özellikleri UIPF modeliyle tanımlanabilmektedir. Pelton ve Bale Fe-i-j-k alaşım sistemini Denklik 3.7 ve Denklik 3.8'de modellemiştir [55-56]. UIPF modeli yalnızca çözünmüş saf metalik sistemler için değil, ikili, üçlü ve çoklu alaşım tasarımları için kullanılabilir. Bu kapsamda Lee ve arkadaşları Fe-Mn-C üçlü faz sisteminin tüm termodinamik karakteristiğini özetlemiştir [57]. Li ve Moris ise Fe-Mn-C-Si dördümlü alaşım sisteminin detaylarını UIPF modeli ile analiz etmiştir [58].

$$\ln f_i = \sum_{j=1}^N \epsilon_{ij} x_j + \sum_{j,k=1}^N \epsilon_{ijk} x_j x_k + \ln f_{Fe} \quad (3.7)$$

$$\ln f_{Fe} = -\frac{1}{2} \sum_{j,k=1}^N \varepsilon_{jk} x_j x_k - \frac{2}{3} \sum_{j,k,l=1}^N \varepsilon_{jkl} x_j x_k x_l \quad (3.8)$$

UIPF modeli Bragg–Williams ve Redlich–Kister polinom denklikleri içeren Gibbs enerji tanımlı termodinamik modellere aktarılabilmektedir [59-60]. FactSage hesaplamalı termodinamik simülasyon programında yer alan sıvı Fe veri tabanı UIPF modelini temel alan sistemi içermektedir [61].

Bir diğer termodinamik model yaklaşımında Hillert ve ekibi, Değiştirilmiş Düzenli Çözüm Modeli (Modified Regular Solution Model-MRSM) kullanarak Darken'ın üçlü ve dördü faz sistemini birbiri içerisinde çözülmüş alaşım sistemleri için yeniden tanımlamıştır [62-63]. Çözülmüş elementlerin serbest enerji düzeyleri Denklik 3.9'da ifade edilmiştir.  $L_{ij}$  olarak tanımlanan ifade Raultian standart halinden Henrian standart versiyonuna değişimi ifade etmektedir. Thermo-Calc hesaplamalı termodinamik simülasyon programında sıvı Fe veri seti MRSM yaklaşımı ile hesaplanmaktadır [64].

$$G^m = x_{Fe} g_{Fe}^{\circ} + \sum_{i=alaşım} x_i (g_i^{\circ} + M_i) + RT (x_{Fe} \ln x_{Fe} + \sum_{i=alaşım} x_i \ln x_i) + \frac{1}{2} \sum_{i,j=Fe,alaşım} x_i x_j L_{ij} \quad (3.9)$$

Farklı elementlerin birbiri ile etkileşim oranına bağlı olarak, hesaplanan aktivite katsayıları ve ek parametrelerle beraber Redlich-Kister polinom denklikleri oluşturulabilmektedir [65-67]. Denklik 3.10'da Redlich-Kister polinom denkliği yaklaşımı ile türetilmiş, Gibbs enerjisini tanımlayan model yer almaktadır.  $\Omega$  olarak ifade edilen fonksiyon malzemenin türetilmiş entropi katsayısını belirtmektedir.

$$G^m = \sum x_i g_i^{\circ} + RT \sum x_i \ln x_i + \sum x_i x_j (\Omega_{ij}^0 + \Omega_{ij}^1 (x_i - x_j)) \quad (3.10)$$

Termodinamik simülasyon programlarında sıvı metal ve alaşımların gaz elementlerle ( $O_2$ ,  $H_2$ ,  $N_2$ ) etkileşimi 1 atm basınç altında kabul edilerek hesaplanmaktadır. Logaritmik ölçekte gazların kısmi basınç düşürülebilme veya arttırılabilmektedir. Hesaplamalı termodinamik simülasyon programlarında

temel amaç, Gibbs serbest enerjisini minimum düzeyde tutarak alaşımları oluşturan bileşenlerin termodinamik etkileşim katsayılarını belirlemektir. Bu doğrultuda malzemelerin katılaşma, sıvı-katı faza geçiş noktası, dđnüşüm reaksiyonları, ısıl kapasite, entalpi vb. özellikleri tespit edilebilmektedir.

Türkdoğan, metal-oksitlerin diğer metal-oksitlere göre pirometalürji uygulamalarında oksijen potansiyeline göre nasıl davranış göstereceğini yorumlamıştır [68]. Ellingham diyagramına [69] göre yüksek sıcaklıkta oksijen aktivitesinin farklı alaşım elementleri ile etkileşimi değerlendirilmiştir. Sıvı çelik üretim koşullarında deoksidasyon pratiği ile alaşım elementlerinin reaksiyon denge katsayıları hesaplanmıştır.



Döküm yöntemi metal ve alaşımlarının istenilen şekil ve formda üretilmesini sağlayan metalürjik bir üretim prosesidir. Döküm prosesinden önce elde edilecek nihai formun negatifini temsil eden ve kalıp olarak adlandırılan ekipmanın hazırlanması gerekmektedir. Ardından alaşım malzemelerinin seçimi ve uygun ergitme metodunun belirlenmesi gerçekleştirilmektedir. Çekirdeklenme, katılaşıma kontrolü ve döküm yapısının kontrolü sağlanarak kalıpta katılaştıran malzemenin metalürjik olarak en ideal yapıda üretilmesi sağlanmaktadır [70].

Döküm prosesinde seçilen döküm yöntemi ile beraber döküm yapısının kontrolü doğrudan değişmektedir. Farklı metal alaşımlarında farklı döküm yöntemlerinin seçilmesiyle beraber döküm hatalarının önlenmesinde ve inklüzyon kontrolünde daha iyi sonuçlar elde edilebilmektedir.

Döküm endüstrisinde üretilen parçalar genel olarak iki temel gruba ayrılmaktadır. Bunlar;

- İngot dökümler
- Şekilli parça dökümler

İngot malzemeler genel olarak basit geometrik şekilli döküm olarak üretilmektedir. Haddeme, çekme, dövme gibi şekillendirme prosesleriyle levha, plaka, kangal, çubuk ve tel gibi farklı formlara dönüştürülebilmektedir. İngot malzemeler haddeme sonrasında nihai özellik açısından değişikliğe uğramakla birlikte, son ürün özelliklerine kalıcı etki göstermektedir. Özellikle döküm boşluğu, segregasyon ve inklüzyon gibi etmenler haddeme sonrası nihai ürün kalitesine doğrudan etki göstermektedir [71].

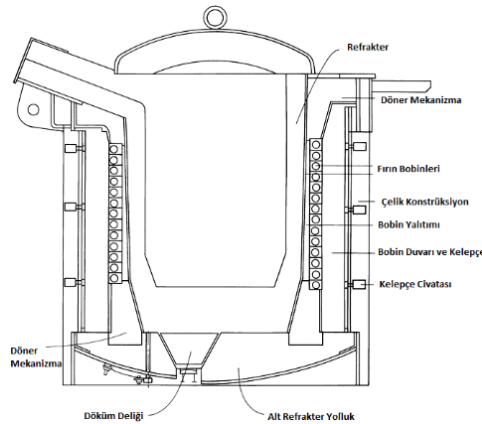
Şekilli parça dökümlerde üretilen parçalar doğrudan kullanılabilir veya ara ürün olarak değerlendirilmektedir. Doğrudan kullanılan ürünler tribün kanatları, biyomedikal parçalar veya bazı otomotiv parçaları gibi malzemeler olabilir. Yarı ürünler ise tekrar işleme ihtiyacı gösteren ve bir sonraki proseste kaplama,

kaynak veya talaşlı imalat gibi yöntemlerin kullanıldığı malzeme gruplarını temsil etmektedir. Üretimi zor olan karmaşık şekillerin üretimi veya büyük kütesel parçalar ekonomik açıdan en ideal şekilde döküm yöntemi ile üretilmektedir.

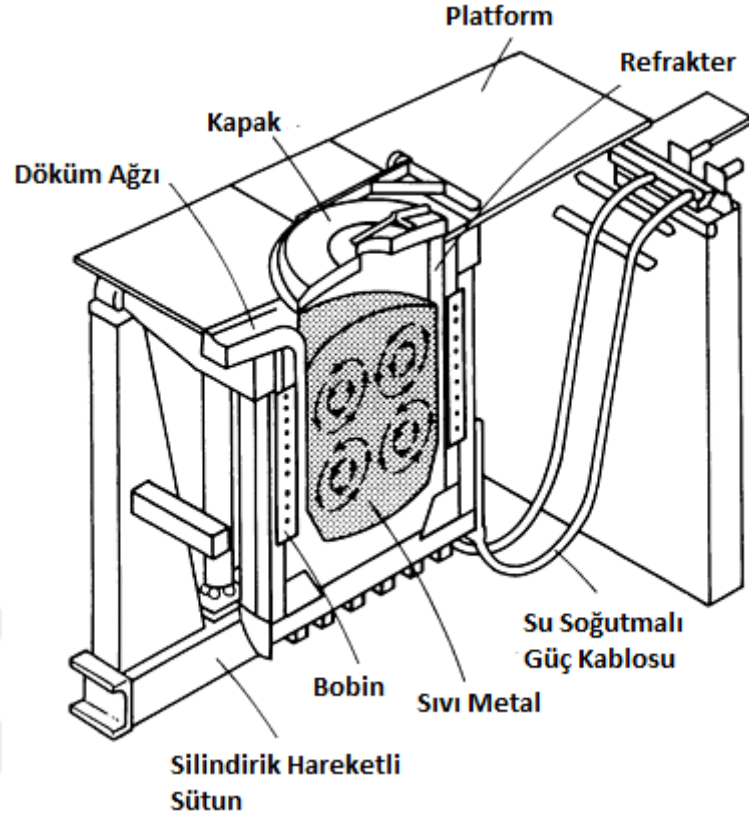
#### 4.1 Ergitme ve İndüksiyon Fırınları

Ergitme işlemi sıvı metalin sıcaklıkla beraber kinetik enerjisinin kontrol edilmesi ve uygun şartlar altında katı metalin sıvı hale getirilme işlemidir. Ergitme prosesinde farklı tip endüstriyel fırınlar kullanılmakla birlikte genel olarak potalı ocaklar, kupol fırınları, elektrik ark ocakları ve indüksiyon fırınları kullanılmaktadır. Çelik üretiminde endüstriyel olarak yüksek fırınlar, bazik oksijen fırınları, elektrik ark ocakları ve indüksiyon fırınları tercih edilmektedir.

İndüksiyon fırınları genel olarak bobin sistemlerinin kullanılması ile belirli bir frekans ve volt (güç) ayarı ile birlikte elektromanyetik olarak metalin ergitme işlemini kontrol eden özel teknolojik ekipmanlardır. Bobinlerden akım geçtikçe Faraday prensibine göre bir manyetik alan farkı oluşmakta ve oluşan manyetik fark, akım frekansıyla beraber bobin mekanizmasının ortasındaki malzeme için bir direnç oluşturmaktadır. Malzemedeki akım geçtikçe, elektronların hareketine karşı oluşan direnç indüksiyon fırınlarında ısı kaynağı olarak ortaya çıkmaktadır. Birincil devreden geçen yüksek frekanslı akım, ikincil devrede (hurdada) yüksek indüksiyon oluşturmaktadır. Frekansın ve geçen akımın kontrol edilmesiyle beraber fırın içindeki metalik şarj malzemesi ısınmakta ve ergitme işlemi kontrollü bir şekilde sürdürülebilmektedir. Şekil 4.1’de indüksiyon fırının temel bileşenleri yer almaktadır. Şekil 4.2’de ise açık indüksiyon fırının enine kesiti belirtilmiştir.



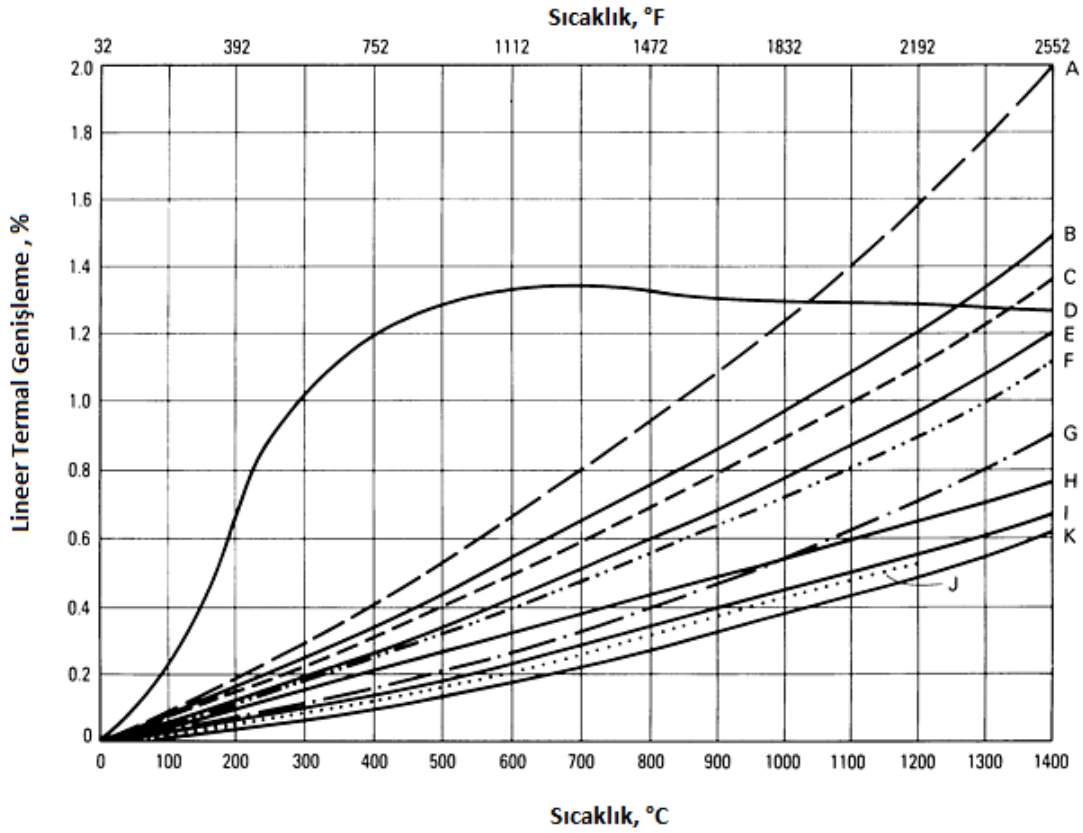
Şekil 4.1 İndüksiyon fırını temel bileşenleri [71]



Şekil 4.2 Açık indüksiyon fırını enine kesit yapısı [71]

İndüksiyon fırınlarında kullanılan refrakter malzemelerinin seçimi inklüzyon kontrolünün metalürjik olarak ideal seviyede olması ve sıvı metal-refrakter denge reaksiyonlarının kontrol edilebilmesi için önemlidir. İndüksiyon fırınlarında genel olarak silika ( $\text{SiO}_2$ ), alümina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) ve manyezit ( $\text{MgO}$ ) bazlı refrakter malzemeler kullanılmaktadır. Silika asidik karakteristikte olup, alümina nötr astar özelliğindedir. Manyezit refrakterler ise bazik özellik göstermektedir. Manyezit bazlı refrakterler termal şok ve gerilimlere dayanıksız olmakla beraber, mikro çatlak hassasiyeti yüksektir. Silika bazlı refrakterler ucuz ve yüksek termal kararlılık göstermektedir. Silika bazlı refrakter malzemelerle beraber indüksiyon fırını hızlı başlatılıp, soğutulabilir veya yeni soğuk şarj malzemesi eklenebilir. Ortalama 815 °C sıcaklıklarda termal genişleme doygunluğuna ulaşmaktadır (Şekil 4.3). Alümina refrakter, manyezit refrakter malzemesine göre daha az çatlak hassasiyetine sahiptir. Bu kapsamda Alümina bazlı malzemedeki kademeli ısıtma programının yapılması, refrakterin sinterleşmesi ve sıvı metalin yapışma hassasiyetinin önüne geçilmesi refrakter malzemenin kontrolünde önemlidir. Literatür çalışmalarında çelik temizliği ve metalürjik uygulamalarda daha ideal

sonuçların elde edilebilmesi için nötr astar kullanımının tercih edildiği ifade edilmektedir [72].



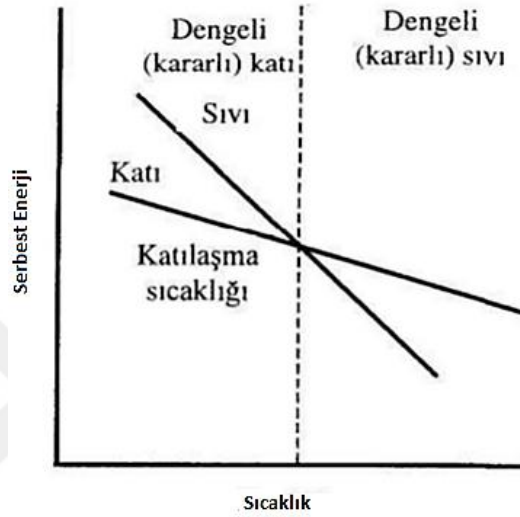
Şekil 4.3 İndüksiyon fırınlarında kullanılan refrakter malzemelerin termal genişleme eğrileri

A, manyezit; B, kromit bazlı manyezit; C, kromit; D, silika; E, zirkonya; F, korundum 99; G, korundum 90; H, ateş tuğlası; I, alümina-silikat; J, zirkon; K, silisyum karbür [72]

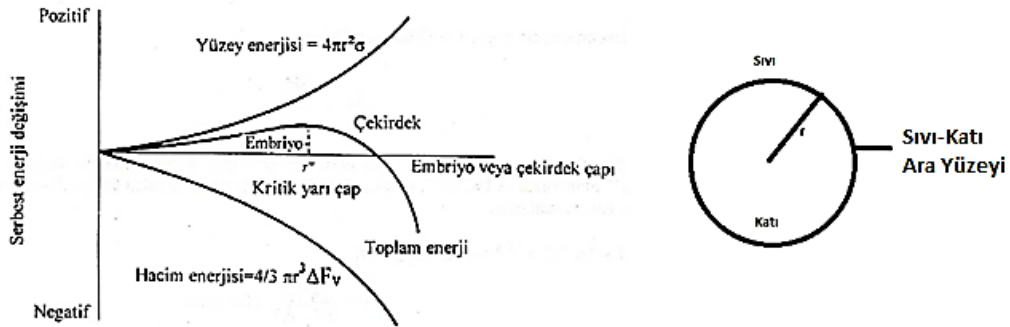
Vakum indüksiyon fırınlarının çalışma prensibi genel olarak atmosfere açık indüksiyon fırınlarıyla benzerdir. Sistemde, kapalı bir konstrüksiyonda gaz alma sistemi ve vakum pompa sistemi bulunmaktadır. Atmosfer kontrolünün vakum basıncıyla ayarlanabildiği proseste, inert (etkisiz) gaz besleme sistemiyle beraber döküm koşulları kontrol edilebilmektedir. Oksijensiz ortamda ergitmenin gerçekleştirilmesiyle beraber metalik olmayan oksitli bileşenlerin yapıda kontrollü uzaklaştırılması ve daha ideal katılaşma yapısının elde edilmesi sağlanabilmektedir. Proseste hidrojen, azot gibi gazların vakum altında giderilmesi sağlanmakta ve gaz boşluklarının olumsuz etkileri ortadan



atomların sıvıdan katı ilk çekirdeklere transferi ile devam etmektedir. Bu süreçte düşen sıcaklıkla beraber sıvı bitene kadar katılaşıma devam etmekte ve katının kristal enerjisi sıvının enerjisinden daha düşük seviyelere ulaşmaktadır [73-74]. Artan enerji farkı katı kristal yapıyı daha kararlı hale getirmekte ve oluşan enerji farkı serbest hacim enerjisi olarak isimlendirilmektedir ( $\Delta F_v$ ). Şekil 4.5 ve Şekil 4.6'da saf bir metalde sıcaklık ile serbest enerji değişimi ifade edilmiştir [73].



Şekil 4.5 Saf bir metalde sıcaklık-serbest enerji değişimi ilişkisi [73]

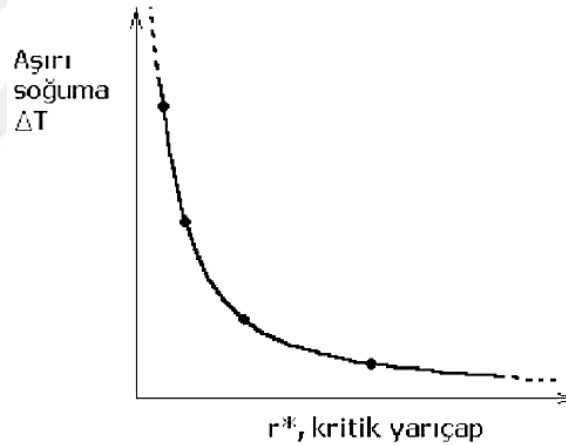


Şekil 4.6 Katılaşıma serbest enerji değişiminin kritik yarıçap ve çekirdek boyutu ile ilişkisi [74]

Embriyo kritik çekirdek yarı çapından ( $r^*$ ) büyük boyuttaysa, embriyonun boyutunun artmasıyla birlikte toplam enerji miktarı azalmaktadır. Bu durumda oluşan katı faz kararlı duruma gelmektedir ve çekirdeklenme mekanizması oluşmaya başlamıştır. Çekirdek olarak isimlendirilen katı parçanın büyümesi

kararlı faz oluşumundan sonra artmaktadır. Kritik yarıçap, toplam serbest enerji değişiminde maksimum noktaya denk gelmektedir. Katı-sıvı ara yüzeyinde oluşan enerji  $\sigma$  olarak belirtilmekte ve küre formunda oluşan katının enerjisi yüzey alanı ( $4\pi r^2$ ) ve hacmiyle ( $4/3\pi r^3$ ) doğrudan orantılıdır [75].

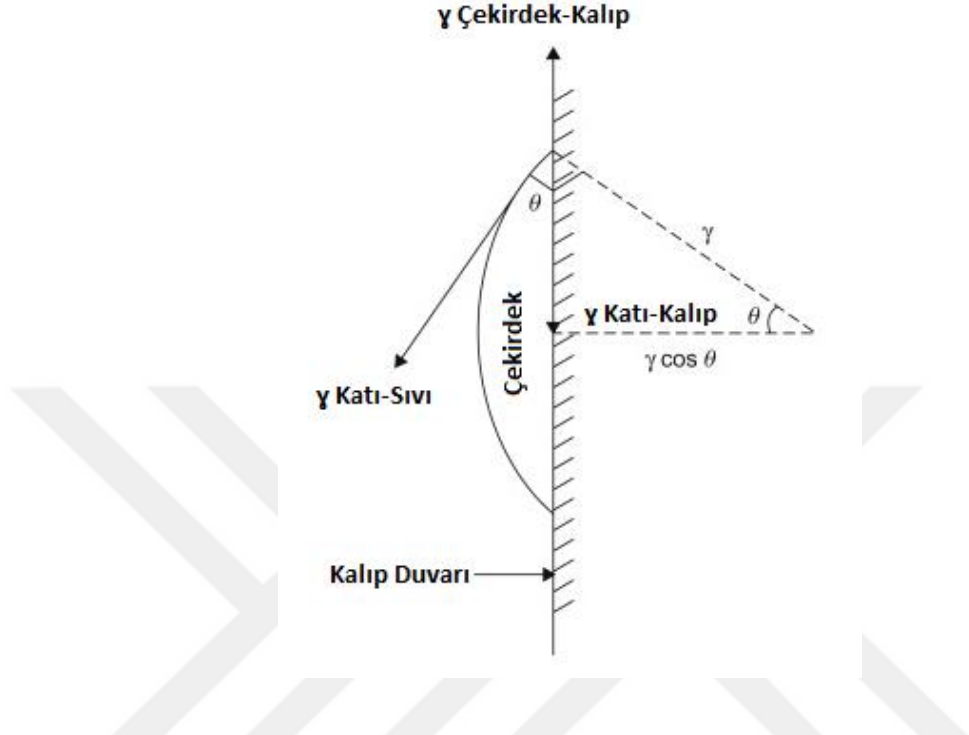
Çekirdeklenme mekanizmasında iki temel çekirdeklenme türü bulunmaktadır. Homojen çekirdeklenme teoremi Wolmer-Weber tarafından öne çıkarılmıştır [76]. Homojen çekirdeklenmede sıvının aşırı soğuması ile doğrudan ilişkilidir. Aşırı soğuma miktarı ( $\Delta T$ ) arttıkça  $r^*$  olarak ifade edilen kritik yarıçap değeri düşmektedir. Katılaşma boyunca ısı açığa çıkmakta ve ısının ortamdaki uzaklaştırılması gerekmektedir. Saf metallerin homojen çekirdeklenme oluşumunda aktivasyon enerjisi eriyik saf metalin kendi içerisinde karşılanmaktadır. Bu durumda eriyik saf metal ergime sıcaklığından daha düşük bir sıcaklıkta ergimeye başlamaktadır [77-83]. Şekil 4.7’de saf metalin aşırı soğumasına bağlı kritik yarıçapının değişimi yer almaktadır.



**Şekil 4.7** Homojen çekirdeklenmede aşırı soğuma-kritik yarıçap ilişkisi [83]

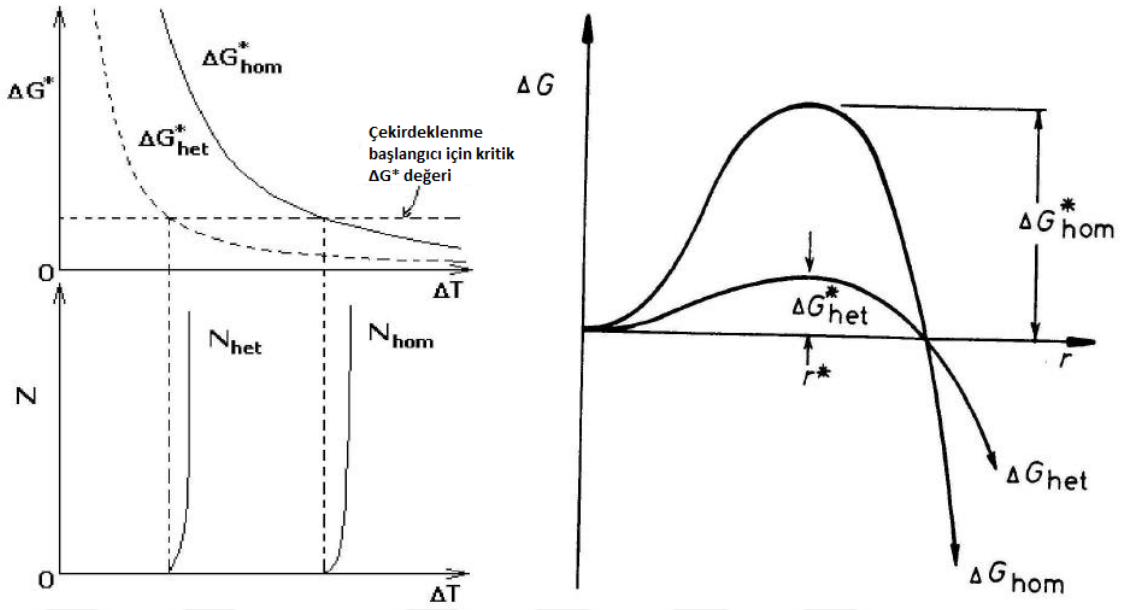
Heterojen çekirdeklenme sıvı metalin üretim doğası gereği, içeriğindeki safsızlıklar ve inklüzyonlardan dolayı standart olarak oluşan katılaşma mekanizmasıdır. Sıvı içerisindeki safsızlıklar çekirdeklenme için uygun yüzey sağlayarak kritik yarıçapın ve kristalleşmenin oluşmasını sağlamaktadır. Teknikte kullanılan tüm alaşımlar ve metaller heterojen olarak çekirdeklenmektedir. Dökümde kullanılan kalıp duvarları veya inklüzyonlar ilk kristalleşmenin gerçekleştiği kısımlardır. Şekil 4.8’de heterojen çekirdeklenme mekanizması yer

almaktadır. Katı-sıvı ara yüzeyinde ıslatma açısı,  $\theta$  açısı olarak ifade edilmekte ve ara yüzey etkileşim oranına göre ampirik bir heterojen katılma formülü oluşturulabilmektedir [84].



**Şekil 4.8** Kalıp duvarında çekirdeklenmeye başlayan çekirdeğin ara yüzey etkileşim vektörleri [82]

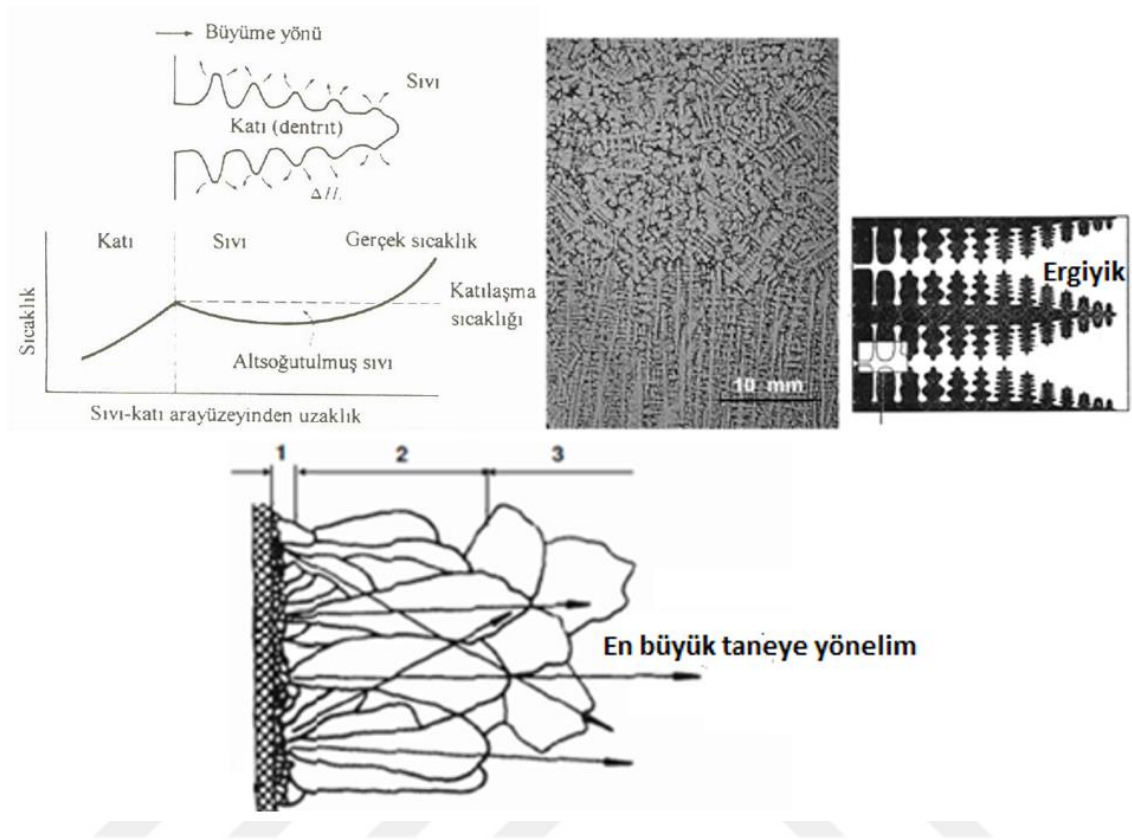
Katılma mekanizmasında aşırı soğumanın artmasıyla birlikte  $\Delta G^*$  (çekirdeklenme enerjisi) küçülmektedir. Çekirdeklenme hızı ne kadar düşükse, heterojen çekirdeklenme o derece yaygınlaşmaktadır. Çekirdeklenme hızı aktivasyon enerjisi ile orantılı olmakla beraber, çok fazla aşırı soğumada mekanizma difüzyon modeline doğru kayma gösterir. Bu durumda, malzeme herhangi bir çekirdeklenme oluşumu göstermeden soğutulur ve sıvı çekirdeklenmeden katılır. Metalik camların oluşum mekanizması difüzyon temelli soğumaya bağlı olarak ilerlemektedir. Şekil 4.9'da heterojen çekirdeklenme ve aşırı soğumanın çekirdeklenme konsantrasyonu (N) ile ilişkisi yer almaktadır [83-84].



**Şekil 4.9** Kritik yarıçapın  $\Delta G^*$ ,  $N$  (çekirdeklenme konsantrasyonu) ve  $\Delta T$  ile etkileşimi [83]

Dökümde, ilk çekirdeklenme kalıp ile metal ara yüzünde gerçekleşir. Çekirdekler rastgele yönelimlidir ve enerji yönelimli noktalara doğru büyürler. Soğuma boyunca ilk önce çil bölgeleri oluşmaktadır. Çil bölgelerinin hemen ardından, soğuma hızı tanelerin oluşma hızından yüksek olduğundan dolayı kalıba dik yönelmiş dendrit kolları oluşmaktadır. Bu mekanizmada Gibbs Serbest enerjisinin doğrudan katılaşma oluşumunda etkili olduğu bilinmektedir. Artan soğutma oranıyla birlikte, Gibbs serbest enerjisindeki değişim artmakta ve sıvı-katı ara yüzey bölgesindeki enerji bariyeri ortadan kalkarak katılaşmaya neden olmaktadır. Gibbs serbest enerjisindeki sıcaklık farkı önce çil bölgesini, ardından dendrit kollarını (columnar zone) oluşturmaktadır. Dendritik büyüme alt soğuyan sıvının katılaşma sıcaklığına kadar devam etmektedir (Şekil 4.10). Oluşan dendritler ısı akış yönüne doğru büyümektedir. Gibbs serbest enerjisinin ısıl gradyanla farkı tamamen eşitlenince dendritik bölgenin hemen yanında eş eksenli bölge (equiaxed zone) oluşumunun metalürjik olarak gerçekleştiği bilinmektedir. Süper ısının yüksek olduğu durumlarda, döküm koşullarına da bağlı olarak uzamış dendritik yapılar merkez bölgeye doğru ilerleyebilmektedir. Süper ısının düşük olduğu durumlarda ise daha geniş eş eksenli bölge oluşumu gözlemlenmektedir

[85]. 1 numaralı bölge çil bölgesini, 2 numaralı kısım dendrit bölgesini ve 3 numaralı kısım eş eksenli bölgeyi temsil etmektedir.



Şekil 4.10 Çelikte dendritik katılaşma bölgesinin oluşumu [85]

Soğutma esnasında sıcaklık, katılaşma noktasına ne kadar yaklaşırsa ve atomların eriyik içerisindeki hareket hızları ne kadar azalırsa, buna bağlı olarak bazı atomlar hemen kristal kafesi oluşturmak üzere grup halinde bir araya gelirler. Ancak bu atomların durumlarını koruyabilmeleri ve tane çekirdeklerine dönüşebilmeleri için sıvı ortamdan ısının çekilmesi ve ortamla çevre arasında sıcaklık gradyanının bulunması gerekir.

Tanelerin büyümesi sırasında yapıda bulunan ve kafese kabul edilmeyen kirletici elemanlar (inklüzyonlar) tane sınırlarına itilirler ve burada tane sınırı yapısını oluştururlar. Taneler birbirlerine temas edecek duruma gelinceye kadar büyürler. Oluşan tane sınırları oldukça düzensizdir. Tanelerin özelliklerin belirlenmesinde, tane sınırı enerjisi önemli olmakla beraber, atomsal diziliş önemli rol oynamaktadır.

Çalışmalar tasarım ve deney çalışmaları olarak iki ana fonksiyon üzerinden yürütülmüştür. Tasarım çalışmaları düşük yoğunluklu çeliklerin termodinamik olarak simülasyonu üzerine gerçekleştirilmiştir. Düşük yoğunluklu çeliklerin tasarım çalışmalarının tamamlanmasının ardından deneysel çalışmalar ve malzeme karakterizasyonu çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

### **5.1 Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Termodinamik Simülasyonu ve Alaşım Tasarımı Çalışmaları**

Fe-Mn-Al-C çelikleri konsept olarak HEA (High entropy alloys) çelik kalitelerinin alt kapsamında değerlendirilen ve kompleks üçüncü nesil çelik gruplarının içerisinde yer alan değişken alaşım elementleri içeren çelik grubudur [86-88].

#### **5.1.1 Termodinamik Yazılım Simülasyonları**

Tez çalışması kapsamında termodinamik yazılım araçları kullanılarak alaşım dizaynı ve çoklu faz sistemlerinde denge koşulları üzerine hesaplamalar gerçekleştirilerek teorik çalışmalarda bulunulmuştur. Teorik incelemeler FactSage hesaplamalı termodinamik simülasyon programı, JMatPro yazılımı ve ThermoCalc metalürjik simülasyon programı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

FactSage yazılımı, termodinamik süreç tasarımında tam entegre veri tabanı hesaplama sistemi olarak kullanılmaktadır. Yazılım, elementlerin saf hallerinin ve farklı bileşimlerdeki çözeltilerin kombinasyonu olarak güncel veri tabanlarına erişen çeşitli bilgi sistemleri, veri tabanı, hesaplama ve manipülasyon modüllerinden oluşmaktadır. Metalürji, proses tasarımı ve demir-çelik alanında Dünya çapında yaygın olarak kullanılmaktadır.

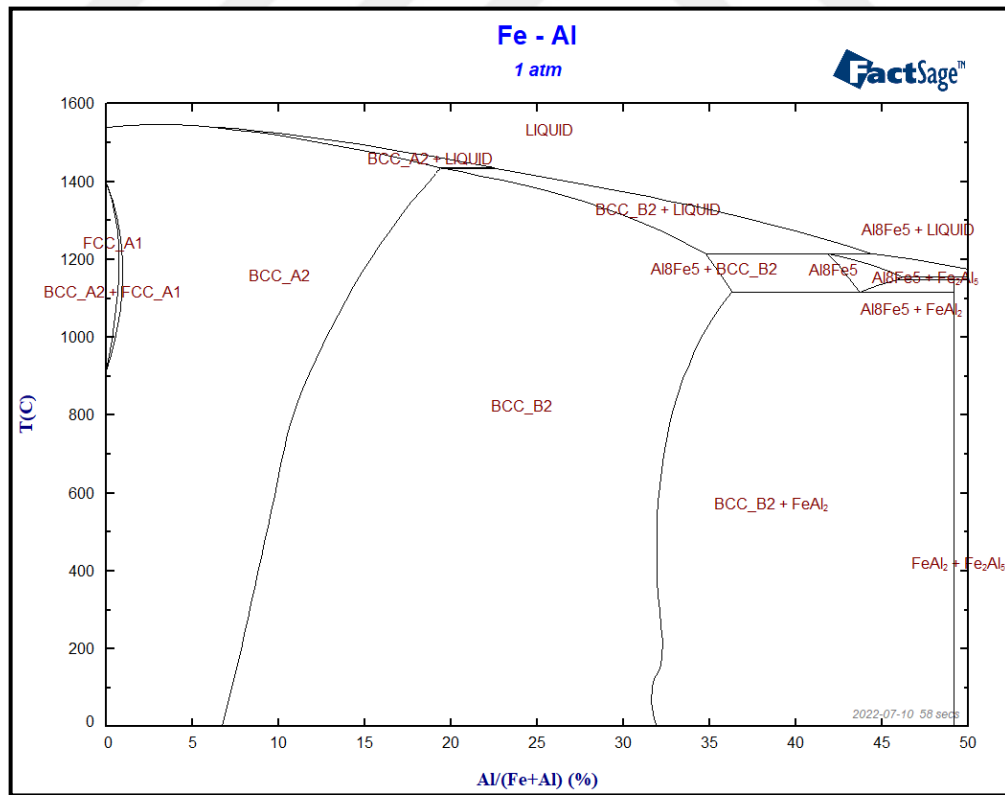
JMatPro yazılımı, metalik bazlı mühendislik malzemelerinde kararlı ve yarı kararlı faz denge diyagramlarını hesaplayabilen, malzemenin kimyasal özelliğine göre

termo-fiziksel özellikleri hakkında öngörü yapılabilen hesaplamalı malzeme mühendisliği programıdır.

Thermo-Calc yazılımı güncel malzeme veri tabanlarını kullanarak malzemede faz dönüşümlerini, katılaşma süreçlerini, alaşımlar arasında maksimum çözünme durumunu ve aktivite değişimlerini elde edebilen hesaplamalı termodinamik simülasyon yazılımıdır.

### 5.1.2 Düşük Yoğunluklu Çeliklerde Temel Faz Diyagramları

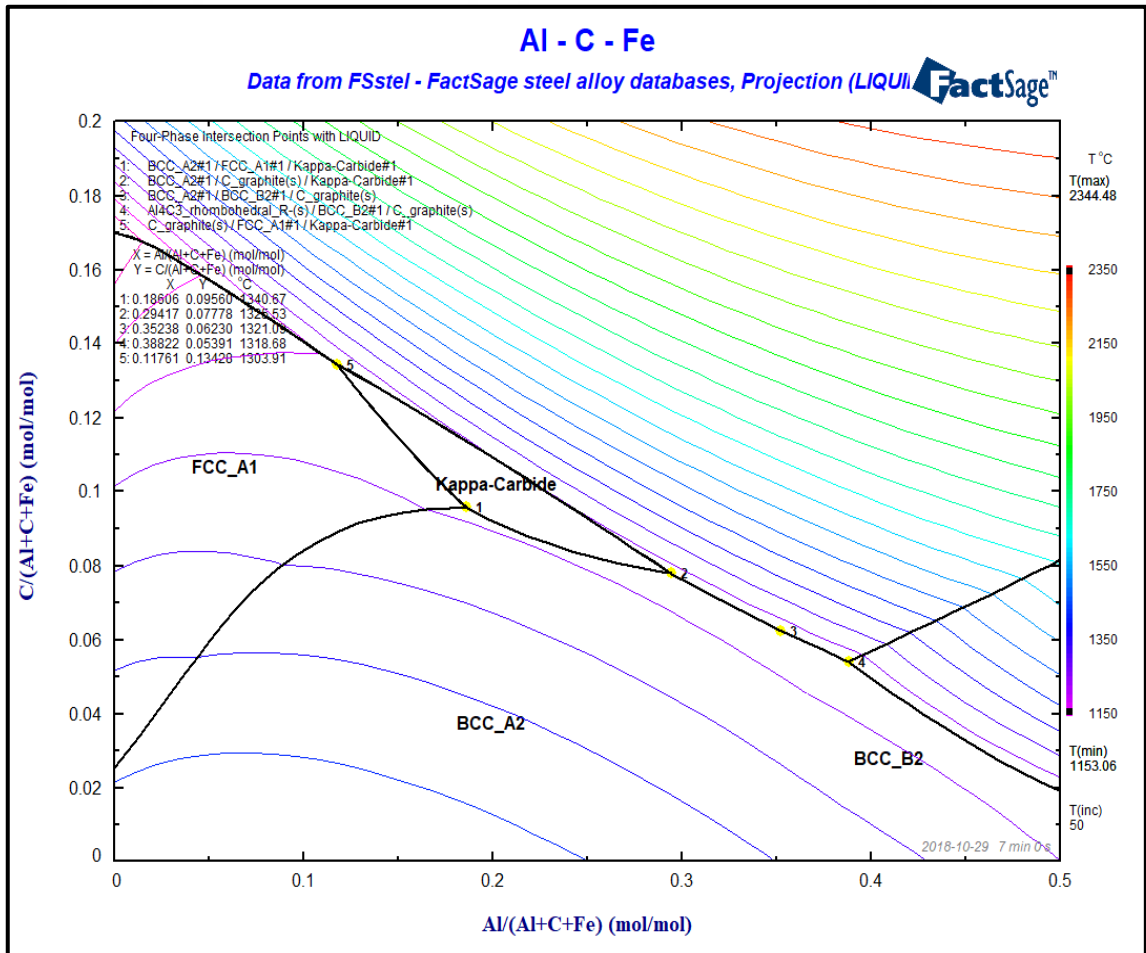
Düşük yoğunluklu çeliklerde temel faz diyagramları Fe-Al ikili sistemi, Fe-Al-C üçlü denge sistemi, Fe-Al-Mn üçlü denge sistemi ve Fe-C-Mn-Al dördü sistemleridir. Şekil 5.1'de Fe-Al ikili faz diyagramı FactSage termodinamik simülasyon programında 1 atm basınç altında 0-1600°C sıcaklıkları arasında çizilmiştir. Ortalama Al miktarı %32 seviyelerine ulaşıktan sonra yapıda  $FeAl_2$  ve  $Fe_2Al_5$  gibi intermetalik fazların oluştuğu tespit edilmiştir. Grafiklerde A1, A2, B1, B2 ve türev gösterimler faz diyagramında belirtilen bölgede ayrı bir faz oluşumu gerçekleştiğini göstermektedir.



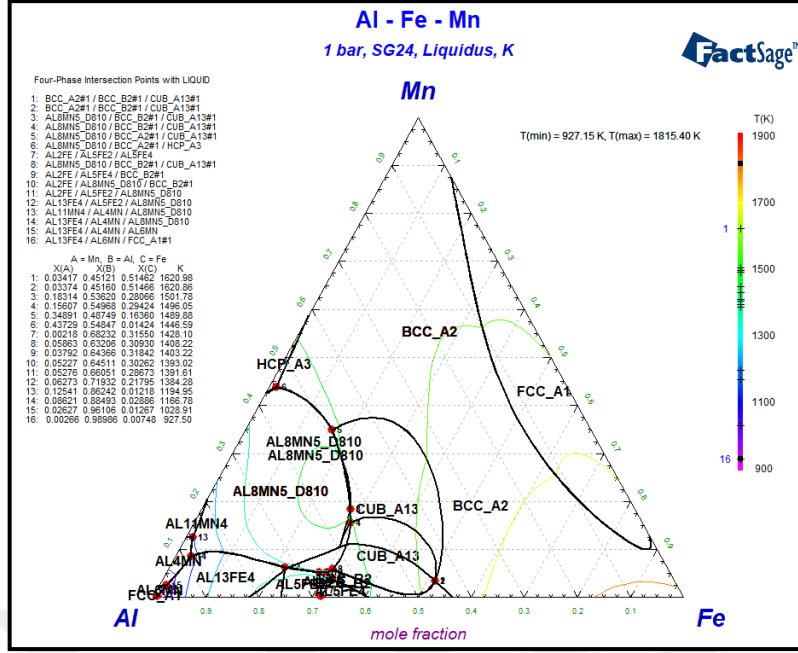
Şekil 5.1 Fe-Al ikili faz denge diyagramı (Liquid: Sıvı; FCC\_A1: KYM\_A1; BCC\_A2: KHM\_A2; BCC\_B2: KHM\_B2;  $Al_8Fe_5$ ,  $FeAl_2$ ,  $Fe_2Al_5$ : İntermetalik fazlar)

Şekil 5.2'de Fe-C-Al üçlü sisteminin likidüs sıcaklıklarının projeksiyonu belirtilmiştir. Her bir renk eğrisi hangi sıcaklıkta hangi fazların ortaya çıkacağını yansıtmaktadır. Grafik molar katsayılar dikkate alınarak değerlendirilmiştir. Al ve C stokiometri katsayılarına göre elde edilen fazlar KYM\_A1 fazı, KHM\_A2, KHM\_B2 fazı ve k-karbür fazlarıdır. X; Al elementinin üçlü sisteme oranını, Y ise; C elementinin üçlü sisteme oranını temsil etmektedir.

Şekil 5.3'te Al-Fe-Mn üçlü sisteminin faz diyagramı yer almaktadır. Diyagramda Kelvin cinsinden farklı sıcaklıklarda oluşan fazlar 1 bar altında belirtilmiştir.  $Al_8Mn_5$ ,  $Al_{11}Mn_4$ ,  $Al_4Mn$ ,  $Al_{13}Fe_4$  intermetalik fazları ile farklı kafes yapılarına sahip fazlar yer almaktadır.

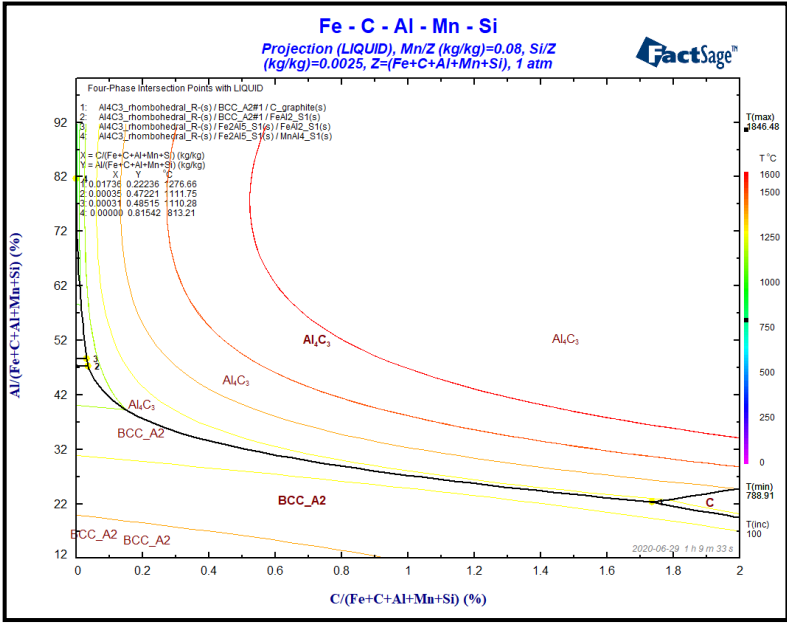


**Şekil 5.2** Fe-C-Al bazlı çelik alaşımının likidüs projeksiyon sıcaklıkları (Data from FSstel-FactSage steel alloy databases: FSstel verisi-FactSage çelik alaşımları veri seti; Projection (Liquid): Projeksiyon (Sıvı); Four-phase intersection points with liquid: Sıvı faz ile dört fazın kesişme noktaları; Kappa-Carbide: K-karbür)



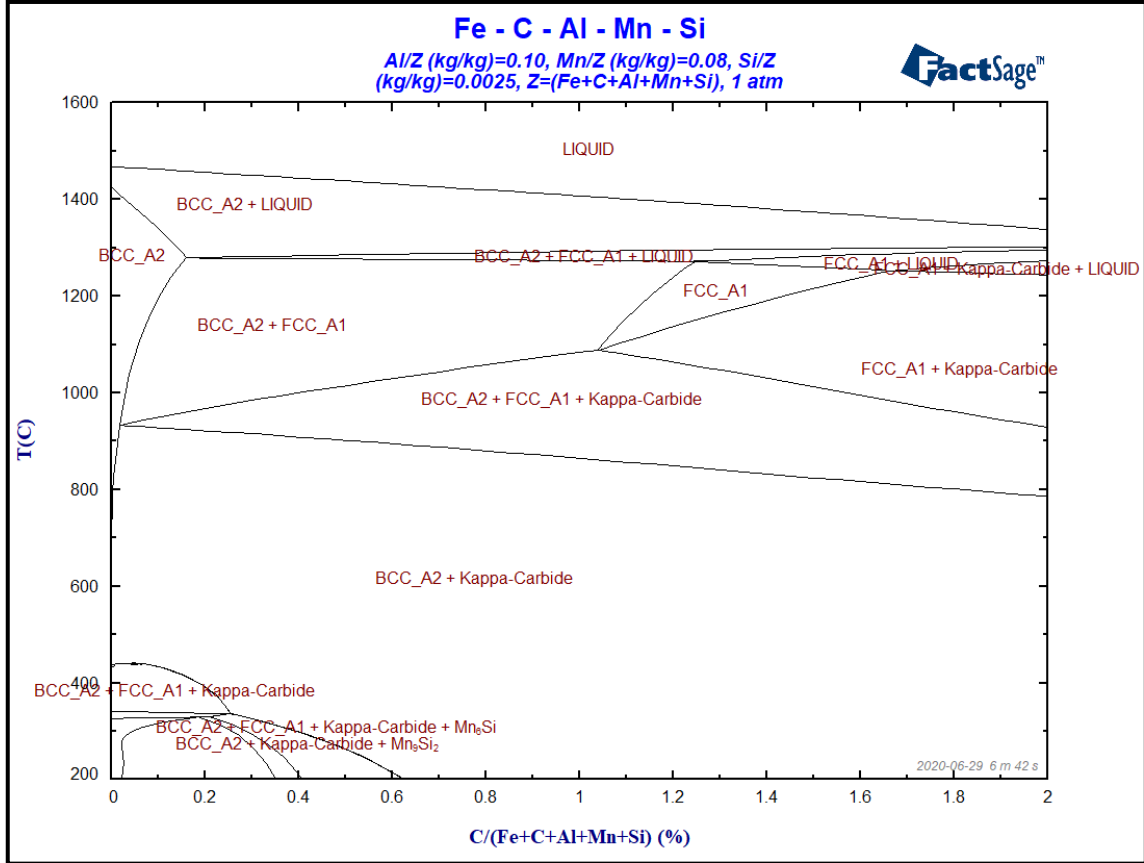
Şekil 5.3 Fe-Mn-Al likidüs projeksiyonu (Mole fraction: Molar oran; Liquidus: Sıvı faza geçiş noktası; T: Sıcaklık; min: minimum; max: maksimum)

Şekil 5.4'te Fe-Mn-Al-C-Si sisteminin izotermal faz dönüşüm yapıları gösterilmiştir. Grafikte x ekseninde %C oranı 0-2 arasında, y ekseninde %Al oranı ise 12-100 aralığında belirtilmiştir. %Mn oranı 8 ve %Si oranı 0,25'tir. Farklı sıcaklıklarda Alüminyum karbür (Al<sub>4</sub>C) fazı ve KHM\_A2 fazının oluştuğu görülmüştür.



Şekil 5.4 İzotermal faz dönüşümleri (Fe-Mn-Al-C-Si) sistemi

Şekil 5.5'te değişken %C oranlarında Fe-8Mn-10Al-0,25Si çeliğinin faz diyagramı yer almaktadır. Şekil 5.4'teki kimyasal kompozisyon içeriğine paralel olarak grafikte Mn, Al ve Si değerleri sabit tutularak karbonun etkisi, k-karbür ve MnSi fazlarının varlığı değerlendirilmiştir. K-karbür fazının KHM\_A2 fazıyla beraber farklı C oranlarında oluşabileceği teorik olarak incelenmiştir.



Şekil 5.5 Fe-C faz diyagramı (Fe-Mn-Al-C) sistemi

### 5.1.3 K- karbür Fazının Oluşum Mekanizması

FactSage hesaplamalı termodinamik analiz programında k-karbür fazının oluşum mekanizması incelenmiştir. Programda k-karbür fazı FStel-KAPP olarak adlandırılmaktadır; veri seti içerisinde  $Fe_3AlVa$ ,  $Mn_3AlVa$ ,  $Fe_3AlC$ ,  $Mn_3AlC$ ,  $Fe_3FeVa$ ,  $Fe_3MnVa$ ,  $Mn_3FeVa$ ,  $Fe_3FeC$ ,  $Mn_3MnVa$ ,  $Fe_3MnC$ ,  $Mn_3FeC$  ve  $Mn_3MnC$  fazları yer almaktadır (Tablo 5.1). “Va” olarak isimlendirilen kısım boşluk atom türevleri olarak ifade edilmektedir. FStel olarak isimlendiren bölüm, programın kullandığı tüm element, bileşik ve alaşımların termodinamik özelliklerinin yer aldığı veri kütüphanesidir.

**Tablo 5.1** FactSage FStel veri seti ve faz yapıları

Sıra No	Faz Yapısı	Veri Seti	Tanımlama
1	FSstel-Fe <sub>3</sub> Al <sub>1</sub> Va <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
2	FSstel-Mn <sub>3</sub> Al <sub>1</sub> Va <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
3	FSstel-Fe <sub>3</sub> Al <sub>1</sub> C <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
4	FSstel-Mn <sub>3</sub> Al <sub>1</sub> C <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
5	FSstel-Fe <sub>3</sub> Fe <sub>1</sub> Va <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
6	FSstel-Fe <sub>3</sub> Mn <sub>1</sub> Va <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
7	FSstel-Mn <sub>3</sub> Fe <sub>1</sub> Va <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
8	FSstel-Fe <sub>3</sub> Fe <sub>1</sub> C <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
9	FSstel-Mn <sub>3</sub> Mn <sub>1</sub> Va <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
10	FSstel-Fe <sub>3</sub> Mn <sub>1</sub> C <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
11	FSstel-Mn <sub>3</sub> Fe <sub>1</sub> C <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1
12	FSstel-Mn <sub>3</sub> Mn <sub>1</sub> C <sub>1</sub>	FSstel	FSstel-KAPP#1

#### 5.1.4 Alaşım Tasarımı Çalışmaları

Alaşım elementleri östenit dengeleyici (Mn, Ni, Cu, P, N) ve ferrit dengeleyici (Cr, Mo, S, Ti, Al) elementleri olarak çelik tasarım çalışmalarında döküm yapısı, mekanik mukavemet, uzama, şekillenme kabiliyeti ve nihai mikroyapı özellikleri gibi ana konular değerlendirilerek ele alınmaktadır [89].

Alaşım tasarımı çalışmalarında, malzemenin nihai faz yapısında belirlenen şartlar altında hangi fazların bulunması gerektiği değerlendirilmektedir. Bu kapsamda sıvı metalin dökülebilirliği, sıcak/soğuk haddeleme şartları ve karakterizasyon yeterlilikleri gibi durumlar analiz edilmektedir.

Düşük yoğunluklu çeliklerde analiz tasarımı aşamasında, birincil fazlar (östenit, ferrit) ile çökelti mekanizmasını oluşturan karbürlü kompleks faz yapılarının katılma ve haddeleme sürecinde nasıl dönüşüm gösterdiği incelenmektedir. C,

Mn ve Al gibi birincil alaşım elementi oranına göre termodinamik denge Şartlarında karbürlü mikro/nano keltelerin oluşum mekanizmasının belirlenmesi temel tasarım anlayışını yansıtılmaktadır.

#### 5.1.4.1 Birinci Faz Alaşım Tasarımı alışmaları

Tez çalışmasının ilk fazında literatür bilgileri ışığında [6], [14], [23], [90] alaşım tasarımı çalışmaları gerçekleştirilmiş ve genel yapının östenitik olması tercih edilmiştir. Bu kapsamda gerçekleştirilen çalışmalara ait kimyasal analiz tabloları Tablo 5.2'de belirtilmiştir. Tablolarda belirtilen tüm alaşım kompozisyonlarında Fe elementi denge elementi olduğundan ötürü, ayrıca % Fe içeriği belirtilmemiştir.

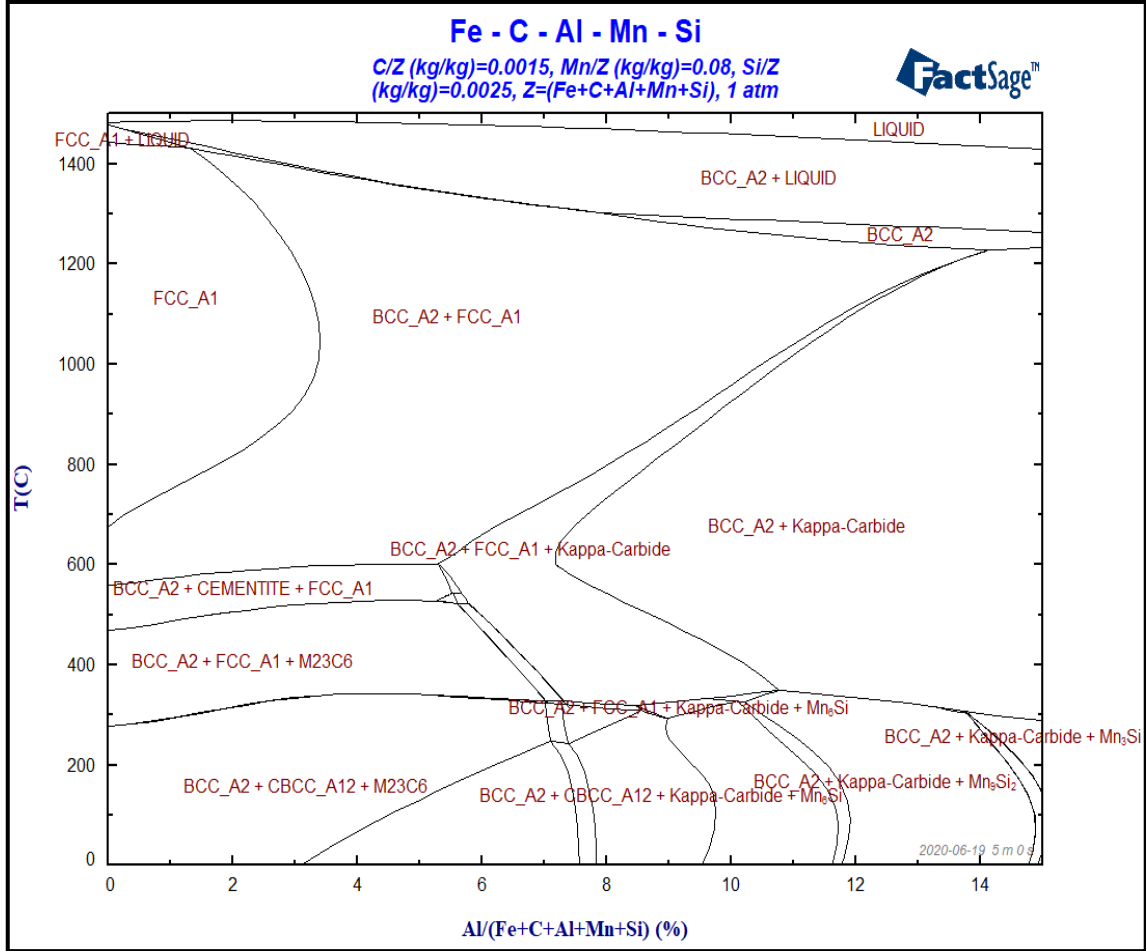
Gerçekleştirilen çalışmalarda kimyasal kompozisyon olarak %0,15 C, %8 Mn ve %10 Al, %0,25 Si ve türev kompozisyonları hedeflenmiştir. Tablo 5.2'de belirtilen referans alaşım kimyasal analizi literatürdeki çalışmadan [14] seçilmiştir. Bu kapsamda referans alaşım tasarımı dikkate alınarak 3 adet n deneme döküm gerçekleştirilmiştir. Deneme 3'te Al oranı düşük tercih edilmiştir. Literatürdeki alaşım kompozisyonundan farklı olarak Al oranının daha düşük tutulması ve Mn oranının arttırılmasıyla döküm pratiğinin kazanılması hedeflenmiştir. Ayrıca belirtilen alaşım oranlarında sıcak haddelenmiş düşük yoğunluklu çeliğin östenitik yapıda olması hedeflenmiştir.

**Tablo 5.2** Birinci faz çalışmalarında gerçekleştirilen alaşım tasarımı alışmaları (%)

Deneme No	C	Mn	Al	Si
Referans Alaşım	0,15	8	10	0,25
Deneme 1	0,9-0,93	12-12,5	9-9,5	0,25-0,3
Deneme 2	0,17-0,2	12-12,5	10-10,5	0,25-0,3
Deneme 3	0,18-0,21	18-19	0,5-0,7	0,25-0,3

Alaşım dizaynı çalışmalarında referans alaşım tasarımı üzerinden, karbürlü fazların oranı ile k-karbür fazının farklı sıcaklıklarda ve hangi koşullarda oluştuğu

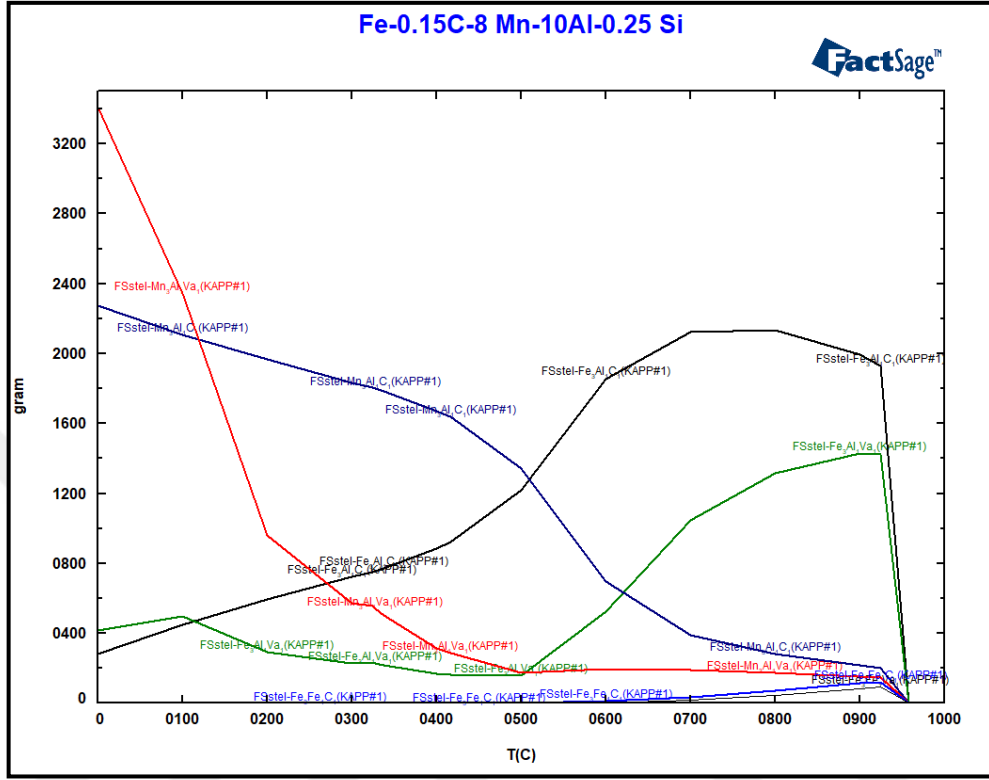
hesaplanmıştır. Şekil 5.6'da değişen oranlarda Al oranı ile Mn, C ve Si sabit tutularak Fe-Al faz diyagramı çizilmiştir. Diyagramda belirtilen sınır maksimum %15 Al miktarını ifade etmektedir. Referans düşük yoğunluklu çelik kalitesi için k-karbür oluşumunun %3 Alüminyum oranından itibaren yükseldiği belirlenmiştir.



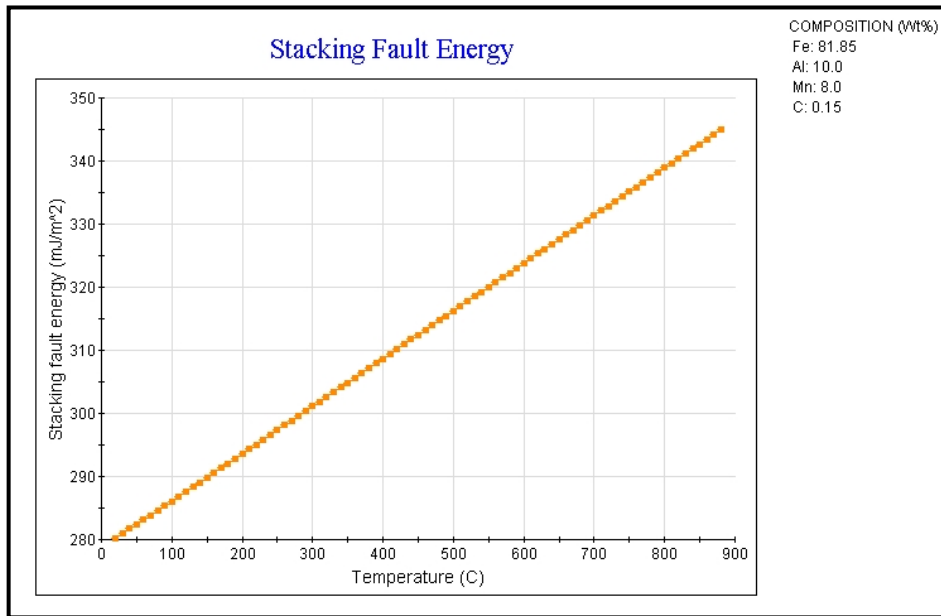
**Şekil 5.6** Alüminyum elementinin k-karbür fazının oluşumuna etkisi (Fe-8Mn-xAl-0,15C)

Şekil 5.7'de Fe-0,15C-8Mn-10Al çeliğinin katılaşma sürecinde gerçekleştirmiş olduğu faz dönüşümü belirlenmiştir. K-karbür fazının değişken fazlardan oluştuğu ve genel yapının (Fe-Mn)AlC<sub>3</sub> olduğu saptanmıştır. Diyagramda k-karbür fazının alt kırınım fazları belirtilmiştir; Mn<sub>3</sub>AlC(Va) fazının daha düşük sıcaklıklarda oluştuğu, bu fazın yerini yüksek sıcaklıklarda Fe<sub>3</sub>AlC(Va) fazına bıraktığı belirlenmiştir.

Her faz için oluşma sıcaklıkları, çeliğin genel yoğunluğu ve SFE değerinin değişimi incelenmiştir. SFE değerlerinin teorik hesaplaması JMatPro yazılımı ile hesaplanmıştır (şekil 5.8).

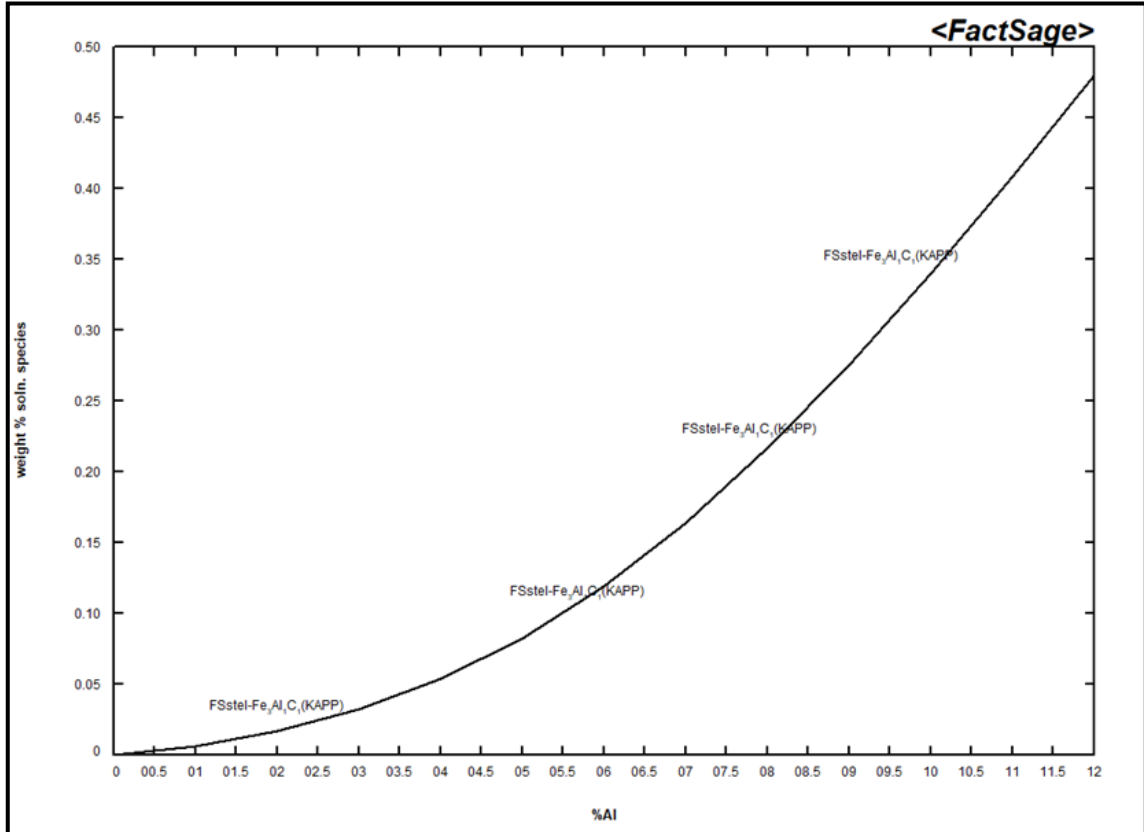


şekil 5.7 K- karbür fazının farklı sıcaklıklarda oluşum mekanizması ve kristal yapı dönüşümleri



şekil 5.8 Referans alaşım malzemesinde SFE değerinin sıcaklıkla değişimi

K-karbür ana fazının içerisinde yer alan  $Fe_3AlC$  çökeltisinin %8 Mn'lı bir çelikte farklı oranlarda Alüminyum ile birlikte değişim oranı Şekil 5.9'da hesaplanmıştır. Konuyla ilgili literatür çalışmaları incelendiğinde, k-karbür fazının taneler arasında diğer NbC, VC ve MnC gibi çökelti fazlara olan etkileşimine, fazın malzemedeki mekanik özelliklere etkisine ve mikroyapıdaki yayılım mekanizmasına odaklanılmaktadır [1], [23], [91-93].



**Şekil 5.9** Referans %8 Mn içeren malzemede k-karbür oranının değişimi (weight % soln. species: ağırlıkça % bileşim)

Tez çalışmasının temel amaçlarından biri olan yoğunluğun düşürülmesi kapsamında referans alaşım tasarımının katılma süresince 1600°C (Şekil 5.10), 1400°C (Şekil 5.11) ve 0°C'de (Şekil 5.12) teorik yoğunluğu hesaplanmıştır. Sıvı çeliğin 1600°C'deki yoğunluğu 5,53 g/cm<sup>3</sup>, 1400°C'de KHM\_A2 fazında yoğunluğu 6,28 g/cm<sup>3</sup> olarak belirlenmiştir. Malzemenin 0°C'deki yoğunluğu ise 6,58 g/cm<sup>3</sup> olarak tespit edilmiştir. Yoğunluk değerleri görseller içinde sarı renk ile vurgulanmıştır.

Farklı sıcaklıklarda reaksiyon denge durumu temel alınarak hesaplanan sistem bileşenleri, stokiyometri katsayılarıyla eşleştirilmektedir. Zamandan bağımsız olarak sonsuzda hesaplanan etkileşim reaksiyonlarında, tüm elementlerin sistem içerisinde ideal koşullarda etkileşime girdiği kabul edilmektedir.

Page 1 [1600 C]  
FactSage 7.3

```
(kg) 0.15 C + 8 Mn + 0.25 Si + 10 Al +
(kg) 81.6 Fe =
0      mol  gas_ideal
      (1600 C, 1 atm, a=3.5105E-03)
      ( 3.4195E-03      Mn)
+ 100.00 kg  LIQUID#1
      (1.0000E+05 gram, 1998.8 mol, 18.072 litre, 5.5336 gram.cm-3)
+ 0      kg  LIQUID#2
      (1600 C, 1 atm, a=1.0000)
      ( 10.000      wt.% Al      V
      + 0.15000      wt.% C      V
      + 81.600      wt.% Fe      V
      + 8.0000      wt.% Mn      V
      + 0.25000      wt.% Si      V)

System component      Amount/mol      Amount/gram      Mole fraction      Mass fraction
Fe      1461.2      81600.      0.73102      0.81600
Mn      145.62      8000.0      7.2852E-02      8.0000E-02
Si      8.9014      250.00      4.4533E-03      2.5000E-03
Al      370.62      10000.      0.18542      0.10000
C      12.489      150.00      6.2481E-03      1.5000E-03
```

Şekil 5.10 1600°C sıcaklıkta sıvı çeliğin yoğunluğu

Page 4 [1400 C]  
FactSage 7.3

```
(kg) 0.15 C + 8 Mn + 0.25 Si + 10 Al +
(kg) 81.6 Fe =
0      mol  gas_ideal
      (1400 C, 1 atm, a=7.6556E-04)
      ( 7.6015E-04      Mn)
+ 81.032 kg  BCC_A2#1
      (81032. gram, 1611.1 mol, 13.052 litre, 6.2083 gram.cm-3)
+ 0      kg  BCC_A2#2
      (1400 C, 1 atm, a=1.0000)
      ( 1.4605E-02 wt.% AlC3      o
      + 10.072      wt.% Al      V
      + 8.4467E-02 wt.% FeC3      o
      + 82.686      wt.% Fe      o
      + 7.1490E-03 wt.% MnC3      o
      + 6.9533      wt.% Mn      V
      + 2.5836E-04 wt.% SiC3      o
      + 0.18227      wt.% Si)

Site fraction of sublattice constituents:
Al      0.18786      Stoichiometry = 1
Fe      0.74518
Mn      6.3698E-02
Si      3.2661E-03
-----
C      6.2053E-04      Stoichiometry = 3
Va      0.99938

System component      Amount/mol      Amount/gram      Mole fraction      Mass fraction
Fe      1200.5      67044.      0.74379      0.82738
Mn      102.62      5637.9      6.3579E-02      6.9576E-02
Si      5.2620      147.78      3.2600E-03      1.8238E-03
Al      302.66      8166.2      0.18751      0.10078
C      2.9992      36.022      1.8581E-03      4.4454E-04

+ 18.968 kg  LIQUID#1
      (18968. gram, 384.74 mol, 3.3950 litre, 5.5870 gram.cm-3)
+ 0      kg  LIQUID#2
      (1400 C, 1 atm, a=1.0000)
      ( 9.6677      wt.% Al      V
      + 0.60090      wt.% C      V
      + 76.739      wt.% Fe      V
      + 12.453      wt.% Mn      V
      + 0.53888      wt.% Si      V)
```

Şekil 5.11 1400°C sıcaklıkta sıvı çeliğin ve KHM\_A2 fazının yoğunluğu

(kg) 0.15 C + 8 Mn + 0.25 Si + 10 Al +

(kg) 81.6 Fe =

90.445 kg BCC\_A2#1  
 (90445. gram, 1794.5 mol, 13.735 litre, 6.5850 gram.cm-3)  
 + 0 kg BCC\_A2#2  
 (0.00 C, 1 atm, a=1.0000)  
 ( 1.7709E-27 wt.% AlC3 o  
 + 10.090 wt.% Al V  
 + 1.1075E-26 wt.% FeC3 o  
 + 89.576 wt.% Fe o  
 + 4.1585E-29 wt.% MnC3 o  
 + 0.33419 wt.% Mn V  
 + 4.6824E-34 wt.% SiC3 o  
 + 2.7294E-06 wt.% Si)

Site fraction of sublattice constituents:

Al	0.18849	Stoichiometry = 1
Fe	0.80845	
Mn	3.0659E-03	
Si	4.8981E-08	

C	7.5148E-29	Stoichiometry = 3
Va	1.0000	

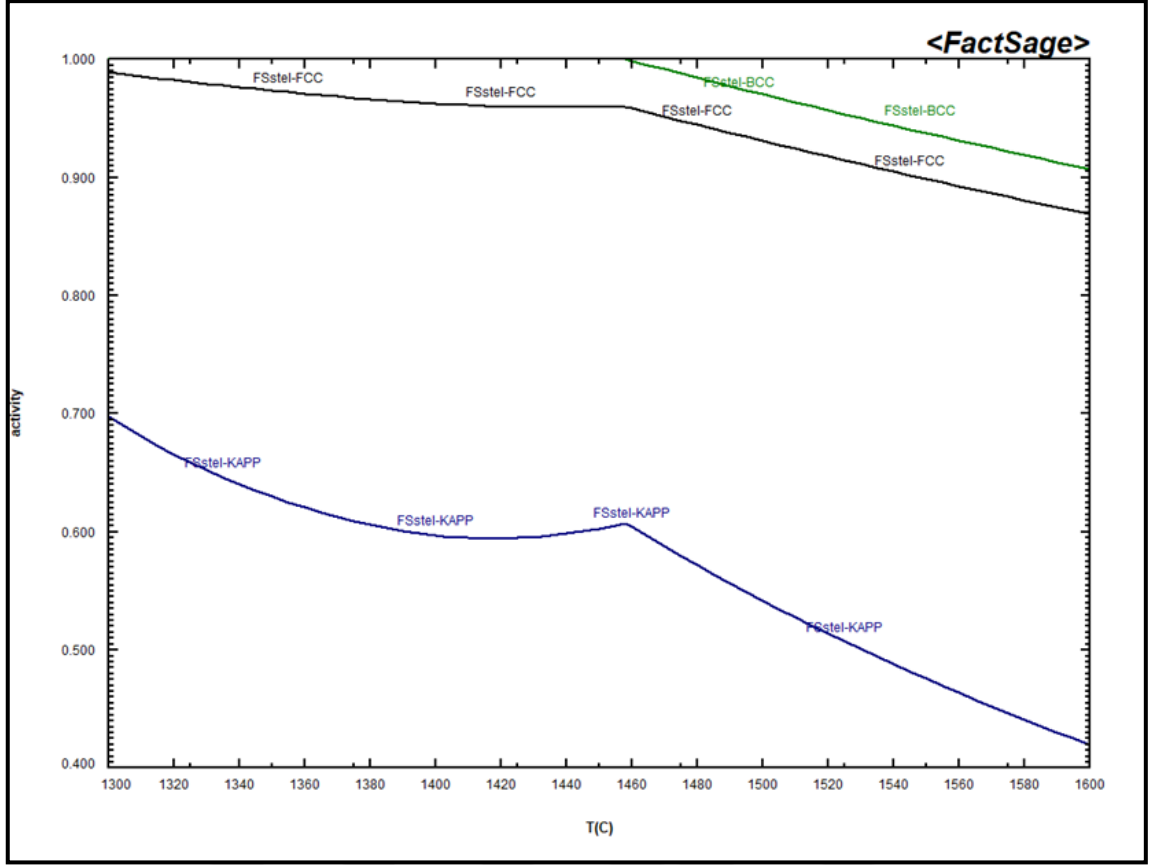
System component	Amount/mol	Amount/gram	Mole fraction	Mass fraction
Fe	1450.7	81016.	0.80845	0.89576
Mn	5.5017	302.26	3.0659E-03	3.3419E-03
Si	8.7895E-05	2.4686E-03	4.8981E-08	2.7294E-08
Al	338.24	9126.2	0.18849	0.10090
C	4.0455E-25	4.8590E-24	2.2544E-28	5.3723E-29

+ 6.3711 kg Kappa-Carbide#1  
 (6371.1 gram, 32.387 mol)

**Şekil 5.12** 0°C sıcaklıkta KHM\_A2 fazının yoğunluğu ve oluşan k-karbür miktarı

Şekil 5.12'de katılaşma bitiminde çeliğin yapısında toplam %6,16 k-karbür yapısı analiz edilmiştir. Şekillerde belirtilen değerler 1 atm basınç altında, Gibbs serbest enerjisinin minimum değerine yakınsayacağı aralıkta termodinamik olarak ideal reaksiyon denge koşulları temel alınarak hesaplanmaktadır.

Termodinamik katılaşma simülasyonunda, soğutma boyunca faz aktivitelerinin değişimi incelendiğinde k-karbür fazının (FSstel-KAPP) aktivite değişiminin nihai yapıdaki diğer fazlara göre (östenit ve δ-ferrit) daha düşük seviyede olduğu belirlenmiştir (Şekil 5.13).



**Şekil 5.13** 1300-1600°C sıcaklık aralığında katılaşma sürecinde faz aktivitelerinin değişimi (Activity: Aktivite)

#### 5.1.4.2 İkinci Faz Alaşım Tasarımı Çalışmaları

Tez çalışmasının ikinci faz tasarım çalışmalarında, düşük yoğunluklu çeliklerde alaşım elementlerinin etkisi genel anlamda belirlenmiş ve sıcak haddelenmiş çelikte ferritik, östenitik ve oluşması beklenen çift fazlı yapılar belirlenmiştir. Bu doğrultuda; JMatPro hesaplamalı metalürjik simülasyon programı ile 4 ana kategoride 25 farklı alt alaşım grubunda çalışmalar tamamlanmıştır. Bu kategoriler aşağıda belirtilmektedir:

- **Tam Ferritik Çelikler**

Bu alaşım grubunda nihai haddeleme sonrası mikroyapı tamamen ferritiktir. Malzemenin sertleştirme mekanizmasında Alüminyum katı çözeltiliye alma prosesi uygulanmaktadır. Tam ferritik çeliklerin tasarımında 4 adet alt alaşım grubunda teorik incelemelerde bulunulmuştur. Bu malzeme grubunda genel beklentiler aşağıdaki gibi belirtilmiştir;

% Al: 5-9

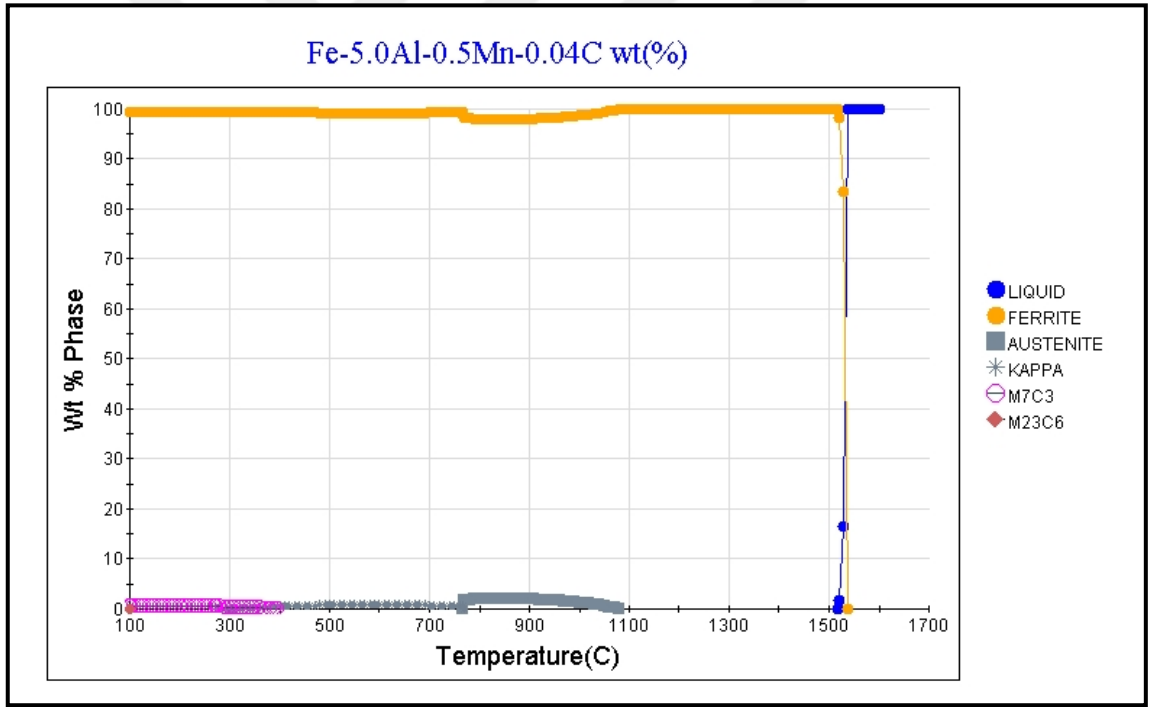
% Mn <5

% C <0,05

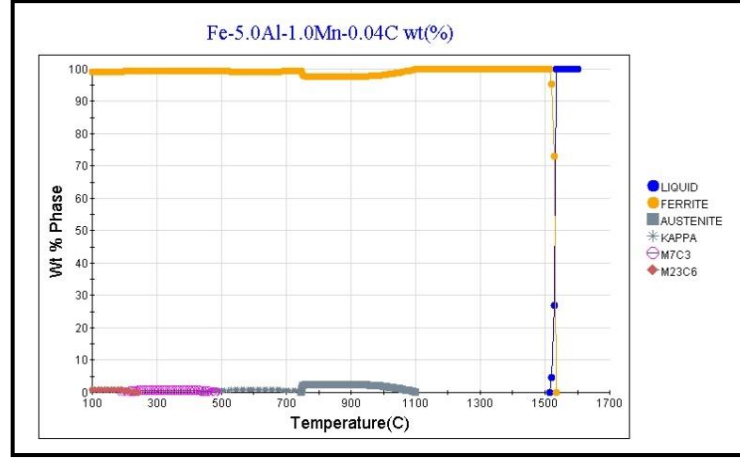
Hedeflenen Maksimum Çekme Gerilmesi: 200-600 MPa

Toplam Uzama: %10-40

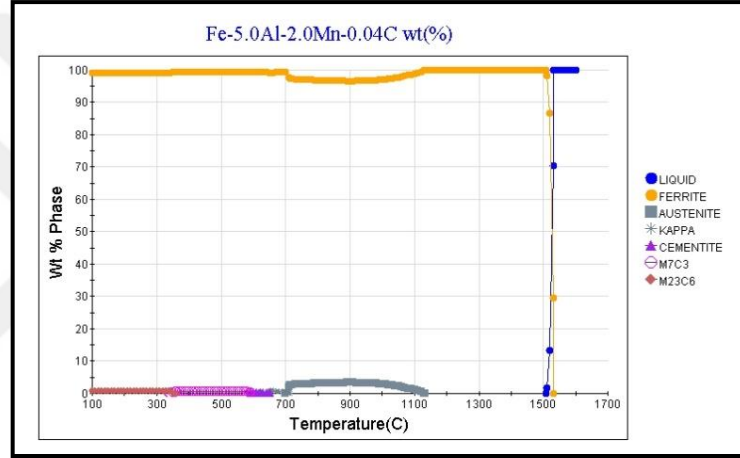
Şekil 5.14'te tam ferritik çelik grubuna ait bir düşük yoğunluklu çeliğin sıcaklığa bağlı faz yapısı belirtilmiştir. Grafikte değişken sıcaklıklarda çelik içerisinde oluşan faz yapıları farklı renklerle temsil edilmektedir. JMatPro metalürjik yazılım programında analiz tasarımları çalışılan diğer tam ferritik çelik alaşımlarına ait sıcaklığa bağlı faz yapısının değişimi grafikleri Şekil 5.15 ve Şekil 5.17 arasındaki görsellerde belirtilmiştir.



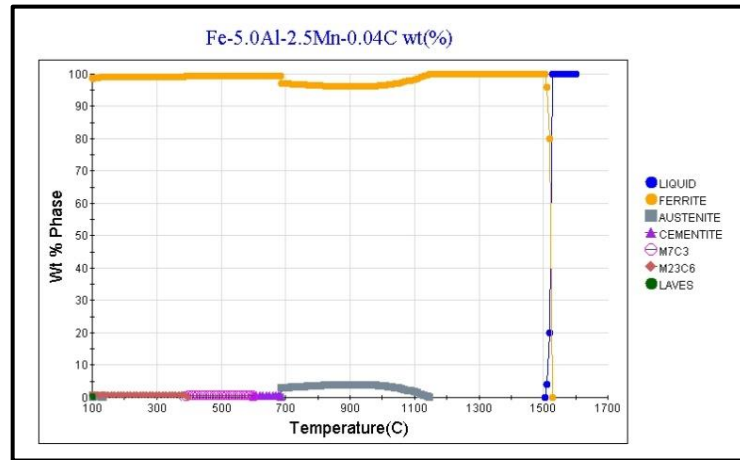
**Şekil 5.14** Fe-0,5Mn-5Al-0,04C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Wt %Phase: Faz % Oranı; Temperature: Sıcaklık; Ferrite: Ferrit; Austenite: Östenit; Kappa: K-karbür;  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ : Karbürlü çökelti fazlar)



Şekil 5.15 Fe-1Mn-5Al-0,04C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



Şekil 5.16 Fe-2Mn-5Al-0,04C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Cementite: Sementit)



Şekil 5.17 Fe-2,5Mn-5Al-0,04C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Laves: AB<sub>2</sub> bileşimine sahip intermetalik faz)

### • Ferrit Bazlı Çift Fazlı Çelikler

Ferrit bazlı çift fazlı çelikler, kimyasal kompozisyondaki C ve Al oranının göreceli olarak düşük olmasından ötürü endüstriyel uygulamalar için en ideal alaşım grubu içerisinde yer almaktadır. Haddelenmiş mikroyapıda, kaba taneli (delta-ferrit) fazının içerisinde kümelenmiş östenit adacıkları yer almaktadır. Ferrit bazlı çift fazlı düşük yoğunluklu çelikler iki kademeli sertleştirme mekanizmasına sahiptir. İlk aşamada deformasyon sertleştirme, ikinci aşamada ikizlenme ve östenit fazının ısı ilemele stabil hale getirilmesi yer almaktadır [86], [94-100]. Bu malzeme grubunda genel kimyasal kompozisyon yapısı aşağıdaki gibi belirtilmiştir;

%Al: 3-7

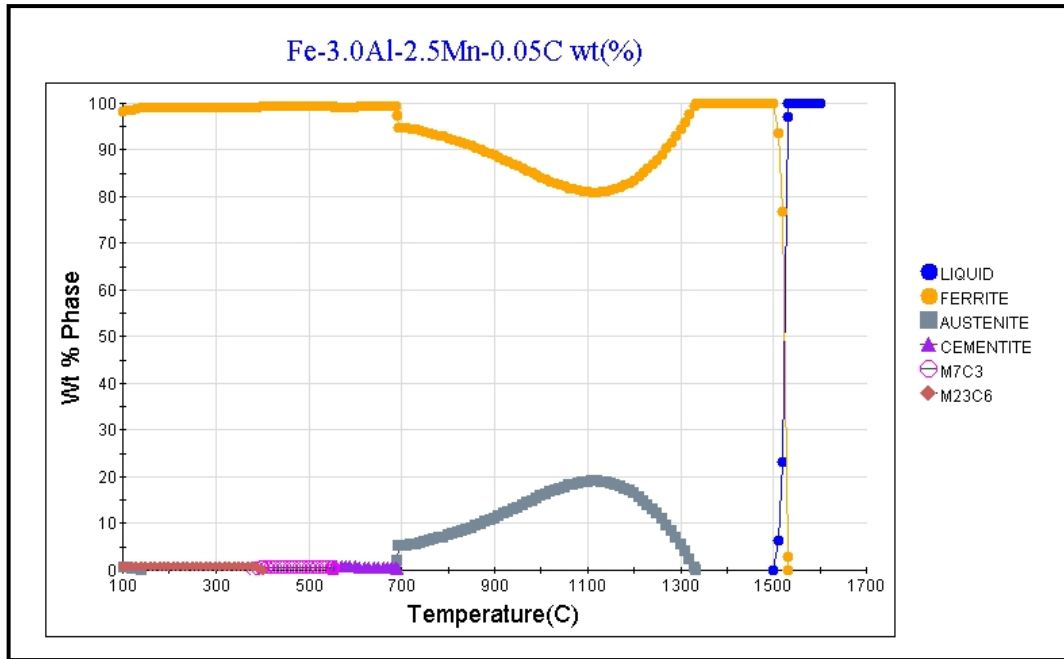
%Mn <2-12

% C: 0,05-0,5

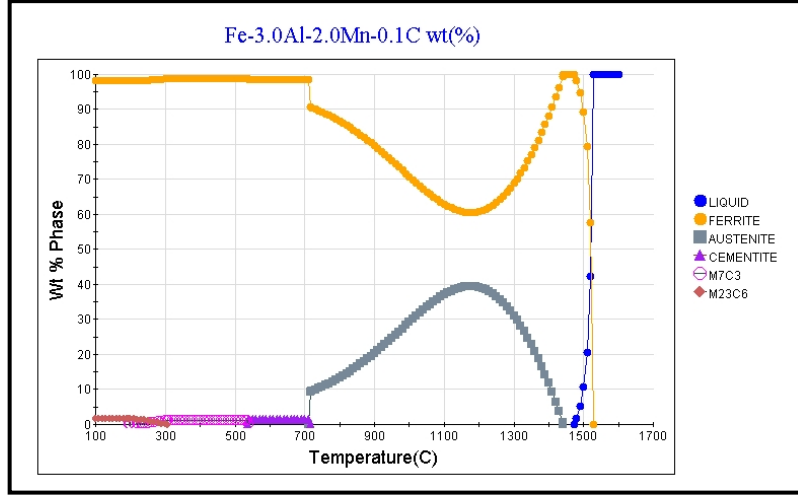
Maksimum Çekme Gerilmesi: 400-900 MPa

Toplam Uzama: %10-40

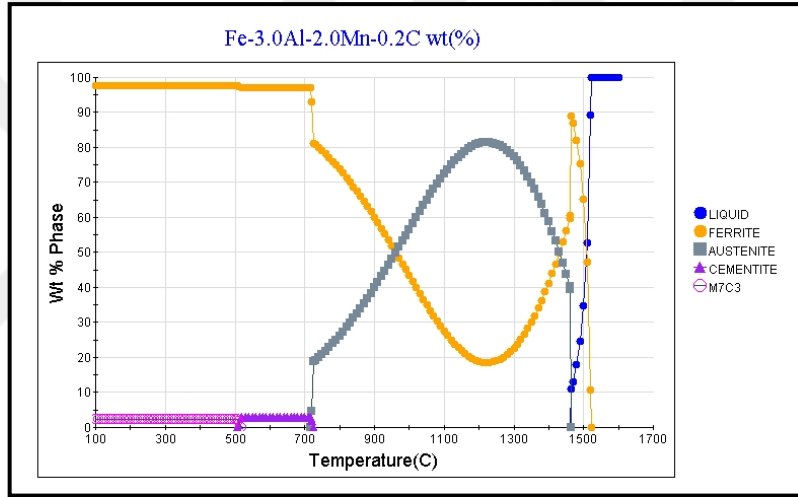
Ferrit bazlı çift fazlı düşük yoğunluklu çeliklerin sıcaklığa bağlı faz yapısının değişimi Şekil 5.18 ve Şekil 5.23 arasındaki görsellerde paylaşılmıştır.



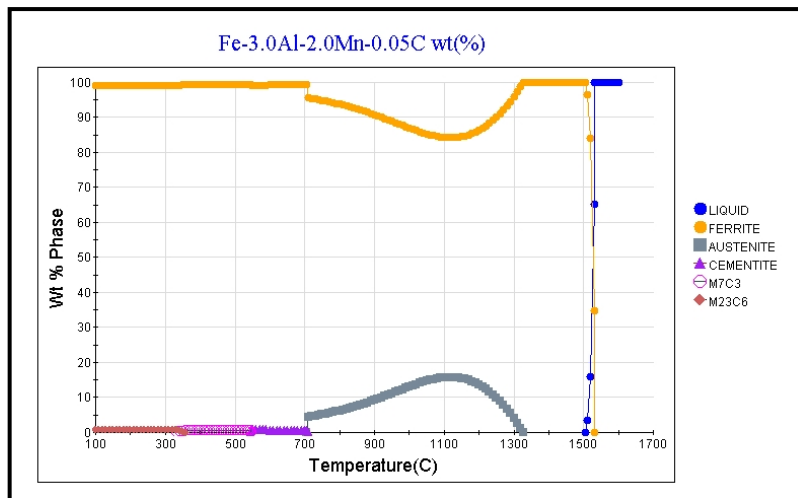
Şekil 5.18 Fe-2,5Mn-3Al-0,05C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



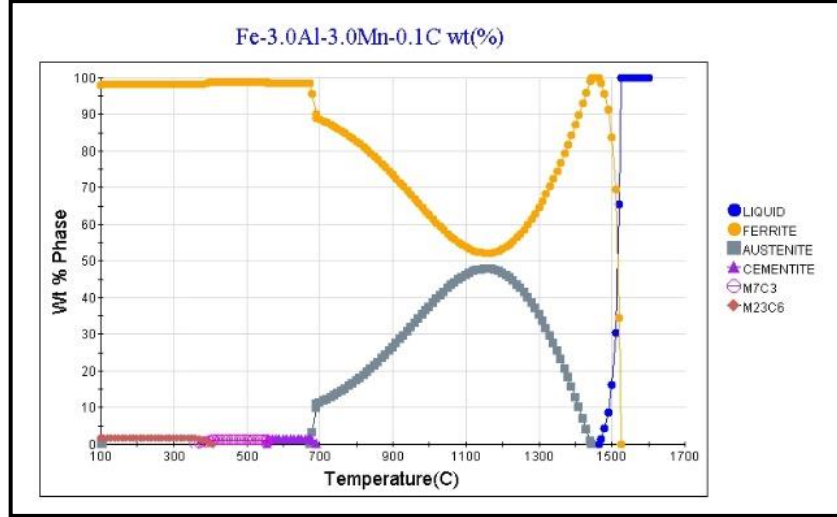
Şekil 5.19 Fe-2Mn-3Al-0,1C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



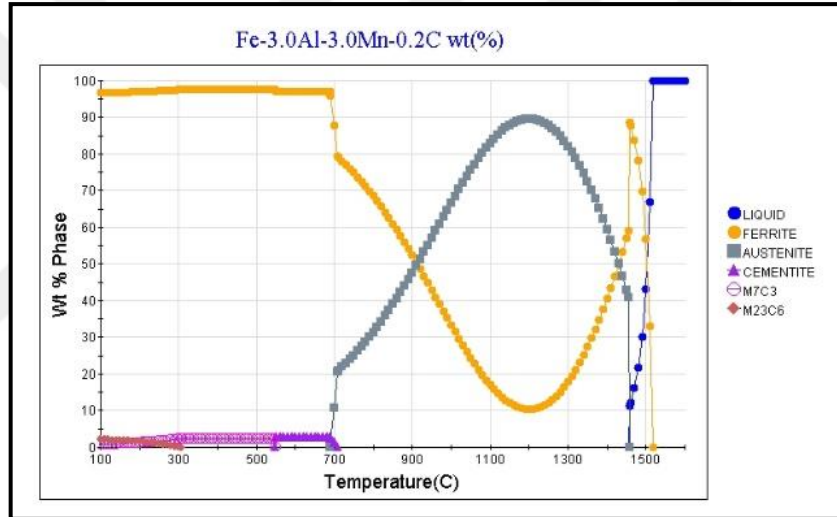
Şekil 5.20 Fe-2Mn-3Al-0,2C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



Şekil 5.21 Fe-2Mn-3Al-0,05C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



Şekil 5.22 Fe-3Mn-3Al-0,1C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



Şekil 5.23 Fe-3Mn-3Al-0,2C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı

- **Östenit Bazlı Çift Fazlı Çelikler**

K-karbür faz oranının kontrolü ve mikroyapıdaki dağılımı malzemenin mekanik mukavemetine ve uygulanacak ısıl işlem rejimine doğrudan etki etmektedir. Kimyasal analiz tasarımlarında SFE değerinin deformasyon mekanizmasına etkisinin belli bir değerde olup olmadığı değerlendirilmektedir. Literatürdeki çalışmalarda bu aralığın 18-80 mJ/m<sup>2</sup> olduğu değerlendirilmiştir. Haddelenmiş çeliğin mikroyapısında delta-ferrit fazının %10'dan daha küçük olması durumunda malzemenin tam östenitik davranış gösterdiği değerlendirilmiştir

[14], [32], [40], [101-104]. Östenit bazlı çift fazlı çelik grubunda genel beklentiler aşağıdaki gibi belirtilmiştir;

% Al: 5-10

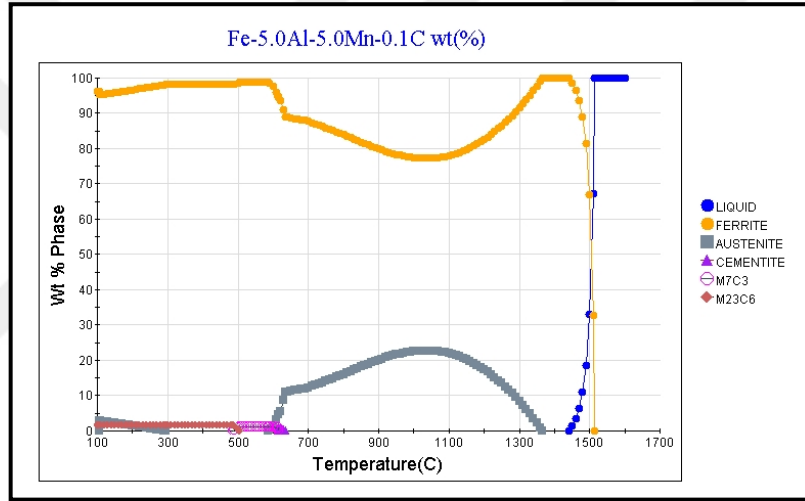
% Mn <5-30

% C: 0,4-0,7

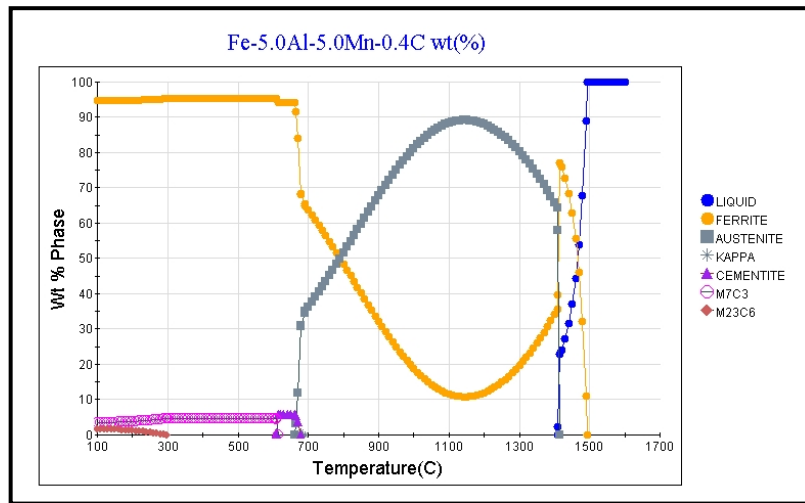
Maksimum Çekme Gerilmesi: 800-1300 MPa

Toplam Uzama: %10-40

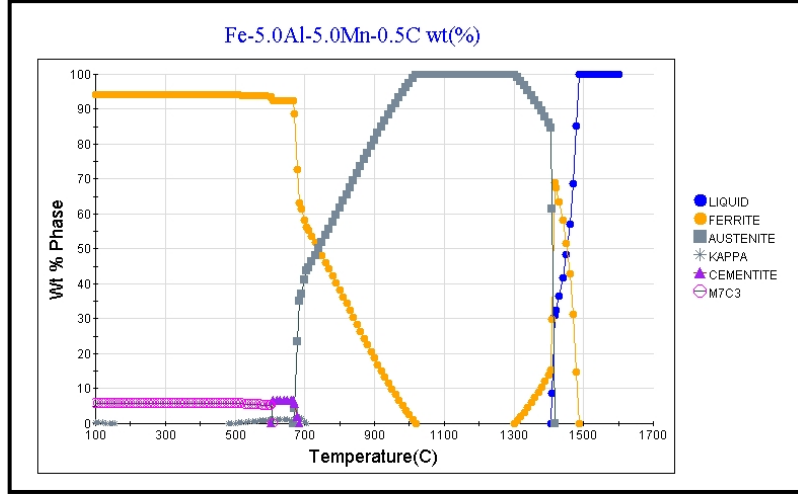
Östenit bazlı çift fazlı düşük yoğunluklu çeliklerin sıcaklığa bağlı faz yapısının değişimi Şekil 5.24 ile Şekil 5.29 arasında belirtilmiştir.



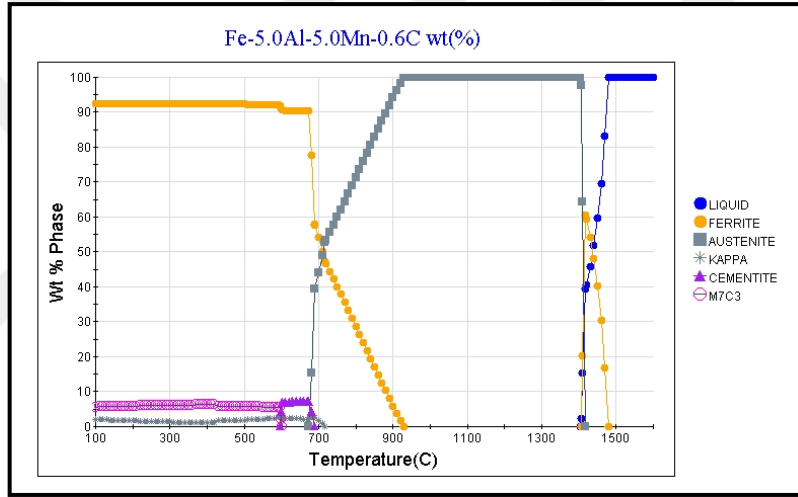
Şekil 5.24 Fe-5Mn-5Al-0,1C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



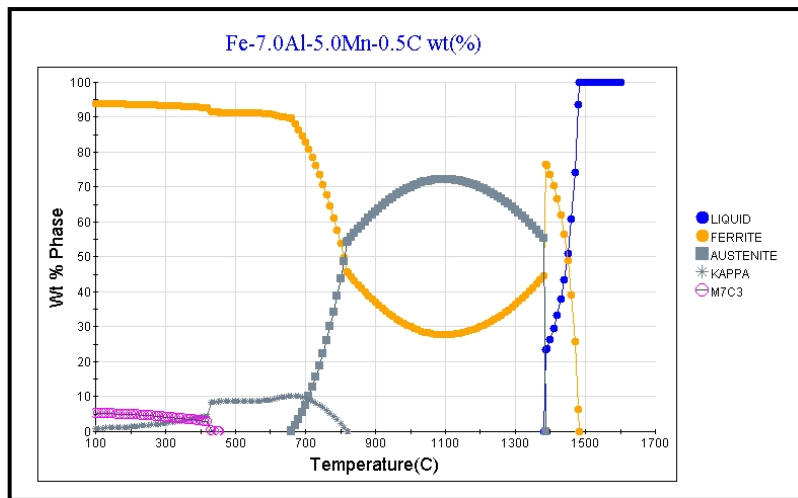
Şekil 5.25 Fe-5Mn-5Al-0,4C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



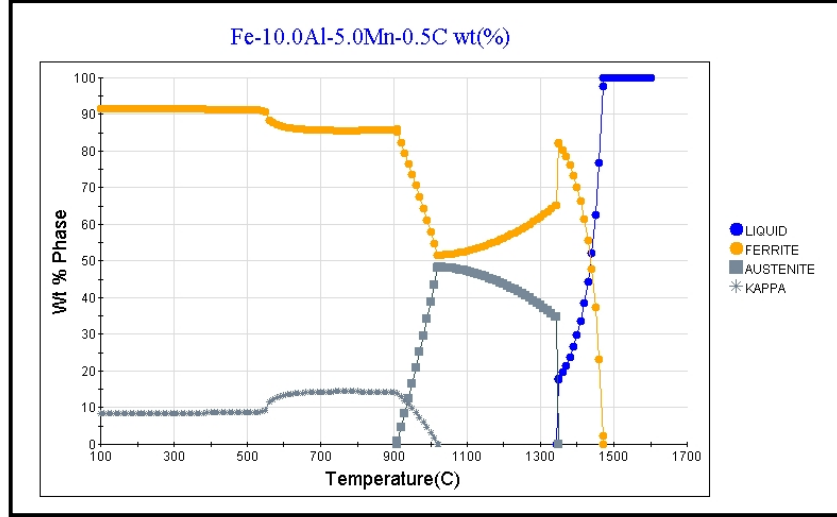
Şekil 5.26 Fe-5Mn-5Al-0,5C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



Şekil 5.27 Fe-5Mn-5Al-0,6C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



Şekil 5.28 Fe-5Mn-7Al-0,5C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



Şekil 5.29 Fe-5Mn-10Al-0,5C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı

- **Tam Östenitik Çelikler**

Bu alaşım grubunda, KYM (gamma-östenit) fazı içerisinde tüm alaşım elementleri çözünebilir etki göstermektedir. Alaşım içerisindeki C oranı arttıkça akma ve çekme değerleri yükselmektedir. Östenit tane boyutu kontrolü, nano çökeltili k-karbür dağılımı, deformasyon sertleştirilmesi, yeniden kristalleşme ve ikizlenme mekanizmaları sayesinde çok geniş bir aralıkta istenilen özellikler elde edilebilmektedir. Tam östenitik çelik grubunda genel beklentiler aşağıdaki gibi belirtilmiştir;

% Al: 5-12

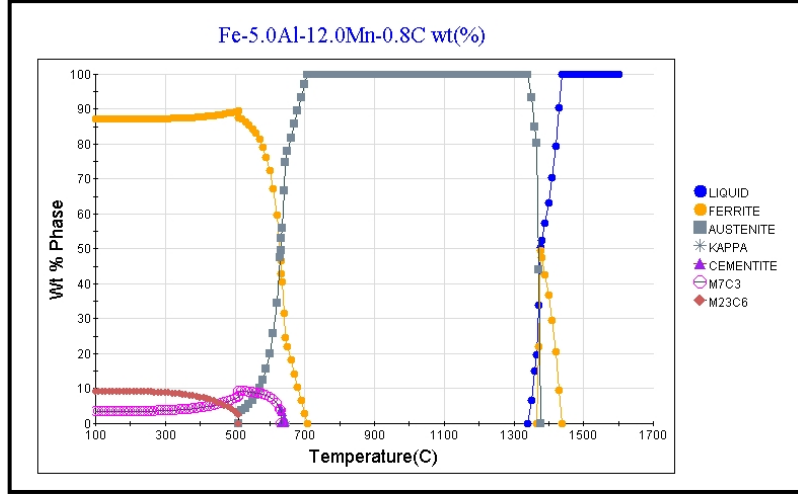
% Mn <12-30

% C: 0,6-2,0

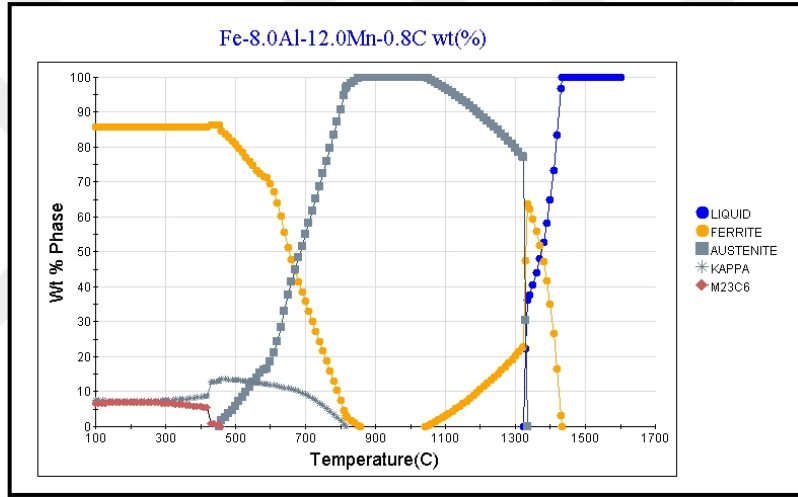
Maksimum Çekme Gerilmesi: 800-1500 MPa

Toplam Uzama: %30-80

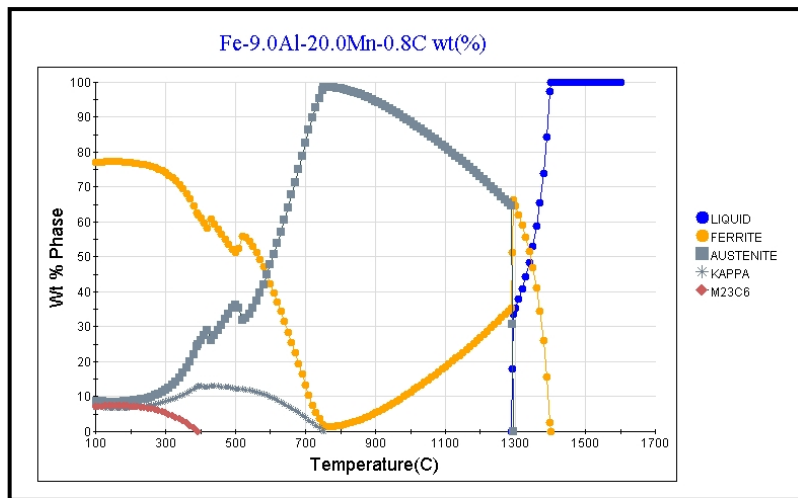
Tam östenitik düşük yoğunluklu çeliklerin sıcaklığa bağlı faz yapısının değişimi Şekil 5.30 ve Şekil 5.38 aralığındaki grafiklerde belirtilmiştir.



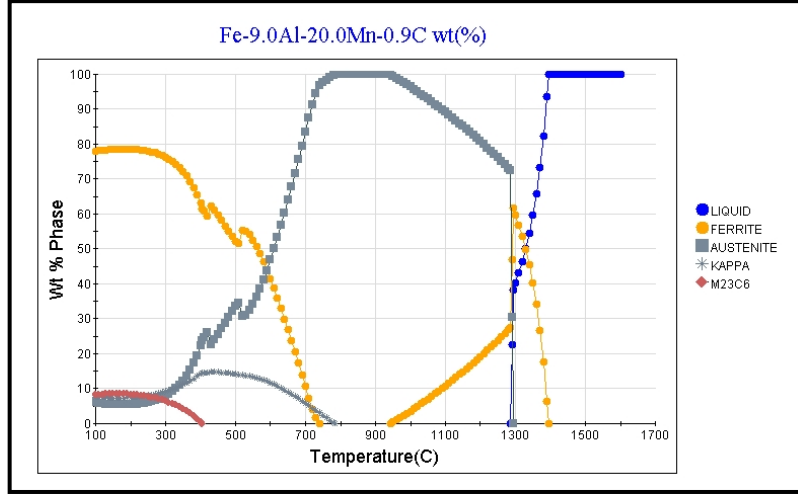
Şekil 5.30 Fe-12Mn-5Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



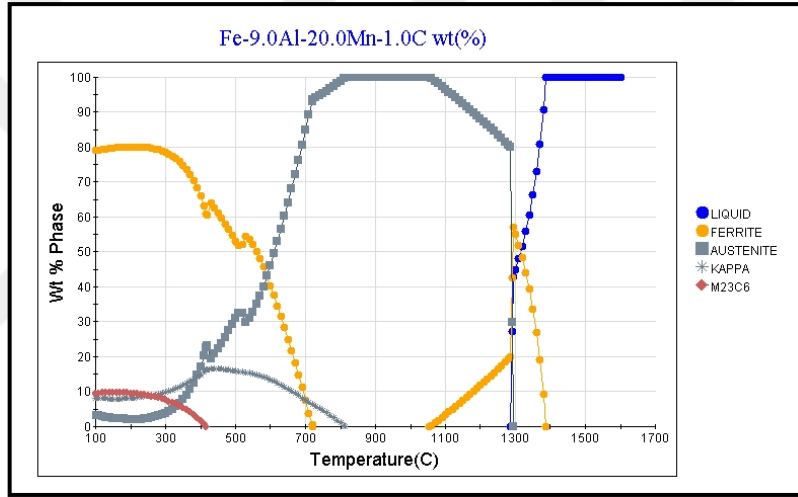
Şekil 5.31 Fe-12Mn-8Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



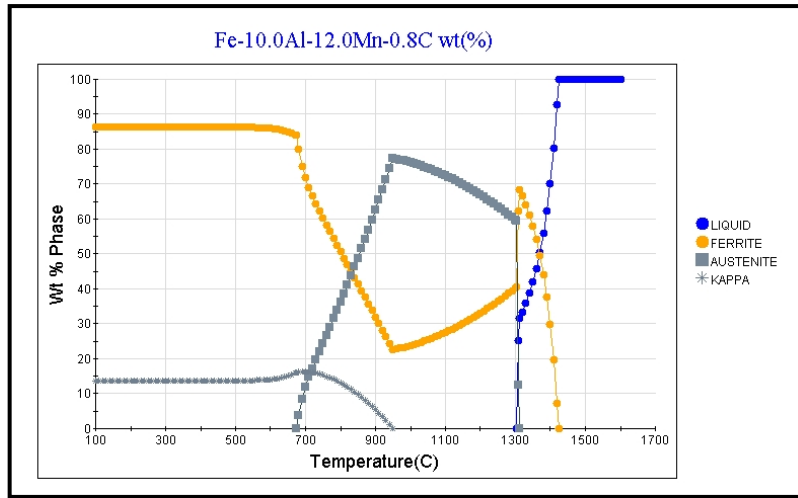
Şekil 5.32 Fe-20Mn-9Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



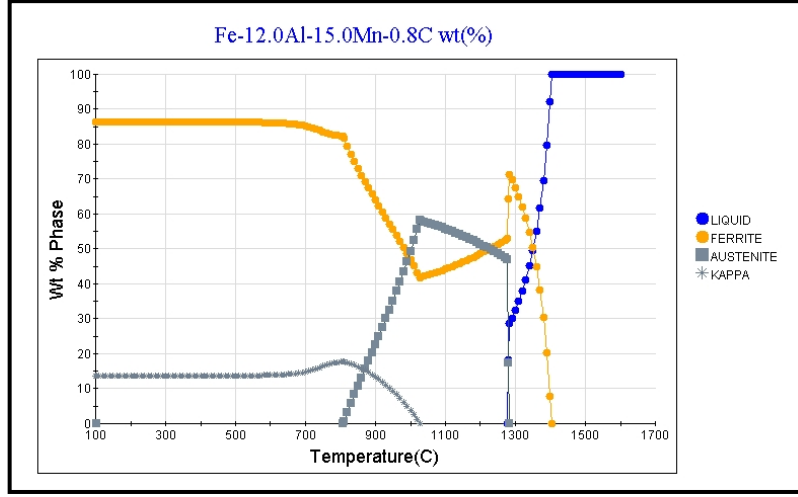
Şekil 5.33 Fe-20Mn-9Al-0,9C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



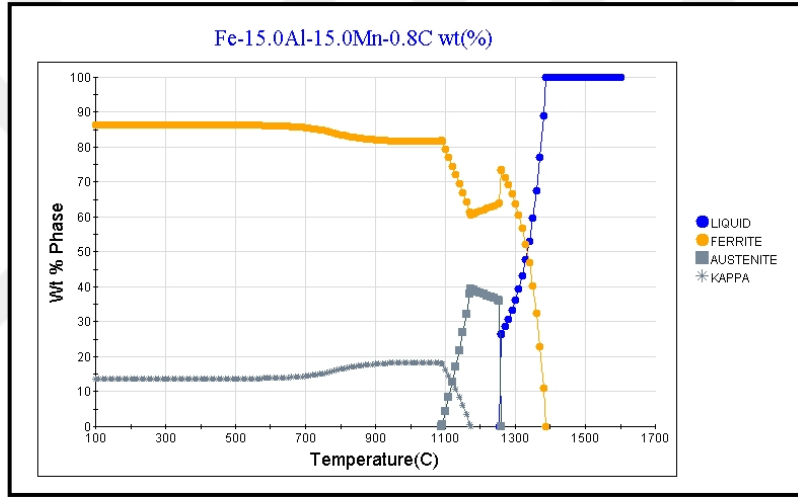
Şekil 5.34 Fe-20Mn-9Al-1C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



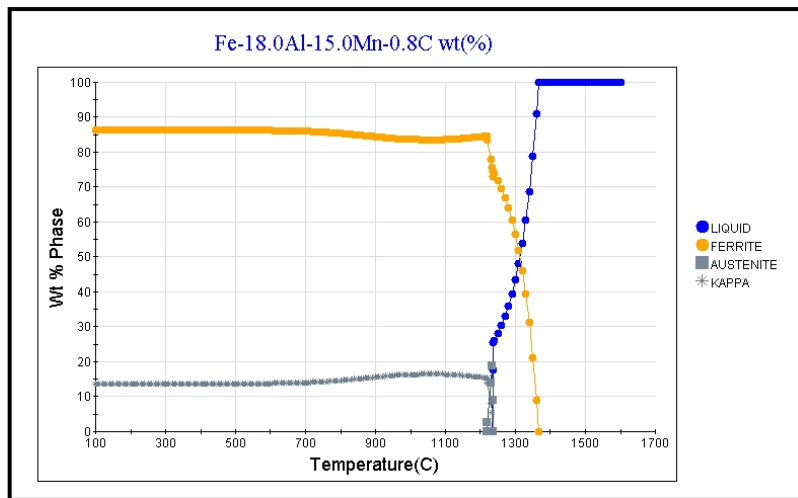
Şekil 5.35 Fe-12Mn-10Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



Şekil 5.36 Fe-15Mn-12Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



Şekil 5.37 Fe-15Mn-15Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı



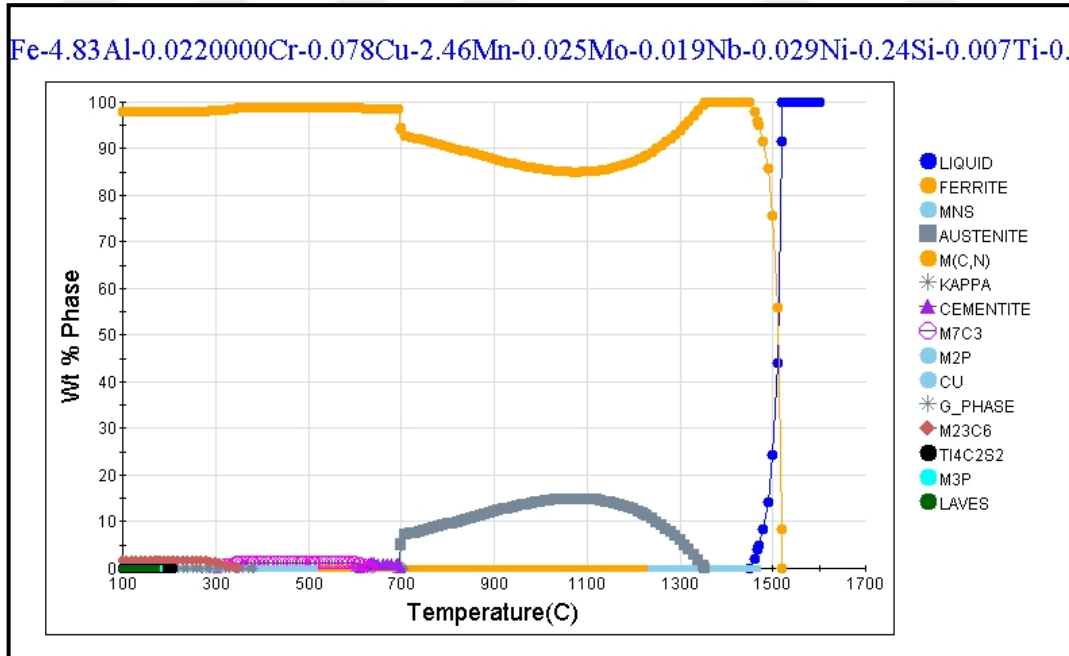
Şekil 5.38 Fe-15Mn-18Al-0,8C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı

İkinci faz çalışmalarının tamamlanmasıyla beraber Tablo 5.3'te belirtilen analizler üzerinden açık indüksiyon fırınında döküm alınması hedeflenmiştir.

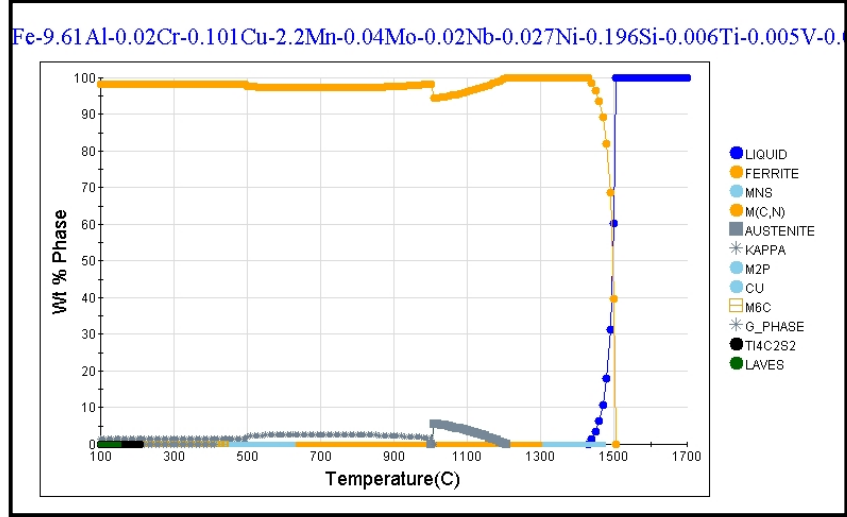
**Tablo 5.3** İkinci faz çalışmalarında gerçekleştirilen alaşım tasarımı çalışmaları (%)

Deneme No	C	Mn	Al	Si	Cr	V
Deneme 4	0,05-0,07	2-2,5	5-5,5	0,02-0,03	-	-
Deneme 5	0,05-0,07	2-3	3-3,5	0,02-0,03	-	-
Deneme 6	0,6-0,8	12-13	12-13	0,02-0,03	0,02-0,03	0,02-0,03

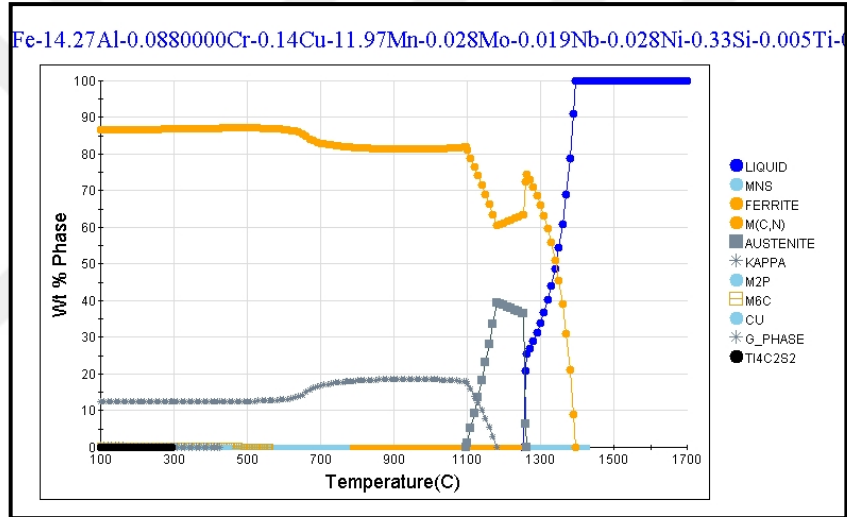
Açık indüksiyon fırınında yapay cüruflla dökümü gerçekleştirilen düşük yoğunluklu çeliklerin sıcaklığa bağlı faz yapısının değişimi Şekil 5.39 ile Şekil 5.41 arasında belirtilmiştir. Çalışmalarda deneme numarasıyla ifade edilen alaşım kompozisyonları aynı zamanda o malzemelerin alaşım numarasını temsil etmektedir (Alaşım 4: Deneme 4).



**Şekil 5.39** Fe-2,4Mn-4,8Al-0,09C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 4)



Şekil 5.40 Fe-2,2Mn-9,61Al-0,09C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 5)



Şekil 5.41 Fe-11,9Mn-14,2Al-0,75C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 6)

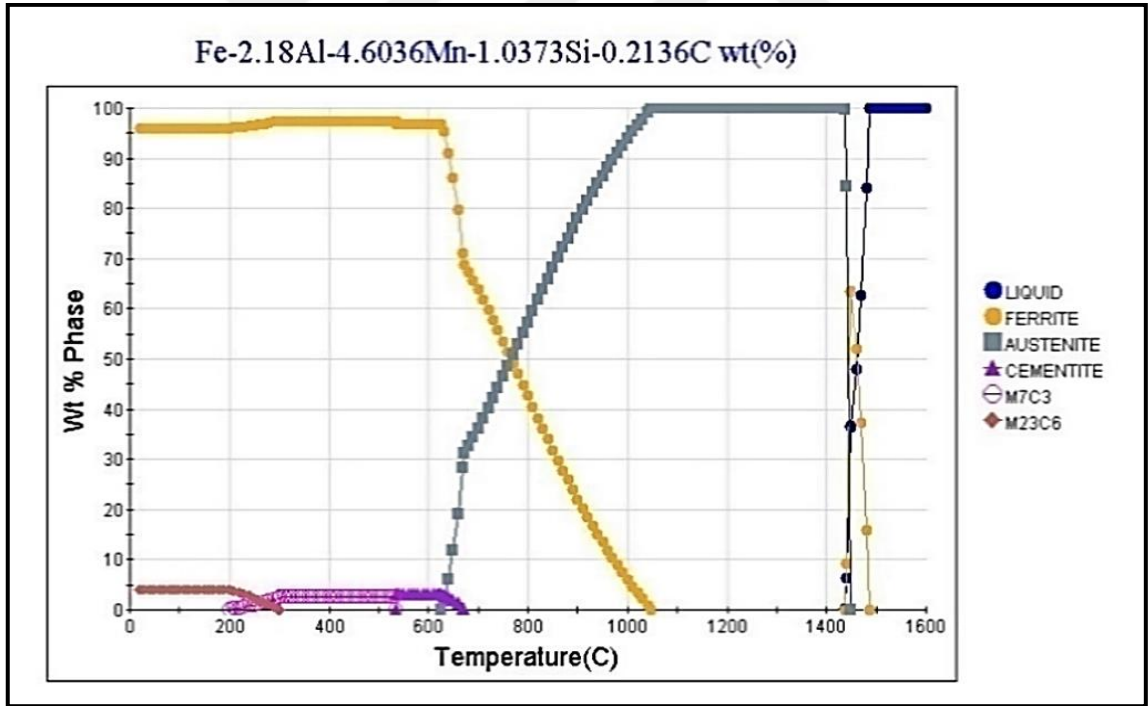
### 5.1.4.3 Üçüncü Faz Alaşım Tasarımı Çalışmaları

Üçüncü faz çalışmalarında nihai haddelenmiş çeliğe uygun olacak şekilde yeni alaşım tasarımları vakum indüksiyon fırınında döküm pratikleri için çalışılmıştır. Sıcak haddelenmiş malzemede hedef östenit ve ferrit oranları belirlenerek tasarımlar gerçekleştirilmiştir. Malzemelerin sıcak haddeleme sonrası soğuk haddeleme ve kaplama prosesine uygunluğu değerlendirilmiş ve analiz tasarım çalışmaları tamamlanmıştır. Tablo 5.4'te hedef alaşım tasarımı çalışmaları belirtilmiştir.

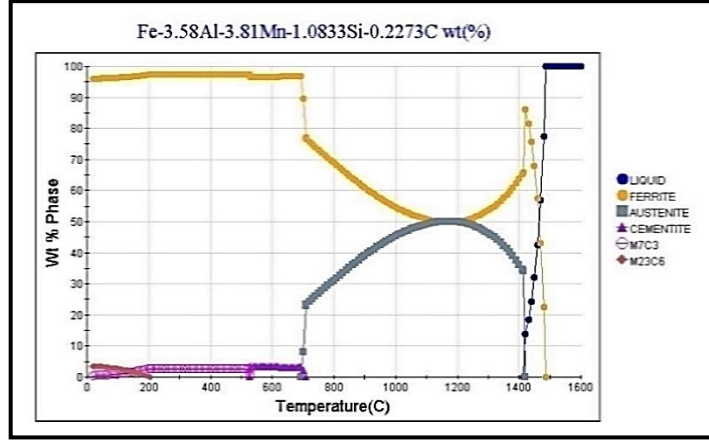
**Tablo 5.4** Üçüncü faz çalışmalarında gerçekleştirilen alaşım tasarımı çalışmaları (%)

Deneme No	C	Mn	Al	Si
Deneme 7	0,2-0,25	5-5,5	2-2,5	1-1,5
Deneme 8	0,2-0,25	3,4-4	3,5-4	1-1,5
Deneme 9	0,4-0,44	12-12,5	6-6,5	2-2,2
Deneme 10	0,4-0,44	12-12,5	6-6,5	2-2,2

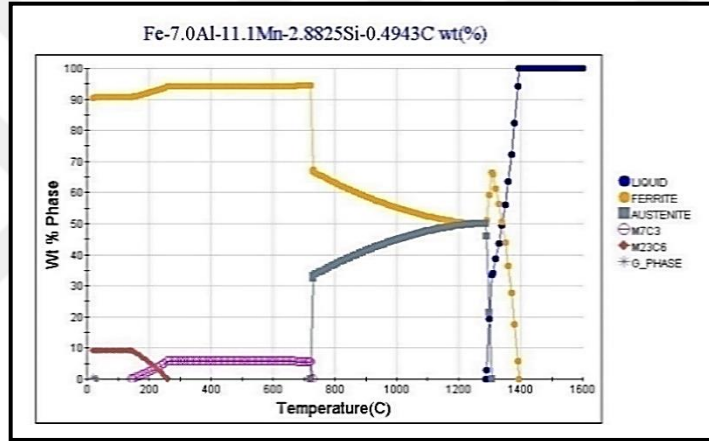
Vakum indüksiyon fırınında dökümü gerçekleştirilen düşük yoğunluklu çeliklerin sıcaklığa bağlı faz yapısının değişimi Şekil 5.42 ve Şekil 5.45 arasındaki grafiklerde paylaşılmıştır.



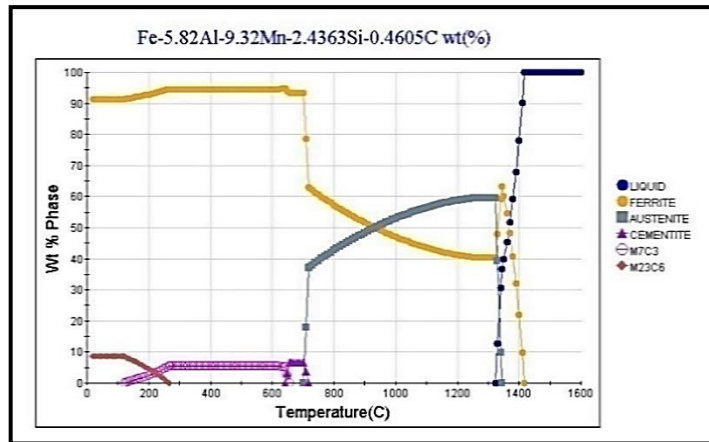
**Şekil 5.42** Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 7)



Şekil 5.43 Fe-3,8Mn-3,5Al-0,22C-1,08Si çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı  
(Alaşım 8)



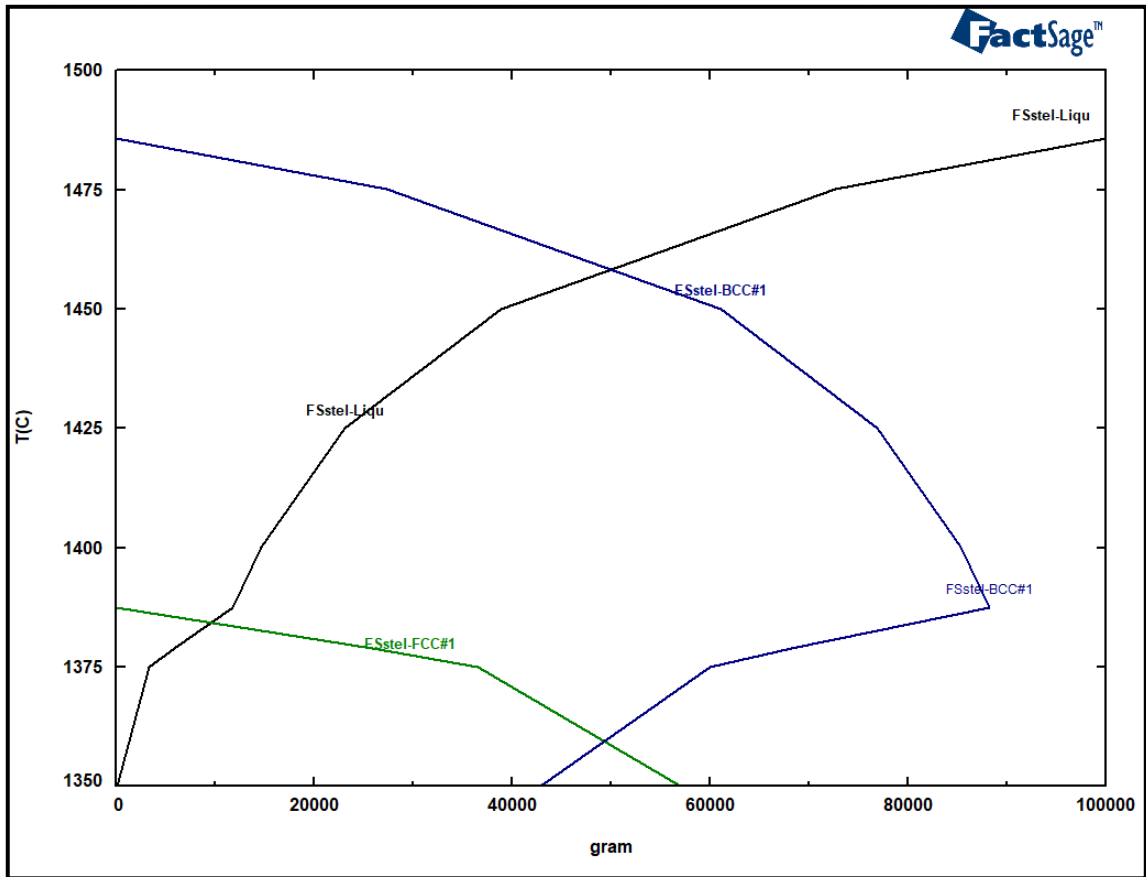
Şekil 5.44 Fe-11,1Mn-7Al-0,49C-2,88Si çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı  
(Alaşım 9)



Şekil 5.45 Fe-9,3Mn-5,8Al-0,46C-2,43Si çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı  
(Alaşım 10)

Şekil 5.46'da 7 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm mekanizması incelenmiş ve hangi sıcaklıkta katılaşmanın başladığı tespit edilmiştir. Grafikte östenit (KYM) fazı ile delta-demir (KHM) fazının oluşum miktarları belirlenerek dönüşüm reaksiyonlarıyla ilgili fikir edinilmiştir. Ayrıca döküm şartları için ideal döküm sıcaklığının ne olması gerektiği yorumlanmıştır. Süper ısı olarak adlandırılan kavram, alaşımın ergime noktasının üzerinde ortalama 20-35°C sıcaklık aralığı bulunan ve ideal döküm sıcaklığını temsil eden metalürjik bir parametredir.

Şekil 5.46'da belirtilen grafikte, önce KHM\_1 fazının sıvı metalin katılaşma süresince oluştuğu gözükmemektedir. 100 kg'lık bir malzemenin katılaşmasında 1380°C sıcaklık mertebesinde KHM\_1 fazı KYM\_A1 fazına geçiş yapmaktadır.



**Şekil 5.46** 7 numaralı alaşımın katılaşma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri (FStel: FactSage Çelik Alaşımları Veri Tabanı; FSteel-Liqu: Sıvı Faz; FStel-BCC#1: KHM Fazı; FStel-FCC#1: KYM Fazı)

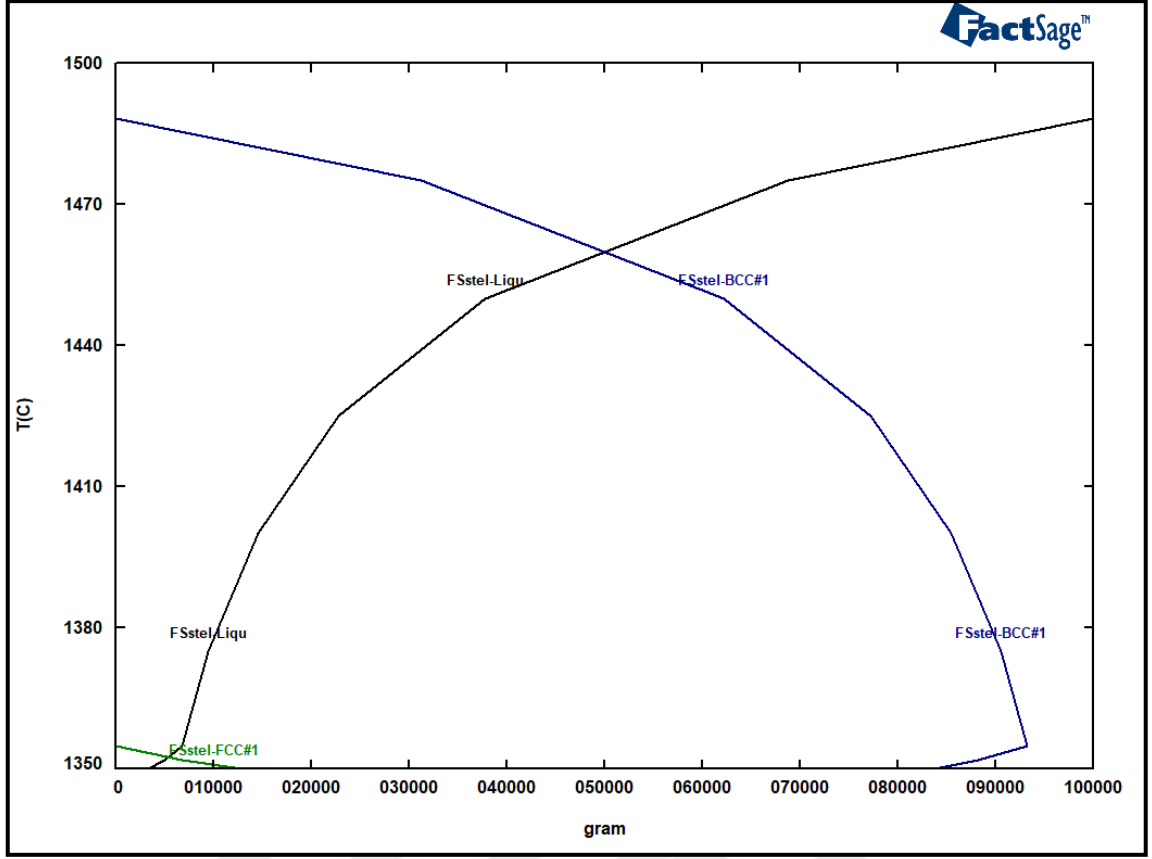
Ordinat ekseninde sıcaklık değeri takip edildiğinde sıvı fazın 1350-1340°C aralığında tamamen katıya geçtiği değerlendirilmektedir, apsis ekseninde 1350°C’de sıvı fazın kütlesi 0 değerine düşmüştür.

Tablo 5.5’te 7 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve dönüşüm reaksiyonlarına ait entalpi değişim değerleri (J) yer almaktadır. Alaşımın likidüs noktası 1497,21°C ve solidüs noktası 1340,01°C’dir.

**Tablo 5.5** 7 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değerleri

Reaksiyon No	Sıcaklık Aralığı (°C)	Dönüşüm Reaksiyonu	$\Delta H$ (Entalpi-J)
Reaksiyon 1	1650-1497,21	$Sıvı \rightarrow Al_2O_3$	$-1,28 \times 10^7$
Reaksiyon 2	1497,21-1485,85	$Sıvı \rightarrow AlN + Al_2O_3$	$-9,4 \times 10^5$
Reaksiyon 3	1485,85-1387,54	$Sıvı \rightarrow KHM\_A2 + AlN + Al_2O_3$	$-3,09 \times 10^7$
Reaksiyon 4	1387,54-1378,82	$Sıvı + KHM\_A2 + AlN \rightarrow KYM\_A1 + Al_2O_3$	$-2,68 \times 10^6$
Reaksiyon 5	1378,82-1340,01	$Sıvı + KHM\_A2 + AlN \rightarrow KYM\_A1 + MeS + AlN + Al_2O_3$	$-5,04 \times 10^6$

8 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm diyagramı Şekil 5.47’de belirtilmiştir. Alaşımın likidüs noktası 1485,66°C olarak hesaplanmıştır. Katılaşma noktası 1353,98°C’dir. Tablo 5.6’da 8 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve dönüşüm reaksiyonlarına ait entalpi değişim değerleri (J) yer almaktadır.



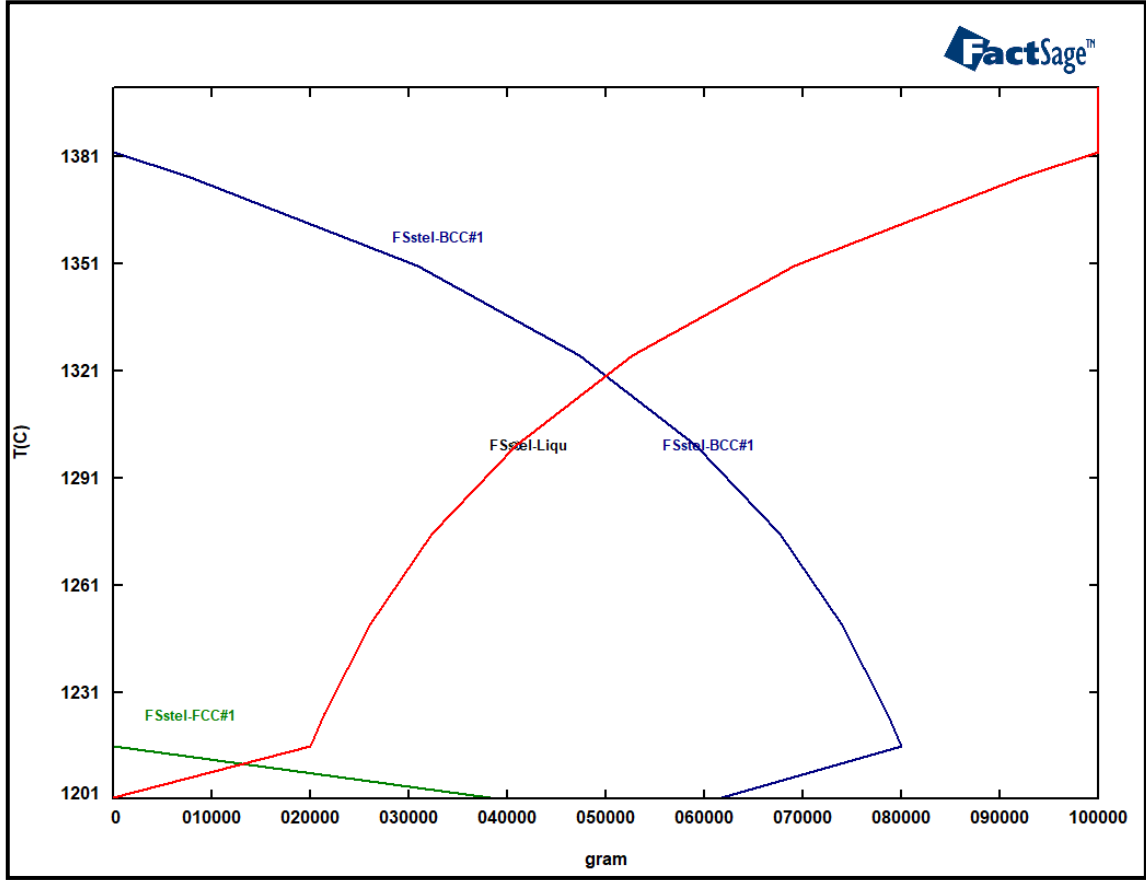
Şekil 5.47 8 numaralı alaşımın katılaşma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri

Tablo 5.6 8 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değerleri

Reaksiyon No	Sıcaklık Aralığı (°C)	Dönüşüm Reaksiyonu	$\Delta H$ (Entalpi-J)
Reaksiyon 1	1650-1485,66	Ergime	$-1,38 \times 10^7$
Reaksiyon 2	1485,66-1361,58	Sıvı $\rightarrow$ KHM_A2	$-3,5 \times 10^7$
Reaksiyon 3	1361,58-1353,98	Sıvı + KHM_A2 $\rightarrow$ KYM_A1	$-3,65 \times 10^6$

9 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm diyagramı Şekil 5.48'de belirtilmiştir. Alaşımın likidüs noktası 1381,8°C olarak tespit edilmiştir. Katılaşma noktası

1225°C'dir. Tablo 5.7'de 9 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve dönüşüm reaksiyonlarına ait entalpi değişim değerleri (J) yer almaktadır.



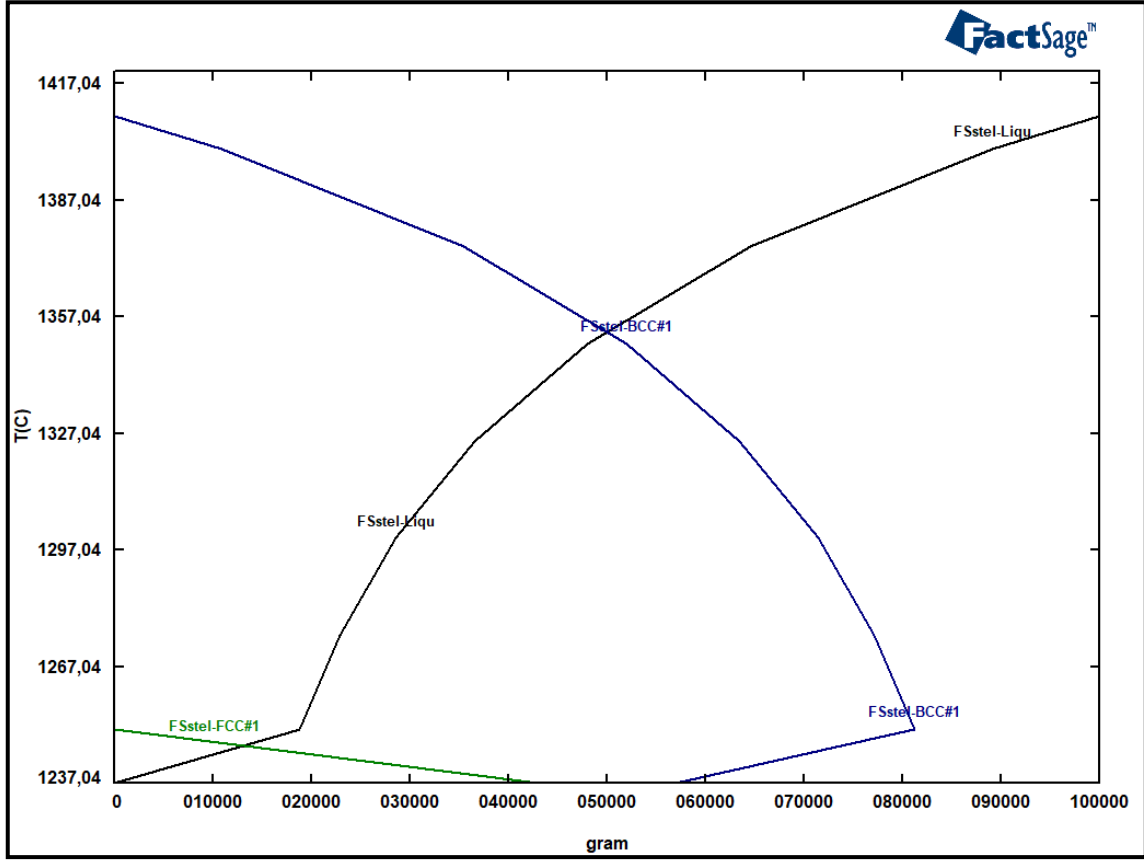
Şekil 5.48 9 numaralı alaşımın katılaşma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri

Tablo 5.7 9 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değerleri

Reaksiyon No	Sıcaklık Aralığı (°C)	Dönüşüm Reaksiyonu	$\Delta H$ (Entalpi-J)
Reaksiyon 1	1650-1381,8	Ergime	$-2,39 \times 10^7$
Reaksiyon 2	1381,8-1225	Sıvı $\rightarrow$ KYM_A1 + KHM_A2	$-4,32 \times 10^7$

10 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm diyagramı Şekil 5.49'da belirtilmiştir. Alaşımın likidüs noktası 1408,5°C olarak belirlenmiştir. Katılaşma noktası 1237,04°C'dir. Tablo 5.8'de 10 numaralı alaşımın katılaşma dönüşüm

reaksiyonları ve dönüşüm reaksiyonlarına ait entalpi değışim değeri (J) yer almaktadır.



**Şekil 5.49** 10 numaralı alaşımın katılaşıma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri

**Tablo 5.8** 10 numaralı alaşımın katılaşıma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değeri

Reaksiyon No	Sıcaklık Aralığı (°C)	Dönüşüm Reaksiyonu	$\Delta H$ (Entalpi-J)
Reaksiyon 1	1650-1408,5	Ergime	$-2,07 \times 10^7$
Reaksiyon 2	1408,5-1250,82	Sıvı $\rightarrow$ KHM_A2	$-3,61 \times 10^7$
Reaksiyon 3	1250,82-1237,04	Sıvı + KHM_A2 $\rightarrow$ KYM_A1	$-6,82 \times 10^6$

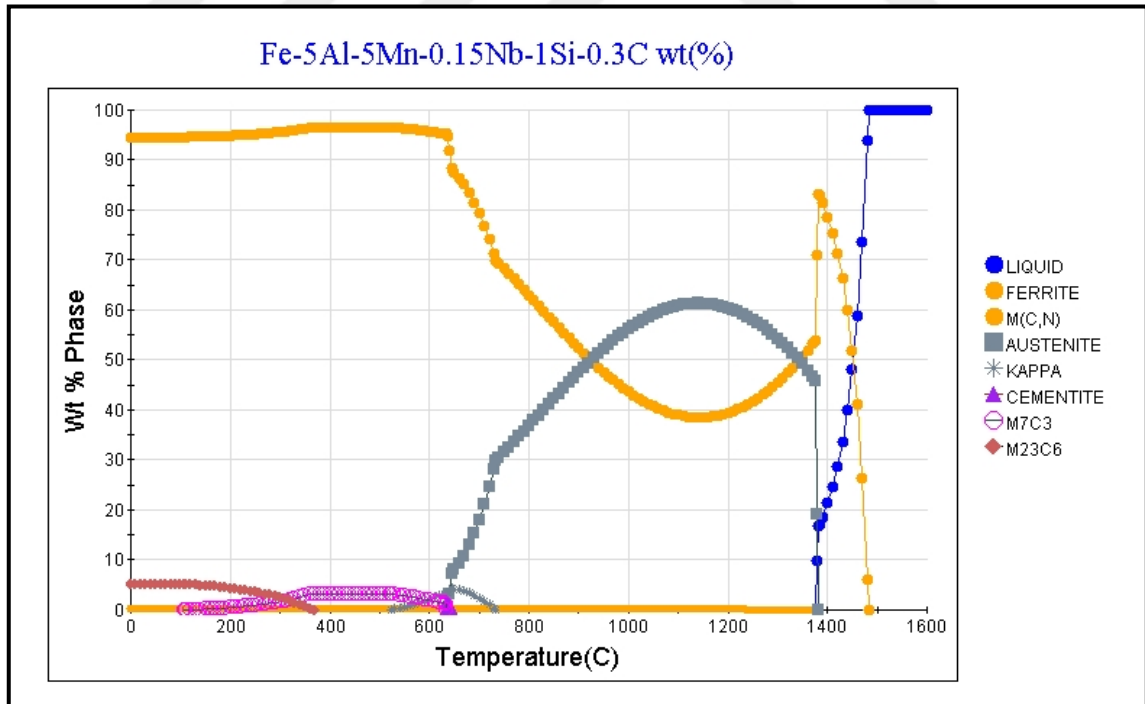
#### 5.1.4.4 Dördüncü Faz Alaşım Tasarımı Çalışmaları

Dördüncü faz çalışmalarında nihai haddelenmiş çeliğe uygun olacak şekilde tek bir kimyasal analiz tasarımı üzerinden 3 farklı döküm çalışılmıştır. Yeni analiz tasarımında, haddeleme aşamasında, malzemede çatlak oluşumunu baskılayacak şekilde NbC çökeltilerinin kaba taneli k-karbür fazını dengelemesi hedeflenmiştir. Tablo 5.9'da hedef alaşım tasarımı belirtilmiştir.

**Tablo 5.9** Üçüncü faz çalışmalarında gerçekleştirilen alaşım tasarımı çalışmaları (%)

Deneme No	C	Mn	Al	Si	Nb
Deneme 11-12-13	0,2-0,3	4-5	4-5	0,7-1	0,1-0,15

Her üç alaşımın sıcaklığa bağlı faz yapısının değişimi Şekil 5.50'de yer almaktadır. Aynı kimyasal analize sahip alaşımların katılaşma dönüşüm diyagramı Şekil 5.51'de belirtilmiştir.

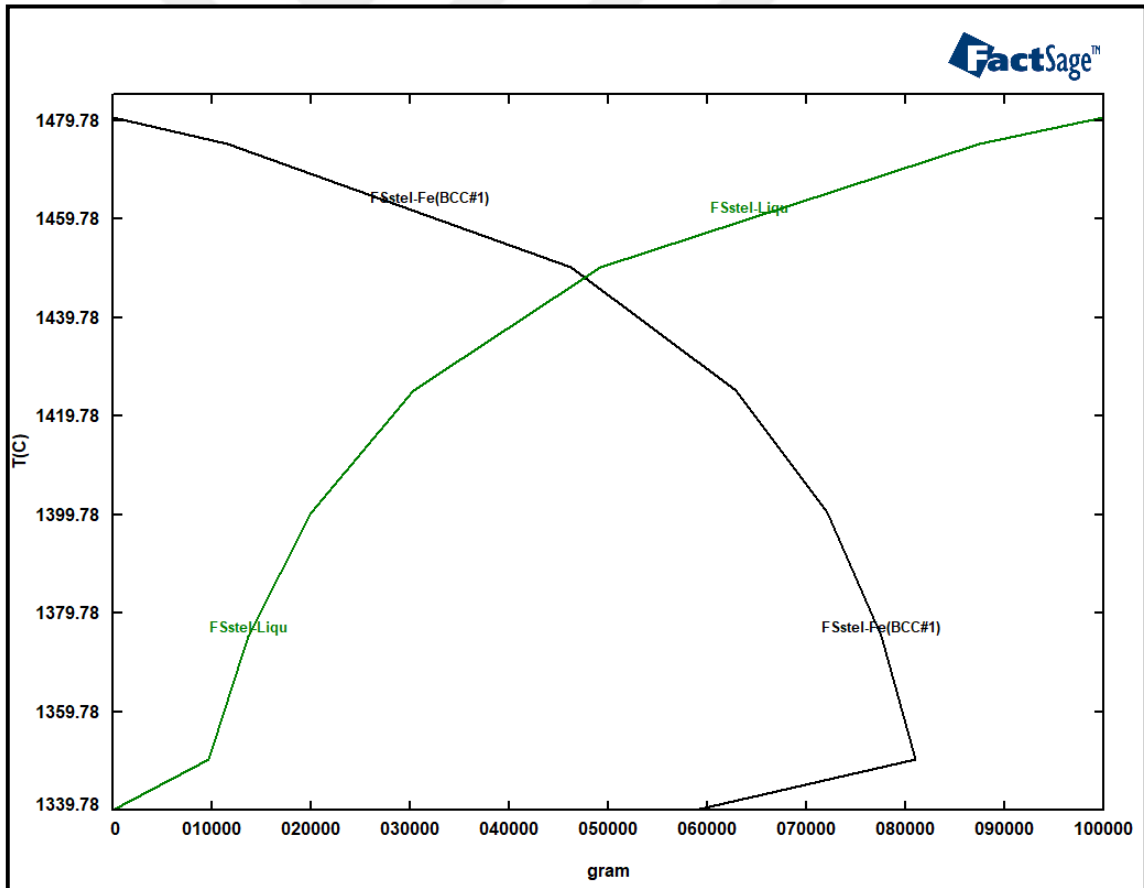


**Şekil 5.50** Fe-5Mn-5Al-0,3C-1Si-0,15Nb çeliğinin sıcaklığa bağlı faz yapısı (Alaşım 11)

Alaşımın likidüs noktası 1480,18°C olarak bulunmuştur. Katılma noktası 1339,78°C'dir. Tablo 5.10'da 11, 12 ve 13 numaralı alaşımların katılma dönüşüm reaksiyonları ve dönüşüm reaksiyonlarına ait entalpi değişim değerleri (J) yer almaktadır.

**Tablo 5.10** 11, 12 ve 13 numaralı alaşımların katılma dönüşüm reaksiyonları ve entalpi değerleri

Reaksiyon No	Sıcaklık Aralığı (°C)	Dönüşüm Reaksiyonu	$\Delta H$ (Entalpi-J)
Reaksiyon 1	1650-1480,18	Ergime	$-1,43 \times 10^7$
Reaksiyon 2	1480,18-1339,78	Sıvı $\rightarrow$ KYM_A1 + KHM_A2	$-4,02 \times 10^7$



**Şekil 5.51** 11,12 ve 13 numaralı alaşımların katılma süresince sıcaklığa bağlı faz dönüşümleri

## 5.2 Deneysel Çalışmalar

Deney çalışmaları kapsamında düşük yoğunluklu çeliklerin ergitme, döküm pratikleri incelenmiş; sıcak haddeleme simülatöründe sıcak haddeleme deneyleri gerçekleştirilmiş; soğuk haddeleme simülatöründe soğuk haddeleme testleri gerçekleştirilmiştir. Belirli bir kalınlığa haddelenen malzemelerin metalografi incelemeleri gerçekleştirilmiş, faz karakterizasyonu tamamlanmıştır.

### 5.2.1 Kullanılan Malzemeler

Bu çalışmada düşük yoğunluklu çeliklerin üretilmesi için Erdemir 7116 (7116K) ve 7112 (7112K) kalite grubu çelik hurdası kullanılmıştır. Tablo 5.11’de kullanılan hurda malzemenin ve ergimiş metalin kimyasal analizi yer almaktadır. Fe elementi denge element olarak yer almaktadır.

**Tablo 5.11** Çalışmalarda kullanılan çelik malzeme ve hurdanın kimyasal analiz değerleri (%)

Standart	Malzeme	C	Mn	Al	Si	P	S	Cr
EN 10130:2006	DC06ED-7116K	0,006	0,029	0,0006	0,005	0,012	0,005	0,011
ERDEMİR-15	ERDEMİR DC02-7112K	0,04	0,184	0,039	0,015	0,012	0,007	0,022
ERDEMİR-15	ERDEMİR DC02-Sıvı Metal	0,048	0,056	0,002	0,006	0,015	0,004	0,01

Yüksek karbonlu FeMn, orta karbonlu FeMn ve sürrafine (düşük karbonlu) FeMn kimyasal içeriği Tablo 5.12’de belirtilmiştir. Çalışmalarda kullanılan külçe Alüminyum %95 saflığa sahiptir. FeSi ve FeNb içerikleri Tablo 5.13’te belirtilmiştir.

**Tablo 5.12** Çalışmalarda kullanılan FeMn alaşımlarının kimyasal analiz değerleri (%)

Malzeme	C	Mn	Si	Fe	P	S	Cr
Yüksek Karbonlu FeMn	6,94	74,95	1,04	17,13	0,161	0,019	0,022
Orta Karbonlu FeMn	1,425	80,8	0,676	16,84	0,227	0,02	-
Sürrafine FeMn	0,15	81	-	18,81	0,013	0,03	-

**Tablo 5.13** Çalışmalarda kullanılan FeSi ve FeNb alaşımlarının kimyasal analiz değerleri (%)

Malzeme	C	Mn	Si	Fe	P	S	Al	Nb
FeSi	0,118	0,223	75,13	23,57	0,024	0,018	0,925	-
FeNb	0,168	0,376	2,741	30,02	0,122	0,055	0,516	66

Açık indüksiyon fırınında yapay cüruf kullanılan dökümlerde kullanılan cürufun kimyasal analizi Tablo 5.14'te belirtilmiştir. Yapay cüruf, kullanım ömrünü tamamlamış Alümina bazlı refrakter malzemelerle birlikte kireç ve MgO bazlı refrakterlerin karışımından elde edilmiştir. XRF cihazında gerçekleştirilen analizlerde, analiz edilen element değeri ölçülmekte ve oksitli bileşene stokiyometri katsayısı kullanılarak çevrim yapılmaktadır. Al elementinin  $Al_2O_3$  formuna dönüşüm katsayısı 1,8895'dir. Analizler tüm elementlerin oksitli forma çevrilmiş ve belirli bir stokiyometri katsayısı ile çarpılmış değerleriyle gösterilmiştir.

**Tablo 5.14** Çalışmalarda kullanılan yapay cürufun kimyasal analiz değerleri (%)

CaO	$Al_2O_3$	MgO	$SiO_2$	$TiO_2$	FeO	MnO	$P_2O_5$
55-58	8-10	9-12	6-8	0,2-0,4	0,4-0,7	0,1-0,25	0,07-0,09

## 5.2.2 Ergitme ve Döküm İşlemleri

Düşük yoğunluklu çeliklerin geliştirilmesinde döküm yöntemi olarak açık indüksiyon ve vakum indüksiyon fırını kullanılmıştır. Deneysel çalışmalarda açık indüksiyon fırınında hem cürufsuz hem de cürüflü pratikte dökümler alınmış, alaşım verimleri ve döküm yapıları karşılaştırılmıştır. Atmosfere açık dökümler Erdemir Ar-Ge Merkezi'nde yer alan Inductotherm firmasına ait 350 kg kapasiteli, 275 kW gücünde sabit frekanslı VIP-I tipi açık indüksiyon fırınında gerçekleştirilmiştir (Şekil 5.52).



**Şekil 5.52** Açık indüksiyon fırını ve döküm işlemi

Vakum indüksiyon fırınında gerçekleştirilen dökümlerde atmosfere açık ortam kontrollü atmosfer ortamına çevrilmiş ve dökümler tamamlanmıştır. Ekipman olarak 150 kg kapasiteli Seco-Warwick VIM Alloy 150-200 vakum indüksiyon fırını kullanılmıştır.

Çalışmalar kapsamında hedeflenen tüm dökümlerin hedef kimyasal analiz tasarımlarının listesi Tablo 5.15'te belirtilmiştir.

**Tablo 5.15** Alaşımların hedef kimyasal analiz tasarımı (%)

Alaşım No	C	Mn	Al	Si	Nb	Cr	V
Alaşım 1	0,9-1	12-12,5	9-9,5	0,25-0,3	0,04-0,05	0,09-0,1	0,1-0,11
Alaşım 2	0,17-0,18	12-12,5	9-9,5	0,4-0,45	0,02-0,025	0,1-0,12	0,07-0,08
Alaşım 3	0,18-0,19	18-19	0,5-0,6	0,5-0,6	0,02-0,025	0,1-0,12	0,1-0,12
Alaşım 4	0,05-0,07	2-2,5	5-5,5	0,02-0,25	0,02-0,025	0,01-0,03	-
Alaşım 5	0,05-0,07	2-3,0	3-3,5	0,02-0,25	0,02-0,025	0,01-0,03	-
Alaşım 6	0,6-0,8	12,0-13,0	12,0-13,0	0,02-0,04	0,02-0,025	0,06-0,09	0,01-0,02
Alaşım 7	0,2-0,3	5-5,5	2-2,5	1-1,5	-	-	-
Alaşım 8	0,2-0,3	3,4-3,5	3,5-3,7	1-1,5	-	-	-
Alaşım 9	0,4-0,5	12-13,0	6-7,0	2-2,5	0,01-0,03	-	-
Alaşım 10	0,4-0,5	12-13,0	6-7,0	2-2,5	0,01-0,03	-	-
Alaşım 11	0,2-0,3	4-5,0	4-5,0	0,7-1	0,1-0,15	-	-
Alaşım 12	0,2-0,3	4-5,0	4-5,0	0,7-1	0,1-0,15	-	-
Alaşım 13	0,2-0,3	4-5,0	4-5,0	0,7-1	0,1-0,15	-	-

1 numaralı alaşımın deneyinde, 247 kg çelik hurdası, 50 kg Ferromangan (FeMn), 2,5 kg petrokok ve 40 kg granül Alüminyum kullanılmıştır. Üretim pratiği olarak hurdanın kısmi ergimesiyle FeMn ilavesi gerçekleştirilmiş sonrasında, petrokok ve son olarak alaşım tamamen sıvı faza geçtiği anda 38 kg granül Alüminyum ilavesi yapılmıştır. Yaklaşık 2 kg Alüminyum ise fırın devirmesinde ve sonrasında pota tabanına ilave edilmiştir. Döküm enerji verildikten 1 saat 10 dk sonra alınmış ve son fırın devirme sıcaklığı 1650 °C olarak ölçülmüştür. Döküm sonunda fırından çekilen toplam enerji 240 kWh olarak ölçülmüştür.

Döküm potasında ve stoper (tutucu) mekanizmasında herhangi bir sıkıntı gözlemlenmemiştir. Döküm tamamlandıktan sonra ingot yüzeyine Vesuvius firmasına ait FERRUX ekzotermik döküm tozu ilave edilmiş ve ingot oda sıcaklığında soğumaya bırakılmıştır. Döküm öncesi ve döküm boyunca gerçekleştirilen operasyonlar Şekil 5.53'te yer almaktadır. Açık indüksiyon fırınında gerçekleşen tüm denemelerde ve deney setlerinde benzer işlem adımları gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 5.53** Ergitme ve döküm işleminde operasyon adımları: Döküm işlemi öncesi potanın ısıtmaya alınması (1); Açık indüksiyon fırınında ergitme ve alaşımlama işlemleri (2); Sıvı metalin transfer potasına alınması (3); Transfer potasından metal kokil kalıba döküm besleme işlemi (4)

Çalışmalar kapsamında gerçekleştirilen 2 numaralı alaşımın dökümde 228 kg orta karbonlu hurda, 44 kg düşük karbonlu FeMn kullanılmış ve 48 kg külçe Alüminyum ergimiş sıvı çeliğin içerisine ergitme işleminin son kısmında atılmıştır. Döküm, transfer potasından 225x260 mm boyutlarındaki kalıba aktarılmış ve sonrasında havada soğutulmuştur (Şekil 5.54).



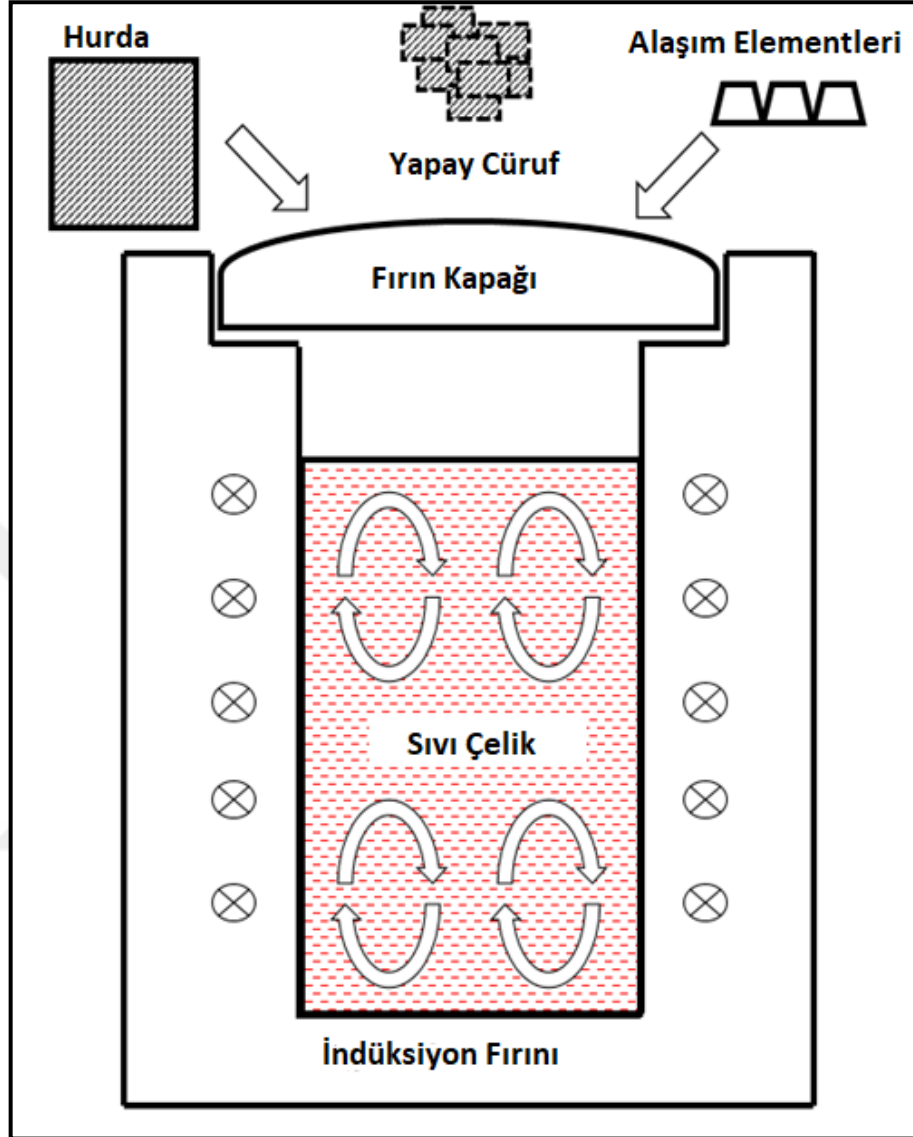
**Şekil 5.54** Dökümün potaya ve kokil kalıba alınması

Dökümün kimyasal yapısı gereği sıvı çelikte hacimsel genişleme olmasından ötürü bir miktar döküm sonuna denk gelen sıvı çelik lengo (yedek) kalıba transfer edilmiştir. Dökümde 223 kWh enerji tüketimi gerçekleşmiştir.

Üçüncü alaşımın deneme dökümünde Alüminyum kullanım oranı düşürülmüş ve sonrasında Mn oranı sabit tutularak önceki iki dökümden farklı bir deneme gerçekleştirilmiştir. Dökümde, sıvı çelik analizi olarak %18 Mn, %0,17 C ve %0,5 Al hedeflenmiştir. Bu doğrultuda 254 kg hurda, 45 kg düşük karbonlu FeMn, 28 kg orta karbonlu FeMn ve 2,9 kg külçe Alüminyum kullanılmıştır. İndüksiyon fırınında sıvı çeliğin son sıcaklığı 1690°C ölçülmüştür. Sıvı çelik transfer potasına aktarıldıktan sonraki sıcaklık ise 1624°C olarak ölçülmüştür. Bununla birlikte döküm kokil kalıba alınırken, sıvı metalin viskoz yapıda olduğu gözlemlenmiştir. Döküm, transfer potasından 225x260 mm boyutlarındaki kalıba aktarılmış ve sonrasında havada soğutulmuştur.

İkinci faz çalışmalarında yer alan 4,5 ve 6 numaralı deneme dökümlerde açık indüksiyon fırınında ilk kez yapay cürüflü pratik kullanılarak alaşım

elementlerinin maksimum düzeyde çeliğe geçmesi sağlanmıştır. Şekil 5.55'te yapay cürufli döküm deneyinin temsili görseli belirtilmiştir.



**Şekil 5.55** Yapay cürufli pratikte açık indüksiyon fırını temsili gösterimi [34]

Ergitme işleminden önce 350 kg'lık Alümina astara sahip sıvı metal transfer potası ön ısıtma işlemine tabi tutulmuştur. Fırında daha önceden hazırlanmış olan düşük karbonlu çelik hurdasının ergitilmesi sağlanmıştır. Ergitme işleminin tamamlanmasının ardından tüm deneylerde düşük karbonlu FeMn, FeNb ve külçe alüminyum kullanılmıştır. Ön numune alınarak sıvı çelik kimyasal kompozisyonu belirlenmiş, ardından alaşım elementleri şarj edilmiştir. Ergitme işlemi 2 saatte tamamlanmıştır (Şekil 5.56)



**Şekil 5.56** Ergitme ve döküm işlemleri

4 ve 5 numaralı alaşımların döküm sıcaklığı 1655 °C olarak tespit edilmiş ve ideal süper ısı koşullarının üzerindeki sıcaklıklarda dökümler gerçekleştirilmiştir. 6 numaralı alaşımın likidüs sıcaklığı 1400°C mertebelerinde olduğundan ötürü daha düşük sıcaklıkta döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Açık indüksiyon fırınında deney koşulları tam olarak ideal olmadığı ve dökümün belirli operasyon şartlarında alınması gerekliliğinden ötürü yüksek döküm sıcaklıklarında deneme dökümler gerçekleştirilmiştir. Yapay cürüflü pratik nedeniyle sıvı çelik-cüruf etkileşim deneylerinin gerçekleştirilmesi hedeflenmiştir. Ergimiş sıvı metal, transfer potasına şarj edilmiş ve ardından transfer potasından dikey Alümina içeriğine sahip refrakter yolluğu sistemi ile beraber 200x350x500 mm ölçülerindeki kokil kalıba aktarılmıştır.

Açık indüksiyon fırınında cürüflü pratikte gerçekleştirilen çalışmalarda kullanılan cüruf miktarının sıvı çeliğe oranının %1,76 ile %2 arasında olması hedeflenmiştir. Cüruf özelliğinin bazik formda olması ve %FeO ve %MnO toplamının %1'den küçük olması sağlanmıştır.

Tezin üçüncü ve dördüncü faz çalışmalarında, vakum indüksiyon fırınında ilk kez düşük yoğunluklu çelik kalitelerinin deneme dökümleri gerçekleştirilmiş ve atmosfer kontrollü ortamda deneysel çalışmalar tamamlanmıştır. Çalışmalarda kullanılan vakum indüksiyon fırınının karşıdan ve üstten görünümü Şekil 5.57'de belirtilmiştir.



**Şekil 5.57** Seco-Warwick VIM Alloy 150-200 vakum indüksiyon fırını

7,8,9 ve 10 numaralı deneme dökümlerde hurda malzeme olarak Erdemir 7112 kalitesi hurda kullanılmıştır.

7 numaralı alaşımın deneme dökümünde ortalama 73 kg hurdanın ergimesi için sıcaklık 1450°C'ye çıkartılmış, ardından 1 kg FeSi, 3 kg'ı düşük karbon içerikli sürrafine FeMn, 2 kg'ı yüksek karbon içeriğine sahip FeMn olmak üzere toplamda 5 kg FeMn ve 1,8 kg Al ilave edilmiştir. Alaşım elementlerinin ilave edilmesinin ardından 1560°C'de döküm tandişe alınmıştır. Tandiş olarak isimlendirilen bölüm sıvı metalin kalıba aktarılmadan önce dinlendirildiği, homojen hale getirildiği ve inklüzyon yüzdürmesinin gerçekleştirildiği ekipmandır. Dökümde toplam 497 kw/h enerji tüketimi gerçekleştirilmiştir.

8 numaralı alaşımın dökümünde ortalama 76 kg hurdanın ergimesi için sıcaklık 1450°C'ye çıkartılmış, ardından 1 kg FeSi, 1,9 kg'ı düşük karbon içerikli sürrafine FeMn, 2 kg'ı yüksek karbon içeriğine sahip FeMn olmak üzere toplamda 3,9 kg FeMn ve 3,4 kg Al ilave edilmiştir. Alaşım elementlerinin ilave edilmesinin ardından 1545°C'de döküm tandişe alınmıştır. Dökümde toplam 426 kw/h enerji tüketimi gerçekleştirilmiştir.

9 numaralı deneme dökümünde ortalama 63 kg hurdanın ergimesi için sıcaklık 1450°C'ye çıkartılmış, ardından 2,09 kg FeSi, 5,5 kg'ı düşük karbon içerikli sürrafine FeMn, 4,5 kg'ı yüksek karbon içeriğine sahip FeMn olmak üzere toplamda 10 kg FeMn ve 5,2 kg Al ilave edilmiştir. Alaşım elementlerinin ilave

edilmesinin ardından 1545°C'de döküm tandişe alınmıştır. Dökümde toplam 418 kw/h enerji tüketimi gerçekleştirilmiştir.

10 numaralı deneme dökümünde 60 kg hurdanın ergimesi için sıcaklık 1450°C'ye çıkartılmış, ardından 1,95 kg FeSi, 5,3 kg'ı düşük karbon içerikli sürrafine FeMn, 4,2 kg'ı yüksek karbon içeriğine sahip FeMn olmak üzere toplamda 9,5 kg FeMn ve 4,9 kg Al ilave edilmiştir. Alaşım elementlerinin ilave edilmesinin ardından 1460°C'de döküm tandişe alınmıştır. Dökümde toplam 400 kw/h enerji tüketimi gerçekleştirilmiştir.

11,12 ve 13 numaralı alaşımların deneme dökümlerinde bir önceki denemelere benzer olacak şekilde döküm pratikleri kullanılmış, farklı olarak FeNb ilavesi 0,25 kg olarak gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda 99,7 kg hurda, 1,2 kg FeSi, 4 kg düşük karbon içerikli sürrafine FeMn, 3,5 kg yüksek karbon içeriğine sahip FeMn olmak üzere toplamda 7,5 kg FeMn ve 6 kg Al ilave edilmiştir. Alaşım elementlerinin ilave edilmesinin ardından 1550 °C de döküm tandişe alınmıştır. Her üç deneme dökümde ortalama 345 kw/h enerji tüketimi gerçekleştirilmiştir.

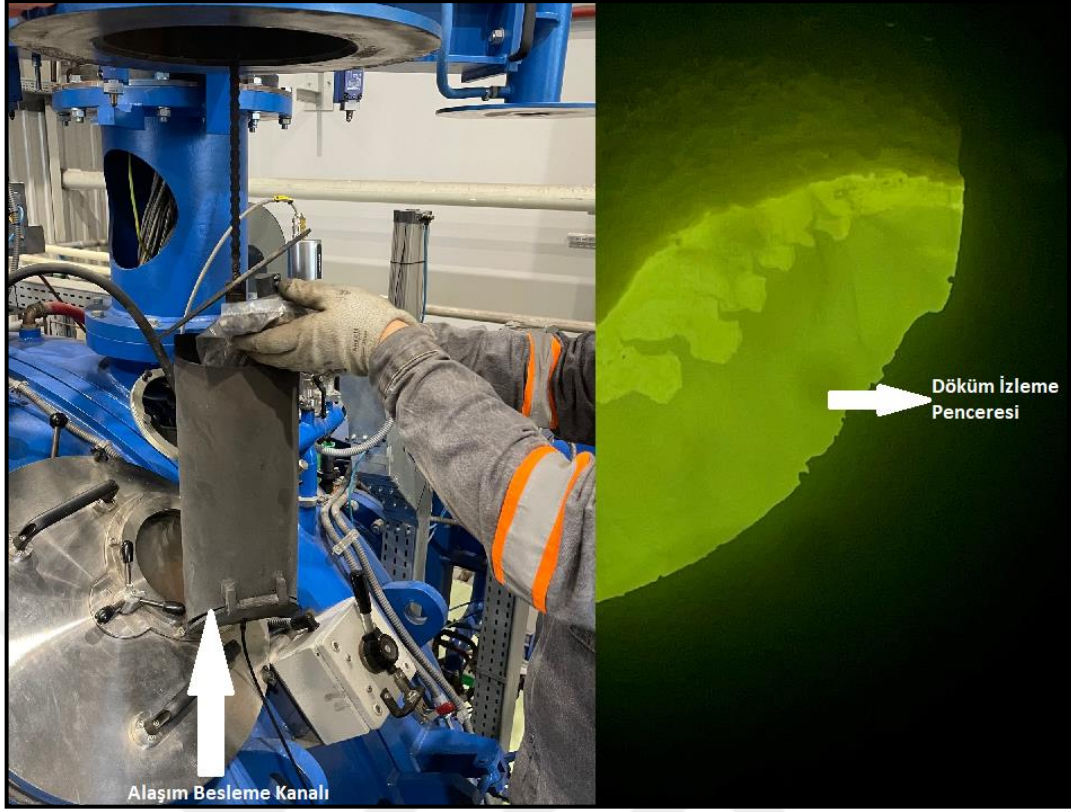
Tüm vakum indüksiyonlu dökümlerde tandiştten kalıba aktarım operatör yardımıyla gerçekleştirilmiş ve kullanılan kalıbın boyutu 80x350x500 mm olarak belirlenmiştir. Tandiş sıcaklığının düşmesi için vakum indüksiyon fırınında ingotlar dökümü takiben 1 gün bekletilmiş ve ardından operasyonel işlemler tamamlanmıştır.

Tüm dökümlerde değişkenliği önlemek adına vakum basıncı 10 mbar olarak ve Argon debisi 5 lt/dk olarak sabit tutulmuştur. Üretilen ingotlar numune hazırlama ve tahribatlı muayene işlemleri için metal işlem atölyesine transfer edilmiştir. Şekil 5.58'de vakum indüksiyon fırının iç bölümü yer almaktadır. İndüksiyon fırınında ergitilen sıvı metal, potadan tandişe, tandiştten kalıba aktarılmaktadır.



**Şekil 5.58** Vakum indüksiyon fırını iç hazne bölümü

Şekil 5.59'da atmosfer kontrolünü sağlamak için alaşım besleme kanalı kullanılmaktadır. Kanal, iç hazneyle basınç dengesi sağlandıktan sonra ergimesi tamamlanan sıvı metale alaşımları aktarmaktadır. Döküm izleme penceresinden ergimenin hangi aşamada olduğu ve verilen alaşım elementlerinin çelikle nasıl etkileşim gösterdiği incelenmektedir.

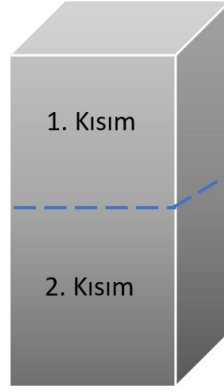


**Şekil 5.59** Vakum indüksiyon fırını alaşım ilave operasyonu ve ergitme proses kontrolü

### 5.2.3 Sıcak ve Soğuk Haddelme Çalışmaları

Sıcak haddelme prosesi Erdemir Ar-Ge Merkezi'nde yer alan Primetals firmasının 900 ton basma kapasitesine sahip sıcak haddelme simülatörü vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir. Sıcak haddelme çalışmalarında, döküm prosesi sonrasında üretilen tüm ingotlar en/boy 1,5-2 oranının elde edilebilmesi adına iki ayrı eş parçaya ayrılarak haddelenmiştir. Tez çalışmasında birinci ve ikinci kısım olarak belirtilen tanımlamalar, malzemenin ingot olarak üretildikten sonra iki eş parçaya ayrıldığını ifade etmektedir. Tezin bundan sonraki bölümlerinde açıklamalarda yer alan birinci ve ikinci kısım tanımlamaları aynı alaşımın birbiriyle eş, ancak farklı haddelme pratiği uygulanan bölümlerini temsil etmektedir (Şekil 5.60).

Bu doğrultuda, Alaşım 4 ( $\text{Fe-2,46Mn-4,83Al-0,09C}$ ) ve Alaşım 11 ( $\text{Fe-4,49Mn-4,41Al-0,3C}$ ) dışında vakum indüksiyon fırınında üretilen ve tüm sıcak haddelenen düşük yoğunluklu çelikler önce 30 mm kalınlığa, ardından 3 mm nihai kalınlığa kademeli haddelme uygulamasıyla haddelenmiştir.



**Şekil 5.60** İngot malzemenin birinci ve ikinci kısmının temsili gösterimi

Sıcak olarak haddelenen düşük yoğunluklu çeliklerin bir kısmı soğuk haddeleme simülatöründe soğuk olarak haddelenmiştir. Soğuk haddeleme prosesi Erdemir Ar-Ge Merkezi'nde yer alan Primetals firmasına ait soğuk haddeleme simülatörü vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir. Sıcak ve soğuk olarak haddelenen malzemeler Tablo 5.16'da belirtilmiştir.

Şekil 5.61'de tez çalışmasında kullanılan sıcak haddeleme (sağ taraf) ve soğuk haddeleme (sol taraf) simülatörleri belirtilmiştir. Sıcak haddeleme simülatöründe haddeleme sonrasında numune boyutları genişlik olarak maksimum 400 mm, kalınlık olarak minimum 2 mm olabilmektedir. Soğuk haddeleme simülatöründe ise işlem sonrasında genişlik maksimum 300 mm, kalınlık 0,1 mm olabilmektedir.



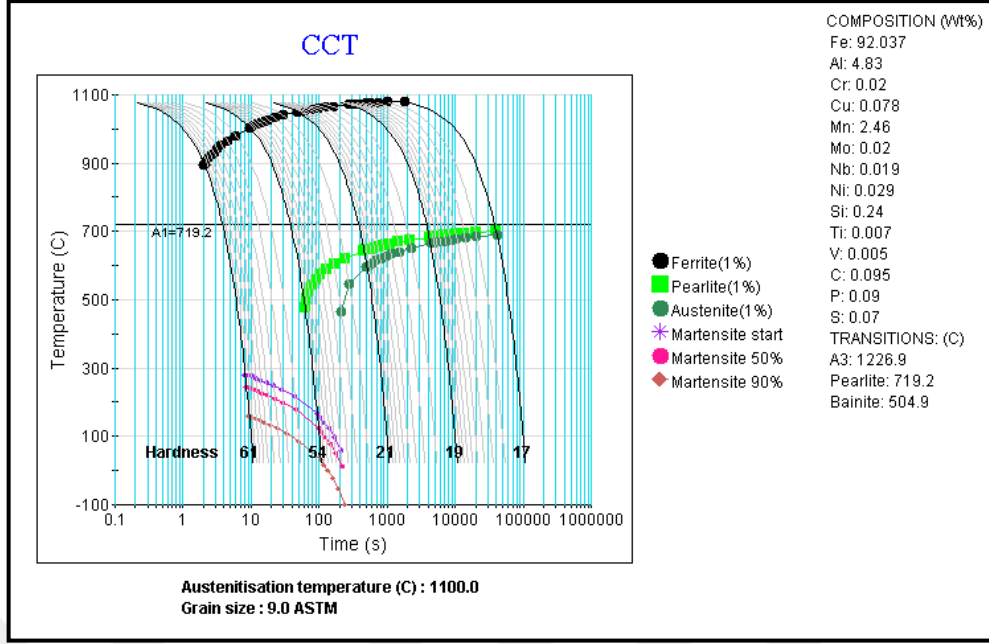
**Şekil 5.61** Sıcak ve soğuk haddeleme simülatörleri

**Tablo 5.16** Sıcak ve soğuk olarak haddelenen düşük yoğunluklu çelik malzemelerinin detayları

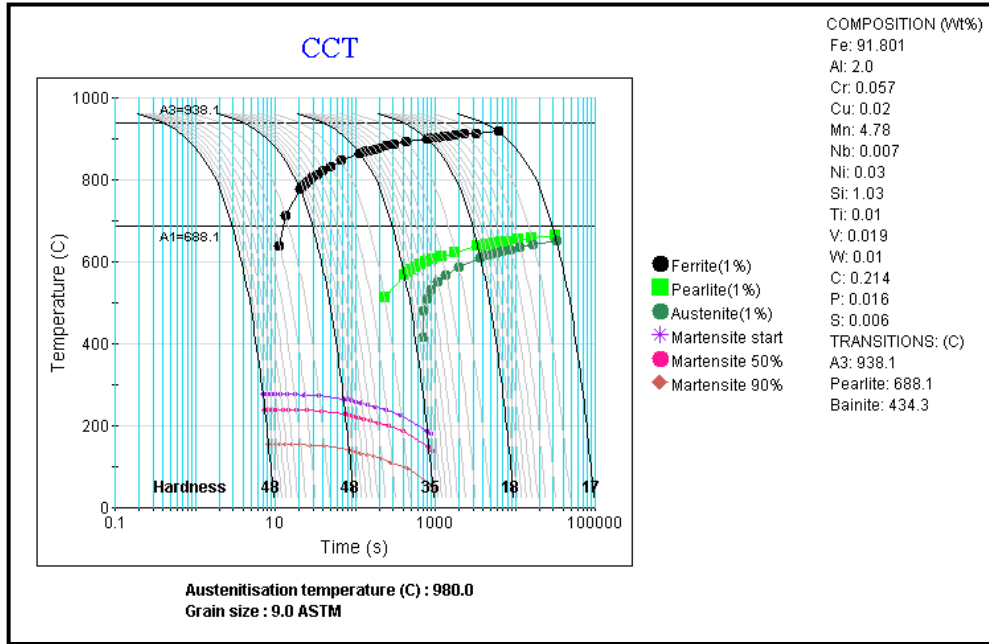
Malzeme	Sıcak Haddeleme	Soğuk Haddeleme
Alaşım 4	Alaşım 4-2. Kısım (Sac-1)	-
Alaşım 7	Alaşım 7-1. Kısım (Sac-2)	Alaşım 7-2. Kısım
	Alaşım 7-2. Kısım (Sac-3)	
Alaşım 8	Alaşım 8-1. Kısım (Sac-4)	Alaşım 8-1. Kısım
	Alaşım 8-2. Kısım (Sac-5)	
Alaşım 10	Alaşım 10-1. Kısım (Sac-6)	-
	Alaşım 10-2. Kısım (Sac-7)	
Alaşım 11	Alaşım 11-İlk Haddeleme	-
	Alaşım 11-1. Kısım (Sac-8)	
	Alaşım 11-2. Kısım (Sac-9)	

Haddeleme parametreleri seçiminde, JmatPro yazılımından elde edilen sıcaklığa bağlı faz dönüşüm diyagramları ile CCT ve TTT diyagramları temel alınmıştır. CCT (Continuous Cooling Transformation-Sürekli Soğuma Dönüşümü) diyagramları Şekil 5.62 ve Şekil 5.66 arasındaki görsellerde belirtilmiştir.

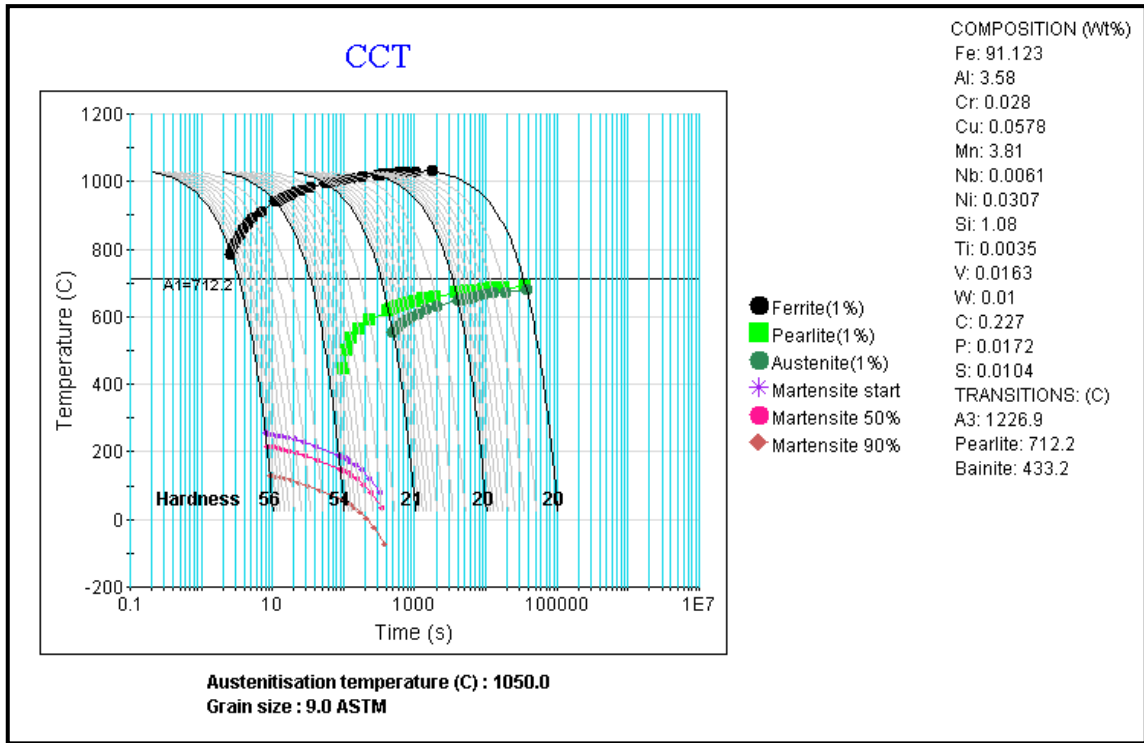
CCT diyagramları farklı soğutma uygulamalarında çeliğin dönüşüm sıcaklığını ve oluşabilecek fazları belirtmektedir. Haddeleme prosesinde hızlı ve yavaş soğutma koşullarında haddelenmiş çeliğin yapısında farklı fazların oluşma durumu, alaşım kompozisyonuna ve sıcaklığa göre değişim göstermektedir. Östenit sıcaklığı, sıcaklığa bağlı faz yapısının değişimi grafikleri incelenerek belirlenmektedir. Tane boyutu, metalürjik öngörü yapılması adına ASTM 9,0 olarak belirlenmiştir.



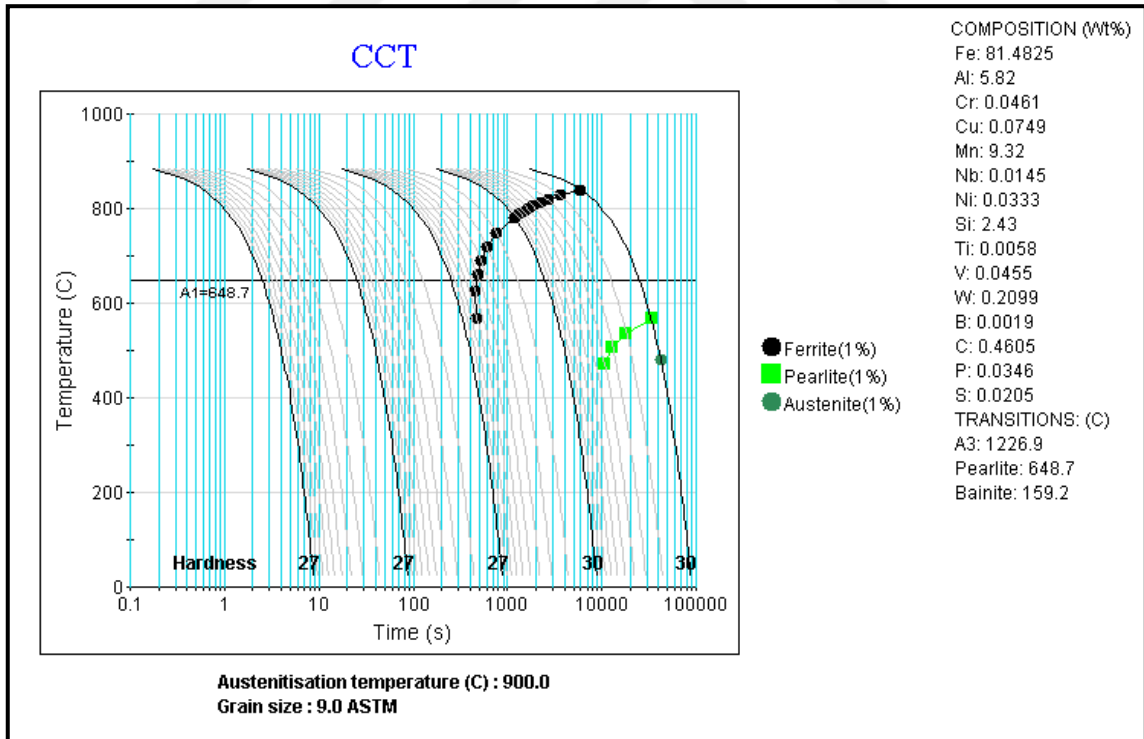
**Şekil 5.62** 4 numaralı alaşımın CCT diyagramı (Austenitisation temperature: Östenitlenme sıcaklığı; Composition: Kompozisyon; wt%: Yüzde; Time (s): Zaman (saniye); Grain size: Tane boyutu; Transitions: Dönüşümler; Hardness: Sertlik; Martensite start: Martenzit başlangıç; Pearlite: Perlit; Bainite: Beynit; Ferrite: Ferrit; A3: Demir-Karbon denge diyagramında A3 dönüşüm sıcaklığını ifade etmektedir; A1: Demir-Karbon denge diyagramında A1 dönüşüm sıcaklığını ifade etmektedir)



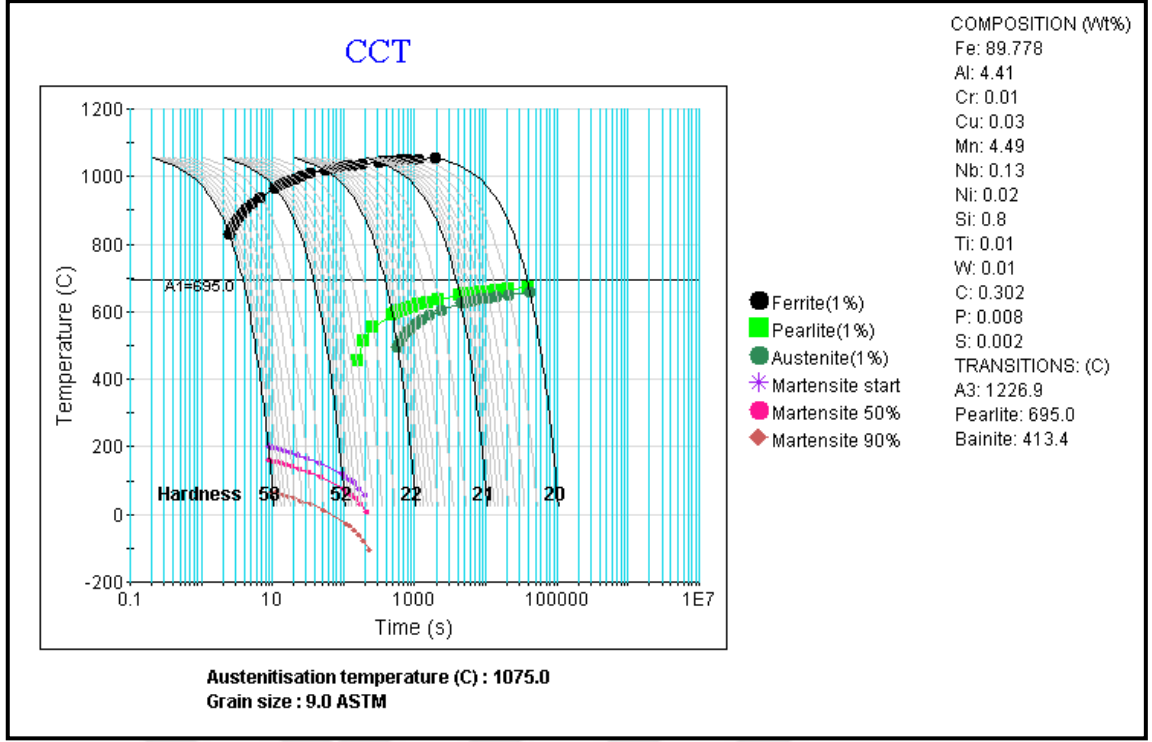
**Şekil 5.63** 7 numaralı alaşımın CCT diyagramı



Şekil 5.64 8 numaralı alaşımın CCT diyagramı



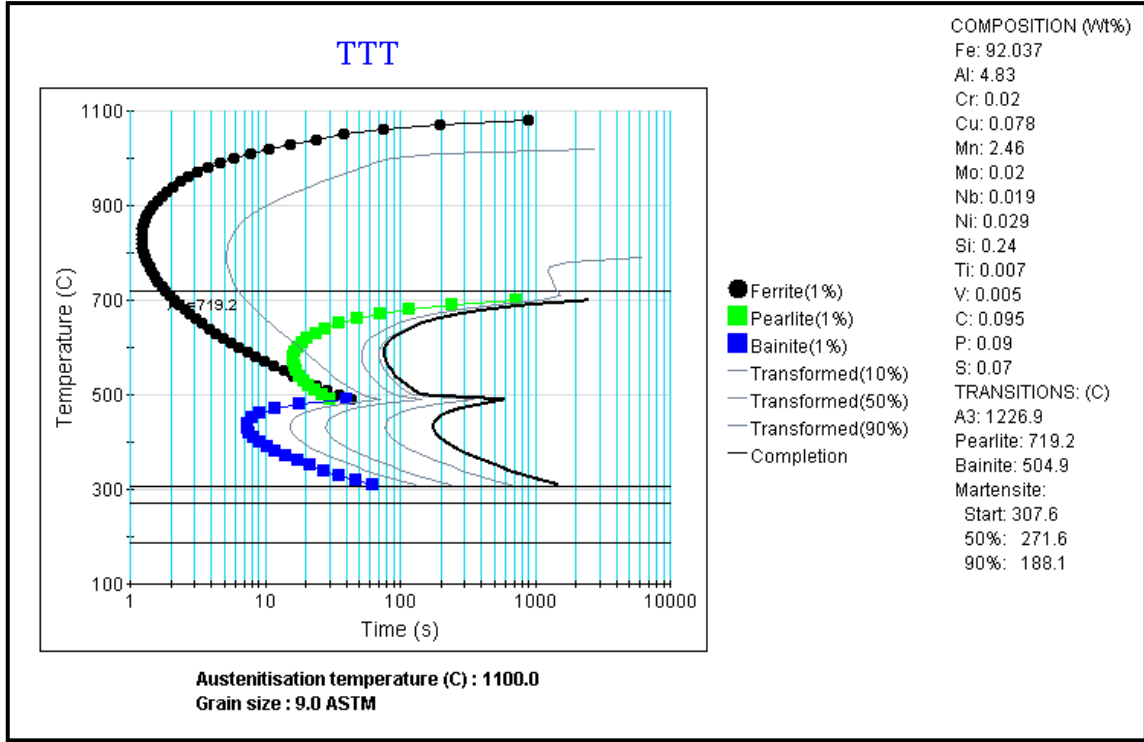
Şekil 5.65 10 numaralı alaşımın CCT diyagramı



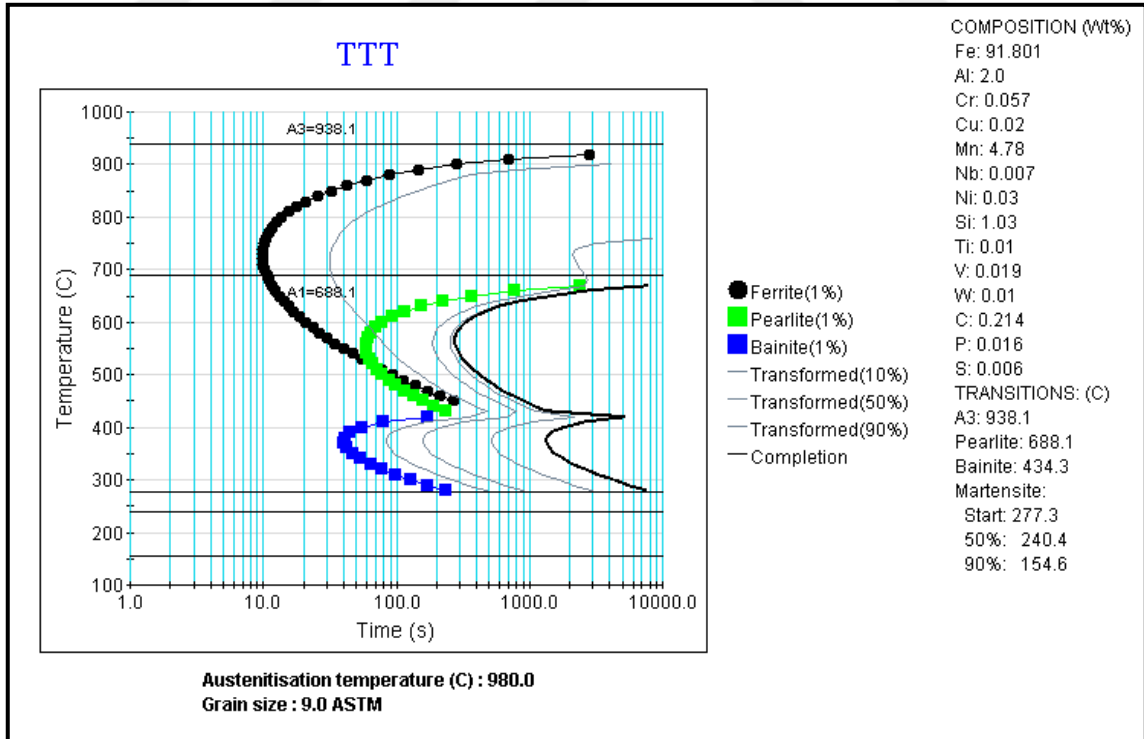
**Şekil 5.66** 11 numaralı alaşımın CCT diyagramı

TTT (Time Temperature Transformation-İzotermal Dönüşüm) diyagramları Şekil 5.67 ve Şekil 5.71 arasındaki görsellerde paylaşılmıştır. TTT diyagramları zamanın ve sıcaklığın fonksiyonu olarak faz dönüşümlerinin hangi metalürjik koşullar altında gerçekleştiğini ifade eden diyagramlardır. TTT diyagramları CCT diyagramlarıyla beraber, çelikte östenit miktarına göre dönüşüme girecek fazları belirleme amacıyla kullanılmaktadır. JMatPro yazılımı kullanılarak hesaplanan TTT diyagramları malzemenin ikmal sıcaklığı sonrası kendi kendine soğuma şartlarının belirlenmesi adına kullanılmaktadır.

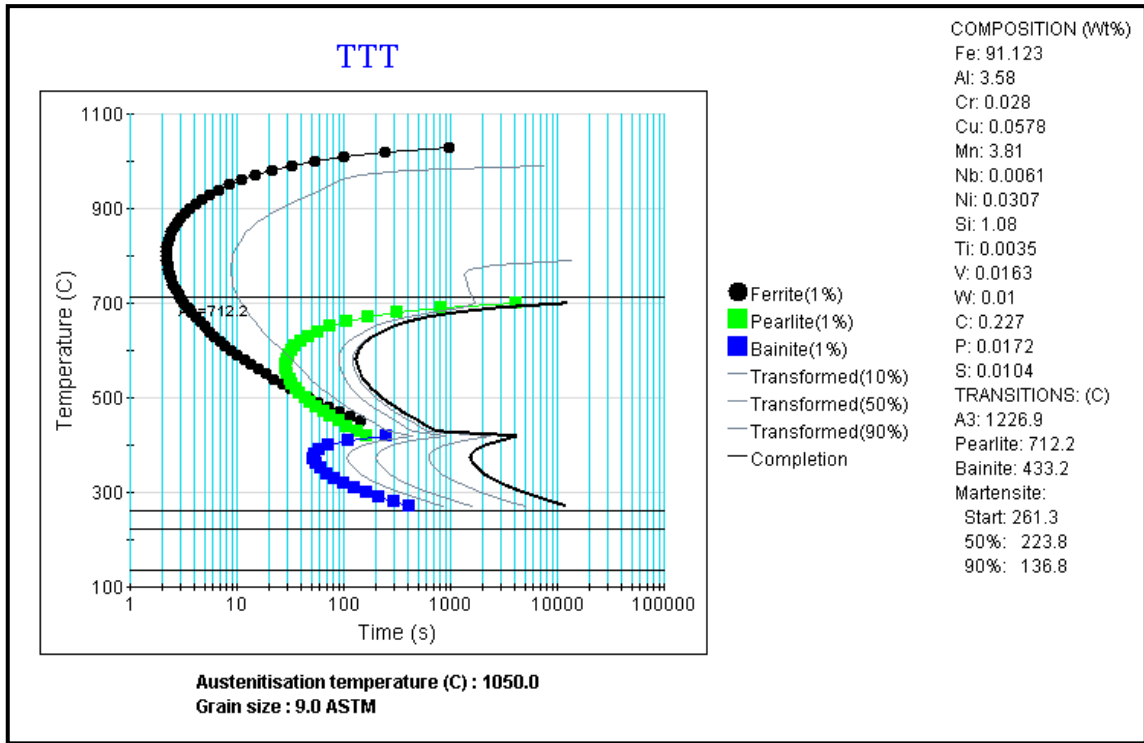
Diyagramda, kendi kendine soğuma sırasında çeliğin gösterdiği dönüşümler A3 ve A1 sıcaklık hattı boyunca gösterilebilmektedir. Hesaplanan diyagramlar her alaşımın kendine özgüdür ve çelik mikroyapısıyla ilgili fikir elde edilebilmektedir.



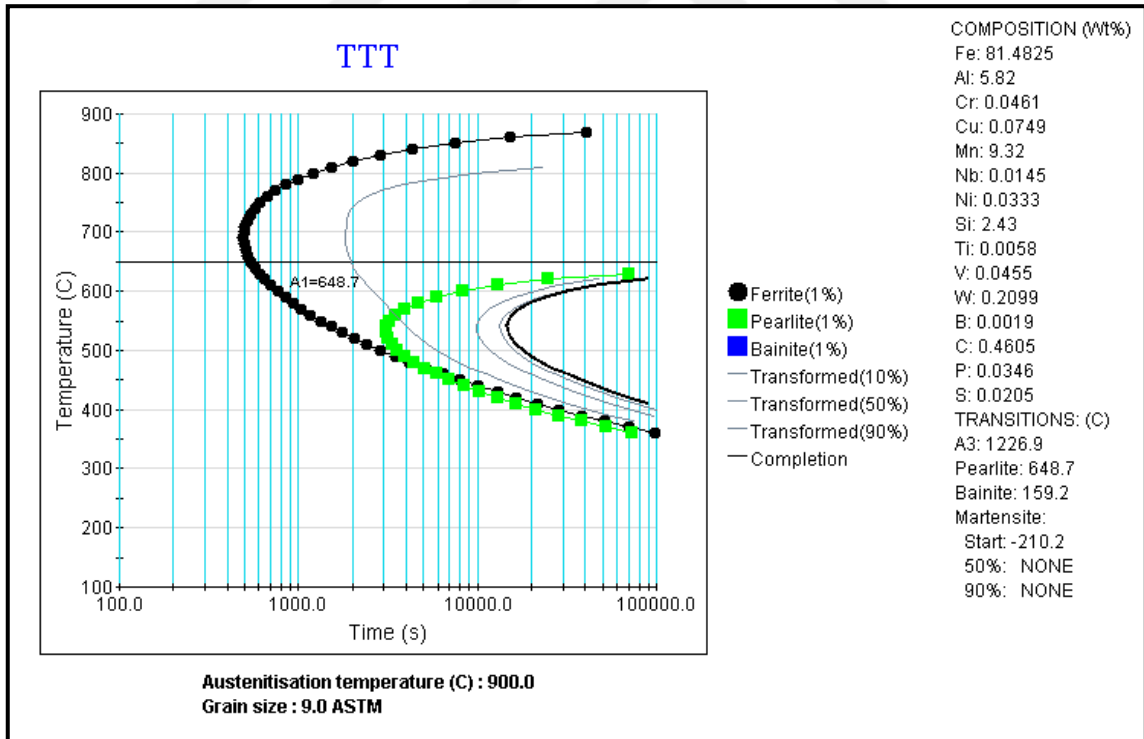
Şekil 5.67 4 numaralı alaşımın TTT diyagramı (Transformed: Dönüşmüş;  
 Completion: Tamamlama)



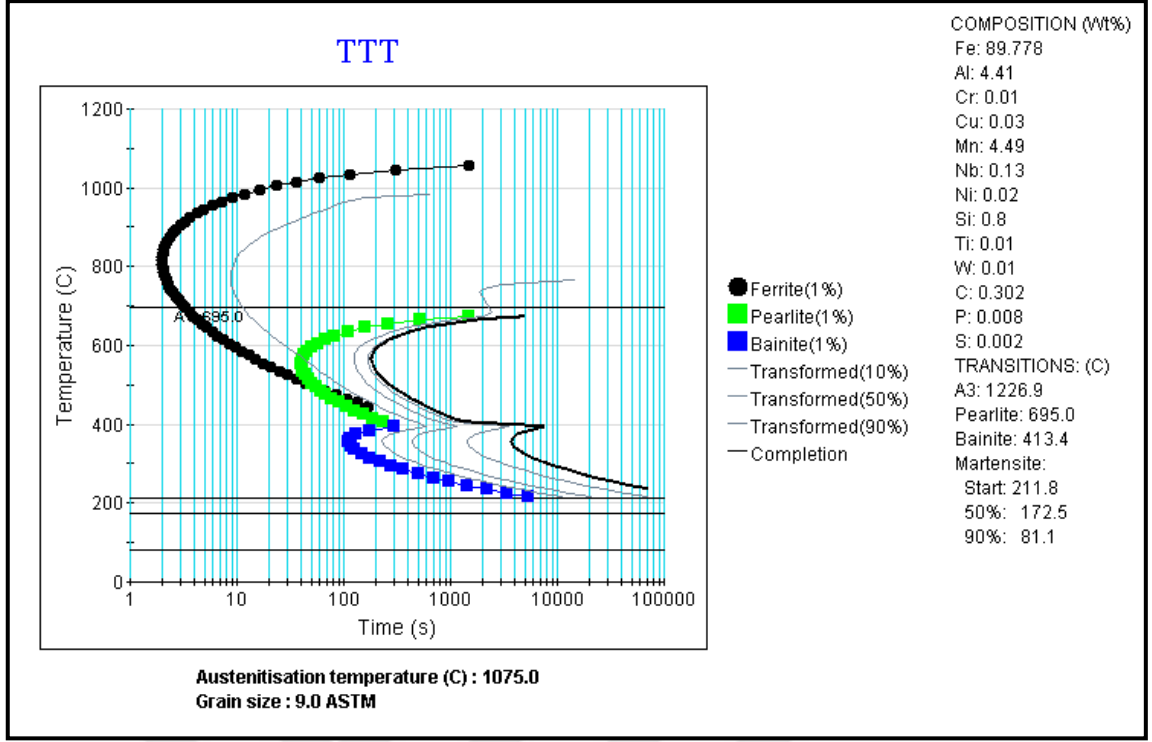
Şekil 5.68 7 numaralı alaşımın TTT diyagramı



Şekil 5.69 8 numaralı alaşımın TTT diyagramı



Şekil 5.70 10 numaralı alaşımın TTT diyagramı



**Şekil 5.71** 11 numaralı alaşımın TTT diyagramı

Açık indüksiyon fırınında dökümü gerçekleştirilen Alaşım 4 malzemelerine ait 2.Kısım 80 mm kalınlığındaki yarı ingot parçası 1230°C sıcaklıkta tav fırınından çıkarılarak 3 mm nihai kalınlığa haddelenmiştir. Sıcak haddeleme simülöründe gerçekleştirilen denemede, 940°C ikmal sıcaklığının ardından malzemeye oda sıcaklığına kadar su verilmiştir. Birinci kısım malzemenin ingot olarak ilk yarıya ayrılan kısmını, ikinci kısım ise ikinci eş parçasını temsil etmektedir.

Açık indüksiyon fırınında yapay cüruf pratiğiyle deneme dökümü gerçekleştirilen Alaşım 4 malzemesinin haddeleme pratiği Tablo 5.17’de paylaşılmıştır. Tabloda yüklere karşılık gelen sütunlar, hadde pasolarını temsil etmektedir. 4 numaralı alaşımın ikinci kısmı 7 pasoda haddelenmiştir. Tabloda “Hesaplanan” olarak açıklanan satırlar, sıcak haddeleme simülörünün kendi model verileridir. Ölçülen değerler ise gerçek haddeleme koşullarında elde edilen verileri temsil etmektedir. İkmal sıcaklığı şerit haddeleme sonrası çıkış sıcaklığı olarak tanımlanmaktadır. Genel olarak, çeliğin ikmal sıcaklığının Fe-C denge diyagramında belirtilen A<sub>3</sub> sıcaklığından yukarıda olması ideal tane boyutunun yakalanması için tercih edilmektedir. Sarılma sıcaklığı, haddeleme sonrasında duşlu masada uygulanan soğutma şiddetine göre malzemenin bobin olarak

sarıldığı sıcaklığı temsil etmektedir. Malzemelerin mekanik özellikleri ve yeniden kristalleşme davranışı duşlu masada uygulanan soğutma rejimi ve sarılma sıcaklığı ile belirlenmektedir. Tabloda, MFS (Mean flow stress) değerleri ortalama hadde yükünü temsil etmektedir.

**Tablo 5.17** 4 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN							
			1	2	3	4	5	6	7	
Alaşım 4	Alaşım 4-2.Kısım	14.10.2021	1618	2032	2339	2441	1588	1586	1249	Hesaplanan
			977	1328	1786	2338	1726	2028	1922	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)							
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	6	7	
220	200	80	44,38	47,45	55,13	71,61	112,6	169,25	251,93	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C							
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	6	7	
		3	1178	1175	1167	1127	1074	997	915	Hesaplanan
			1110	1104	1141	1130	1091	1012	940	Ölçülen
Sarıma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon							
Hedef	-		1	2	3	4	5	6	7	
Gerçekleşen	-		28,98	40,7	49,59	53,68	33,57	28,66	19,53	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kanlığı (mm)							
Hedef	915		1	2	3	4	5	6	7	
Gerçekleşen	940		56,81	33,69	16,98	7,87	5,23	3,73	3	

Alaşım 7 malzemesine ait birinci ve ikinci kısım ingot parçasının haddeleme simülöründe gerçekleşen detay bilgileri Tablo 5.18 ve Tablo 5.19'da yer

almaktadır. Vakum indüksiyon fırınında üretimi gerçekleştirilen tüm malzemelerin sıcak haddelenmesi 5 pasoda gerçekleştirilmiştir.

**Tablo 5.18** 7 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının birinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN					
			1	2	3	4	5	
Sac-2	Alaşım 7-1.Kısım	17.03.2022	3328	3632	3647	3869	4336	Hesaplanan
			2866	3275	3778	4347	5239	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
410	261	30	123,91	131,39	166,45	207,01	268,88	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
		3	1092	1089	1079	1059	1003	Hesaplanan
		3	1103	1104	1090	1063	1017	Ölçülen
Sarılma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon					
Hedef	650		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	132		32,61	37,93	37,93	37,93	37,93	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kanlığı (mm)					
Hedef	1003		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	1017		20,22	12,55	7,79	4,83	3	

**Tablo 5.19** 7 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN					
			1	2	3	4	5	
Sac-3	Alaşım 7- 2.Kısım	21.03.2022	3055	3383	3791	4540	4889	Hesaplanan
			3175	3729	4113	4892	5260	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
410	265	30	126,69	143,81	173,63	223,97	323,67	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
		3	1104	1102	1098	1090	1046	Hesaplanan
			1105	1109	1108	1067	1000	Ölçülen
Sarılma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon					
Hedef	652		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	671		34,69	39,01	39,01	39,01	32,52	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kanlığı (mm)					
Hedef	1046		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	1000		19,59	11,95	7,29	4,45	3	

Alaşım 8 malzemesine ait birinci ve ikinci kısım ingot parçasının haddeleme simülatöründe gerçekleşen detay bilgileri Tablo 5.20 ve Tablo 5.21’de yer almaktadır.

**Tablo 5.20** 8 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının birinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN					
			1	2	3	4	5	
Sac-4	Deneme 8-1.Kısım	29.03.2022	3326	3861	4257	5153	4929	Hesaplanan
			2072	2370	2706	3545	3671	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
410	270	30	78,95	88,06	110,43	157,23	251,65	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
		3	1102	1103	1100	1092	1040	
			1084	1093	1089	1050	967	Ölçülen
Sarılma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon					
Hedef	606		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	568		35,68	39,63	39,63	39,54	29,45	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kanlığı (mm)					
Hedef	1040		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	967		19,3	11,65	7,03	4,25	3	

**Tablo 5.21** 8 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN					
			1	2	3	4	5	
Sac-5	Deneme 8-2.Kısım	26.05.2022	2015	2211	2287	2477	3755	Hesaplanan
			1947	2122	2322	2722	3890	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
410	272	29	79,68	84,27	101,12	128,1	196,59	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
		3	1095	1086	1071	1047	1003	
			1087	1093	1087	1053	999	Ölçülen
Sarılma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon					
Hedef	660		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	631		33,26	37,25	37,25	37,25	37,25	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kanlığı (mm)					
Hedef	1003		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	999		19,35	12,14	7,62	4,78	3	

Alaşım 10 malzemesine ait birinci ve ikinci kısım ingot parçasının haddeleme simülöründe gerçekleşen detay bilgileri Tablo 5.22 ve Tablo 5.23'te yer almaktadır.

**Tablo 5.22** 10 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının birinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN					
			1	2	3	4	5	
Sac-6	Deneme 10-1.Kısım	2.06.2022	2352	2187	2442	2988	3398	Hesaplanan
			2474	2500	2860	3526	4090	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
465	275	30	81,62	97,26	121,79	167,7	256,5	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
		3	1122	1109	1089	1059	1001	Hesaplanan
			1113	1111	1108	1063	1001	Ölçülen
Sarıma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon					
Hedef	663		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	725		40	38	38	37	31,18	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kanlığı (mm)					
Hedef	1001		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	1001		18	11,16	6,92	4,36	3	

**Tablo 5.23** 10 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN					
			1	2	3	4	5	
Sac-7	Deneme 10-2.Kısım	2.06.2022	2395	2225	2484	3039	3454	Hesaplanan
			2411	2410	2804	3490	4083	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
462	280	30	78,15	92,15	117,36	163,15	251,71	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
		3	1122	1109	1089	1059	1001	
			1117	1116	1111	1068	1005	Ölçülen
Sarılma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon					
Hedef	600		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	637		40	38	38	37	31,18	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kanlığı (mm)					
Hedef	1001		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	1005		18	11,16	6,92	4,36	3	

Alaşım 11 malzemesinin ingot halinden ilk aşama 30 mm kalınlığa iniş aşamasında gerçekleşen haddeleme işlem koşulları Tablo 5.24'te belirtilmiştir. Malzeme, 76 mm kalınlıktan önce 30 mm kalınlığa 5 pasoda haddelenerek inmiştir. Ardından iki ayrı parçaya ayrılmış ve 3 mm nihai kalınlığa

haddelenmiştir. Malzemenin birinci kısmı 3 pasoda, ikinci kısmı ise 9 pasoda haddelenmiştir (Tablo 5.25 ve Tablo 5.26).

**Tablo 5.24** 11 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının 30 mm kalınlığa haddelenmesine ait sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN					
			1	2	3	4	5	
-	Deneme 11-İlk Haddeleme	10.08.2022	1337	1443	1611	1768	2173	Hesaplanan
			1447	1424	1567	1722	2249	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
440	350	76	71,95	68,89	71,28	74,27	88,78	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C					
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	
		30	1175	1169	1164	1157	1152	Hesaplanan
		30	1110	1095	1090	1086	1101	Ölçülen
Sarılma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon					
Hedef	1137		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	1129		12,32	13,78	16,19	18,95	23,13	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kanlığı (mm)					
Hedef	1152		1	2	3	4	5	
Gerçekleşen	1101		66,64	57,46	48,15	39,03	30	

**Tablo 5.25** 11 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının birinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN			
			1	2	3	
Sac-8	Deneme 11- 1.Kısım	15.08.2022	2158	2236	3464	Hesaplanan
			3374	3571	5362	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)			
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	
300	290	30	71,81	85,39	140,82	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C			
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	
		3	1139	1117	1028	
			1140	1140	1052	Ölçülen
Sarılma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon			
Hedef	453		1	2	3	
Gerçekleşen	573		53,58	53,58	53,58	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kanlığı (mm)			
Hedef	1028		1	2	3	
Gerçekleşen	1052		13,92	6,46	3	

**Tablo 5.26** 11 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımının ikinci kısmına ait malzemenin sıcak haddeleme proses verileri

Kimlik No	Malzeme No	Tarih	Yükler kN									
			1	2	3	4	5	6	7	8	9	
Sac-9	Deneme 11-2.Kısım	19.08.2022	970	1077	1981	1980	3237	3931	3610	2130	1500	Hesaplanan
			1022	1156	1962	1945	3713	4403	4157	2861	2401	Ölçülen
Giriş Numune Ölçüleri			MFS (MPa)									
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
300	290	30	77,33	83,64	89,88	96,62	199,23	253,06	310,16	376,71	485,9	
Çıkış Numune Ölçüleri			Çıkış Sıcaklığı °C									
Uzunluk	Genişlik	Kalınlık	1	2	3	4	5	6	7	8	9	
		3	1146	1137	1129	1115	993	969	922	862	807	Hesaplanan
			1118	1103	1106	1096	959	952	932	883	838	Ölçülen
Sarlma Sıcaklığı °C			% Redüksiyon									
Hedef	452		1	2	3	4	5	6	7	8	9	
Gerçekleşen	551		14,52	16,51	30	30	30	30	25	14,33	9,17	
İkmal Sıcaklığı °C			Çıkış Kalınlığı (mm)									
Hedef	807		1	2	3	4	5	6	7	8	9	
Gerçekleşen	838		25,64	21,41	14,99	10,49	7,34	5,14	3,86	3,3	3	

Soğuk haddeleme simülatöründe gerçekleştirilen çalışmalarda Alaşım 7 ve Alaşım 8 malzemelerinin Sac-3 ve Sac-4 numaralı sıcak haddelenmiş ara ürünleri kullanılmıştır. Tablo 5.27’de Sac-3 kimlik numaralı malzemenin soğuk haddeleme prosesine işlem parametreleri belirtilmiştir. Soğuk haddelenen düşük yoğunluklu malzemeler 1 mm kalınlığa indirilmiştir.

**Tablo 5.27** Sac-3 numaralı sıcak haddelenmiş malzemenin soğuk haddeleme proses verileri

Paso No	Kalınlık (mm)		Hadde Yüğü (kN)	Gergi (kN)		% Redüksiyon		Genişlik (mm)	
	Giriş	Çıkış		Giriş	Çıkış	Hedef	Gerçekleşen	En	Boy
1	2,98	2,5	3418	70	80	17	16,99	200	650
2	2,47	2,2	3152	60	70	13	12,9		
3	2,15	1,9	3536	50	60	13	12,97		
4	1,87	1,7	3803	40	50	11	10,93		
5	1,67	1,5	3991	40	50	10	9,06		
6	1,5	1,4	3895	40	50	7	6,82		
7	1,39	1,3	3994	40	50	7	6,08		
8	1,3	1,2	3999	40	50	7	5,14		
9	1,21	1,1	4001	35	45	7	4,18		
10	1,12	1	4000	35	45	7	3,57		
11	1,04	1	3999	35	45	4	3,01		

8 numaralı alaşımın Sac-4 kimlik numaralı (birinci kısım malzeme) sıcak haddelenmiş düşük yoğunluklu çeliği soğuk haddeleme simülatöründe 3 ayrı kısma ayrılarak haddelenmiştir. Soğuk haddeleme proses verileri ve detaylar Tablo 5.28’de paylaşılmıştır.

**Tablo 5.28** Sac-4 numaralı sıcak haddelenmiş malzemenin soğuk haddeme proses verileri

Test No	1.04.2022	Kalınlık (mm)		Hadde Yüğü (kN)	Gergi (kN)		% Redüksiyon		Genişlik (mm)	
	Paso No	Giriş	Çıkış		Giriş	Çıkış	Hedef	Gerçekleşen	En	Boy
Sac-4 1. Kısım	1	2,47	2,06	1526	80	90	17	16,8	200	400
	2	2,06	1,75	1545	60	70	15	14,66		
	3	1,75	1,49	1557	55	65	15	15,02		
	4	1,49	1,26	1629	50	60	15	15,15		
	5	1,26	1,07	1810	40	50	15	14,87		
	6	1,07	1	1306	40	50	7	6,96		
Test No	1.04.2022	Kalınlık (mm)		Hadde Yüğü (kN)	Gergi (kN)		% Redüksiyon		Genişlik (mm)	
	Paso No	Giriş	Çıkış		Giriş	Çıkış	Hedef	Gerçekleşen	En	Boy
Sac-4 2. Kısım	1	2,5	2,07	1526	70	80	17	16,97	200	500
	2	2,07	1,76	1545	60	70	15	14,96		
	3	1,76	1,5	1557	55	65	15	15,93		
	4	1,5	1,27	1629	50	60	15	15,98		
	5	1,27	1,08	1810	40	50	15	14,99		
	6	1,08	1	1306	40	50	7	7,03		
Test No	1.04.2022	Kalınlık (mm)		Hadde Yüğü (kN)	Gergi (kN)		% Redüksiyon		Genişlik (mm)	
	Paso No	Giriş	Çıkış		Giriş	Çıkış	Hedef	Gerçekleşen	En	Boy
Sac-4 3. Kısım	1	2,48	2,06	1672	70	80	17	17,04	200	500
	2	2,06	1,75	1577	60	70	15	14,91		
	3	1,75	1,49	1533	55	65	15	14,98		
	4	1,49	1,26	1535	50	60	15	14,98		
	5	1,26	1,07	1651	40	50	15	14,97		
	6	1,07	1	1178	40	50	7	6,98		

#### 5.2.4 Isıl İşlem Çalışmaları

4 numaralı alaşım (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,09C) malzemesine ait Sac-1 numaralı malzeme Erdemir A-Ge Merkezi'nde yer alan ısıl işlem fırını (MSE 1300) ve soğutma ünitesinde ısıl işlem uygulamasına alınmıştır. MSE 1300 ısıl işlem fırını, 1300°C sıcaklığa çıkabilen ve metalürjik uygulamalar için kullanılan ısıl işlem test fırınıdır. Soğutma ünitesi Erdemir Ar-Ge Merkezi tarafından tasarlanan, ısıl işlem çeliklerinde istenilen soğutma oranlarını yakalayabilen ekipman olarak kullanılmaktadır. Üst ve alt hederler (su püskürtme sistemi) tarafından malzemeye istenilen şiddette soğutma uygulanabilmektedir. Şekil 5.72'de ısıl işlem test düzeneği yer almaktadır.



Şekil 5.72 Isıl işlem fırını ve soğutma (quench) sistemi

Isıl işlemde amaç hem malzemenin süreksizliklerini gidermek hem de yapıdaki östenit miktarının maksimuma ulaşmasını sağlamaktır. Malzeme 4 eş bölüme ayrılmış, ardından sırasıyla her bir eş malzeme 750°C, 850°C, 950°C ve 1100°C sıcaklıklarda 1 saat ısıtılmıştır. Tablo 5.29'da ısıl işlem detayları ifade edilmiştir.

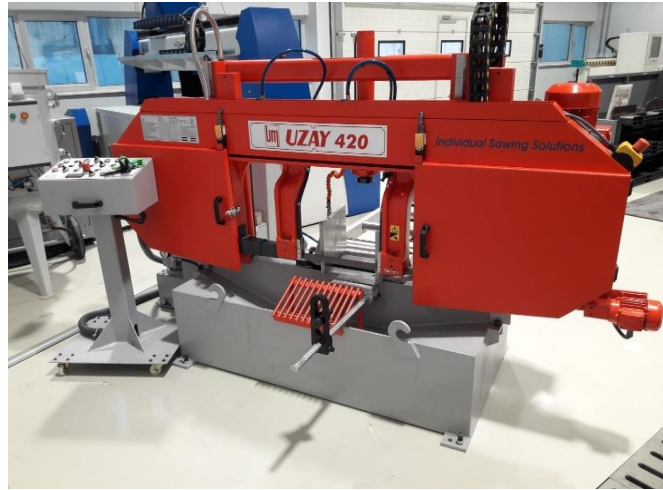
4 numaralı alaşım dışındaki düşük yoğunluklu çelik alaşımlarına ısıl işlem uygulaması gerçekleştirilmemiştir.

**Tablo 5.29** 4 numaralı alaşıma ait ısıtma işlem verileri

Tavlama Sıcaklığı	Tutma Süresi (saat)	Üst Heder (bar)	Alt Heder (bar)	Su Verme Süresi (s)
750°C	1	0,9	3,2	20
850°C	1	0,9	3,2	20
950°C	1	0,9	3,2	20
1100°C	1	0,9	3,2	20

### 5.2.5 Metal İşlem Çalışmaları

Düşük yoğunluklu çeliklerin döküm işlemleri tamamlandıktan sonra ingot malzemelerin eş parçalara ayrılması amacıyla sütunlu şerit testere kullanılmıştır. Kullanılan şerit testere karbür uçlu olarak seçilmiştir. Şekil 5.73'te testere kesim işleminde kullanılan şerit testere yer almaktadır.



**Şekil 5.73** Sütunlu şerit testere (Uzay 420)

Haddeleme işlemleri sonunda malzemeler giyotin makas hattında uygun boyutlara ayrılarak metalürjik incelemelere tabi tutulmuştur (Şekil 5.74).



**Şekil 5.74** Giyotin makas hattı

### 5.2.6 Spektral Analiz ve X-Işını Testleri

Dökümü gerçekleştirilen düşük yoğunluklu çeliklerin kimyasal analizini belirlemek için OES (Optik Emisyon Spektrometresi) ve XRF (X-Ray Fluorescence- X Işını Floresanı) cihazları kullanılmıştır. OES cihazının çalışma prensibinde, elektrik arkına maruz kalan elementlerin yaptığı farklı karakteristikteki ışımalar foto tüplerde kantitatif olarak ölçülmekte, kimyasal analiz sonuçları elde edilebilmektedir. Şekil 5.75'te kullanılan OES ekipmanı yer almaktadır.



**Şekil 5.75** ARL iSPARK 8860 optik emisyon spektrometresi

XRF cihazı floresan X-ışınlarının elementlerin dalga boyuna özgü saçınımlarını algılayabilen detektör tüplere sahiptir. Her bir malzemenin içerisinde yer alan

elementlerin oranı dalga boyunun tüple etkileşimine göre değerlendirilmekte ve analiz edilmektedir.

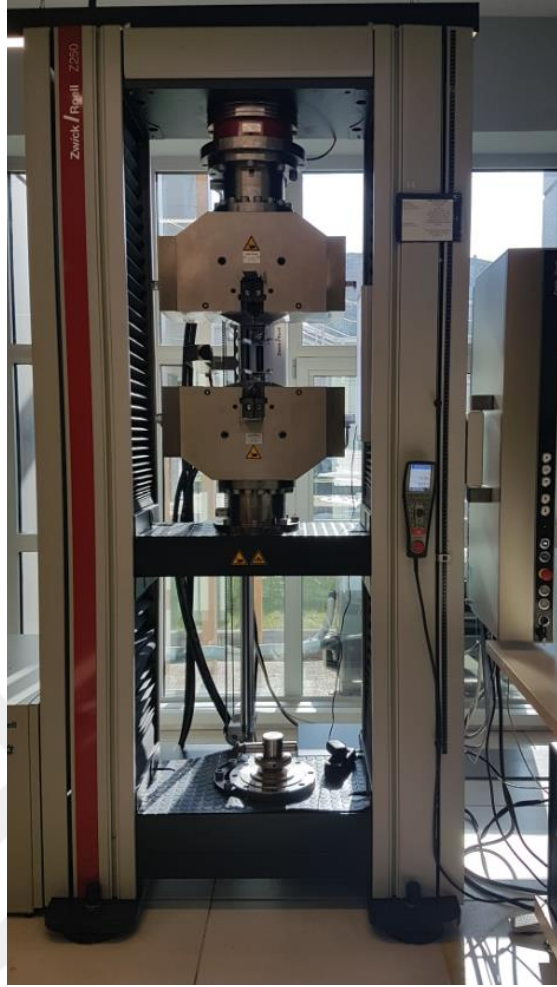
XRD (X-Ray Diffraction- X Işını Kırınımı) yöntemi ile malzemelerin kristal yapısının temel olarak Bragg Kanunu yöntemi kullanılarak belirlenmesi sağlanmaktadır. X ışını demetinde farklı açılarla gönderilen ışınlar, malzeme içerisinde bulunan her kristal yapısı farklı saçınım karakteristiği göstermektedir. Bu teknikten faydalanılarak yapıda hangi mineralojik yapının var olduğu tespit edilebilmektedir. Dünyanın en geniş kristal kütüphanesi olan ICDD-PDF4 kütüphanesiyle yapay cüruf kullanılan dökümlerin cüruf yapıları mineralojik olarak tespit edilmiştir. Şekil 5.76'da tez çalışmasında kullanılan XRF ve XRD cihazları belirtilmiştir.



**Şekil 5.76** Zetium X-ışını floresans spektrometresi (sol taraf) ve Empyrean X-ışını kırınım cihazı (sağ taraf)

### 5.2.7 Mekanik Testler

Mekanik testler Zwick 250 kN çekme test cihazında TS EN ISO 6892-1:2016 standardındaki esaslara göre tekrarlı olarak gerçekleştirilmiştir. Belirtilen standarda göre mekanik test numuneleri belirli boyutlarda hazırlanmaktadır. Çalışmada A80 test numunesi kullanılmıştır. Numunenin boyu 80 mm'dir. Şekil 5.77'de çalışmalarda kullanılan mekanik test ekipmanı yer almaktadır.



Şekil 5.77 Zwick 250 kN çekme test cihazı

### 5.2.8 Metalografi Çalışmaları

Açık indüksiyon ve vakum indüksiyon ergitme fırınında dökülen farklı alaşımlar haddelenmiş; sonrasında mikroyapıda yer alan fazların miktarı ve türlerinin belirlenmesi amacıyla farklı dağlayıcılarla (Nital, HCl, LePera ve kral suyu) dağlanmıştır. Numune hazırlama işlemleri ASTM E 407 standartlarına göre gerçekleştirilmiştir. Numune hazırlama işlemleri akabinde optik mikroskop cihazı, taramalı elektron mikroskobu (SEM-EDS) ile mikroyapı karakterizasyonu ve haddeme sonrası malzemede oluşan faz yapısı incelenmiştir. Explorer 4 cihazı ile çelik temizliği üzerine nicel değerlendirmeler gerçekleştirilmiştir.

Şerit testere ile kaba kesimi tamamlanan malzemeler, numune iç yapı incelemelerine uygun olacak biçimde Şekil 5.78’de gösterilen Struers Discotom-65 model kesme cihazında kesilmiştir.



**Şekil 5.78** Struers Discotom-65 model kesme cihazı

Hazırlanan numuneler, Şekil 5.79’da belirtilen Struers CitoPress-20 sıcak bakalite alma cihazının kabına transfer edilmiştir. Kap içerisinde yer alan numunelere bakalit tozu ilave edilmiştir. Numuneler 150°C’ye ısıtılmış ve yaklaşık 30 MPa basınçla 15 dk boyunca ısıtılmış ve süreç sonlandırılmıştır.



**Şekil 5.79** Struers CitoPress-20 sıcak bakalite alma cihazı

Numune hazırlama işlemlerinin bir parçası olan zımparalama işlemi Struers TegraPol-25 cihazında gerçekleştirilmiştir (Şekil 5.80). Zımparalama işlemlerinde sırasıyla 120, 240, 400, 800, 1200 mikron boyutlarında SiC içeren zımpara kağıtları ile çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Zımparalama işlemlerinin

tamamlanmasının ardından numunelere parlatma işlemi uygulanmıştır. Parlatma için elmas parlatma solüsyonları (6, 3, 1 mikron) kullanılmıştır.



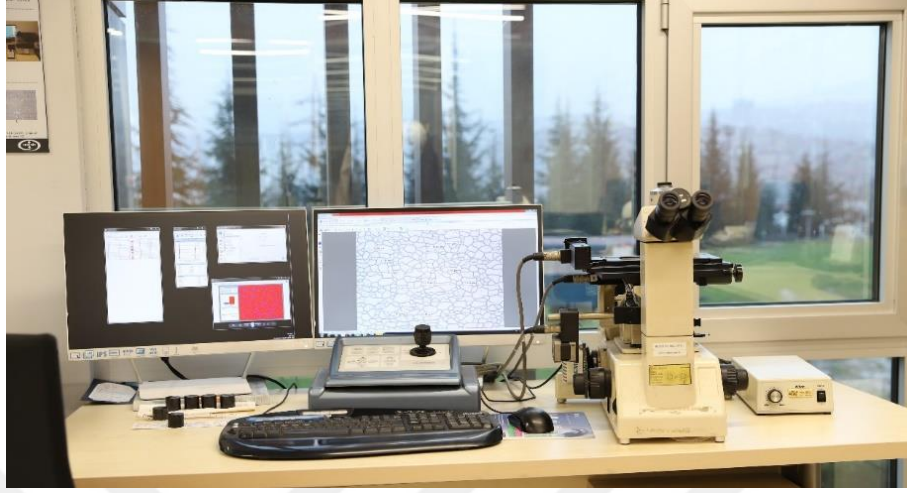
**Şekil 5.80** Struers TegraPol-25 zımparalama/parlatma cihazı

Parlatma işlemlerinin tamamlanmasının ardından mikroyapı karakterizasyonu için daha iyi görseller elde edilmesi, tane sınırlarının daha belirgin hale getirilmesi, fazların daha detaylı şekilde ortaya çıkarılması adına dağlama işlemi yapılmıştır. Numunelerin yüksek alaşım içeriğinden ötürü dağlayıcı olarak %3'lük nital ( $\text{HNO}_3 + \text{Alkol}$ ) çözeltisi kullanılmıştır. Farklı dağlayıcı denemelerinde saf HCl ve kral suyu ( $\text{HCl} + \text{HNO}_3$ ) kimyasalları kullanılmış, katılaşma yapısı incelenmiştir. Dağlama işlemlerinde numuneler 10 s beketildikten sonra saf su altında yıkanmış ve kurutulmuştur.

### 5.2.9 Mikroyapı İncelemeleri

Optik mikroskop görüntülemelerinde, çelik malzeme içerisinde yer alan farklı metalik fazların varlığı incelenmekte, çökelti, iç yapıda yer alan süreksizlikler, bantlı yapılar ve tane boyutunun belirli indeks değerlerde tespit edilmesi sağlanmaktadır. Zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerinin tamamlanmasının ardından numuneler LOM (Light Optical Microscopy-Işık Optik Mikroskobu) cihazında görüntülenebilir hale getirilmektedir. Çalışmalarda ASTM E 45 ve ASTM E 112 standartları kullanılmıştır.

Optik mikroskop incelemeleri, Şekil 5.81’de yer alan Nikon Eclipse-200 cihazında yapılmıştır. İncelemeler 100, 200 ve 500 oransal büyütme uygulanarak gerçekleştirilmiştir.



**Şekil 5.81** Nikon Eclipse Ma200- Epiphot 200 optik mikroskobu

Taramalı elektron mikroskobu (SEM- Scanning Electron Microscope) ile çelik malzeme içerisinde yüksek çözünürlükte iç yapı karakterizasyonu gerçekleştirilebilmektedir. Yapı içerisinde yer alan fazların, inklüzyonların ve çökelmiş yapıda bulunan karbürlü bileşimlerin yapıda nasıl dağılım gösterdiği incelenmektedir.

SEM-EDS (Energy Dispersive Spectrometry-Enerji Dağılımı Spektrometresi) yöntemiyle elementlerin enerji yoğunluğu farkından yararlanarak yapıda elementel değişimle ilgili analizler gerçekleştirilebilmektedir. Tarama sonuçlarından faydalanılarak yapıdaki inklüzyon ve çökeltiler haritalandırılabilir. SEM-EDS mikroyapı incelemeleri JEOL JSM 7100F SEM (Şekil 5.82) ve ZEISS EVO 10 SEM (Şekil 5.83) cihazları kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.82 JEOL JSM 7100F SEM cihazı



Şekil 5.83 ZEISS EVO 10 SEM cihazı

### 5.2.10 İnküzyon Analizi

Çelik temizliği değerlendirmeleri (inklüzyon analizi) sıcak haddelenmiş düşük yoğunluklu çelik numuneleri üzerinden gerçekleştirilmiştir; kullanılan cihaz SEM

tabanlı EDS ekipmanı bulunan, inklüzyon tespitine yönelik olarak tasarlanmış olan Thermoscientific Explorer 4 cihazıdır. Cihaz, veri bankasında yer alan inklüzyon bileşimiyle, numunede tespit ettiği inklüzyon türünü eşleştirmekte; tip, boyut, morfoloji açısından analiz ettiği inklüzyonları ASTM E 45 standardına göre nicel olarak raporlamaktadır. Çelik üretim prosesinde oluşan ve haddelenmiş nihai üründe malzemenin özelliklerini metalürjik olarak olumsuz yönde etkileyen oksitli bileşenlerin tespit edilmesi proses ve ürün kontrol aşamalarında önemli rol oynamaktadır. Numune içerisindeki inklüzyonlar, üçlü faz diyagramlarıyla karakterize edilebilmekte ve boyutsal olarak sınıflandırılabilir. Şekil 5.84'te çalışmada kullanılan inklüzyon analiz cihazı paylaşılmıştır.



**Şekil 5.84** Thermoscientific Explorer-4 otomatik inklüzyon analiz cihazı

Düşük yoğunluklu çeliklerin ergitme, döküm pratikleri ve kimyasal kompozisyonu değerlendirilmiştir. Yapay cürufllu üretim pratiğinde oluşan oksitli faz yapıları mineralojik olarak analiz edilmiştir. Haddeleme sonrası mekanik test sonuçları elde edilmiş, mikroyapı incelemeleri, inklüzyon analizleri ve yoğunluk hesaplamaları değerlendirilmiştir.

### **6.1 Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Kimyasal Kompozisyonlarının Değerlendirilmesi**

Düşük yoğunluklu çeliklerin üretimi açık ve vakum indüksiyon fırınlarında gerçekleştirilmiştir. Çalışmalar kapsamında üretilen tüm alaşımların hedef kimyasal analizi ile gerçekleşen kimyasal analiz tablosu karşılaştırmalı olarak Tablo 6.1'de belirtilmiştir. Alaşımların hangi üretim metodu ile üretildiği, sıcak ve soğuk haddeleme yapılıp yapılmadığı Tablo 6.2'de detaylı olarak belirtilmiştir.

Düşük yoğunluklu çeliklerle ilgili literatürdeki çalışmalardan farklı olarak, özellikle Al ve Mn oranlarının farklı seviyelerde olması hedeflenmiştir. Khaple ve arkadaşları [24] %7-9-16 Alüminyum oranlarında açık indüksiyon ve vakum indüksiyon fırınlarında döküm çalışmaları gerçekleştirmiştir. Çalışmadaki çelik kalitelerinde Mn oranları %0,039-0,052 ve C oranları %0,014-0,019 arasında değişmektedir. Tez çalışmasında yüksek Al miktarları ile birlikte, üretimi daha zor olan yüksek Mn ve C kullanımı tercih edilmiştir.

Konuyla ilgili gerçekleştirilen patent başvurularında düşük yoğunluklu çeliklerin nihai ürün ticari haklarının elde edilmesine yönelik çalışmalar gerçekleştirildiği görülmüştür [25-29]. Belirtilen çelik sınıflarının otomotiv çeliklerinde potansiyel uygulama alanı gösterdiğinden bahsedilmiştir. Tezde gerçekleştirilen alaşım tasarımı çalışmalarında, açık indüksiyon fırınında dökümü gerçekleştirilen çeliklerin herhangi bir patentle kimyasal kompozisyon benzerliği olmayacak şekilde üretilmesine yönelik planlama yapılması sağlanmıştır.

Alaşım 4 (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,1C) çeliğine %0,02Cr ilavesiyle elastiklik modülünün artırılması ve katı çözültü güçlendirmesiyle birlikte homojen katılaşma yapısı elde edilmesi hedeflenmiştir. Malzemede karbürürlü fazların kontrolünün sağlanması amaçlanmıştır. Alaşım 5 (Fe-2,2Mn-9,61Al-0,09C-0,19Si-0,02Cr) ve Alaşım 6 (Fe-11,97Mn-14,27Al-0,75C-0,33Si-0,088Cr-0,053V) çeliklerinde de benzer şekilde herhangi bir patent veya makaleyle ortak bir kimyasal kompozisyon yakalanmaması hedeflenmiştir. Çalışmaya özgün olacak şekilde analiz tasarımları gerçekleştirilmiştir.

Alaşım 7 (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si), Alaşım 8 (Fe-3,8Mn-3,5Al-0,22C-1,08Si) ve Alaşım 10 (Fe-9,3Mn-5,8Al-0,46C-2,88Si) malzemeleri benzer Si ilaveli düşük yoğunluklu çelik alaşımlarından [43, 113] daha yüksek oranlarda Si ilavesiyle vakum indüksiyon fırınında ergitme pratiğiyle üretilmiştir. Tez çalışması kapsamında gerçekleştirilen deneysel çalışmalarda çalışmalarında ferrit dengeleyici Si elementinin ilavesiyle mekanik özelliklerde benzer çalışmaya göre [43] daha yüksek artış yakalanmıştır.

11 numaralı (Fe-5Mn-5Al-0,3C-1Si-0,15Nb) düşük yoğunluklu çelik malzemesi, daha önce benzer çalışmada [9] Nb ilavesiyle üretilmiş düşük yoğunluklu çelik malzemelerle karşılaştırma yapılması amacıyla üretilmiştir. Farklılık olarak benzer çalışmada 0,1 Nb ve 0,1C ilavesi gerçekleştirilmişken, tezde gerçekleştirilen alaşım tasarımında C ve Nb oranları daha yüksek olarak belirlenmiştir. NbC çökeltilerinin mikroyapıda k-karbür fazının taneler arasında kaba taneli yapısını dağıtması hedeflenmiştir.

Dökümlerin hedef analiz tasarımları ve gerçekleşen analizleri incelendiğinde ilk üç dökümün hedef analiz tasarımlarından uzak kaldığı tespit edilmiştir. Bu durumun temel sebebinin açık indüksiyon fırınında gerçekleştirilen deneylerde atmosfere açık şartlarda alaşımların oksitlenmesi ve indüksiyon akımından kaynaklanan yüksek karıştırma şiddetiyle kinetik olarak alaşım veriminin düşmesidir.

Alaşım 4,5 ve 6'nın analizleri yüksek alaşım içeriğinden ötürü OES-ICP (Inductively Coupled Plasma-İndüktif Eşleşmiş Plazma) analiz metodu ile gerçekleştirilmiştir. Vakum indüksiyon fırınında üretilen tüm alaşımlar hem OES

hem de XRF-NiFeCo ölçüm sistemleriyle analiz edilmiştir. NiFeCo modülü XRF’te yüksek alaşımlı malzemelerin ölçümünde kullanılan kanal sisteminde yer almakta olup, tez çalışması kapsamında XRF cihazında kullanılması adına tedarik edilmiştir.

**Tablo 6.1** Düşük yoğunluklu çelik alaşımlarının hedef analiz tasarımı ve gerçekleşen analiz değerleri (%)

	Hedef Analiz Tasarımı (%)					Gerçekleşen Analiz (%)				
	C	Mn	Al	Si	Nb	C	Mn	Al	Si	Nb
Alaşım 1	0,9-1	12-12,5	9-9,5	0,25-0,3	0,04-0,05	0,93	9,63	1,64	0,52	0,04
Alaşım 2	0,17-0,18	12-12,5	9-9,5	0,4-0,45	0,02-0,025	0,73	9,03	2,81	0,48	0,017
Alaşım 3	0,18-0,19	18-19	0,5-0,6	0,5-0,6	0,02-0,025	0,8	10,8	0,9	0,41	0,02
Alaşım 4	0,05-0,07	2-2,5	5-5,5	0,02-0,25	0,02-0,025	0,1	2,46	4,83	0,24	0,019
Alaşım 5	0,05-0,07	2-3	3-3,5	0,02-0,25	0,02-0,025	0,09	2,2	9,61	0,19	0,02
Alaşım 6	0,6-0,8	12-13	12,0-13,0	0,02-0,04	0,02-0,025	0,75	11,97	14,27	0,33	0,02
Alaşım 7	0,2-0,3	5-5,5	2-2,5	1-1,5	-	0,21	4,78	2	1,03	0,007
Alaşım 8	0,2-0,3	3,4-3,5	3,5-3,7	1-1,5	-	0,23	3,81	3,58	1,08	0,006
Alaşım 9	0,4-0,5	12-13	6-7	2-2,5	0,01-0,03	0,49	11,1	7	2,88	0,016
Alaşım 10	0,4-0,5	12-13	6-7	2-2,5	0,01-0,03	0,46	9,32	5,82	2,43	0,015
Alaşım 11	0,2-0,3	4-5	4-5	0,7-1	0,1-0,15	0,3	4,49	4,41	0,8	0,13
Alaşım 12	0,2-0,3	4-5	4-5	0,7-1	0,1-0,15	0,27	5,11	4,32	0,78	0,16
Alaşım 13	0,2-0,3	4-5	4-5	0,7-1	0,1-0,15	0,34	6,53	6,32	1,12	0,13

**Tablo 6.2** Düşük yoğunluklu çelik alaşımlarının üretim ve analiz metodu

Malzeme	Döküm Yöntemi	Analiz Metodu	Cürufllu Üretim Pratiği	Sıcak Haddeleme	Soğuk Haddeleme
Alaşım 1	Açık İndüksiyon	OES	Hayır	Hayır	Hayır
Alaşım 2	Açık İndüksiyon	OES	Hayır	Hayır	Hayır
Alaşım 3	Açık İndüksiyon	OES	Hayır	Hayır	Hayır
Alaşım 4	Açık İndüksiyon	OES-ICP	Evet	Evet	Hayır
Alaşım 5	Açık İndüksiyon	OES-ICP	Evet	Hayır	Hayır
Alaşım 6	Açık İndüksiyon	OES-ICP	Evet	Hayır	Hayır
Alaşım 7	Vakum İndüksiyon	OES-XRF	Hayır	Evet	Evet
Alaşım 8	Vakum İndüksiyon	OES-XRF	Hayır	Evet	Evet
Alaşım 9	Vakum İndüksiyon	OES-XRF	Hayır	Hayır	Hayır
Alaşım 10	Vakum İndüksiyon	OES-XRF	Hayır	Evet	Hayır
Alaşım 11	Vakum İndüksiyon	OES-XRF	Hayır	Evet	Hayır
Alaşım 12	Vakum İndüksiyon	OES-XRF	Hayır	Hayır	Hayır
Alaşım 13	Vakum İndüksiyon	OES-XRF	Hayır	Hayır	Hayır

## 6.2 Yapay Cürufllu Üretim Pratiğinin İncelenmesi

Açık indüksiyon fırınında gerçekleştirilen çalışmalarda alüminyumun metalürjik olarak en ideal şartlarda sıvı çeliğe geçmesi adına ve alaşım verimini yükseltmek için yapay cürufllu üretim modeli geliştirilmiştir. Konvansiyonel üretim metodunda çelik üretim proseslerinde yer alan cüruflların içerisinde CaO, MgO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, SiO<sub>2</sub>,

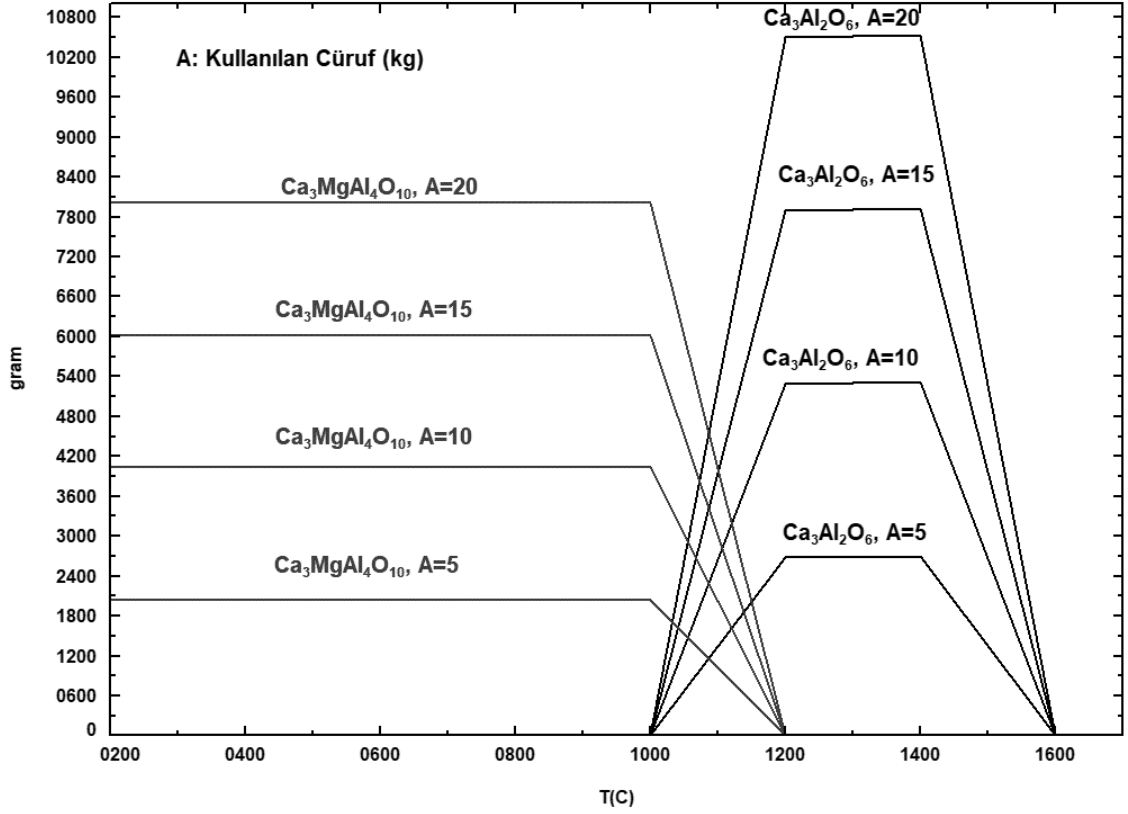
FeO, MnO ve P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> gibi oksitli bileşenler yer almaktadır. Metalürjik açıdan ideal olarak sınıflandırılan cüruflarda, ağırlıkça FeO ve MnO bileşenlerinin %1'den küçük olması hedeflenmektedir. Ayrıca, cürufta oksijen aktivitesinin çelik oksijen aktivitesiyle dengeli olması çelik temizliği ve kükürt giderme verimi açısından önemlidir.

Çalışmalarda indüksiyon fırınında kullanılan astar malzemesi, nötr astar karakteristiği gösteren Alümina bazlı refrakter malzemedir. Cüruf-sıvı çelik ve refrakter etkileşiminin doğru şekilde analiz edilmesi sıvı çelik cüruf ara yüzeyinde oluşan etkileşim reaksiyonlarının belirlenmesi için önemlidir. Literatürdeki benzer çalışmalardan [24], [105-107] farklı olarak tez çalışmasında açık indüksiyon fırınında kullanılan yapay cüruf üzerine detaylı incelemelerde bulunulmuş ve çelik-cüruf etkileşim reaksiyonları değerlendirilmiştir.

Khaple ve ekibi [24] açık indüksiyon fırınında cüruf pratiği uygulamasını gerçekleştirmiştir. Alaşım verimi aynı alaşım grubu için hem açık indüksiyon fırınında hem de vakum indüksiyon fırınında karşılaştırılmıştır. Alüminyum elementi için alaşım veriminin %95-98 aralığında olduğu ifade edilmiştir. Benzer şekilde tez çalışmasında, Al verimi %80 ve üzerinde hesaplanmıştır. Ancak Mn oranları belirtilen araştırmada, tez çalışmasına göre daha düşük seviyededir (%0,039-0,052). Tez çalışmaları kapsamında gerçekleştirilen deneysel çalışmalarda, aynı alaşımların farklı döküm yöntemleriyle incelenmesi yerine, açık indüksiyon fırınında elde edilen döküm pratikleri ve bilgi birikiminden faydalanarak, farklı alaşımları tasarlayıp vakum indüksiyon fırınında dökmek hedeflenmiştir.

Ergime işlemi sonrasında cürufun termofiziksel değişimi sıvı çelikteki alaşım elementlerinin kimyasal analizine ve alaşımlama verimine doğrudan etki etmektedir. Deneysel çalışmalarda bazik oksitlerin asidik oksitlere oranının  $4 \leq (CaO+MgO) / (Al_2O_3+SiO_2) \leq 4,7$  arasında olması, çelik-cüruf reaksiyonlarının en ideal şekilde gerçekleşmesine olanak sağlamıştır. Cürufun özelliği bazik karakteristikte seçilmiştir. Çelik-cüruf etkileşim reaksiyonları incelendiğinde en uygun koşullarda alaşım verimi sağlanması için cüruftaki alümina ve kireç doygunluğu belirlenmiştir. Ergime sürecinde ideal cüruf kullanım miktarı

hesaplanarak cürufta oluşan teorik fazlar Şekil 6.1’de belirtilmiştir. Şekilde sol üst bölümde belirtilen A değişkeni, grafikte kullanılan yapay cüruf miktarını kg cinsinden temsil etmektedir. Bu doğrultuda, deneysel çalışmalarda 5 kg yapay cüruf kullanılması sağlanmıştır.



**Şekil 6.1** Yapay cüruf kullanım miktarına göre oluşan faz yapılarının değişimi

Cüruf kimyasal bileşiminin içeriğinin, Tablo 5.14’teki gibi olması (%CaO:55-58, %Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:8-10, %MgO: 9-12, %SiO<sub>2</sub>: 6-8, %TiO<sub>2</sub>: 0,2-0,4, %FeO: 0,4-0,7, %MnO: 0,1-0,25, %P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>: 0,07-0,09) sıvı çelikte Al, Mn ve Si verimi için doğrudan olumlu etki göstermektedir. Ayrıca çelik temizliği için cürufun inklüzyon barındırma kapasitesi, cüruftaki oksijen aktivitesiyle doğrudan ilişkilidir; bu doğrultuda ideal çelik temizliği için FeO ve MnO toplamının %1’den küçük olması hedeflenmiştir.

Kullanılan cürufun açık indüksiyon fırını yüzeyini kapamasıyla beraber, yüksek Al ve Mn içeriğine sahip sıvı metal atmosfere karşı koruma kalkanı kazanmaktadır. Metalürjik uygulamalarda hem sıvı çeliğin hem de cürufun Gibbs enerjilerinin birbirine yakın olması çelik-cüruf ara yüzey etkileşiminde oksijen aktivitesine bağlı fonksiyonların (cüruf gözenekliliği, kireç ve diğer bazik oksitlerin cüruftaki

doğunluğu, inklüzyon barındırma kapasitesi, viskozite ve cürufun yüksek sıcaklık davranışı) kontrolünde etkin rol oynamaktadır. Metalürjik hesaplama uygulamalarında reaksiyon denge durumu daha önceden belirlenen şartlar altında ve potansiyel etkileşim senaryoları dikkate alınarak incelenmektedir.

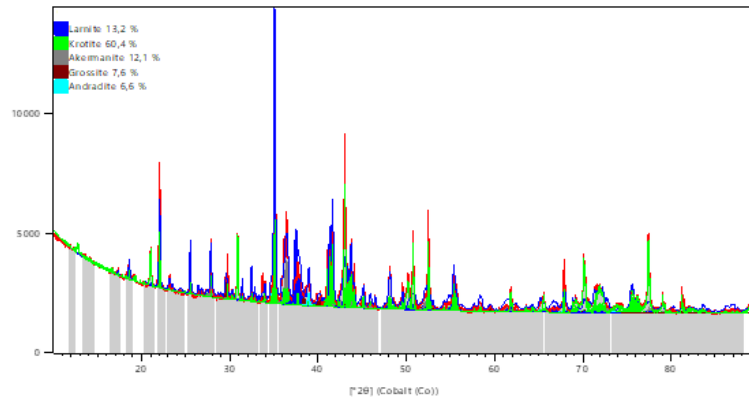
Şekil 6.2’de dökümlerde kullanım sonrası alınan yapay cüruf numunesine ait mineralojik faz taraması yer almaktadır. Taramalarda ICDD-PDF4 kütüphanesine ait pik veri tabanı kullanılmış ve eşleştirmeler gerçekleştirilmiştir. İndeks değerleri tarama yapısının içerisinde belirtilmiştir. Grafiğin ordinat kısmı şiddet değerini temsil etmektedir, birimi yoktur. 2θ açısı taramaları Co ışın tüpü kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Döküm sonrası yüzeyden alınan yapay cüruf numunesinin analiz sonuçları XRF cihazı kullanılarak değerlendirilmiştir (Tablo 6.3).

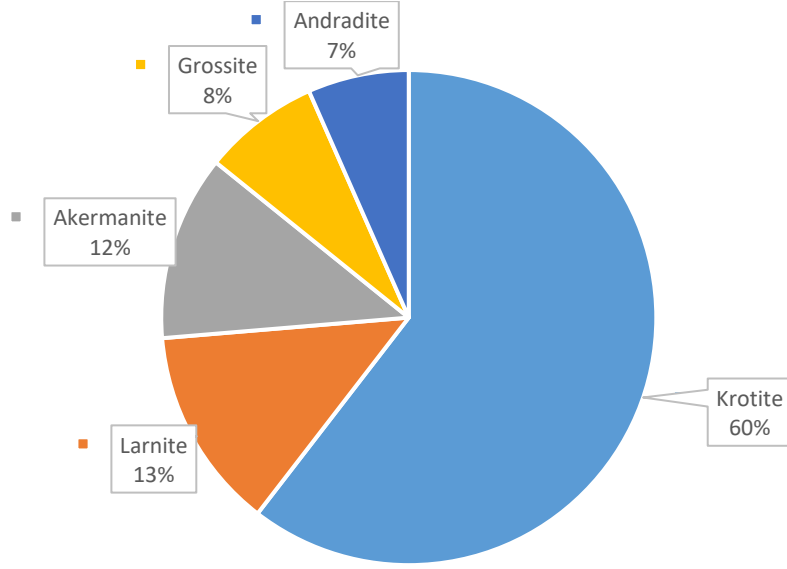
**Tablo 6.3** Yapay cüruf numunesinin döküm sonrası kimyasal analiz değeri (%)

CaO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	SiO <sub>2</sub>	TiO <sub>2</sub>	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>
23,73	55,33	6,11	5,19	0,45	0,021

Mineralojik olarak cürufta Krotit, Larnite, Akermanit, Grösit ve Andratit fazları tespit edilmiştir. Detaylı faz yapıları Tablo 6.4’te belirtilmiştir. Şekil 6.3’te tespit edilen faz yapılarına ait pasta grafiği paylaşılmıştır. Genel cüruf yapısının kalsiyum-magnezyum alüminat yapısında olduğu ve sonuçların FactSage cüruf modeliyle paralellik gösterdiği değerlendirilmiştir.



**Şekil 6.2** 10°-90° 2θ açısı aralığında yapay cürufa ait mineralojik pik taraması



Şekil 6.3 Tarama sonuçlarında belirlenen fazların pasta grafiği

Tablo 6.4 Mineralojik faz yapılarının kimyasal formülü ve sıralamaları

Sıralama	Faz Yapısı	Oran Faktörü	Kimyasal Formül
1	Krotite	1.029	$\text{CaAl}_2\text{O}_4$
2	Larnite	0.149	$\text{Ca}_2\text{SiO}_4$
3	Akermanite	0.304	$\text{Ca}_2\text{Mg}(\text{Si}_2\text{O}_7)$
4	Grossite	0.146	$\text{CaAl}_4\text{O}_7$
5	Andradite	0.158	$\text{Ca}_3\text{Fe}_2\text{Si}_3\text{O}_{12}$

### 6.3 Dökümde Bifilm Oluşum Mekanizmasının İncelenmesi

Çalışmalarda döküm prosesinde meydana gelen ve döküm parçasının yüzeyinde kırışıklık olarak kendini gösteren bifilm (çift film) kusurunun oluşum mekanizması incelenmiştir. Bifilm yapısının ürün özelliklerine etkileri konusunda literatürde yer alan çalışmalar [108-110] değerlendirilmiş ve açık indüksiyon fırınında yapay cürüflü pratikle üretimi gerçekleştirilen alaşımlara ait gözlemlere yer verilmiştir. Sıvı metalin dökümü esnasındaki türbülans kaynaklı oluşan damlacıklar ve dalgalar arasındaki rastlantısal çarpışmalar yüzeyde oksit filmi oluşmasına neden olmakta ve bu oksit filmi, sıvı metal yüzeyinde çatlak etkisine

neden olmaktadır. Benzer bir durum sıvı yüzeyin katılaşmada katlanması sırasında da oluşmaktadır. İki yüzey bir araya gelerek (kuru oksit ile kuru oksit) birbirleri arasında bağ bulunmayan iki kararlı oksit filminin olduğu bir ara yüzey oluşmaktadır. Bifilm olarak adlandırılan çift film oluşumu, sıvı metal yüzeyinde batık etkisiyle oluşan çatlak yapısına benzemektedir. Türbülanslı bir döküm sırasında sıvı metal, çatlak oluşumuna benzeyen çift katmanlı film arasına dolmaktadır. Yüzey oksit filminin bu şekilde karışması çeliğin yeniden oksitlendiği bir mekanizmadır. Bu mekanizma Mg, Al, Cu, Ni, çelik ve dökme demir gibi pek çok alaşım sisteminde meydana gelmektedir.

Yüzeydeki bu karışma bifilm oluşmasına neden olmaktadır. Bununla birlikte, yüzeydeki çok şiddetli türbülanslarda kabarcık şeklinde hava cepleri de yüzeyde oluşan bifilmelerin arasına karışabilmektedir. İki oksit filminin tam olarak bir araya gelemediği bölgelerde küçük kabarcıkların sıklıkla bifilmelerin merkezlerinde sıkıştığı gözlenmektedir.



Bifilm yapısı ve kabarcık arasındaki en büyük fark sıvı metaldeki flotasyon davranışdır. Bifilmeler düşük kaldırma kuvveti ve yüksek sürüklenmenin sonucunda askıda kalırken; kabarcıklar önemli derecede kaldırma kuvvetine sahiptir, bu durum katılaşma sürecinde daha fazla problem yaratmaktadırlar. Kabarcıklar ingot yüzeyine doğru çıkma eğilimi gösterirken, oksit tabakaları patlayarak ayrılmakta, fakat kabarcığın üst kısmında hızlı bir şekilde yeniden oluşmaktadır. Oksit tabakaları, kabarcıklar çevresinde kaymakta ve katılaşmanın tamamlanmasıyla birlikte “kuru oksit – kuru oksit” yüzey yapısına sahip olarak uzun çökmüş bir tüp izi şeklinde kabarcığın altında oluşum göstermektedir [109-110].

Deneme dökümlerde elde edilen dökümlerin ingot yüzey görüntüleri Şekil 6.4 ve Şekil 6.6 aralığında yer alan görsellerde paylaşılmıştır. İngotlardaki bifilm yüzeyleri incelendiğinde, kullanılan ekzotermik döküm tozunun faydası görülmektedir. Ekzotermik döküm tozu yardımıyla ingotun tepe kısmında yer alan yüzeydeki çekme boşluklarının minimuma indirilmesi sağlanabilmektedir. Çalışmada kullanılan metal kokil kalıp GGG25 standardına sahip gri dökme demir malzemesidir. Malzemenin yüzeyine refrakter özellikli ve havayla sertleşebilen

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> bazlı yeşil harç uygulaması yapılmıştır. Bu sayede katılaşılan kabuk ile kalıp arasında ısı transfer katsayısının eş düzeyde tutulması sağlanmıştır.

**İngot Döküm No: Alaşım 4**  
**Döküm Sıcaklığı: 1655 °C / Liküdü Sıcaklığı: 1498 °C / Superısı: 157 °C**  
**İngot Numune Analizi (Yolluktan) - Yaş Analiz (Ağ.%):**

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu
0,095	2,46	0,24	0,0090	0,0070	0,0290	0,022	0,078
Mo	V	Ti	Al	Nb	W	N	B
0,0250	0,005	0,007	4,83	0,019	-	-	-



**Şekil 6.4** 4 numaralı alaşımda ingot dökümde oluşan bifilm yüzeyleri

İngot Döküm No: Alaşım 5

Döküm Sıcaklığı: 1660 °C / Liküdüs Sıcaklığı: 1482 °C / Superısı: 178 °C

İngot Numune Analizi (Yolluktan) - Yaş Analiz (Ağ.%):

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu
0,09	2,2	0,196	0,0110	0,0070	0,0270	0,02	0,101
Mo	V	Ti	Al	Nb	W	N	B
0,0400	0,005	0,06	9,61	0,02	-	-	-



Şekil 6.5 5 numaralı alaşımda ingot dökümde oluşan bifilm yüzeyleri

İngot Döküm No: Alaşım 6

Döküm Sıcaklığı: 1570 °C / Liküdüs Sıcaklığı: 1365 °C / Superısı: 205 °C

İngot Numune Analizi (Yolluktan) - Yaş Analiz (Ağ.%):

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu
0,75	11,97	0,33	0,0170	0,0080	0,0280	0,088	0,14
Mo	V	Ti	Al	Nb	W	N	B
0,0280	0,053	0,005	14,27	0,019	-	-	-



Şekil 6.6 6 numaralı alaşımda ingot dökümde oluşan bifilm yüzeyleri

Song ve arkadaşlarının [114] yapmış olduğu çalışmada alüminyum alaşımlarının dökümünde bifilm oluşumunun olumsuz etkileri değerlendirilmiştir. Belirtilen çalışmada incelenen malzemeler Al matris yapısına sahip metalik alaşımlardır. Tez çalışmasında Fe matrisine sahip Fe-Mn-Al-C alaşımları incelenmiştir.

Campbell ve Tiryakioğlu'nun [115] çalışmalarında incelediği Nikel bazlı döküm alaşımlarında bifilm etkisinin, tez çalışması kapsamında düşük yoğunluklu çeliklerin açık indüksiyon fırınında üretilmesinde yaşanan bifilm oluşumuyla paralellik gösterdiği belirlenmiştir. Alaşım miktarının artmasıyla oksitlenme eğiliminin kinetik olarak arttığı düşünülmektedir.

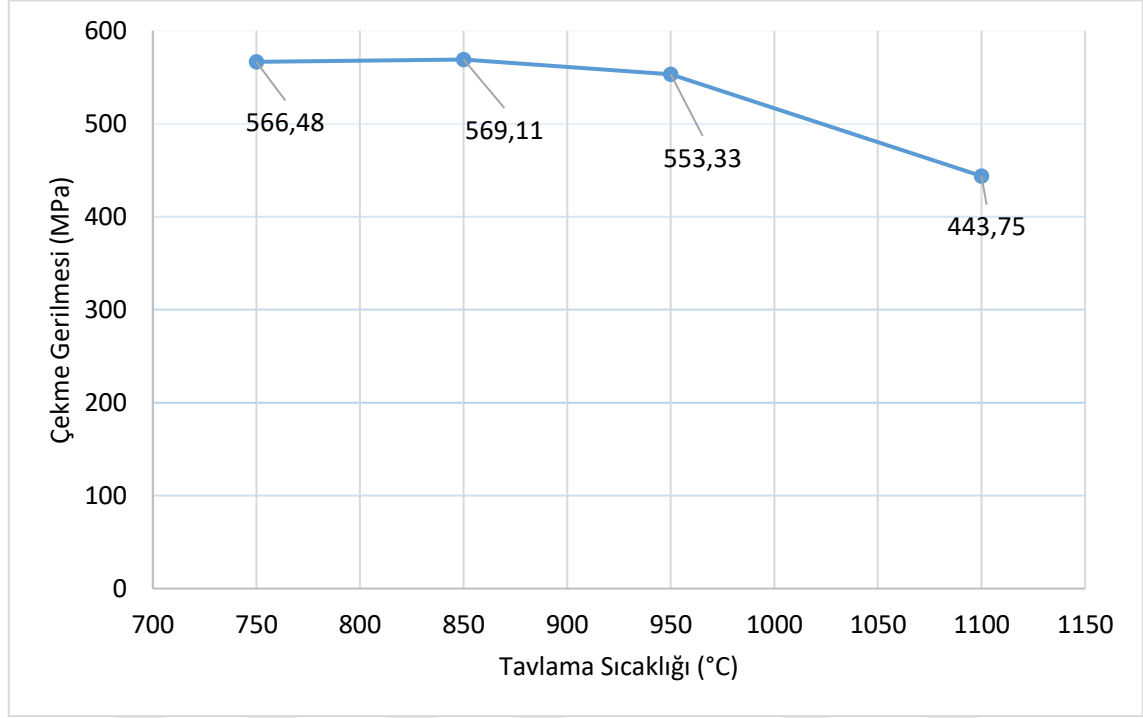
#### 6.4 Mekanik Test Sonuçları

Sıcak haddelenmiş malzemelerde çekme, akma ve uzama değerlerinin belirlenmesine yönelik mekanik testler gerçekleştirilmiştir. 4 numaralı alaşımın (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,1C) ısıtım işlem uygulanan eş parçalarında mekanik test sonuçları Tablo 6.5'te paylaşılmıştır.

**Tablo 6.5** 4 numaralı alaşımın ikinci kısmının mekanik test sonuçları

Alaşım	Isıl İşlem Sıcaklığı (°C)	Hadde Yönü	$m_E$	$R_{p0.2}$	$R_{p0.2}$ Akma	$R_m$	$R_m$ Çekme	$A_{100}$
			GPa	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	%
Alaşım 4 İkinci Kısım	750	0°	181	454,25	46,32	567,03	57,82	12,44
			163	457,32	46,63	565,93	57,71	12,71
	850		182	457,35	46,64	570,10	58,13	15,15
			172	457,34	46,64	568,13	57,93	13,12
	950		169	461,78	47,09	549,18	56,00	4,95
			156	462,62	47,17	557,48	56,85	6,70
	1100		152	358,82	36,59	449,92	45,88	11,30
			170	348,64	35,55	437,58	44,62	8,12

Şekil 6.7’de farklı ısıtım sıcaklıklarında 4 numaralı alaşımın mekanik mukavemet sonuçlarının ortalama değeri belirtilmiştir. En yüksek mekanik test sonucunun 850°C’de uygulanan ısıtım sonrasında, en düşük çekme gerilmesinin ise 1100°C’deki işlem sonrasında elde edildiği tespit edilmiştir.



**Şekil 6.7** 4 numaralı alaşımın farklı ısıtım uygulama sıcaklıklarında çekme gerilmesi değeri

7 numaralı alaşımın (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si) mekanik test değeri ile Alaşım 8 (Fe-3,8Mn-3,5Al-0,22C-1,08Si), Alaşım 10 (Fe-9,3Mn-5,8Al-0,46C-2,88Si) ve Alaşım 11 (Fe-5Mn-5Al-0,3C-1Si-0,15Nb) malzemelerinin mekanik test sonuçları sırasıyla Tablo 6.6 ve Tablo12 arasındaki verilerde paylaşılmıştır.

7 numaralı alaşımın ikinci kısmında sacın baş, orta ve son kısımlarından alınan numunelerde mekanik test sonuçları dengeli gelmekle beraber, 8 numaralı alaşımın birinci ve ikinci kısmında sacın farklı noktalarına uygulanan mekanik testlerde sonuçlar orta kısımda daha düşük olarak elde edilmiştir. Benzer durum 10 numaralı alaşımın birinci kısmında da elde edilmiştir. Bu durum, malzemenin soğuma esnasında farklı termal etkilere maruz kaldığını göstermektedir.

**Tablo 6.6 7 numaralı alaşımın ikinci kısmının mekanik test sonuçları**

Alaşım	Malzeme Bölgesi	Hadde Yönü	$m_E$	$R_{p0.2}$	$R_{p0.2}$ Akma	$R_m$	$R_m$ Çekme	$A_{100}$
			GPa	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	%
Alaşım 7 İkinci Kısım	Baş Kısım	0°	189	879,7	89,71	1472,3	150,13	6,43
			188	866,5	88,36	1471	150	5,81
	Orta Kısım		166	755,2	77	1361,3	138,81	5,74
			183	745,1	75,98	1376,7	140,38	8,52
	Son Kısım		180	838,2	85,47	1456,6	148,53	4,55
			191	879,3	89,66	1458,8	148,75	6,51

**Tablo 6.7 8 numaralı alaşımın birinci kısmının mekanik test sonuçları**

Alaşım	Malzeme Bölgesi	Hadde Yönü	$m_E$	$R_{p0.2}$	$R_{p0.2}$ Akma	$R_m$	$R_m$ Çekme	$A_{100}$
			GPa	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	%
Alaşım 8 Birinci Kısım	Baş Kısım	0°	164	526,49	53,69	981,64	100,10	1,43
			174	522,12	53,24	1069,5	109,07	1,99
	Orta Kısım		181	564,00	57,51	763,63	77,87	15,71
			190	569,60	58,08	772,38	78,76	15,11
	Son Kısım		165	556,42	56,74	966,23	98,53	1,22
			147	549,94	56,08	962,95	98,19	1,24

**Tablo 6.8** 8 numaralı alaşımın ikinci kısmının mekanik test sonuçları

Alaşım	Malzeme Bölgesi	Hadde Yönü	$m_E$	$R_{p0.2}$	$R_{p0.2}$ Akma	$R_m$	$R_m$ Çekme	$A_{100}$
			GPa	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	%
Alaşım 8 İkinci Kısım	Baş Kısım	0°	187	480,72	49,02	1013,9	103,40	1,71
			196	474,18	48,35	1033	105,34	1,91
	Orta Kısım		205	529,73	54,02	727,29	74,16	11,62
			173	535,12	54,57	729,17	74,35	11,39
	Son Kısım		189	486	49,5	991,81	101	1,63
			177	509	51,9	1013,6	103	1,82

**Tablo 6.9** 10 numaralı alaşımın birinci kısmının mekanik test sonuçları

Alaşım	Malzeme Bölgesi	Hadde Yönü	$m_E$	$R_{p0.2}$	$R_{p0.2}$ Akma	$R_m$	$R_m$ Çekme	$A_{100}$
			GPa	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	%
Alaşım 10 Birinci Kısım	Baş Kısım	0°	181	829,92	84,63	837,31	85,38	0,23
			158	826,05	84,23	892,19	90,98	1,05
	Orta Kısım		214	-	-	465,08	47,42	0,04
			190	-	-	532,58	54,31	0,02
	Son Kısım		168	820,12	83,63	859,29	87,62	0,59
			161	813,20	82,92	845,10	86,18	0,50

**Tablo 6.10** 10 numaralı alaşımın ikinci kısmının mekanik test sonuçları

Alaşım	Malzeme Bölgesi	Hadde Yönü	$m_E$	$R_{p0.2}$	$R_{p0.2}$ Akma	$R_m$	$R_m$ Çekme	$A_{100}$
			GPa	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	%
Alaşım 10 İkinci Kısım	Baş Kısım	0°	163	811,32	82,73	882,50	89,99	0,78
			160	777,60	79,29	858,05	87,50	0,76
	Orta Kısım		208	-	-	835,65	85,21	0,02
			209	-	-	818,31	83,44	0,10
	Son Kısım		146	802,85	81,87	855,16	87,20	0,78
			166	811,46	82,75	837,32	85,38	0,39

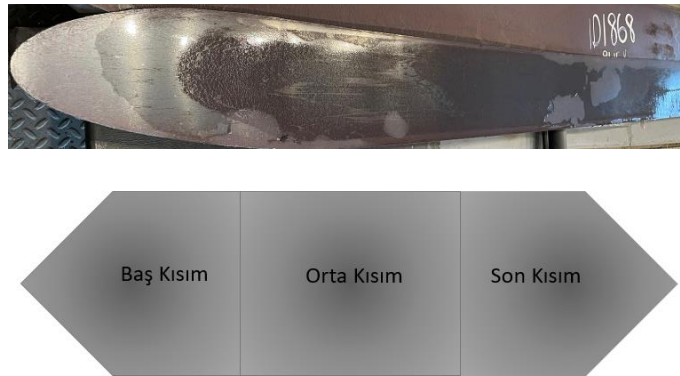
**Tablo 6.11** 11 numaralı alaşımın birinci kısmının mekanik test sonuçları

Alaşım	Malzeme Bölgesi	Hadde Yönü	$m_E$	$R_{p0.2}$	$R_{p0.2}$ Akma	$R_m$	$R_m$ Çekme	$A_{100}$
			GPa	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	%
Alaşım 11 Birinci Kısım	Baş Kısım	0°	152	539,11	54,97	626,33	63,87	0,37
			157	526,51	53,69	620,64	63,29	0,38
	Orta Kısım		151	593,33	60,50	742,36	75,70	0,52
			155	578,00	58,94	731,20	74,56	0,54
	Son Kısım		156	530,09	54,05	700,46	71,43	0,57
			191	556,17	56,71	700,65	71,45	0,51

**Tablo 6.12** 11 numaralı alaşımanın ikinci kısmının mekanik test sonuçları

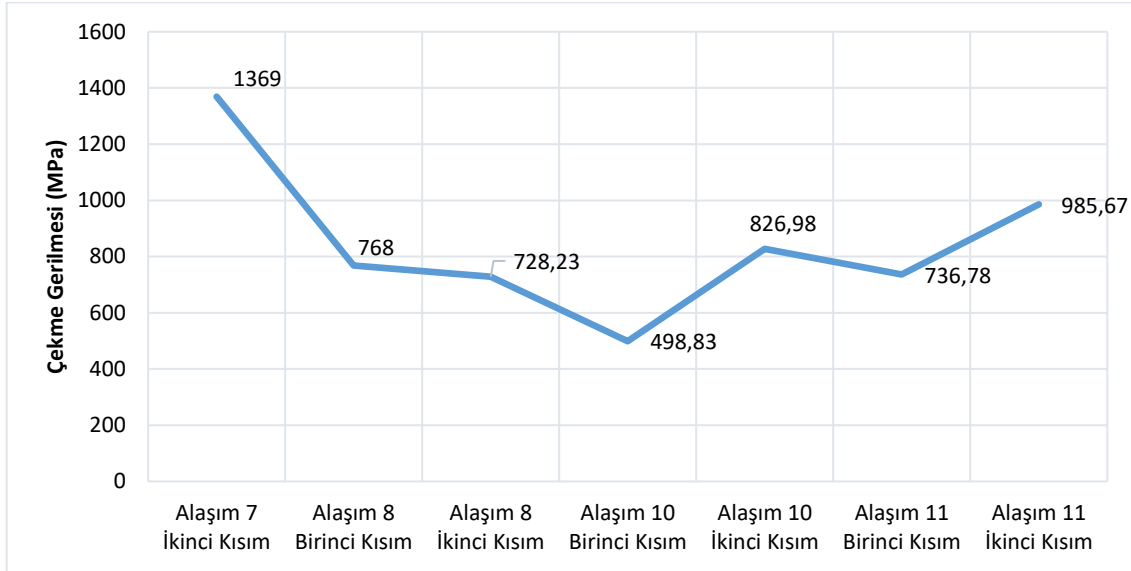
Alaşım	Malzeme Bölgesi	Hadde Yönü	$m_E$	$R_{p0.2}$	$R_{p0.2}$ Akma	$R_m$	$R_m$ Çekme	$A_{100}$
			GPa	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	MPa	kg/mm <sup>2</sup>	%
Alaşım 11 İkinci Kısım	Baş Kısım	0°	157	550,11	56,10	794,97	81,06	0,81
			180	534,33	54,49	797,29	81,30	0,87
	Orta Kısım		154	550,54	56,14	980,27	99,96	1,71
			184	502,54	51,24	991,08	101,06	1,94
	Son Kısım		170	523,39	53,37	828,51	84,48	0,96
			213	494,64	50,44	752,66	76,75	0,79

Haddelenmiş sacın orta bölümü ısı farklarının en az olduğu ve değerlendirmelerin en doğru şekilde elde edilebildiği kısımdır (Şekil 6.8). Şekil 6.9’da mekanik testleri gerçekleştirilen alaşımların çekme gerilmeleri (MPa) cinsinden karşılaştırılmıştır. En yüksek çekme gerilmesi 7 numaralı alaşımanın (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si) ikinci kısmında elde edilmiştir. Grafikte belirtilen değerler sacın orta kısmından gerçekleştirilen çekme test sonuçlarının ortalamasını temsil etmektedir. En yüksek uzama değerleri 8 numaralı alaşımanın (Fe-3,8Mn-3,5Al-0,22C-1,08 Si) orta kısmından alınan numunelerdedir.



**Şekil 6.8** Haddelenme sonrası malzemenin baş, orta ve son kısmının gösterimi

10 numaralı alaşımın birinci ve ikinci kısmının mekanik test sonucu arasında %65'lik bir fark olduğu görülmüştür. Bu durumun temel nedeninin malzemenin uzama sonucunun düşük olmasından ve birinci kısım malzemeye uygulanan sarılma sıcaklığının yüksek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.



**Şekil 6.9** Düşük yoğunluklu çeliklerin çekme gerilmesi değişimi

Seok Su Sohn ve arkadaşları [40] Fe-0,7C-12Mn-5,5Al alaşım kompozisyonuna sahip sıcak haddelenmiş, ardından ısıtma işlemi uygulanmış düşük yoğunluklu çelik numunesinin mekanik test sonuçlarını değerlendirmiştir. Çalışmada farklı tavlama sıcaklıkları uygulanmış malzemelerde en yüksek çekme gerilmesi 640°C'de ısıtma işlemi uygulanmış numunede 1415 MPa olarak ölçülmüştür. Tez çalışmasında 4 numaralı alaşım (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,09C-0,24Si) malzemesi belirtilen çalışmaya benzer olarak farklı sıcaklıklarda tavllanmış ve mekanik sonuçları incelenmiştir. Her iki çalışmada alaşım kompozisyonu birbirinden farklı olmakla beraber, çalışmalarda elde edilen bulgular ısıtma işlemi uygulamasının mekanik sonuçlara olumlu etki gösterdiğini kanıtlamaktadır.

Falat ve çalışma ekibinin [116] gerçekleştirdiği çalışmada intermetalik Fe-Al-C alaşımının mekanik performansı farklı koşullarda değerlendirilmiştir. Malzemelerin akma dayanımları, çekme gerilmeleri belirlenmiş ve kırılma yüzeylerinden incelemeler gerçekleştirilmiştir. Tez çalışmasında da daha düşük seviyelerde Al içeriğine sahip alaşımların mekanik test sonuçları karşılaştırmalı

olarak değerlendirilmiş olup, C ve Nb oranları da benzer şekilde daha düşük seviyelerde seçilmiştir.

Dirk Raabe ve araştırma grubu [117] aynı Mn ve C seviyesindeki bir alaşımda farklı Al seviyelerinde ve ısıtma işlem sıcaklıklarında mekanik mukavemet değerlerinin değişimini incelemiştir. Çalışmada temel alınan alaşım kompozisyonu Fe-30Mn-1,2C-xAl olarak ifade edilmiştir. Çelikte Al oranı %0-8 arasında artan seviyelerde seçilmiş ve 450-600°C sıcaklıklarında ısıtma işlem uygulamaları gerçekleştirilmiştir. Tezde, belirtilen çalışmadan farklı olarak %30 Mn oranında hiçbir çalışma gerçekleştirilmemiştir. Güncel durumda endüstriyel uygulamalar açısından belirtilen alaşım kompozisyonunun ideal olmadığı değerlendirilmiştir.

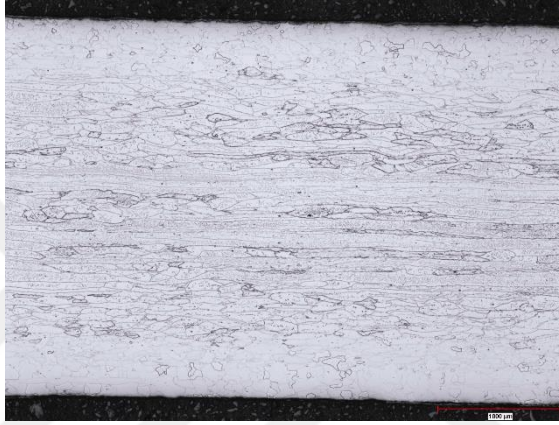
## 6.5 Optik Mikroskop ve SEM-EDS İncelemeleri

Düşük yoğunluklu çeliklerin döküm ve haddeleme sonrasındaki mikroyapı görüntüleri optik mikroskopla incelenmiştir. 4 numaralı alaşımın (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,1C) ısıtma işlem uygulamalarından sonra elde edilen mikroyapı görüntüleri Şekil 6.10 ve Şekil 6.11'de belirtilmiştir. Numune görüntüleri %3'lük nital dağlayıcı yardımıyla ve 25X mikroskop büyütmesi kullanılarak elde edilmiştir. Nital dağlayıcı %3 nitrik asit (HNO<sub>3</sub>) ile %97 etil alkol kullanılarak hazırlanmıştır. Şekil 6.12'de ise Lepera dağlayıcısı kullanılarak 1000X büyümede görüntüler belirtilmiştir. Lepera dağlayıcısı suda çözülmüş sodyum metabisülfid (Na<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub>) çözeltisi ile etil alkolde %4 oranında çözülmüş pikrik asit ((C<sub>6</sub>H<sub>2</sub>(NO<sub>2</sub>))<sub>3</sub>OH) çözeltisinin homojen olarak karıştırılmasından elde edilmektedir [111].

Lepera dağlayıcısı ile incelenen numunelerde karbürlü fazların (k-karbür veya mangan karbürler) ısıtma işlem sıcaklığı yükseldikçe azaldığı, morfolojik yapısının iğnemsî yapıdan daha homojen ve dağılmış geometriye dönüştüğü tespit edilmiştir.



a) 750°C

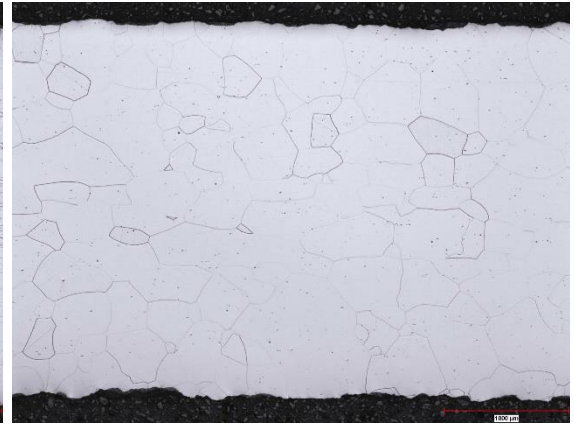


b) 850°C

**Şekil 6.10** 4 numaralı alaşımın 750°C ve 850°C ısıtım uygulamasından sonra elde edilen mikroyapı görüntüleri (25X-Nital dağlama uygulanmış)

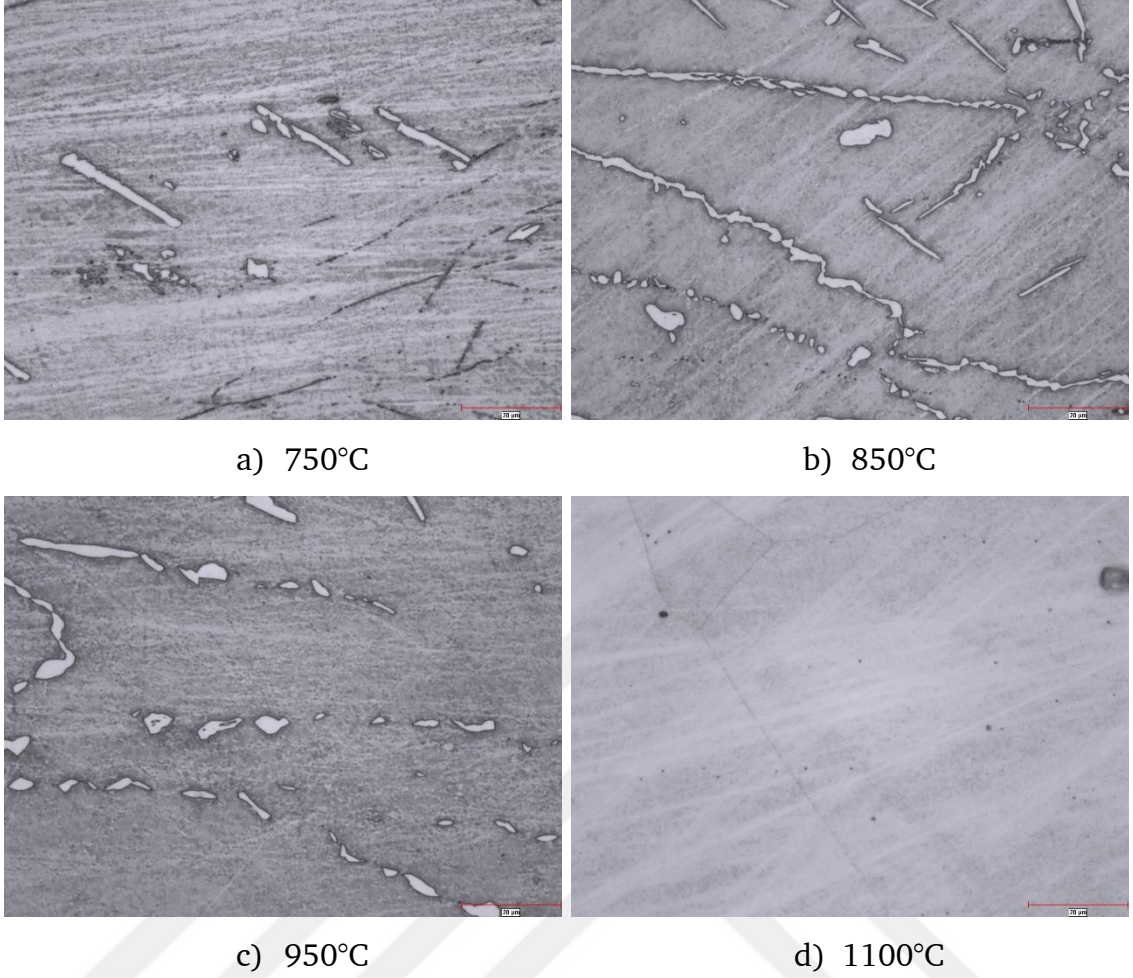


a) 950°C



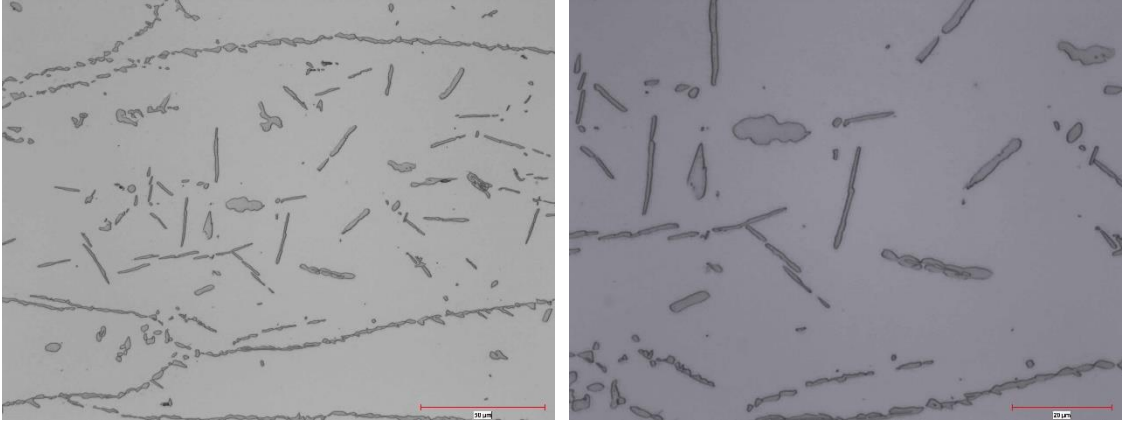
b) 1100°C

**Şekil 6.11** 4 numaralı alaşımın 950°C ve 1100°C ısıtım uygulamasından sonra elde edilen mikroyapı görüntüleri (25X-Nital dağlama uygulanmış)



**Şekil 6.12** 4 numaralı alaşımın farklı sıcaklıklarda ısıl işlem uygulamasından sonra elde edilen mikro görüntüleri (1000X-Lepera dağlama uygulanmış)

Şekil 6.13'te 850°C'de ısıl işlem uygulanan malzemenin mikroyapı incelemesi nital dağlayıcı kullanılarak tamamlanmıştır. Matris yapısına uygulanan mikrosertlik ölçümlerinde 0,1 gr basma yüküne karşılık ortalama 240 HV (Vickers) sertlik değeri elde edilmiştir. Yapının genel olarak ferritik matriste olduğu değerlendirilmiştir. Karbürlü fazlar matris içerisinde dağılmış halde ve aynı zamanda bantlı yapıda gözlemlenmiştir.



a) 500X

b) 1000X

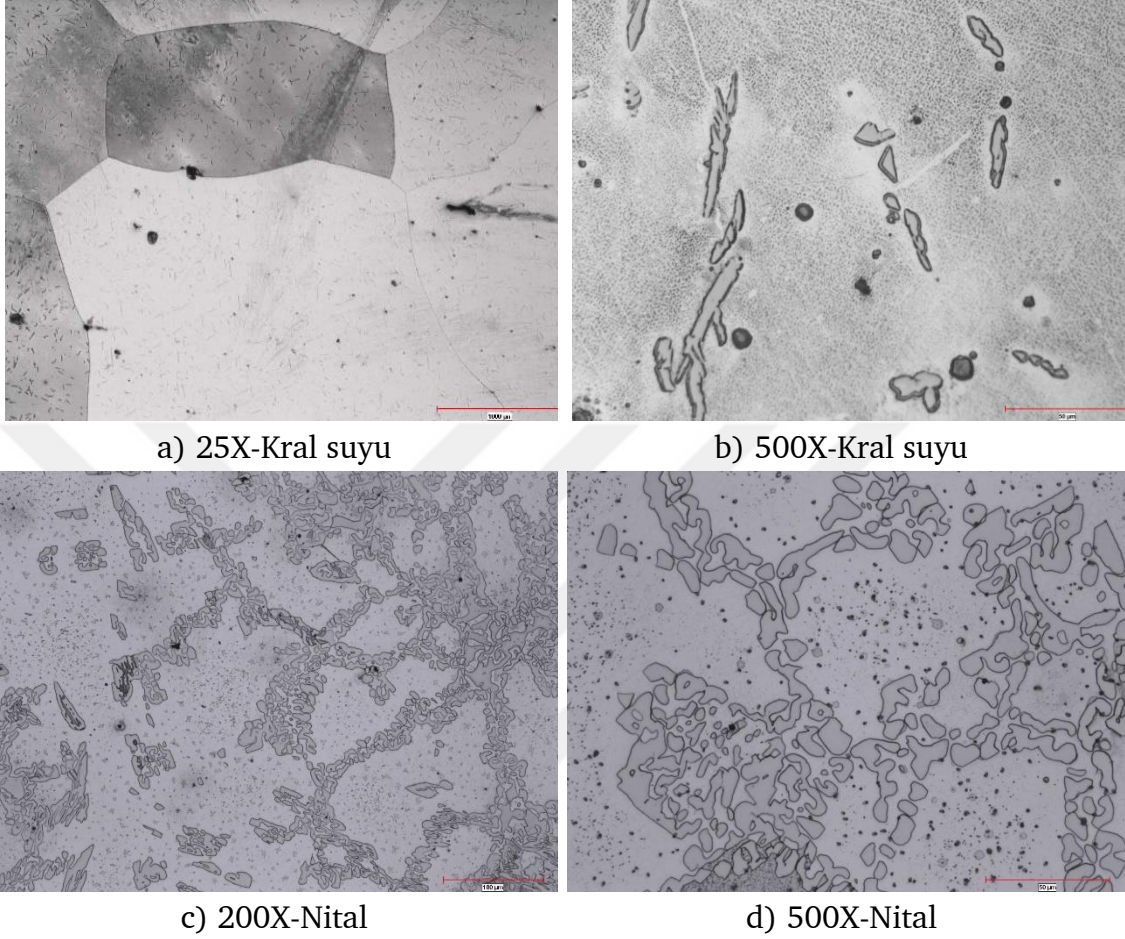
**Şekil 6.13** 4 Numaralı alaşım mikroyapısı (850°C ısıtım sonrası)

Şekil 6.14'te açık indüksiyon fırınında dökümü gerçekleştirilen ve en yüksek alaşım içeriğine sahip 6 numaralı alaşımın (Fe-11,97Mn-14,27Al-0,75C) döküm ve katılaşma yapılarına ait görüntüler belirtilmiştir. Numuneler kral suyu ve nital dağlayıcı kullanılarak dağlanmış ve görüntüler 25X ve 500X mikroskop büyütmesinde verilmiştir. 25X mikroskop büyütmesinde numune tane boyutu yaklaşık 1500  $\mu\text{m}$  (mikrometre) olarak ölçülmüştür. 500X mikroskop büyütmesinde yapıda k-karbür ve farklı karbürlü çökeltilerin bulunduğu gözlemlenmiştir.

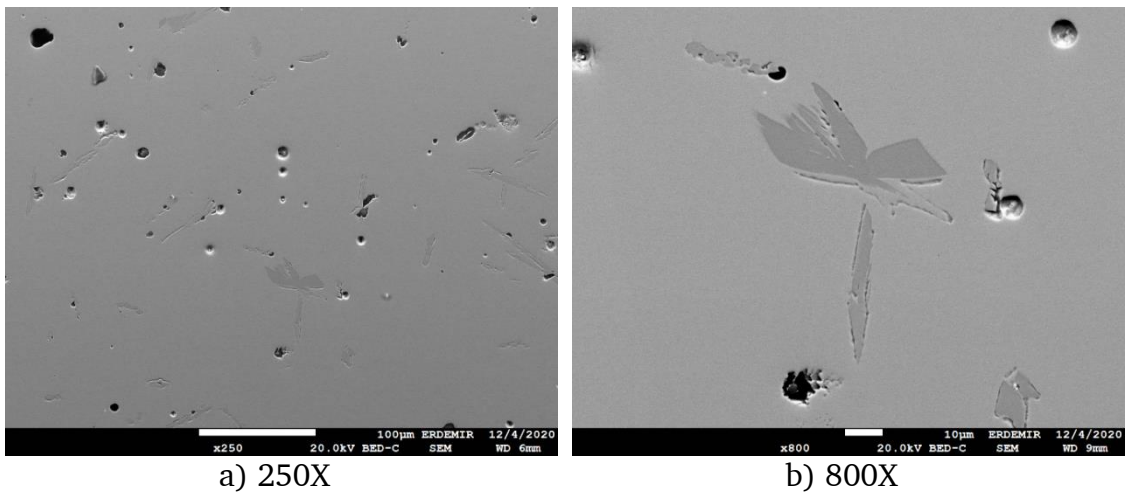
Numune iç yapısında bulunan bileşenlerin kalitatif analizi için SEM-EDS cihazında malzeme iç yapı karakterizasyon çalışması gerçekleştirilmiştir. İngot malzemedan alınan parçalar numune hazırlama işlemlerinin ardından SEM cihazında incelenmiş, EDS dedektörü ile kalitatif elementel analizler gerçekleştirilmiştir.

Numune iç yapısındaki faz ve çökeltilerin SEM görüntüleri Şekil 6.15'te 250X ve 800X büyütmesinde belirtilmiştir. Şekil 6.16'da iç yapıdaki k-karbür bileşimi EDS-Mapping (Haritalama) yöntemi ile incelenmiştir. Element içeriğinin yoğun olduğu bölgeler şekillerde belirtilen indis renginde belirtilmiştir. Bu bölgelerde tanımlanan elementin yoğunluk olarak diğer bölgelere göre fazla olduğu değerlendirilmektedir. Yapının Fe-Mn-Al-C'dan oluşan k-karbür fazından oluştuğu görülmektedir.

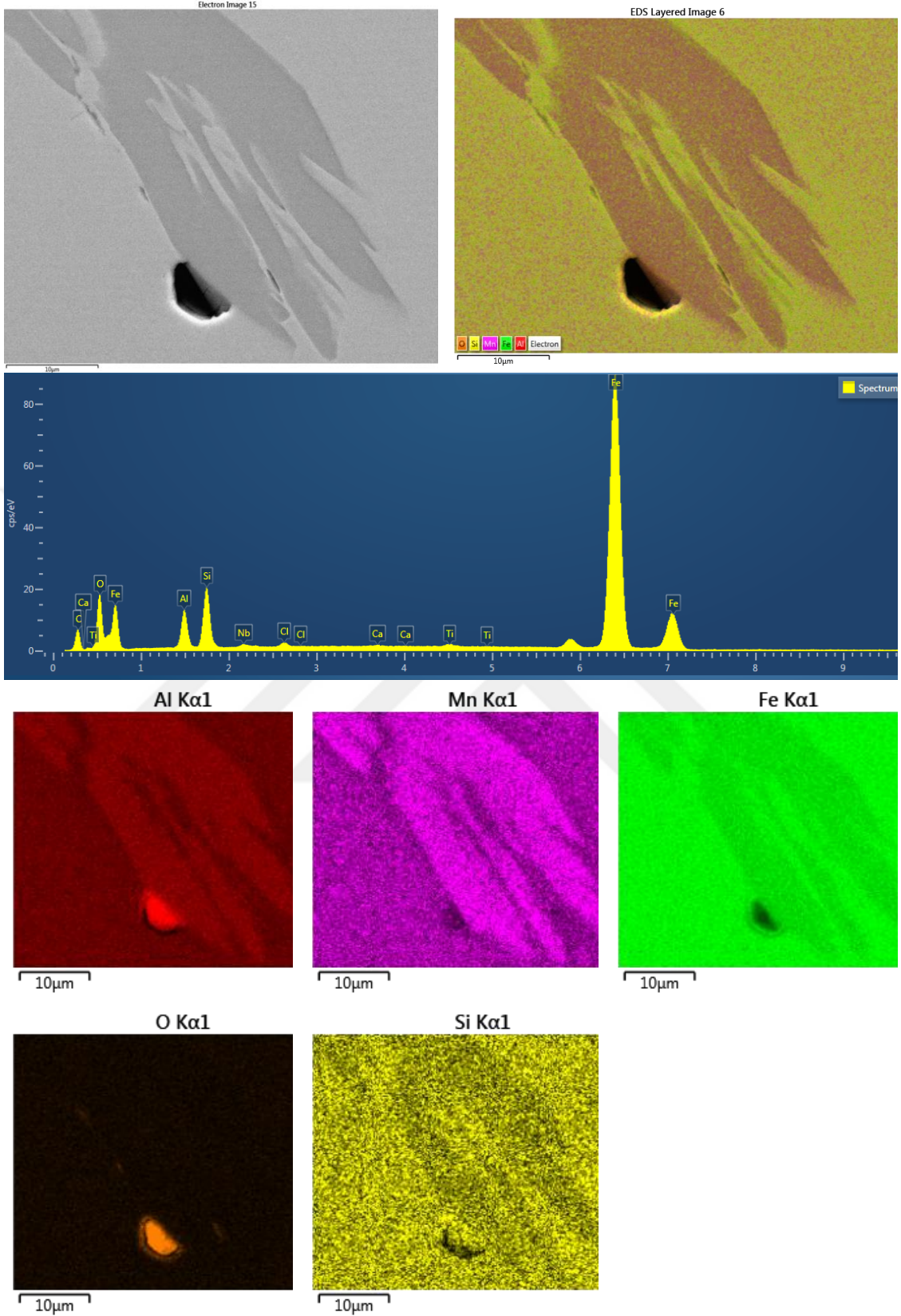
Numune iç yapısındaki diğer çökeltiler Şekil 6.17 ve Şekil 6.18’de EDS-Haritalama yöntemi ile paylaşılmıştır. Şekil 6.17’de belirtilen çökeltiler Al-Si-Ti-Nb-O esaslıdır. Şekil 6.18’de gösterilen çökeltiler ise Al-S-Si-O esaslıdır.



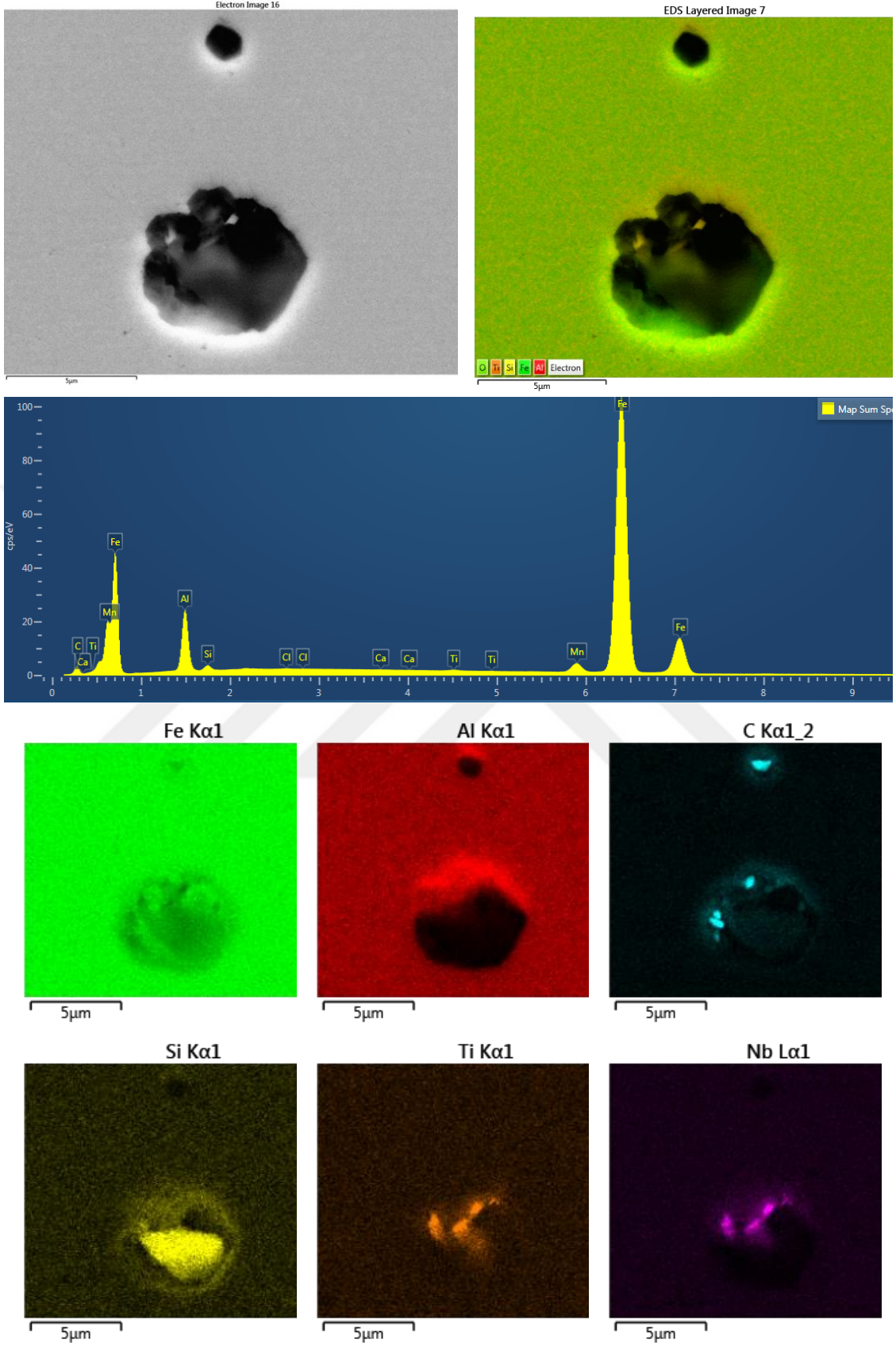
Şekil 6.14 6 numaralı alaşımın döküm numunesinin tane yapısı ve iğnemsiz k-karbür fazları



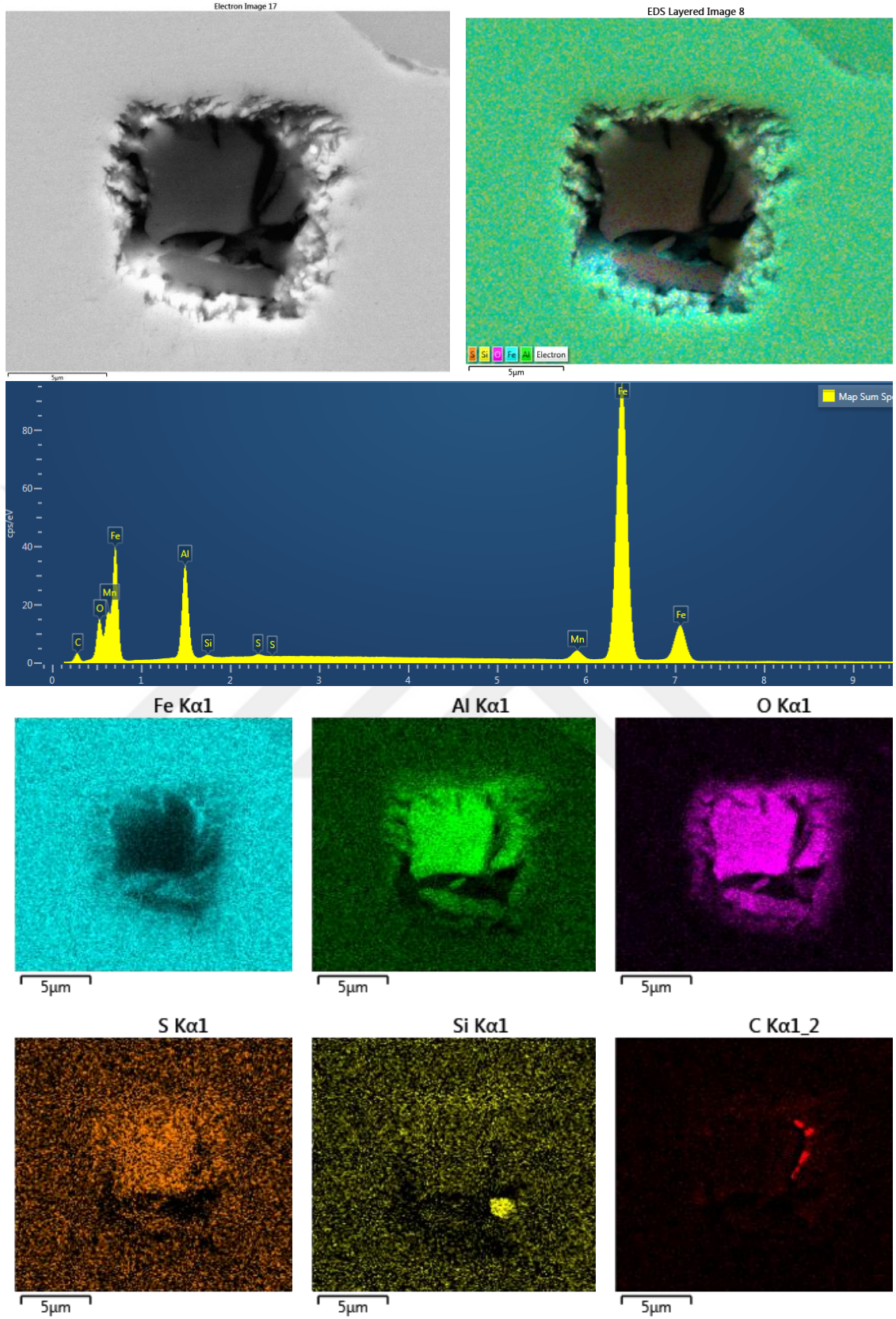
Şekil 6.15 6 numaralı alaşım içerisinde yer alan faz ve çökeltiler



**Şekil 6.16** 6 numaralı alaşımın iç yapısındaki karbürlere ait SEM-EDS haritalama analizi

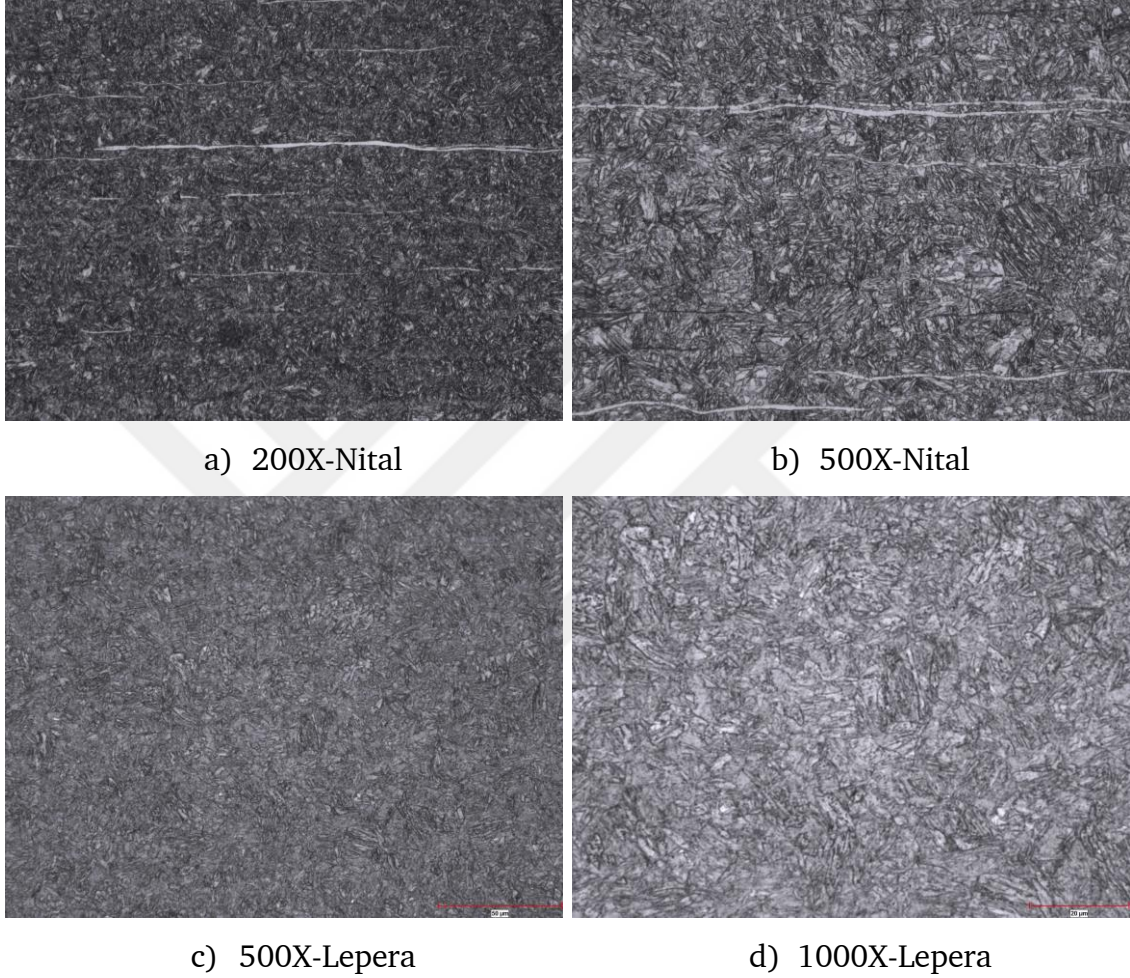


Şekil 6.17 6 numaralı alaşımın iç yapısındaki çökeltilere ait SEM-EDS haritalama analizi



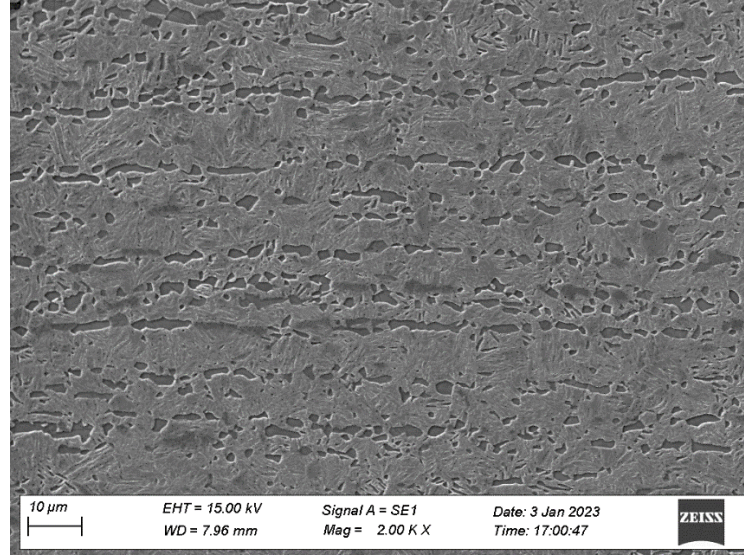
Şekil 6.18 6 numaralı alaşımın iç yapısındaki çökeltilere ait SEM-EDS haritalama analizi

7 numaralı alaşımının (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si) ikinci kısmının haddelenme sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 6.19’da paylaşılmıştır. Yapının genel olarak beynit fazında olduğu, nital ile dağlanmış görsellerde beyaz uzamış yapıların ferrit bantları şeklinde görüldüğü değerlendirilmiştir. Beynit bölgenin mikrosertlik ölçüm sonuçları ortalama 500 HV olarak ölçülmüştür.

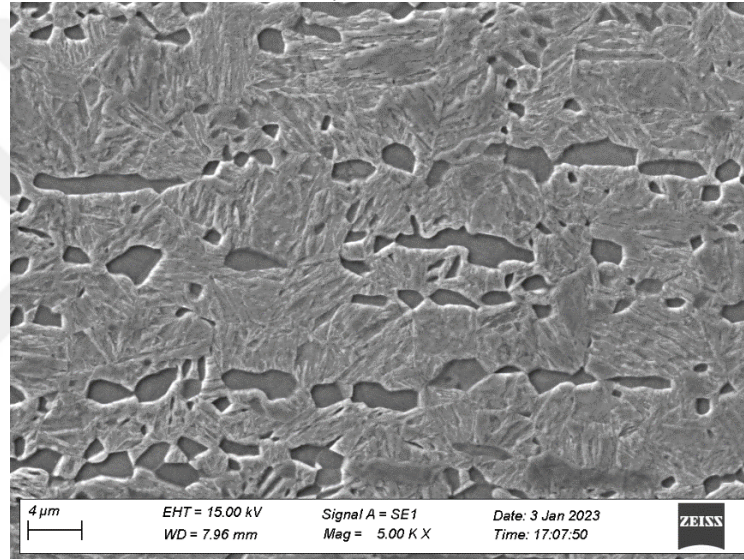


**Şekil 6.19** 7 numaralı alaşımın ikinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı

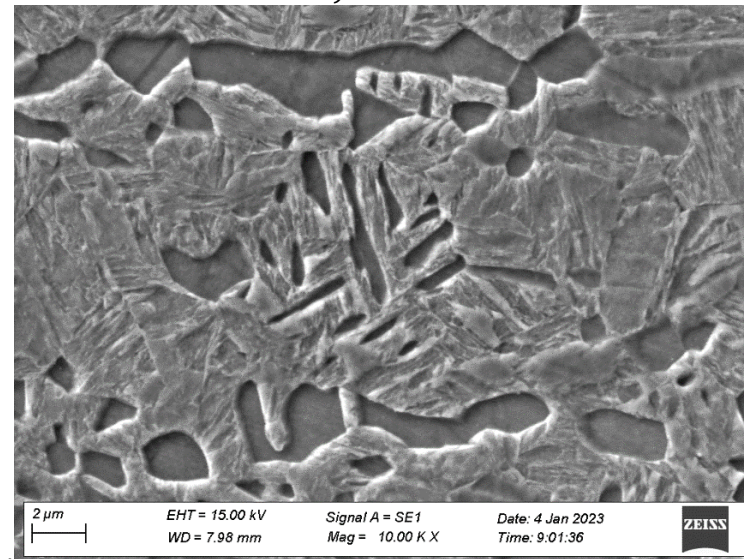
Şekil 6.20’de SEM incelemeleri belirtilmiş, Şekil 6.21 ve Şekil 6.22’de SEM-EDS analizleri 15000X büyütmesinde paylaşılmıştır. SEM incelemeleri optik mikroskop incelemeleriyle paralellik göstermektedir. Yapının beynitik faz yapısında olduğu değerlendirilmiştir, TTT diyagramlarından elde edilen bulgularla gözlemler doğrulanmıştır. Malzemenin mikroyapı incelemeleri soğuk haddelenmeye uygun olduğundan ötürü sac malzemesi soğuk haddelenme simülatörüne aktarılmıştır.



a) 2000X

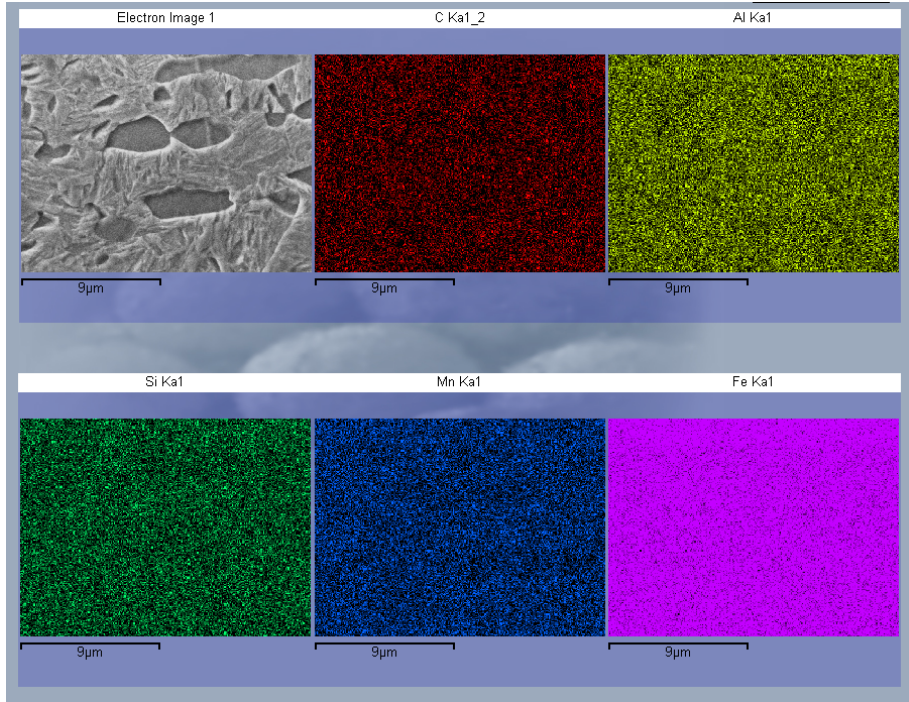
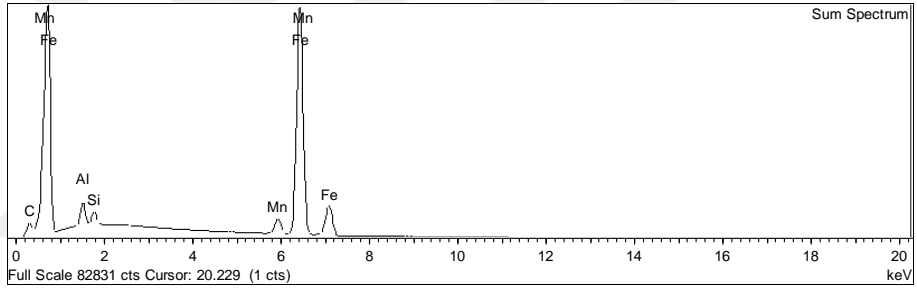
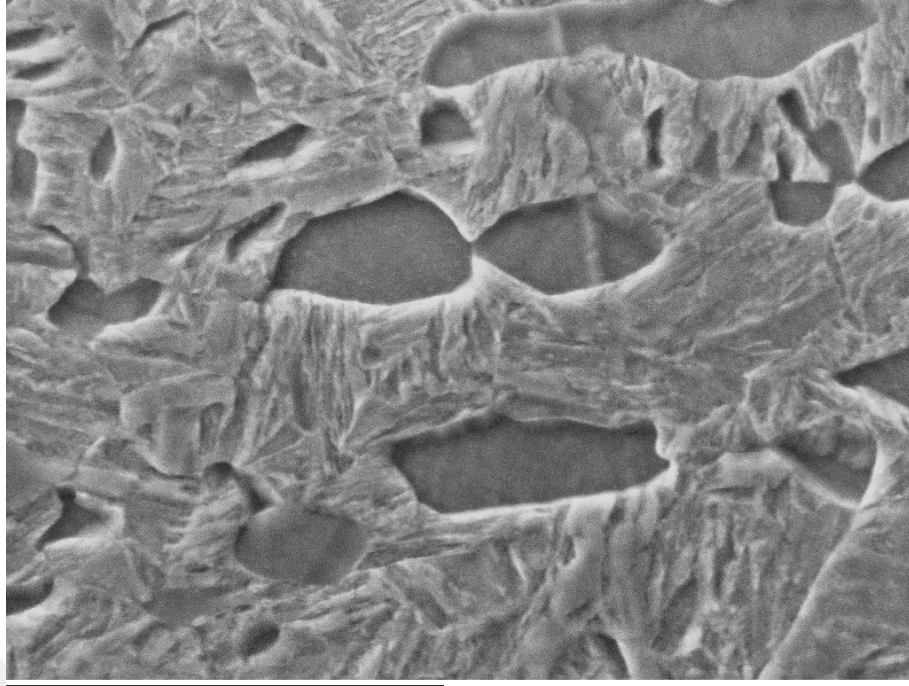


b) 5000X

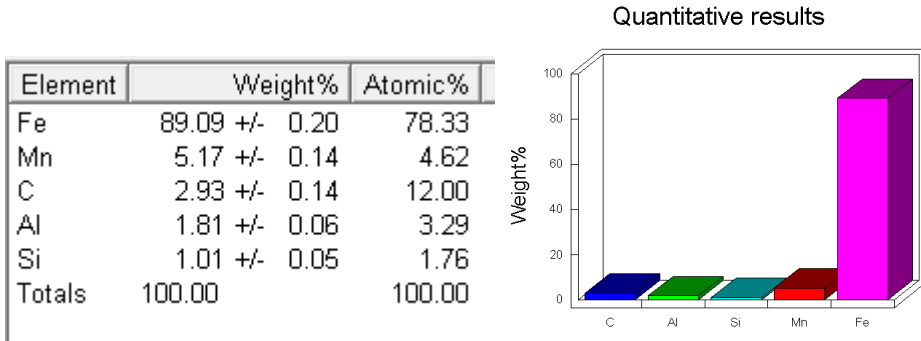
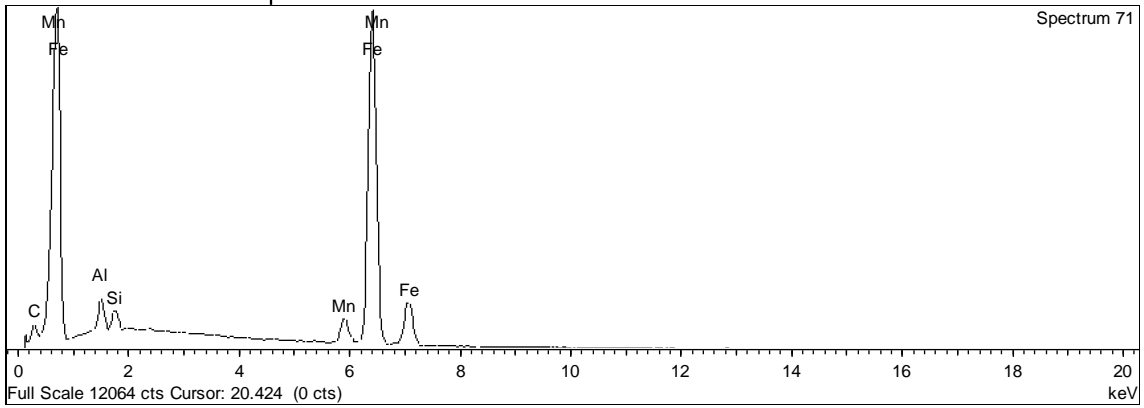
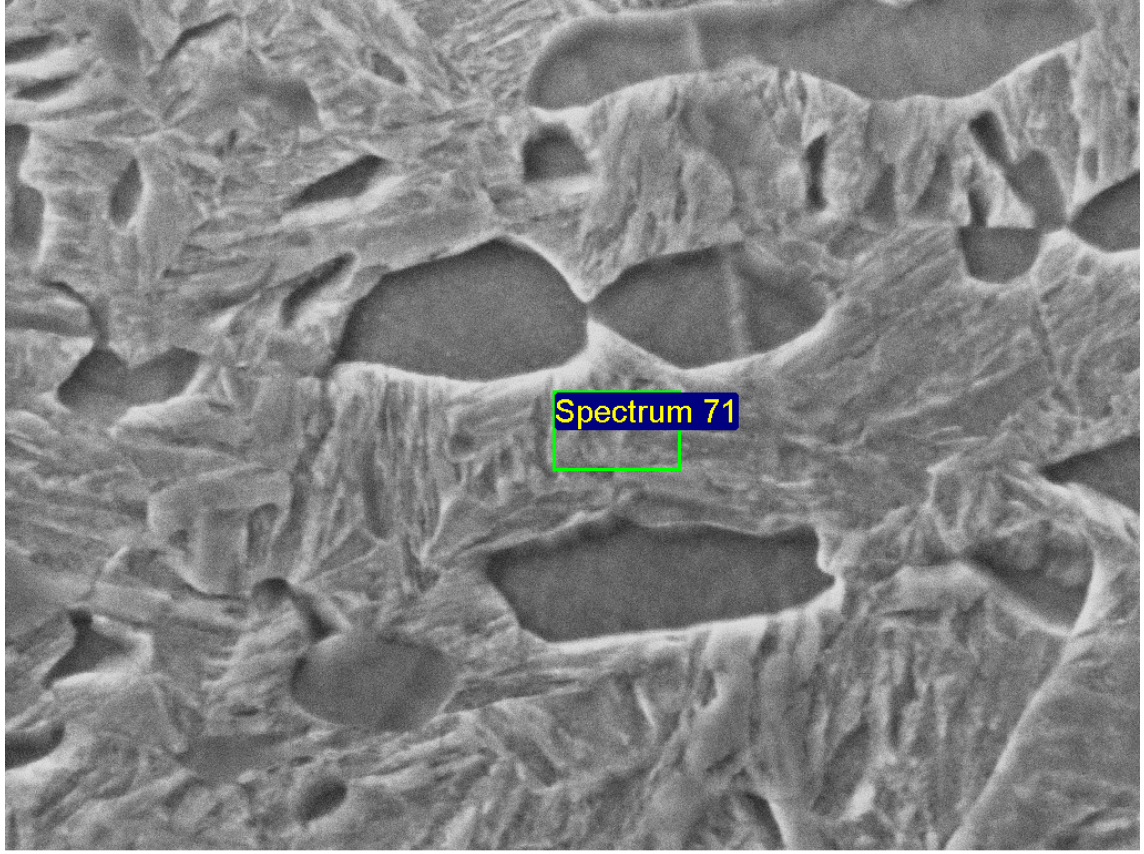


c) 10000X

Şekil 6.20 7 numaralı alaşımın ikinci kısmının SEM görüntüleri

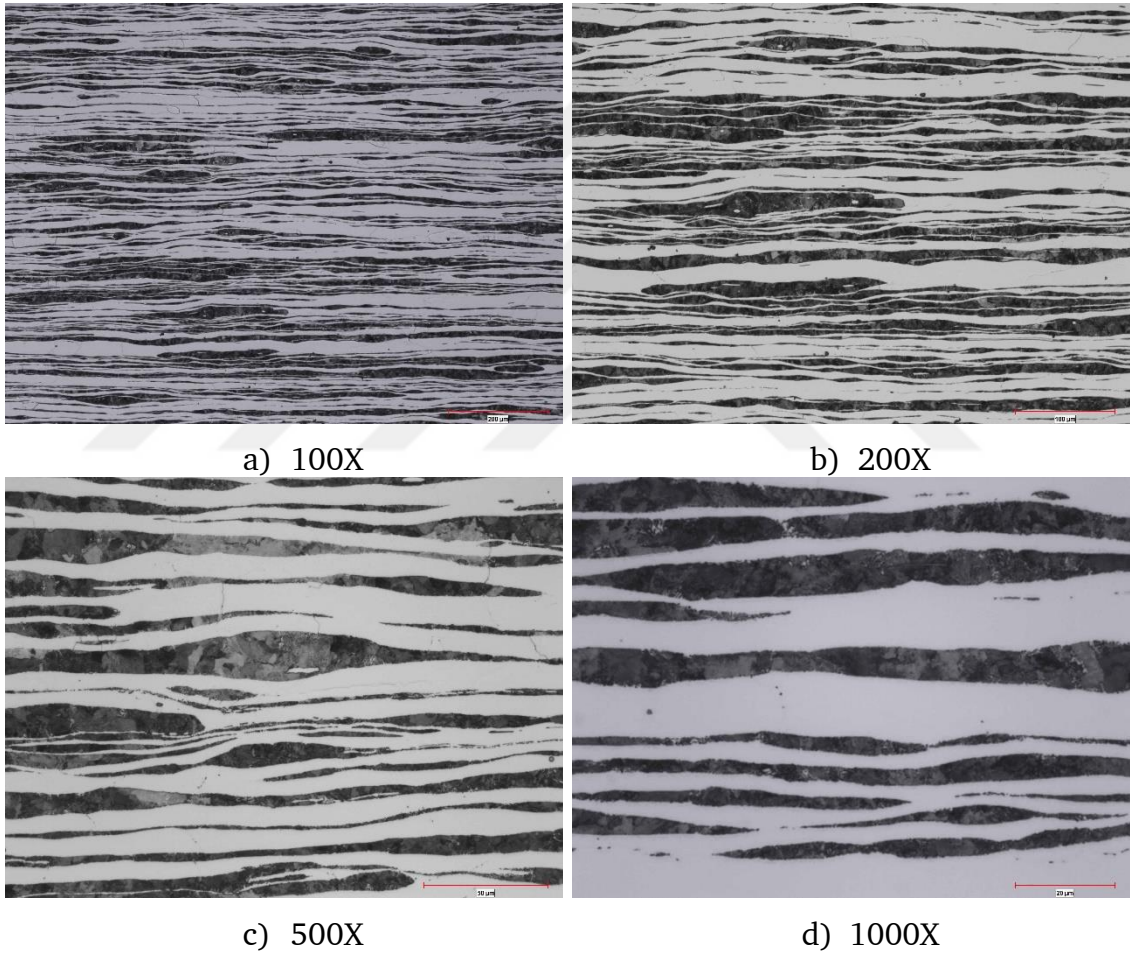


Şekil 6.21 7 numaralı alaşımın ikinci kısmının SEM-EDS incelemesi



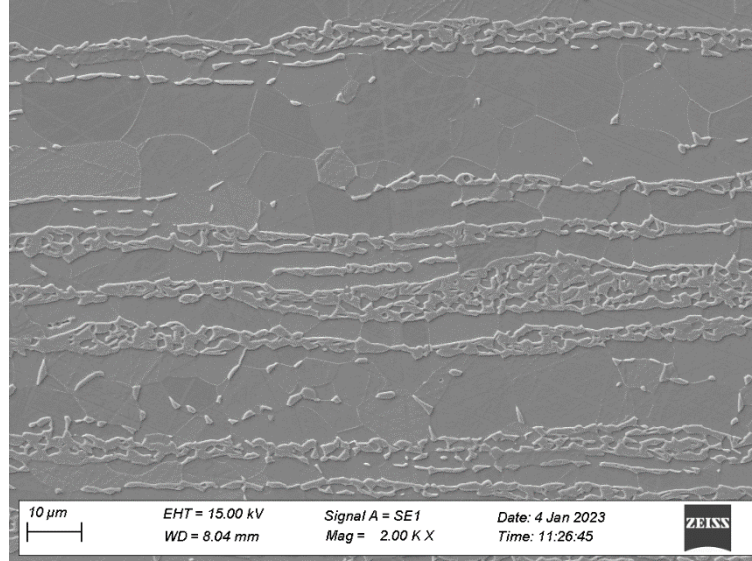
**Şekil 6.22** 7 numaralı alaşımın ikinci kısmının bölgesel SEM-EDS incelemesi  
 (Spectrum: Spektrum; Atomic: Atomsal; Quantative results: Sayısal sonuçlar;  
 Totals: Toplam)

8 numaralı alaşıma (Fe-3,81Mn-3,58Al-0,22C-1,08Si) ait birinci kısım malzemenin sıcak haddeleme sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 6.23'te belirtilmiştir. Numunelerin tümü nital dağlayıcı ile hazırlanmıştır. Ferrit bantları içinde tane sınırlarında çökeltiler ve karbürlü yapılar gözlemlenmiştir. Ferrit bantları içerisinde perlit yapıları görülmektedir. Mikrosertlik ölçümlerinde ferrit fazının sertliği ortalama 230 HV olarak ölçülmüştür. Malzemenin mikroyapısı homojen özellik göstermektedir. Mikroyapının soğuk haddeleme için uygun olduğu değerlendirildiğinden ötürü, sac malzemesi soğuk olarak 1 mm kalınlığa haddelenmiştir.

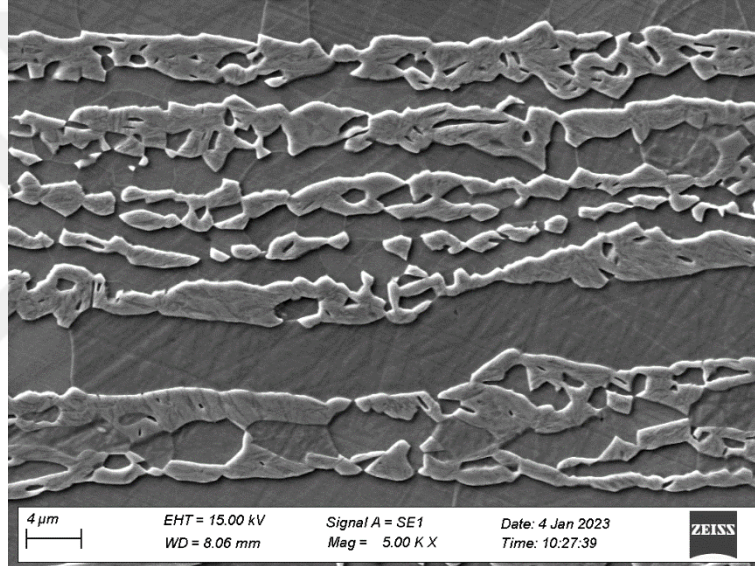


**Şekil 6.23** 8 numaralı alaşımanın birinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı

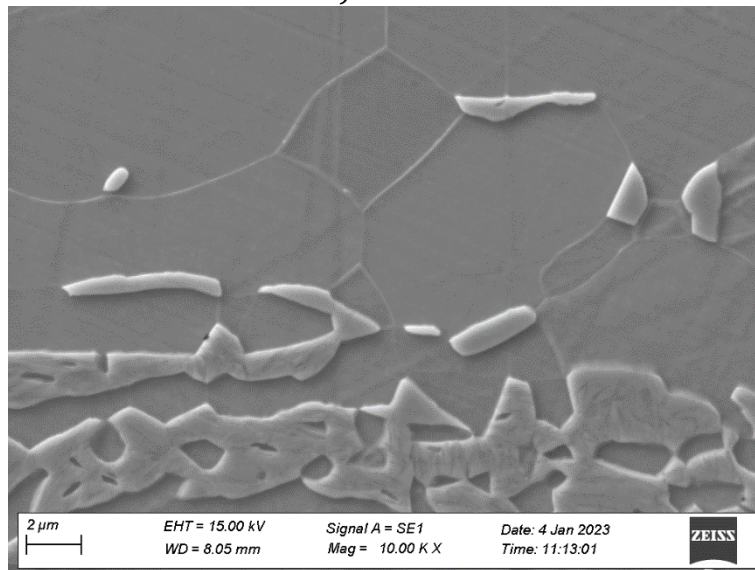
Şekil 6.24'te SEM incelemeleri belirtilmiş, Şekil 6.25 ve Şekil 6.26'da SEM-EDS analizleri 15000X büyütmesinde paylaşılmıştır. SEM incelemelerinde ana yapının ferritik fazda olduğu doğrulanmıştır. Detaylı incelemelerde karbürlü ve ağı yapıların tane sınırlarında oluştuğu gözlemlenmiştir.



a) 2000X

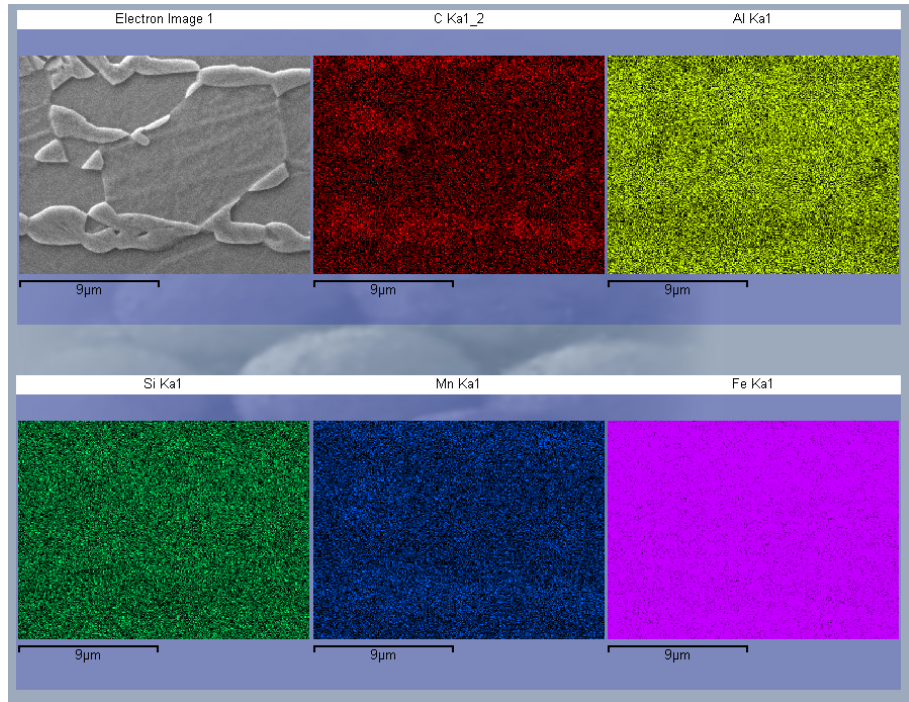
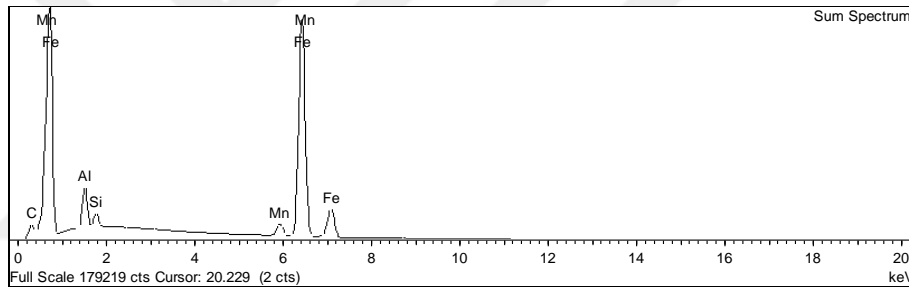
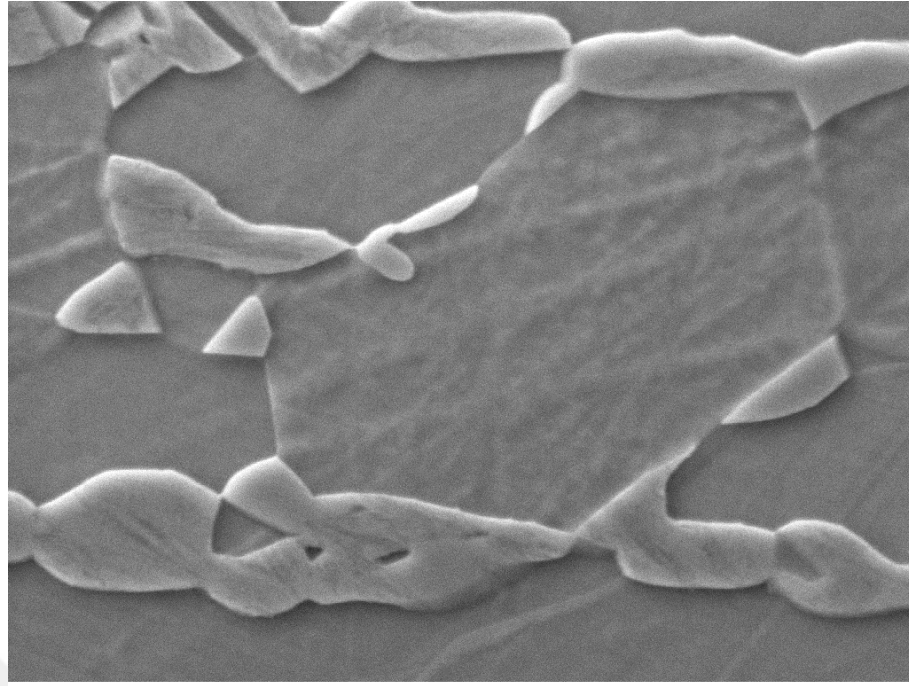


b) 5000X

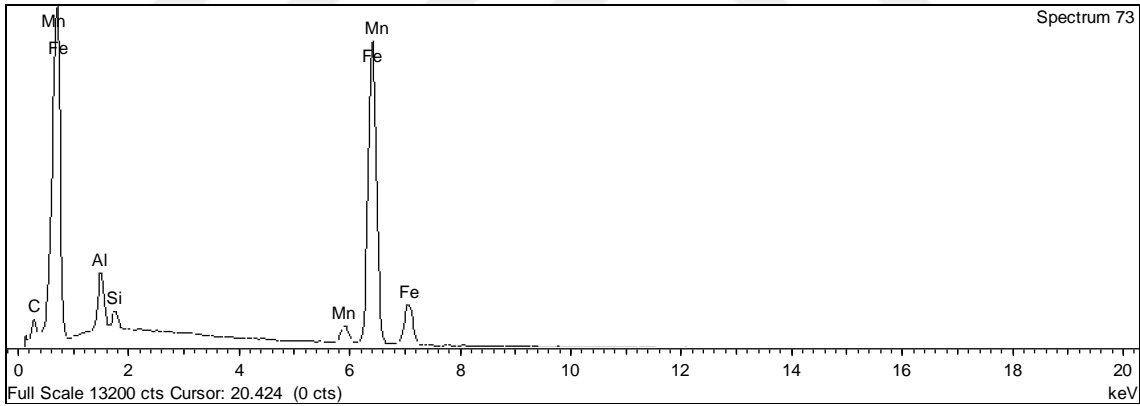
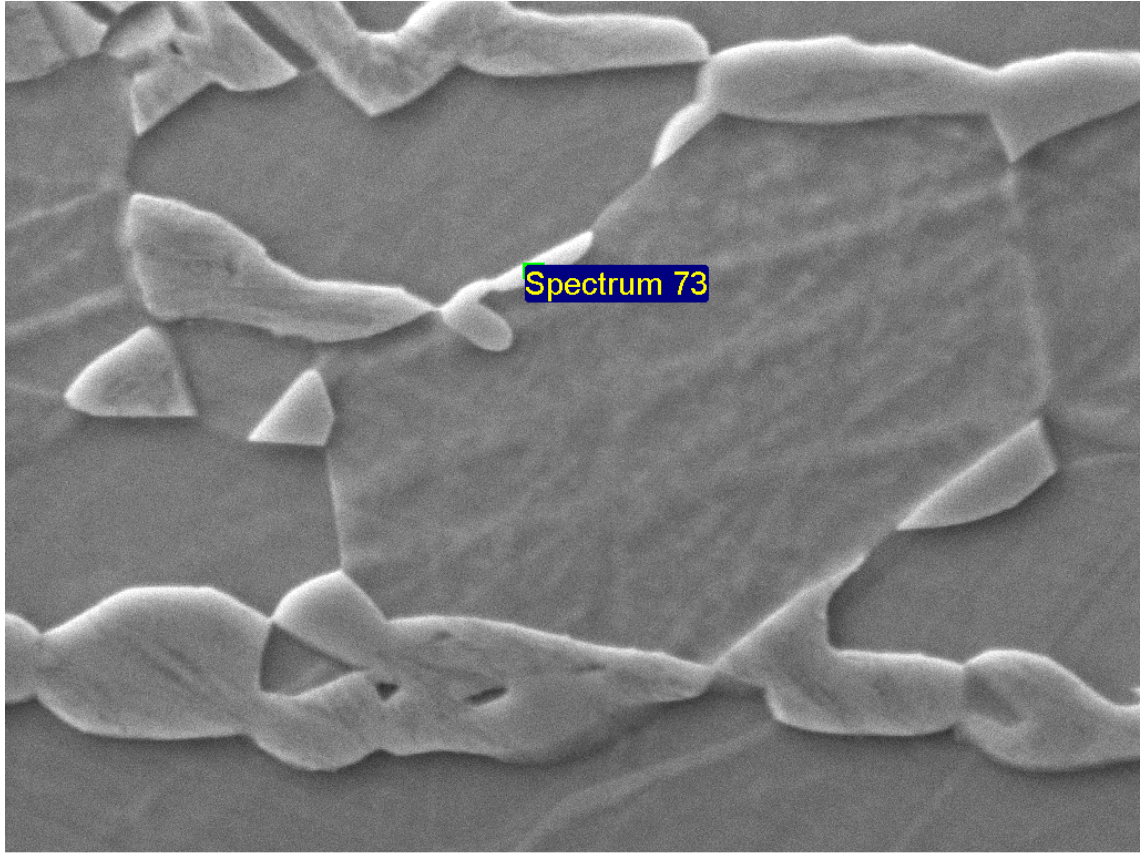


c) 1000X

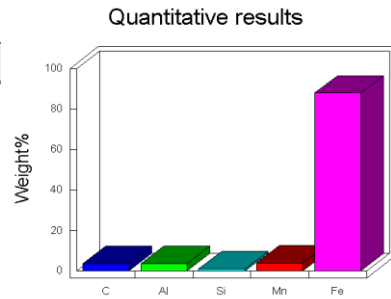
Şekil 6.24 8 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM görüntüleri



Şekil 6.25 8 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM-EDS incelemesi



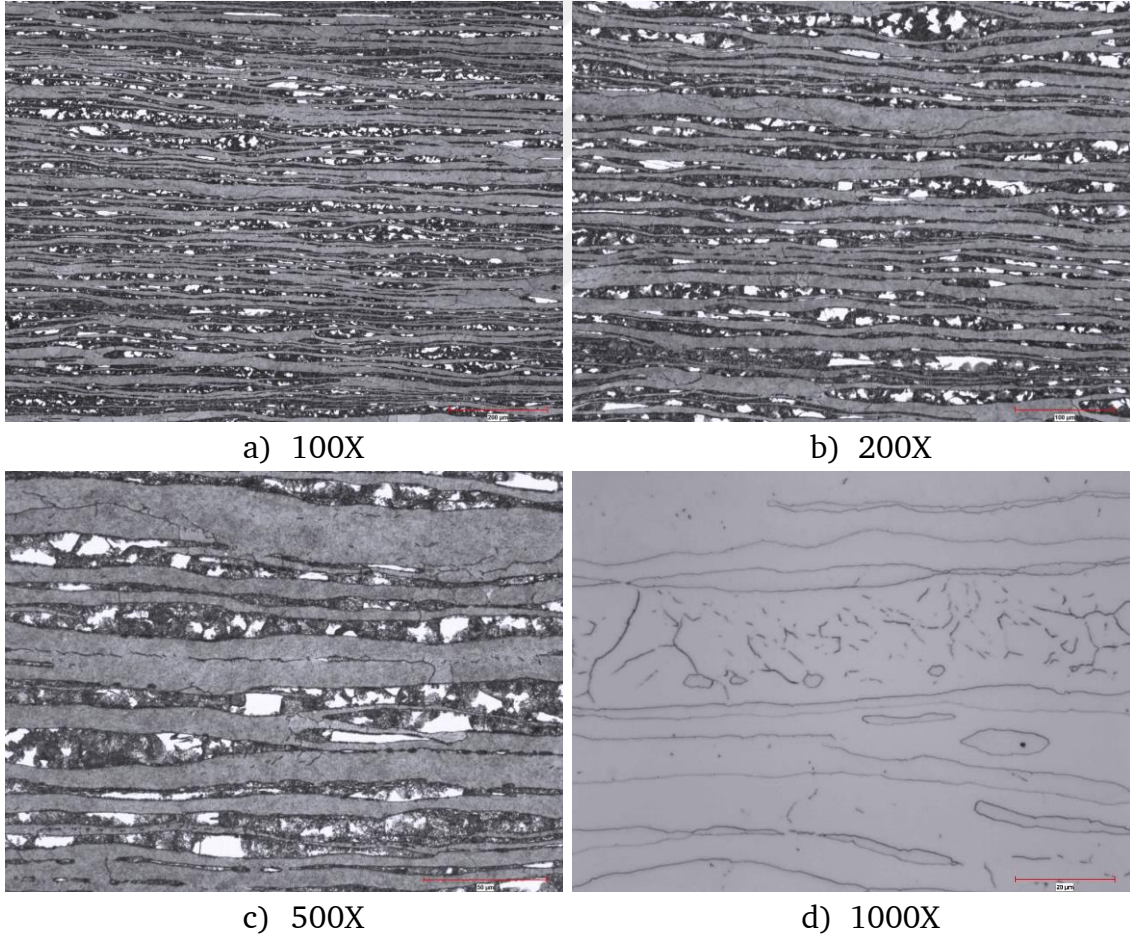
Element	Weight%	Atomic%
Fe	87.90 +/- 0.21	74.31
Mn	3.90 +/- 0.13	3.35
C	3.69 +/- 0.15	14.51
Al	3.52 +/- 0.07	6.15
Si	1.00 +/- 0.05	1.68
Totals	100.00	100.00



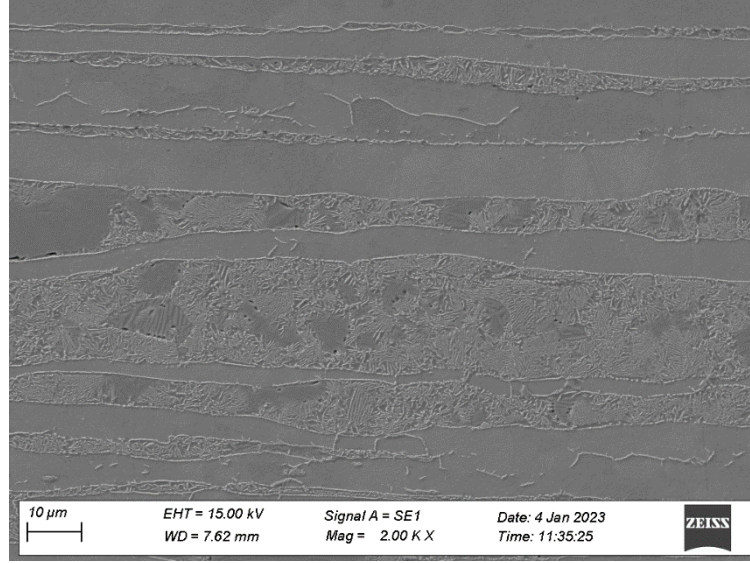
Şekil 6.26 8 numaralı alaşımın birinci kısmının bölgesel SEM-EDS incelemesi

10 numaralı alaşıma (Fe-9,32Mn-5,82Al-0,46C-2,43Si) ait birinci kısım malzemenin sıcak haddeleme sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 6.27'de belirtilmiştir. Ferrit matris içerisinde martenzit ve perlit fazlarının yer aldığı düşünülmektedir. 1000X büyütmede açık kontrast ile belirtilen numunede ağsı yapılarda karbürlü yapıların olduğu değerlendirilmiştir. Mikrosertlik ölçümlerinde ferrite ve daha sert fazlara denk gelen kısımlarda 350-400 HV aralığında sertlik değerleri yakalanmıştır.

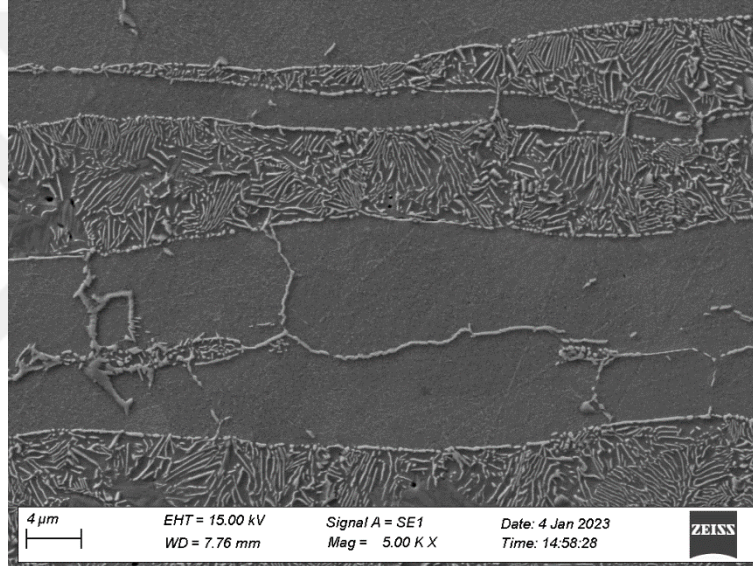
Şekil 6.28'de SEM incelemeleri belirtilmiş, Şekil 6.29 ve Şekil 6.30'da SEM-EDS analizleri 15000X büyütmesinde paylaşılmıştır. SEM incelemelerinde ana yapının ferritik fazda olduğu belirlenmiştir. Görüntülerde dönüşüm gösteren perlit yapıları ile martenzit fazının oluştuğu yorumlanmıştır.



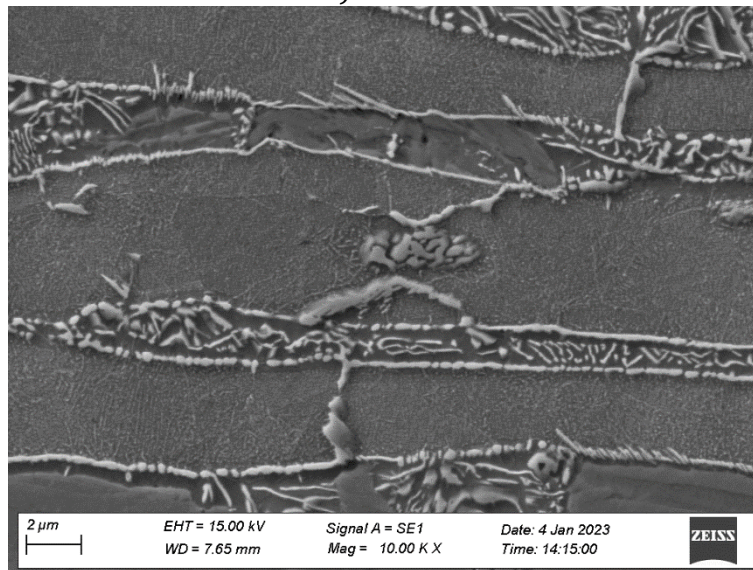
**Şekil 6.27** 10 numaralı alaşımın birinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı



a) 2000X

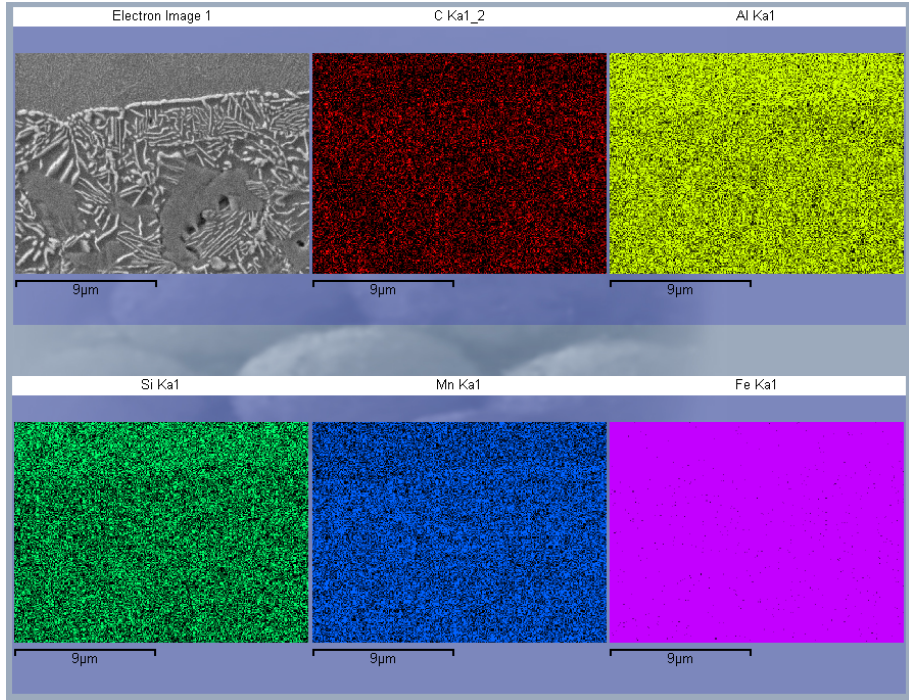
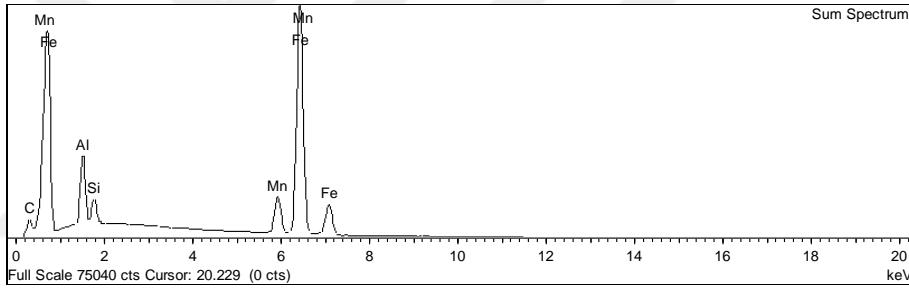
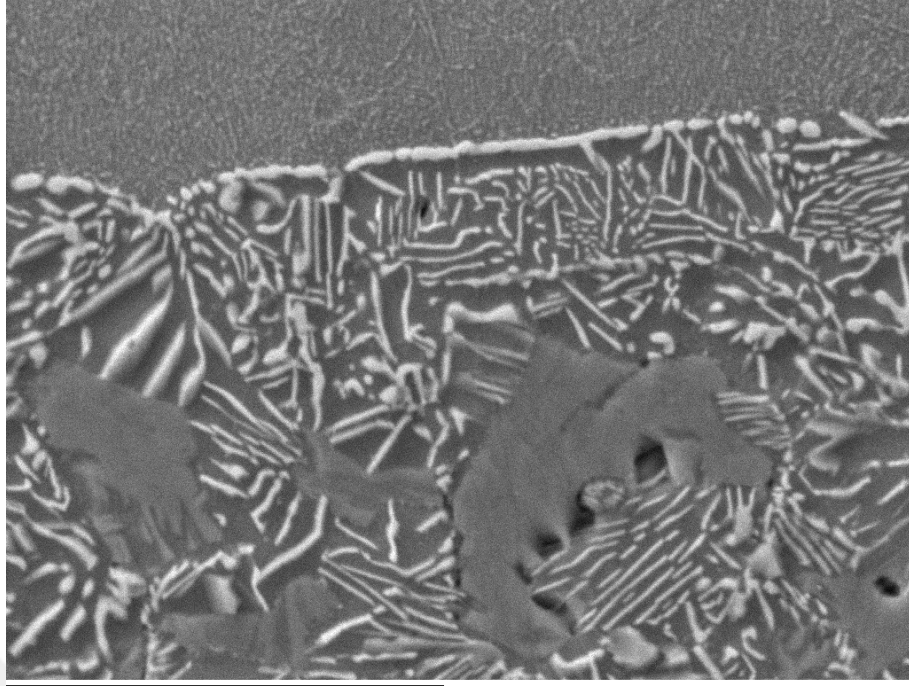


b) 5000X

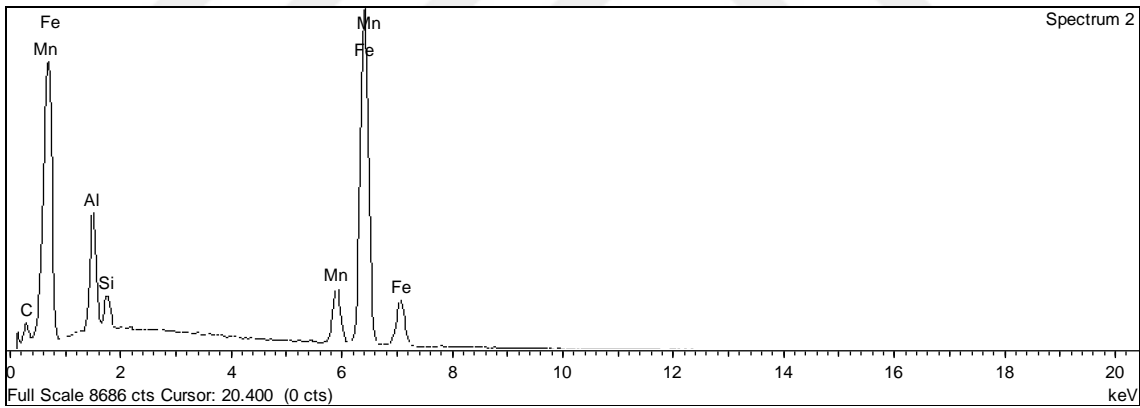
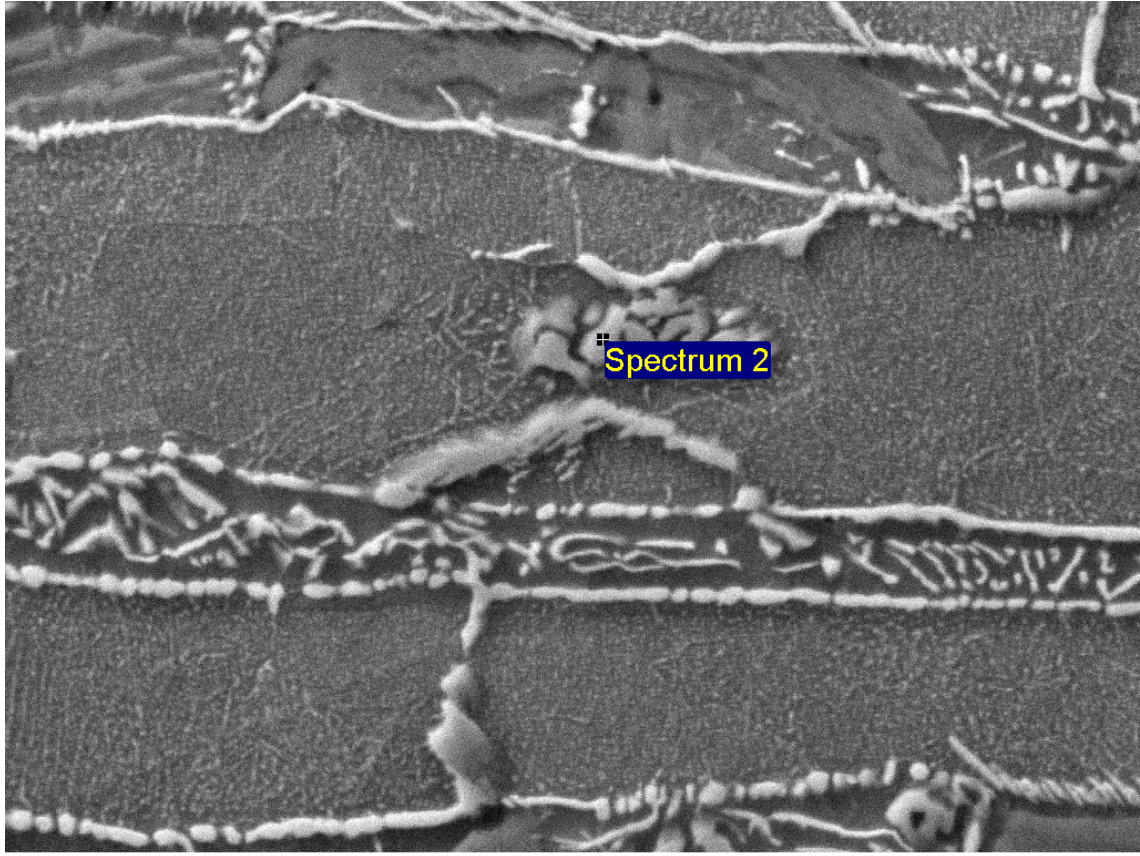


c) 10000X

Şekil 6.28 10 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM görüntüleri

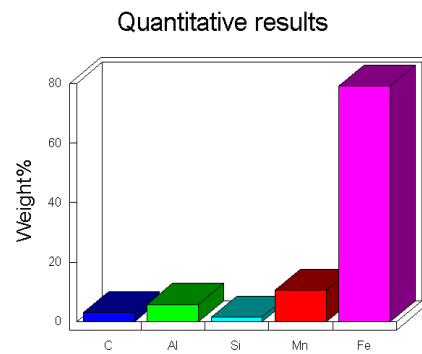


Şekil 6.29 10 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM-EDS incelemesi



Quantitative results

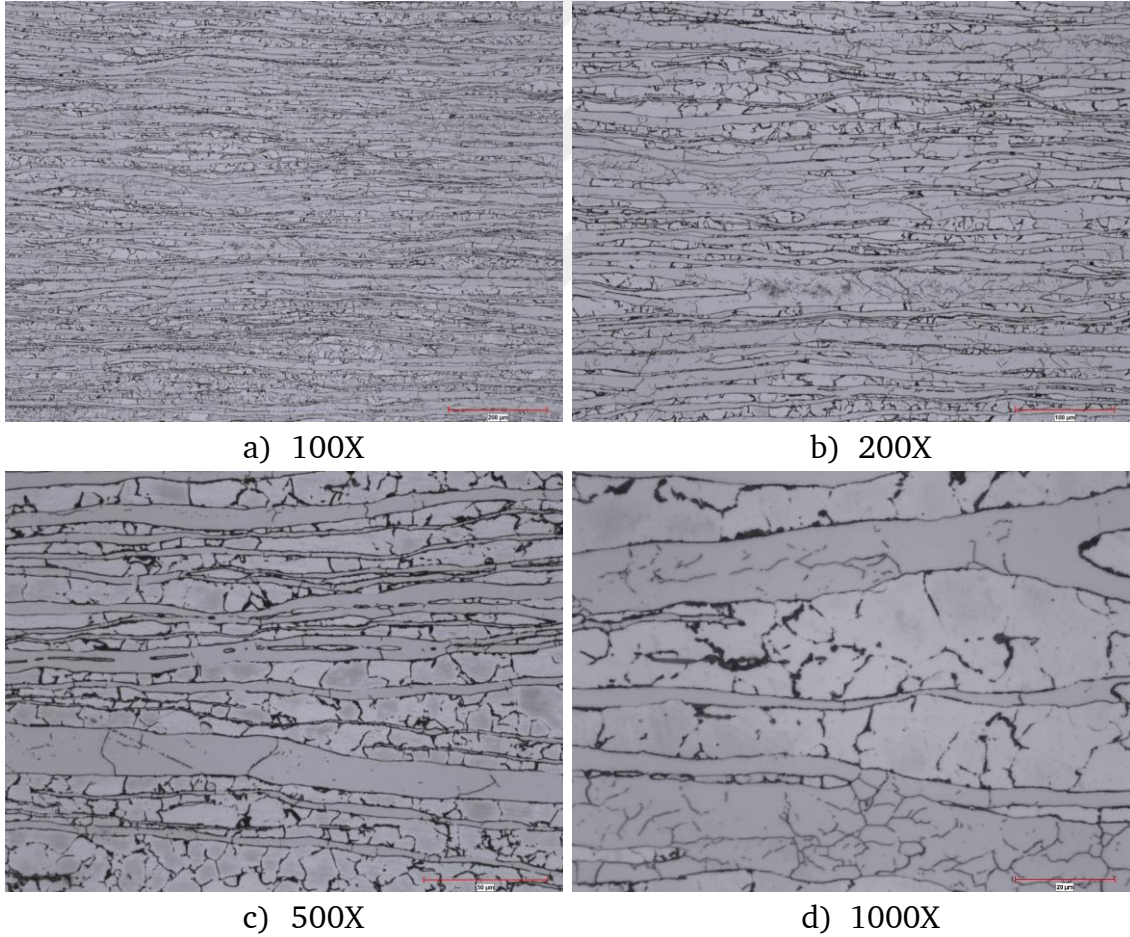
Element	Weight%	Atomic%
Fe	79.09 +/- 0.24	66.50
Mn	10.57 +/- 0.19	9.04
Al	5.81 +/- 0.09	10.10
C	3.03 +/- 0.16	11.85
Si	1.50 +/- 0.06	2.50
Totals	100.00	100.00



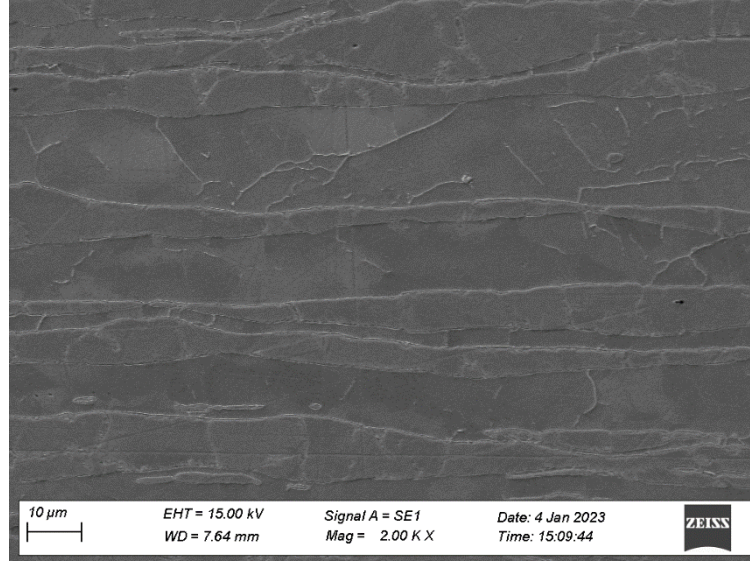
Şekil 6.30 10 numaralı alaşımın birinci kısmının bölgesel SEM-EDS incelemesi

10 numaralı alaşıma (Fe-9,32Mn-5,82Al-0,46C-2,43Si) ait ikinci kısım malzemenin sıcak haddeleme sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 6.31'de belirtilmiştir. Ana faz yapısının ferrit olduğu, koyu renkli ve ağsı gözüken bölgelerin ise sementit fazı olduğu değerlendirilmiştir. Faz yapısının genel sertliği incelendiğinde sementit fazından ötürü ortalama sertlik değeri 510 HV olarak ölçülmüştür.

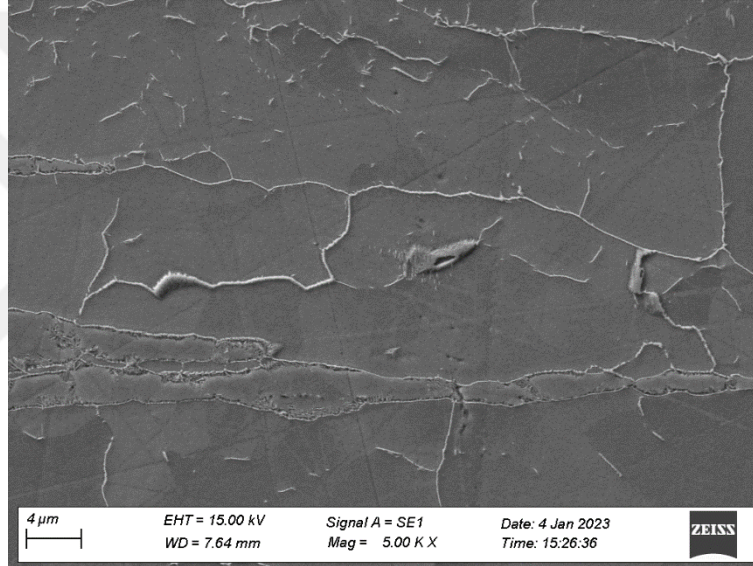
Şekil 6.32'de SEM incelemeleri belirtilmiş, Şekil 6.33'te SEM-EDS analizleri 15000X büyütmesinde paylaşılmıştır. Bölgesel SEM-EDS incelemesi 5000X büyütmede Şekil 6.34'te paylaşılmıştır. SEM incelemelerinde ana yapının ferritik fazda olduğu belirlenmiştir. Ağsı sementit fazlarının varlığı SEM görüntülerinde de doğrulanmıştır.



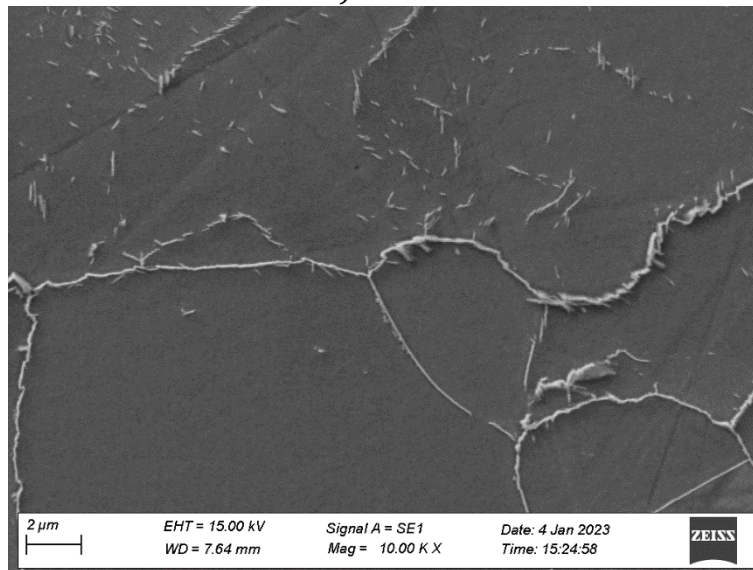
**Şekil 6.31** 10 numaralı alaşımanın ikinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı



a) 2000X

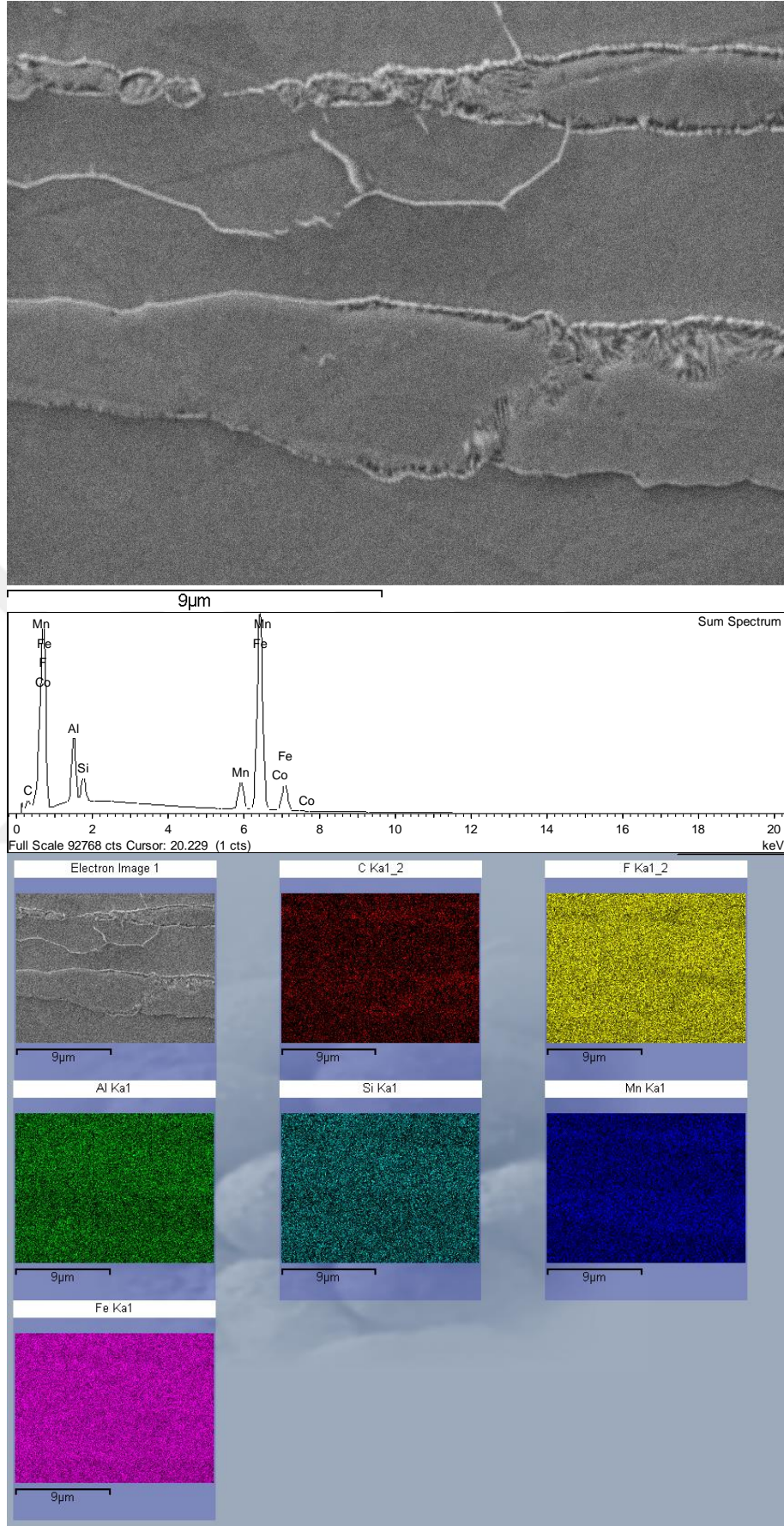


b) 5000X

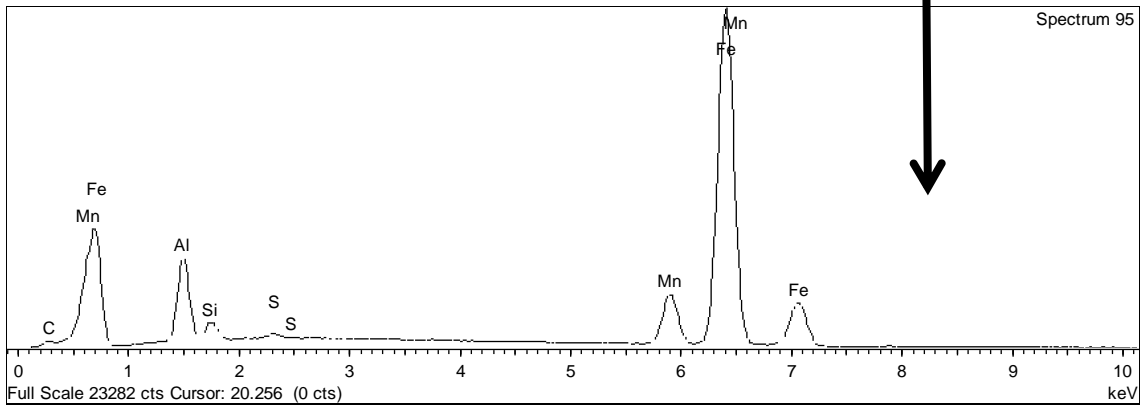
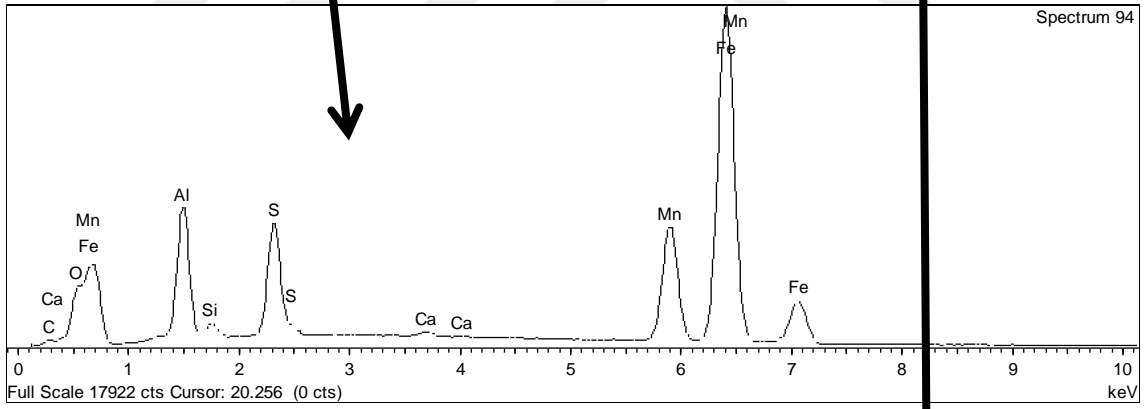
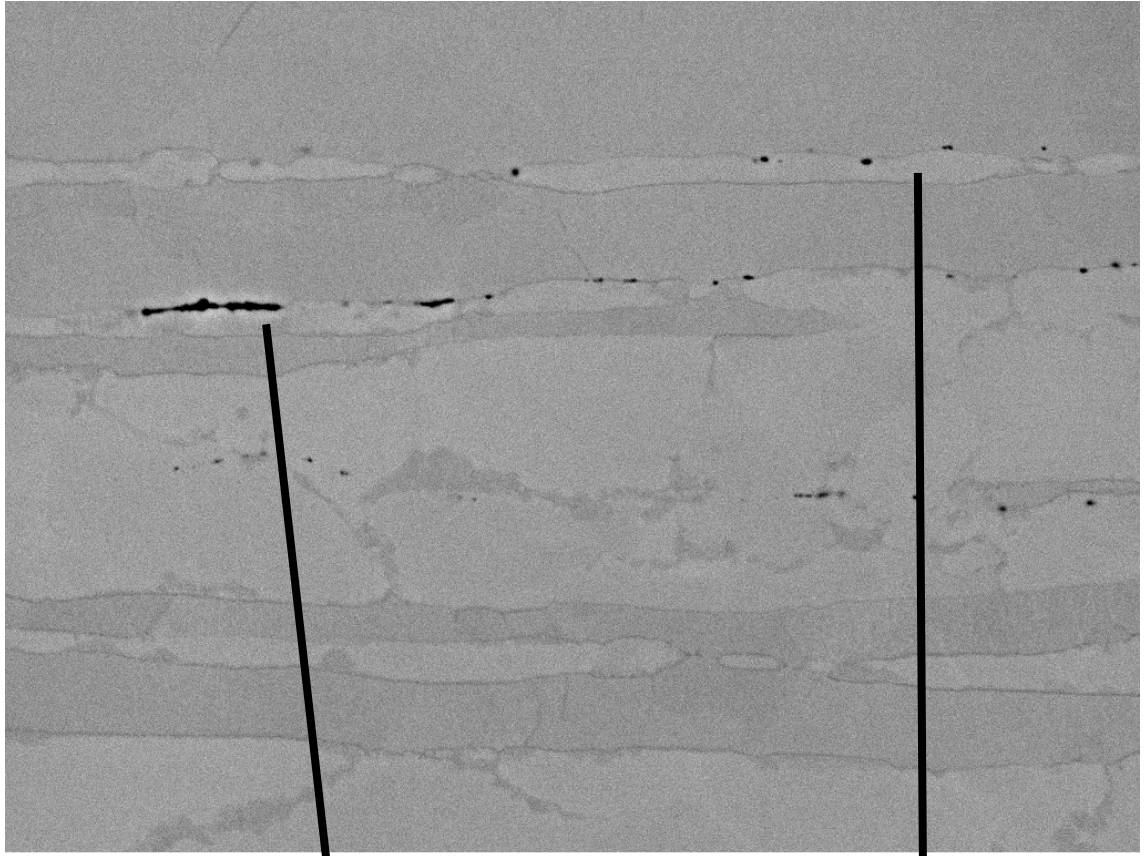


c) 10000X

Şekil 6.32 10 numaralı alaşımın ikinci kısmının SEM görüntüleri



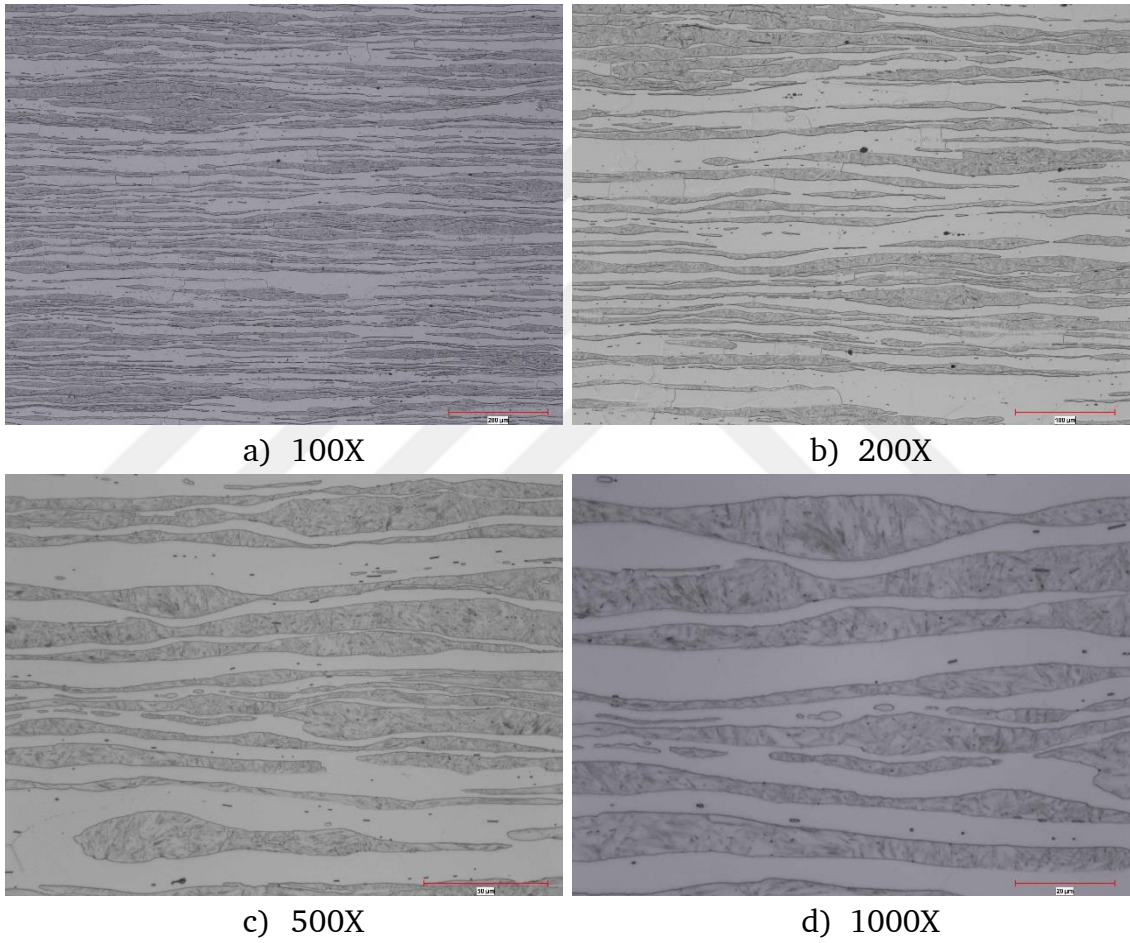
Şekil 6.33 10 numaralı alaşımın ikinci kısmının SEM-EDS incelemesi



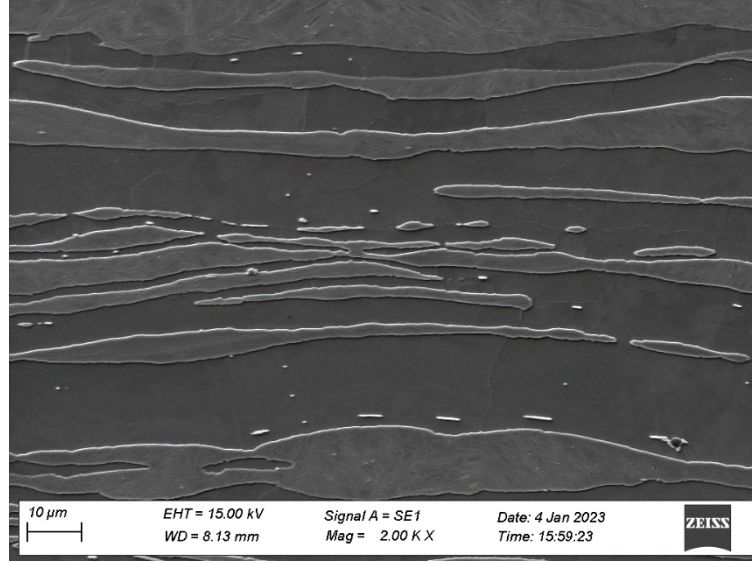
Şekil 6.34 10 numaralı alaşımın ikinci kısmının bölgesel SEM-EDS incelemesi

11 numaralı alaşıma (Fe-4,49Mn-4,41Al-0,3C-0,8Si-0,13Nb) ait birinci kısım malzemenin sıcak haddeleme sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 6.35'te belirtilmiştir. Genel yapının ferrit olduğu gözlemlenmiş, martenzit bantlarının yoğun olarak hadde yönünde olduğu değerlendirilmiştir. Martenzit bantlarından alınan mikrosertlik değerleri 700-710 HV arasındadır.

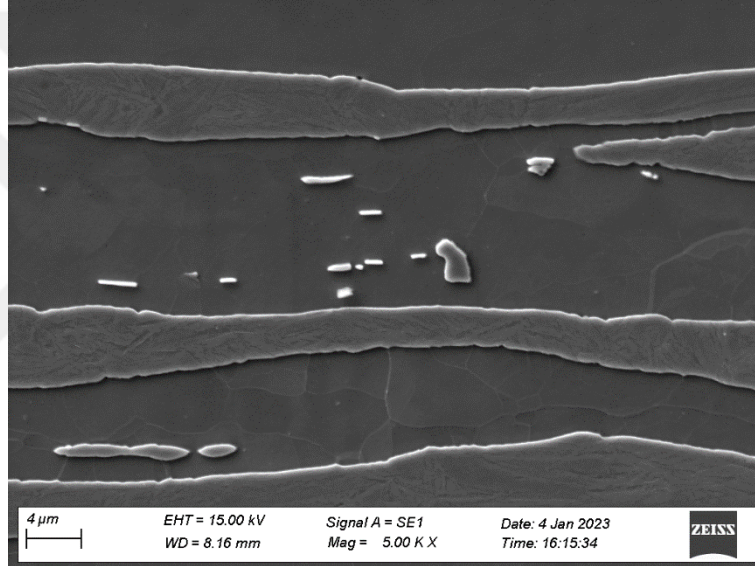
Şekil 6.36'da SEM incelemeleri belirtilmiş, Şekil 6.37 ve Şekil 6.38'de SEM-EDS analizleri 15000X büyütmesinde paylaşılmıştır. SEM incelemelerinde uzamış parlak beyaz yapıların NbC çökeltileri olduğu değerlendirilmiştir.



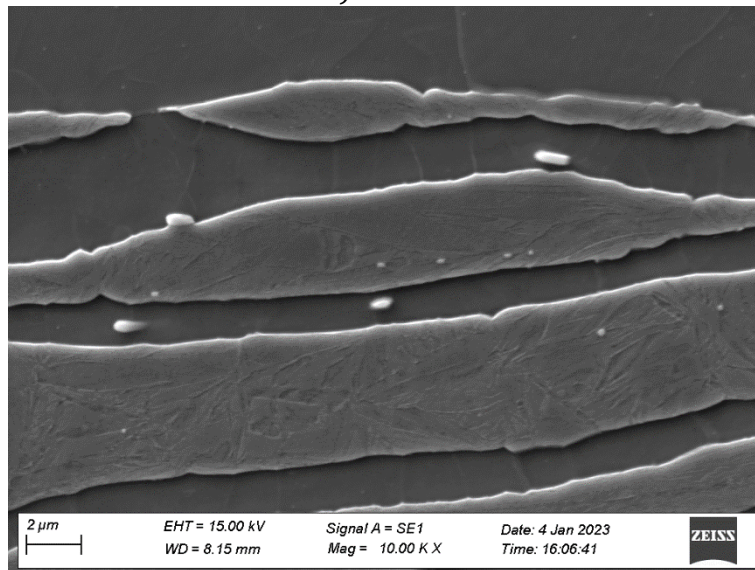
**Şekil 6.35** 11 numaralı alaşımın birinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı



a) 2000X

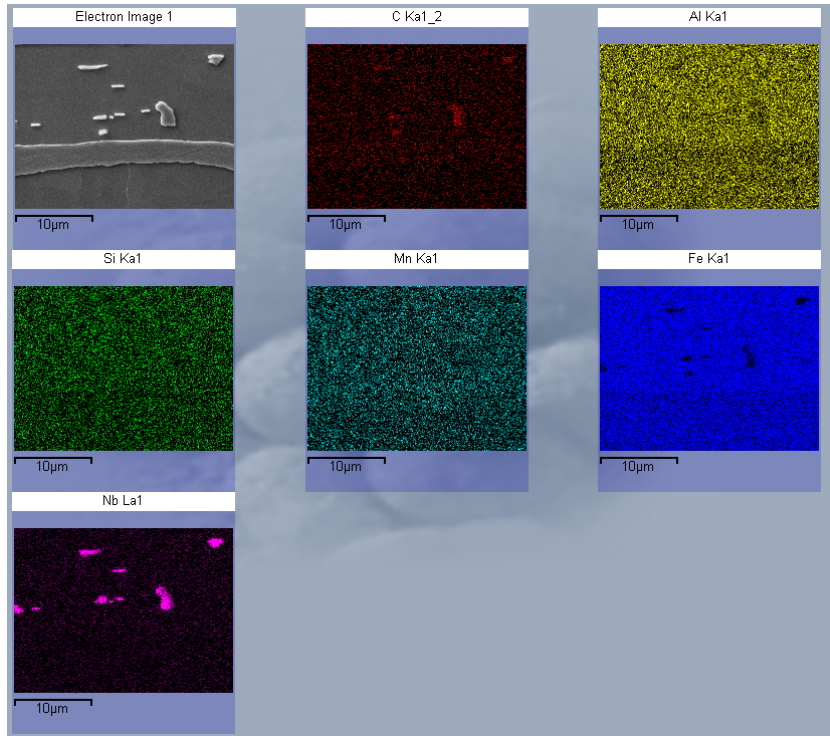
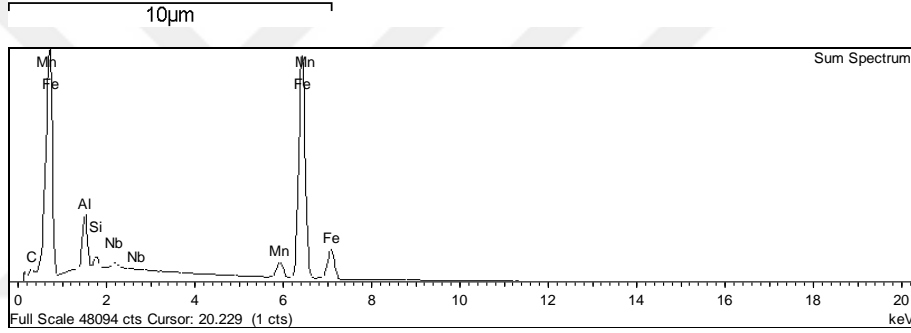
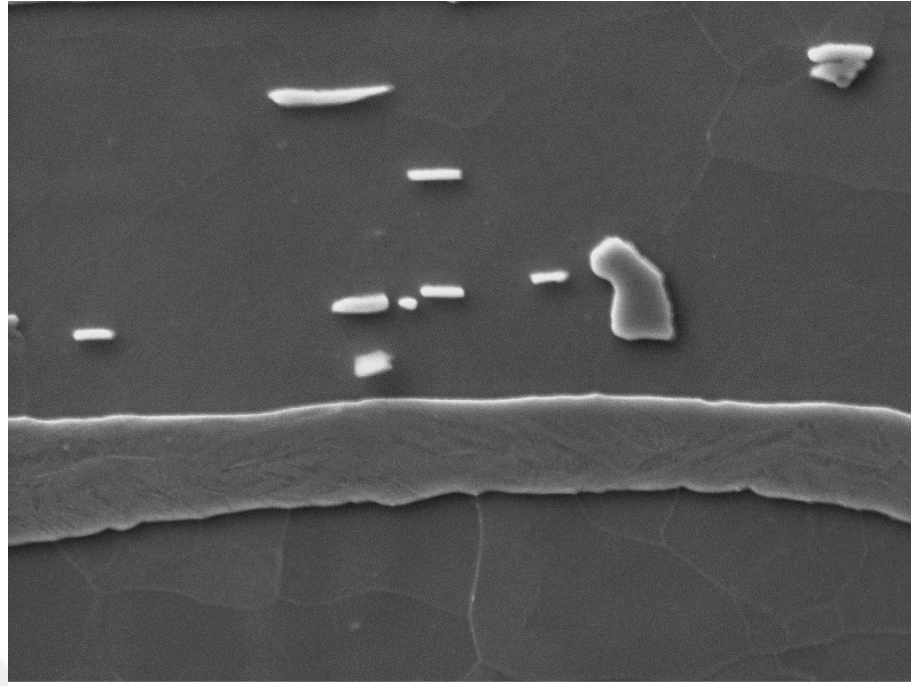


b) 5000X

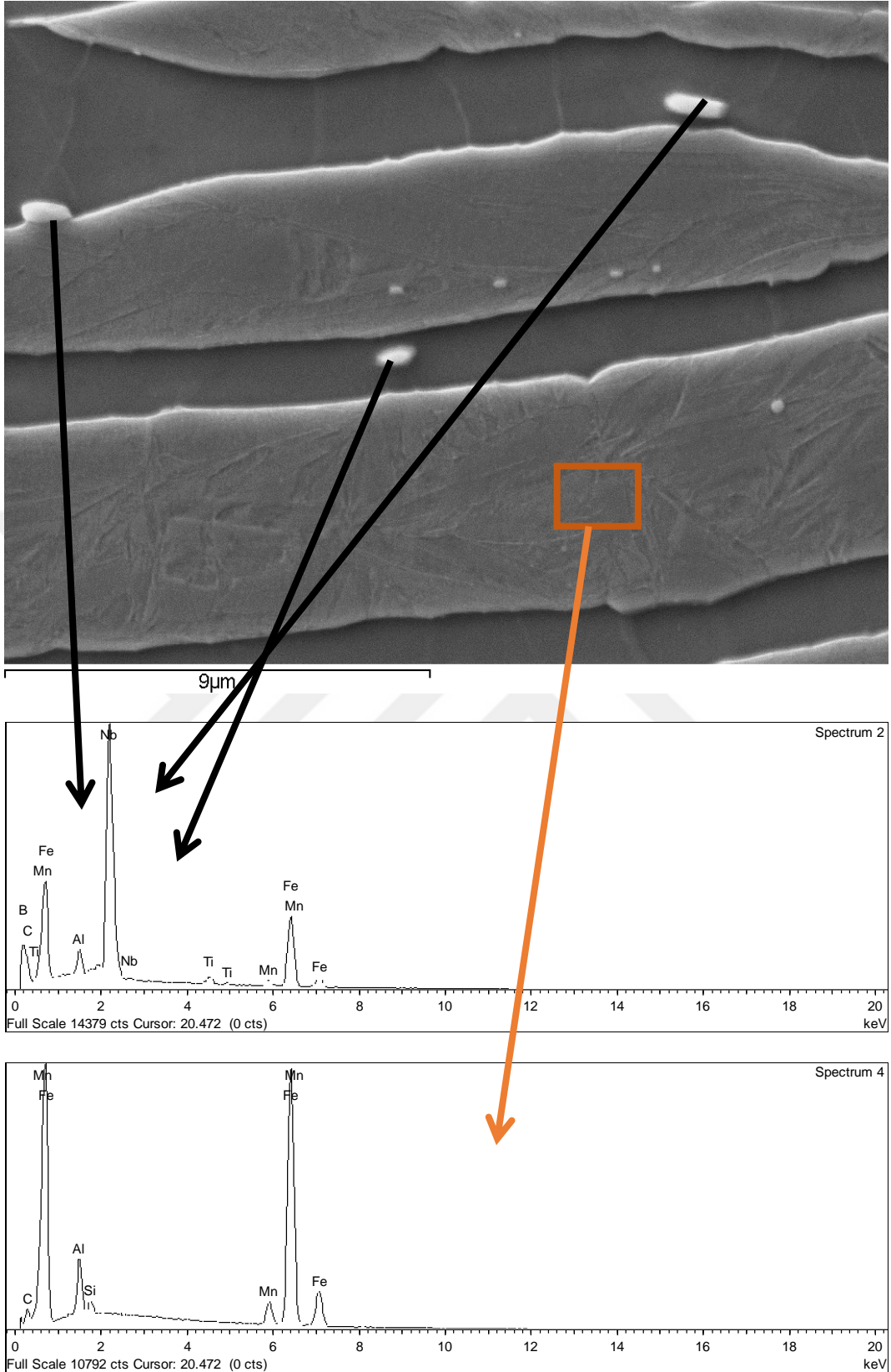


c) 10000X

Şekil 6.36 11 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM görüntüleri



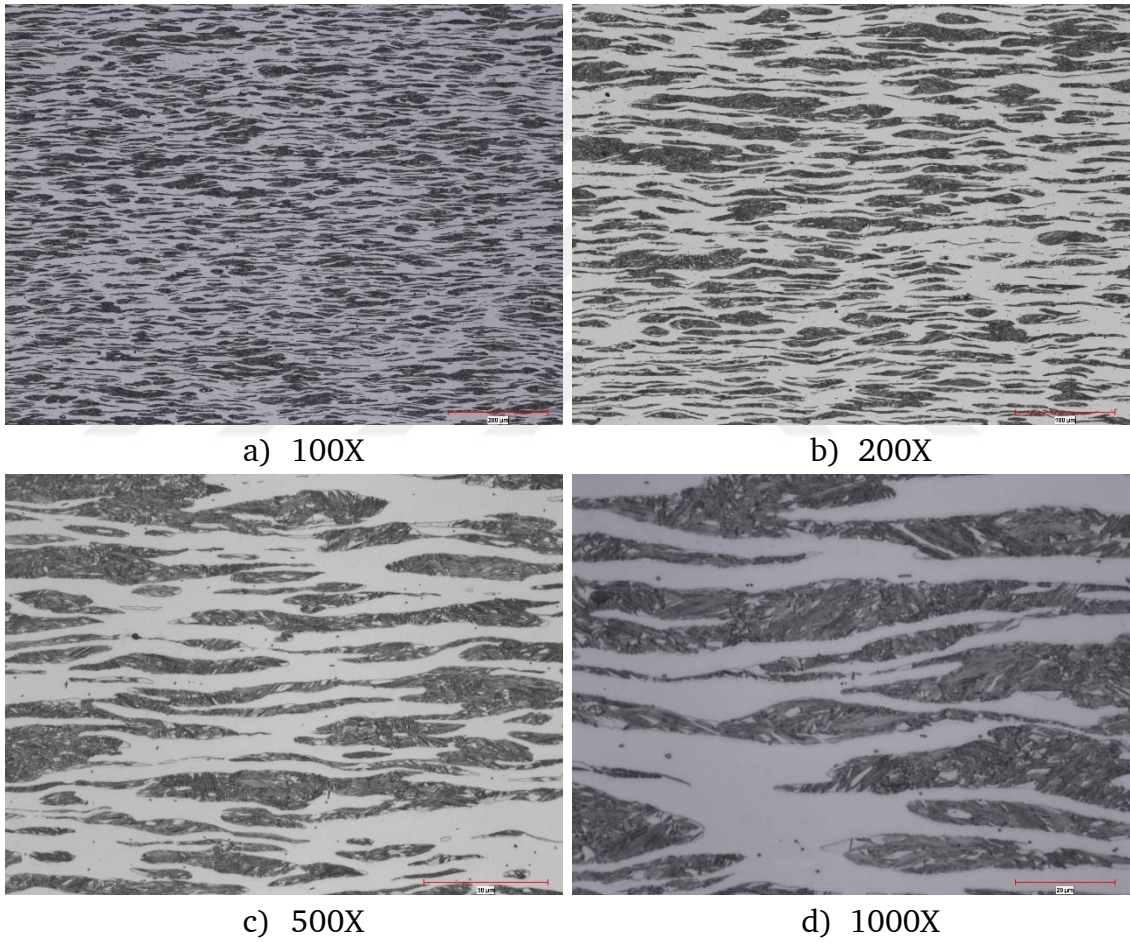
Şekil 6.37 11 numaralı alaşımın birinci kısmının SEM-EDS incelemesi



Şekil 6.38 11 numaralı alaşımın bölgesel SEM-EDS incelemesi

11 numaralı alaşıma (Fe-4,49Mn-4,41Al-0,3C-0,8Si-0,13Nb) ait ikinci kısım malzemenin sıcak haddeleme sonrası mikroyapı görüntüleri Şekil 6.39'da belirtilmiştir. Elde edilen görüntülerden açık renkli yapı olarak gözlemlenen ferrit matris içerisinde martenzit fazlarının (siyah bölgeler) yer aldığı değerlendirilmiştir. Ferrit fazının martenzit fazlarıyla kesişim noktalarında mikrosertlik değerleri 350-400 HV aralığında ölçülmüştür.

11 numaralı malzemenin ikinci kısmına SEM incelemesi uygulanmamıştır. 500X ve 1000X büyütme oranlarında martenzit fazlarıyla birlikte görünür şekilde NbC çökeltilerinin olduğu tespit edilmiştir.



**Şekil 6.39** 11 numaralı alaşımanın ikinci kısmının haddelenmiş mikroyapı görüntüsü ve tane yapısı

Literatürde gerçekleştirilen çalışmalar incelendiğinde [31-32], [35] tez çalışmasında elde edilen bulgular benzerlik göstermektedir. Çalışmalarda k-karbür ve diğer karbürlü fazların tane sınırlarında bulunabileceği bölgeler belirtilmiş, farklı alaşım kompozisyonlarında bantlı şekilde bulunan perlit ve

martenzit faz yapılarıyla ilgili yorumlar ifade edilmiştir. Tez çalışmasına paralel olarak optik mikroskop incelemelerinde parlak beyaz matris yapılarının ferritik fazı temsil ettiği aktarılmıştır.

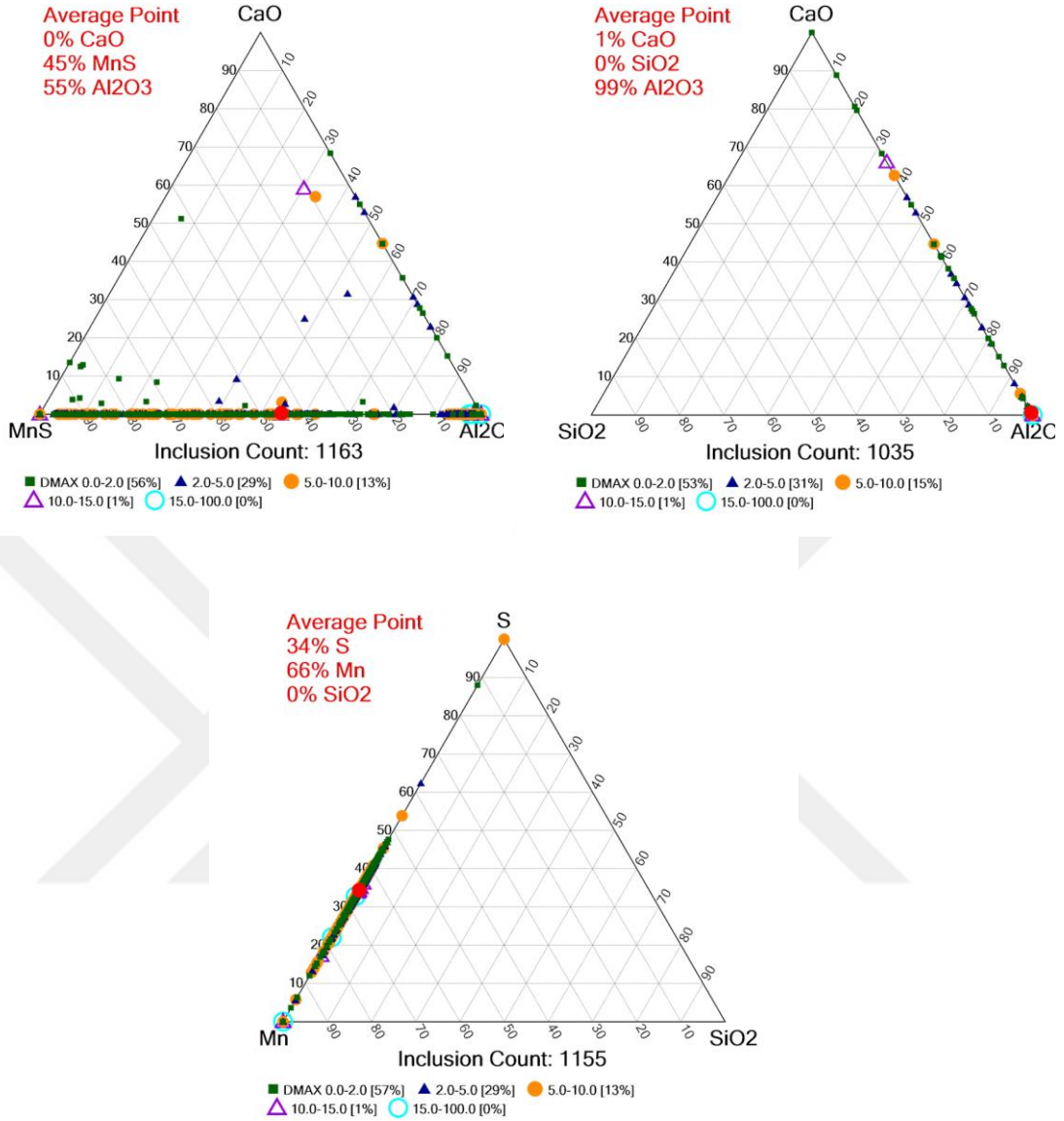
Sohn Seok Su ve araştırma grubu [98-99] ile Shin Sang Yong ve ekibi [100], gerçekleştirmiş oldukları çalışmalarda, Mn ve Al elementlerinin mikroyapı değişimlerine etkisini incelemiştir. Araştırmalarda, düşük yoğunluklu çelik yapısında haddelemeye bağlı olarak, östenit dönüşümünden kaynaklı martenzit oluşum mekanizması incelenmiştir. Belirtilen çalışmalarda k-karbür fazının ferrit matris içerisinde dağılım gösterebileceği ya da lamel formunda olabildiği belirtilmiştir. Çalışmalar tez çalışmasıyla paralellik göstermektedir. Ancak, kimyasal kompozisyon farklılıkları mevcuttur.

Chao ve Ching'in gerçekleştirmiş olduğu bilimsel çalışmada [118], Fe-10Al-xMn-1C düşük yoğunluklu çeliğinin mikroyapısı %5-40 Mn ilave oranlarında incelenmiştir. Mn oranı arttıkça faz yapısının östenitik yapıda olduğu değerlendirilmiştir. Tezdeki çalışmalardan farklı olarak, mikroyapı içerisinde değişken oranda Mn ilavesinin mikroyapıya etkileri araştırılmış, k-karbür fazının bu süreçte farklı kristal yapı dönüşüm mekanizmaları incelenmiştir.

## 6.6 İnküzyon Analizleri

Çelik temizliği (kalıntı/inküzyon) incelemeleri Explorer 4 cihazıyla gerçekleştirilmiştir. ASTM-E45 çelik temizliği değerlendirme standardına göre metalik olmayan kalıntı oksitlerin (inküzyonların) tip, boyut ve dağılımları tespit edilmiştir. Alaşım 4 (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,1C-0,24Si), Alaşım 7 (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si), Alaşım 8 (Fe-3,8Mn-3,5Al-0,22C-1,08Si) ve Alaşım 10 (Fe-9,3Mn-5,8Al-0,46C-2,88Si) malzemelerine ait numuneler çelik temizliği incelemeleri için ideal durumda olduğu için analizler bu numuneler üzerinden sürdürülmüştür.

Şekil 6.40'ta 4 numaralı alaşımın 750°C ısıl işlem uygulaması sonrasında çelik temizliği belirtilmiştir. İndisler, mikron cinsinden ve yüzdelik oranda inküzyon dağılımını temsil etmektedir. Kırmızı indis, inküzyon yoğunluk ortalamasını temsil etmektedir. Malzemedeki birim alan başına düşen inküzyon yoğunluğu 99,4 adet/mm<sup>2</sup> olarak analiz edilmiştir.



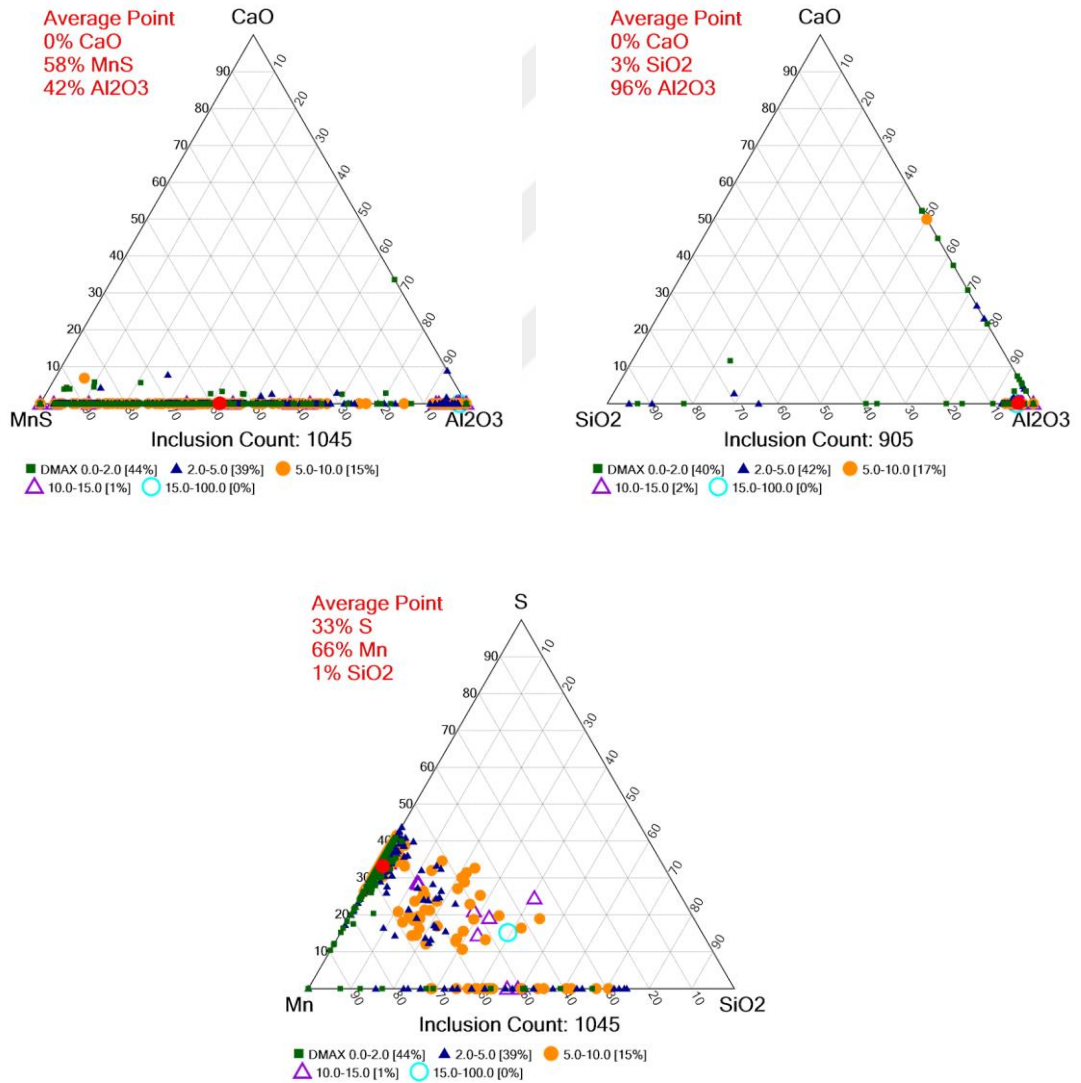
**Şekil 6.40** 4 numaralı alaşımın ikinci kısmının 750°C ısıtma işlemi uygulandıktan sonra inklüzyon yapısına ait üçlü faz diyagramı (Average point: Ortalama nokta; Inclusion count: Inklüzyon sayısı; DMAX: Inklüzyon boyutu)

Tablo 6.13'te 4 numaralı alaşımın ikinci kısmının 750°C ısıtma işlemi uygulandıktan sonra sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu yer almaktadır. Şekil 6.41'de 4 numaralı alaşımın 850°C ısıtma işlemi uygulandıktan sonra çelik temizliği belirtilmiştir. Malzemede birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu 150,4 adet/mm<sup>2</sup> olarak analiz edilmiştir.

**Tablo 6.13** 4 numaralı alaşımda inklüzyonların kimyasal analiz tablosu (750°C)

Sınıflandırma	İnküzyonlar (adet)	[%]	Mg	Al	S	Ca	Mn
MnS	4200	75,7	1,7	11,3	24,9		46,5
Alümina	1011	18,2	0,1	72,6	1,4		5,2
Spinel	338	6,1	5	37,1	14,2		24,9
CaS	6	0,1		4	26,4	31,9	3,6

Tablo 6.14'te 4 numaralı alaşımın ikinci kısmının 850°C ısıtma uygulaması sonrasında sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu yer almaktadır.

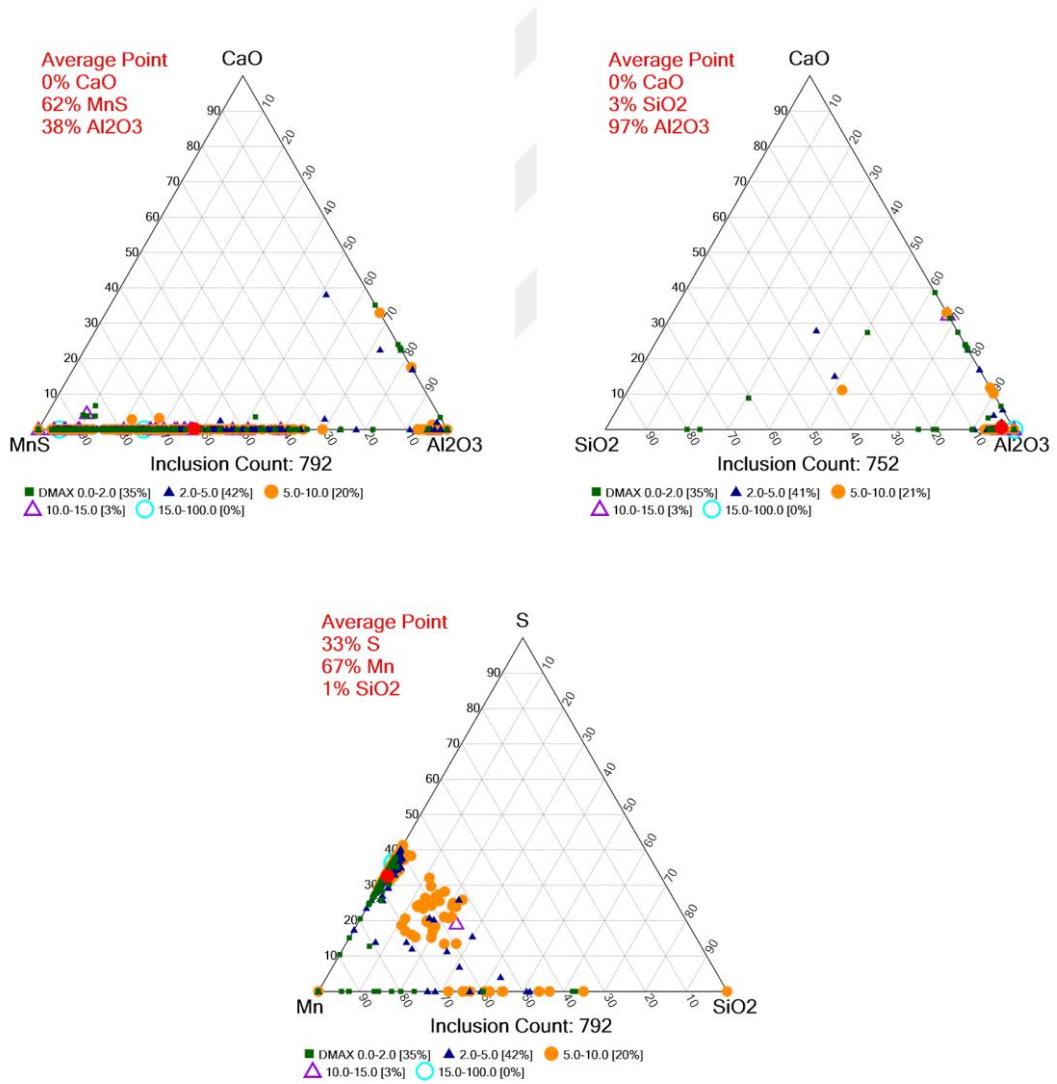


**Şekil 6.41** 4 numaralı alaşımın 850°C ısıtma uygulaması sonrasında inklüzyon yapısına ait üçlü faz diyagramı

**Tablo 6.14** 4 numaralı alaşımda inklüzyonların kimyasal analiz tablosu (850°C)

Sınıflandırma	İnküzyonlar (adet)	[%]	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Mn
MnS	6341	86,2	1,4	8,5	0,1	24,8		0,1	48,7
Alümina	756	10,3	0,1	71,6	2,5	1,7		0,1	6
Spinel	22	3	5,4	40	1,3	10,5	0,1	0,1	22,5
Si	23	0,3		3,5	42,1				16,8
MnSi	15	0,2		6,5	23,2		1,9	1,2	22,6
MgO	8	0,1	28	8					23,5

Şekil 6.42'de 4 numaralı alaşımda 950°C ısıtma işlemi uygulandıktan sonra çelik temizliği belirtilmiştir. Malzemede birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu 119 adet/mm<sup>2</sup> olarak hesaplanmıştır.



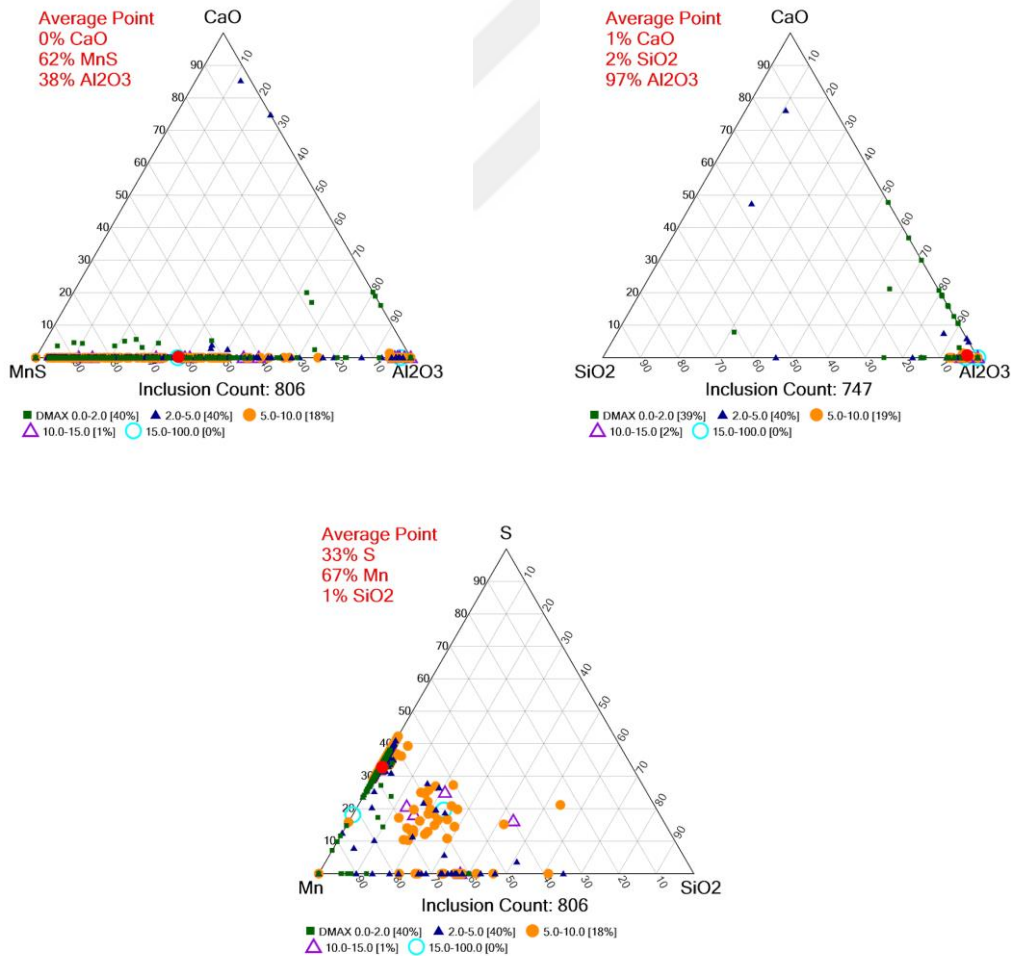
**Şekil 6.42** 4 numaralı alaşımda 950°C ısıtma işlemi uygulandıktan sonra çelik temizliği belirtilmiştir. Malzemede birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu 119 adet/mm<sup>2</sup> olarak hesaplanmıştır.

Tablo 6.15'te 4 numaralı alaşımın ikinci kısmının 950°C ısıtma işlemi uygulaması sonrasında sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu yer almaktadır.

**Tablo 6.15** 4 numaralı alaşımda inklüzyonların kimyasal analiz tablosu (950°C)

Sınıflandırma	İnküzyonlar (adet)	[%]	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Mn
MnS	5999	89,1	1,2	7,7		24,4		0,1	48,7
Alümina	537	7,9		70,6	2,3	1,9		0,1	6,6
Spinel	134	2	5,8	38,9	1,4	5,8	0,2	0,7	19,5
CaSiAl	18	0,3		15,5	9,6	0,6	6,3		17,8
MnSiAl	18	0,3	2	14,3	11,2	1,2	6,2	1,2	21,4

Şekil 6.43'te 4 numaralı alaşımın 1100°C ısıtma işlemi uygulaması sonrasında çelik temizliği üçlü faz diyagramlarıyla belirtilmiştir. Malzemede birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu 109,9 adet/mm<sup>2</sup> olarak ölçülmüştür.



**Şekil 6.43** 4 numaralı alaşımın 1100°C ısıtma işlemi uygulaması sonrasında inklüzyon yapısına ait üçlü faz diyagramı

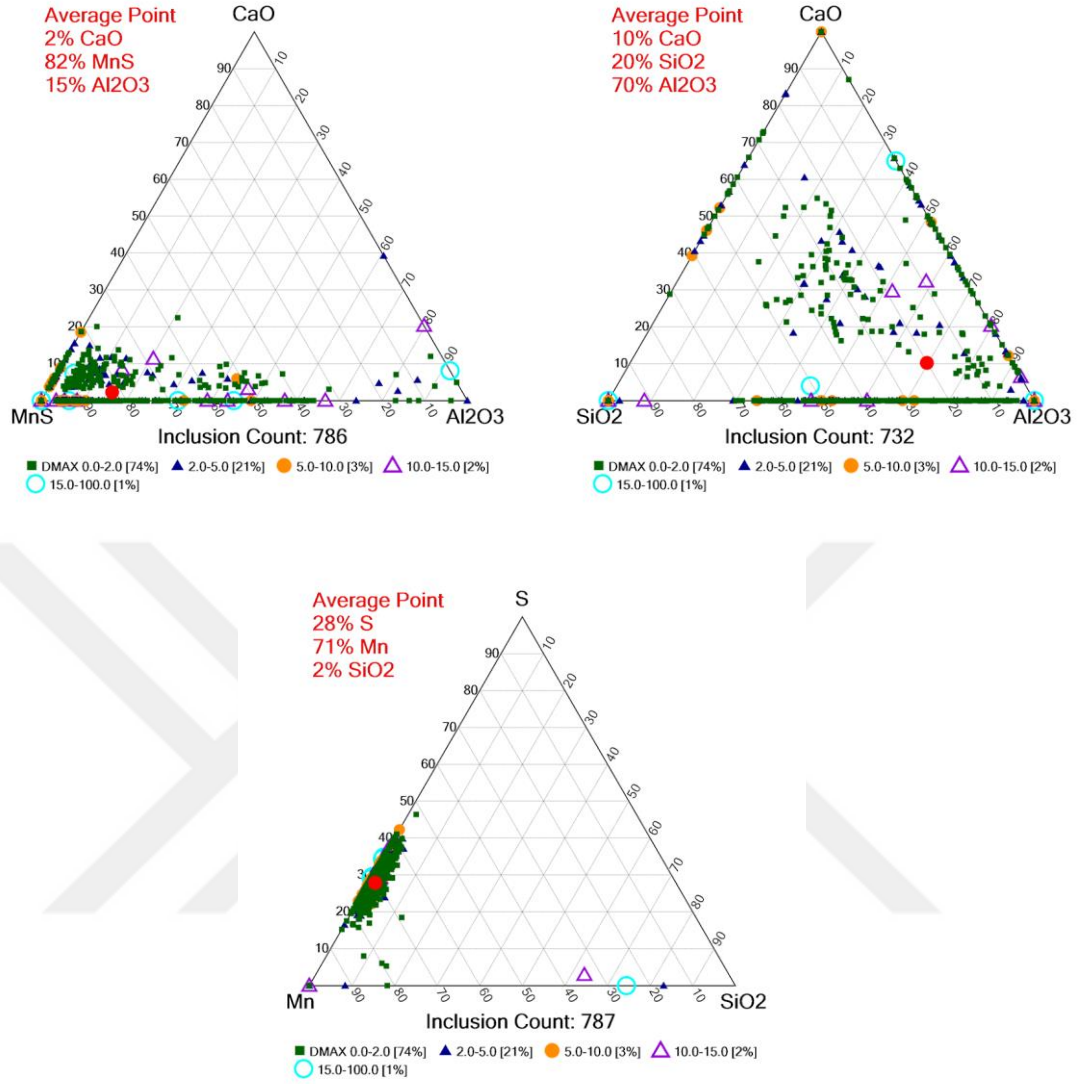
Tablo 6.16'da 4 numaralı alaşımın ikinci kısmının 1100°C ısıtma işlemi uygulaması sonrasında sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu yer almaktadır.

**Tablo 6.16** 4 numaralı alaşımda inklüzyonların kimyasal analiz tablosu (1100°C)

Sınıflandırma	İnküzyonlar (adet)	[%]	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Mn
MnS	5908	88,9	1,2	7,1		24,7		0,2	49,1
Alümina	600	9		70,4	2,4	1,2		0,1	6
Spinel	112	1,7	5,4	39,9	1,6	6,7	0,1	0,5	19,9
CaSiAl	9	0,1		5,3	6,5	1,2	37,6		13,5
MnSi	9	0,1	9,3	7,9	15,5		2	2,4	23,2

Çelik temizliğini temsil eden üçlü faz diyagramları değerlendirildiğinde, 4 numaralı alaşımın (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,1C) ikinci kısmında farklı sıcaklıklarda uygulanan ısıtma işlemi sonrasında tüm malzemelerde, inklüzyon yapısının ağırlık olarak MnS türünde olduğu değerlendirilmiştir. Yapıda tespit edilen MnS inklüzyonlarının maksimum 20 mikron mertebelerinde olduğu belirlenmiştir. En fazla MnS bulunduran malzemenin 850°C ısıtma işlemi uygulanan malzeme olduğu görülmektedir. Tüm malzemelerde çelik temizliği için en riskli inklüzyon karakteristiğine sahip Alümina tipi inklüzyon yapısı tespit edilmiştir. 750°C ısıtma işlemi uygulanan malzeme en yüksek (1011 adet) Alümina inklüzyonlarına sahip olan malzeme olarak tanımlanmıştır, bu malzemede alümina inklüzyonlarının boyutları yer yer 20 mikrondan yüksek olarak analiz edilmiştir. Alümina tipi inklüzyonlar nihai kullanım alanları için çelikte olumsuzluk yaratmakta, malzemenin şekillendirme sürecinde ilk hassasiyet gösterdiği kısım olarak değerlendirilmektedir.

Şekil 6.44'te 7 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon haritası belirtilmiştir. Malzemedeki kalıntı analizi değerlendirildiğinde yapının genel olarak MnS inklüzyonlarından oluştuğu bulunmuştur. Üçlü faz diyagramlarında inklüzyonların ağırlık noktasının, MnS ve spinel olarak adlandırılan kompleks inklüzyon çeşitlerinden oluştuğu paylaşılmıştır. Uzamış MnS inklüzyonlarının boyutu numunenin bazı bölgelerinde 20 mikron mertebelerini geçmiştir. Malzemede birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu 182, 11 adet/mm<sup>2</sup> olarak tespit edilmiştir.



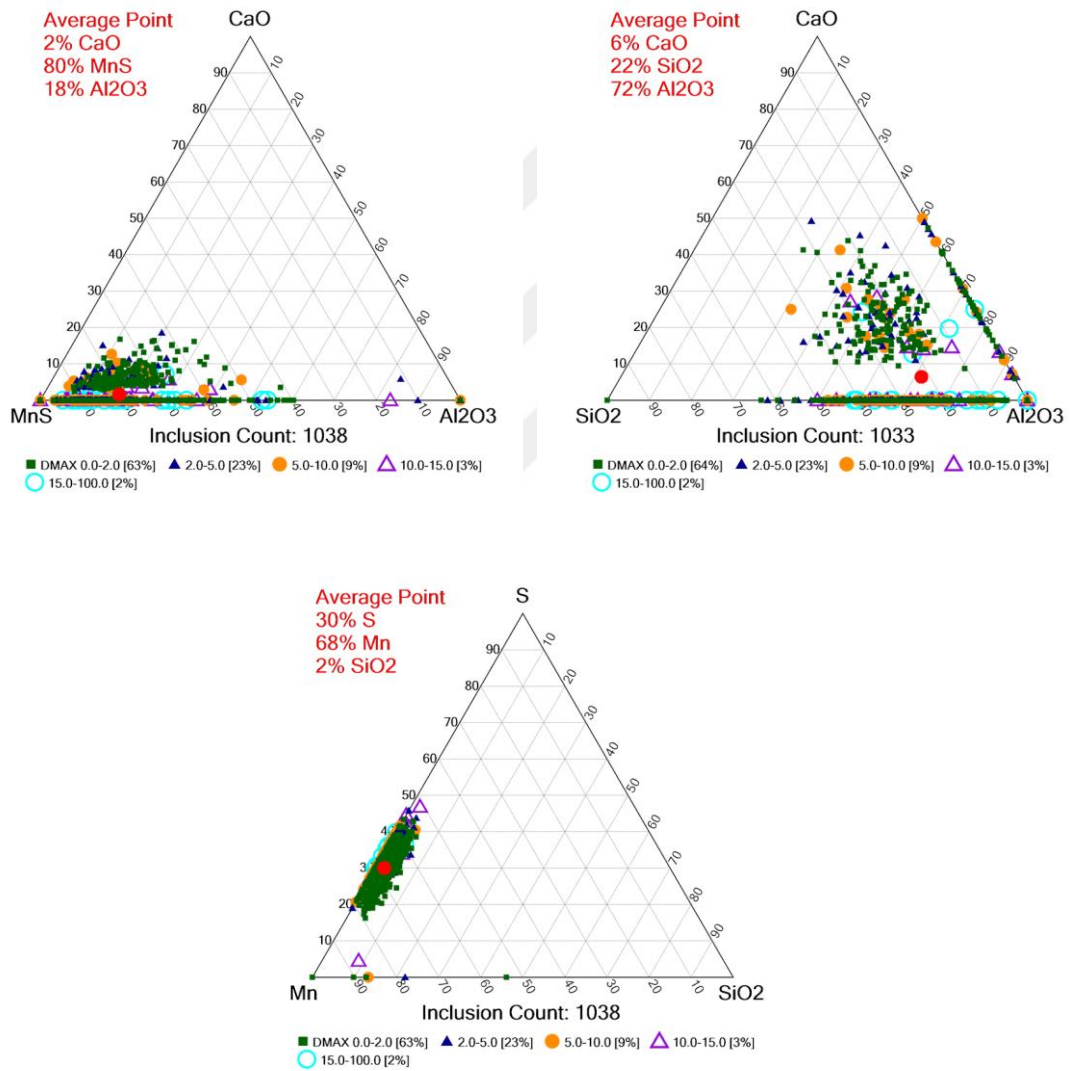
**Şekil 6.44** 7 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon morfolojisinin dağılımı

Tablo 6.17’de 7 numaralı alaşımın ikinci kısmının sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu yer almaktadır.

**Tablo 6.17** 7 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu

Sınıflandırma	İnküzyonlar (adet)	[%]	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Mn
MnS	11685	97,3	0,5	3,8	1,1	23,2	0,6	0,5	58,6
Spinel	200	1,7	7,2	33,5	1,5	4,2	1,2	0,9	18,8
TiS.MnS	46	0,4		2,6		9,6	0,5	39,7	24,7
TiN	31	0,3		0,9			0,6	63,9	4,8

Şekil 6.45'te 8 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon haritası belirtilmiştir. Malzemedeki inklüzyon yapısı incelendiğinde inklüzyon morfolojisinin MnS ve spinel tip inklüzyonlardan oluştuğu değerlendirilmiştir. Yapıda ayrıca yüksek Ti içeriğine sahip inklüzyonlar ile dönüşümünü tamamlamamış CA6 tipi inklüzyonlar tespit edilmiştir. CA6 tipi inklüzyonlar maksimum 5 mikron boyutlarındadır. Birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu 239,3 adet/mm<sup>2</sup> olarak ölçülmüştür.



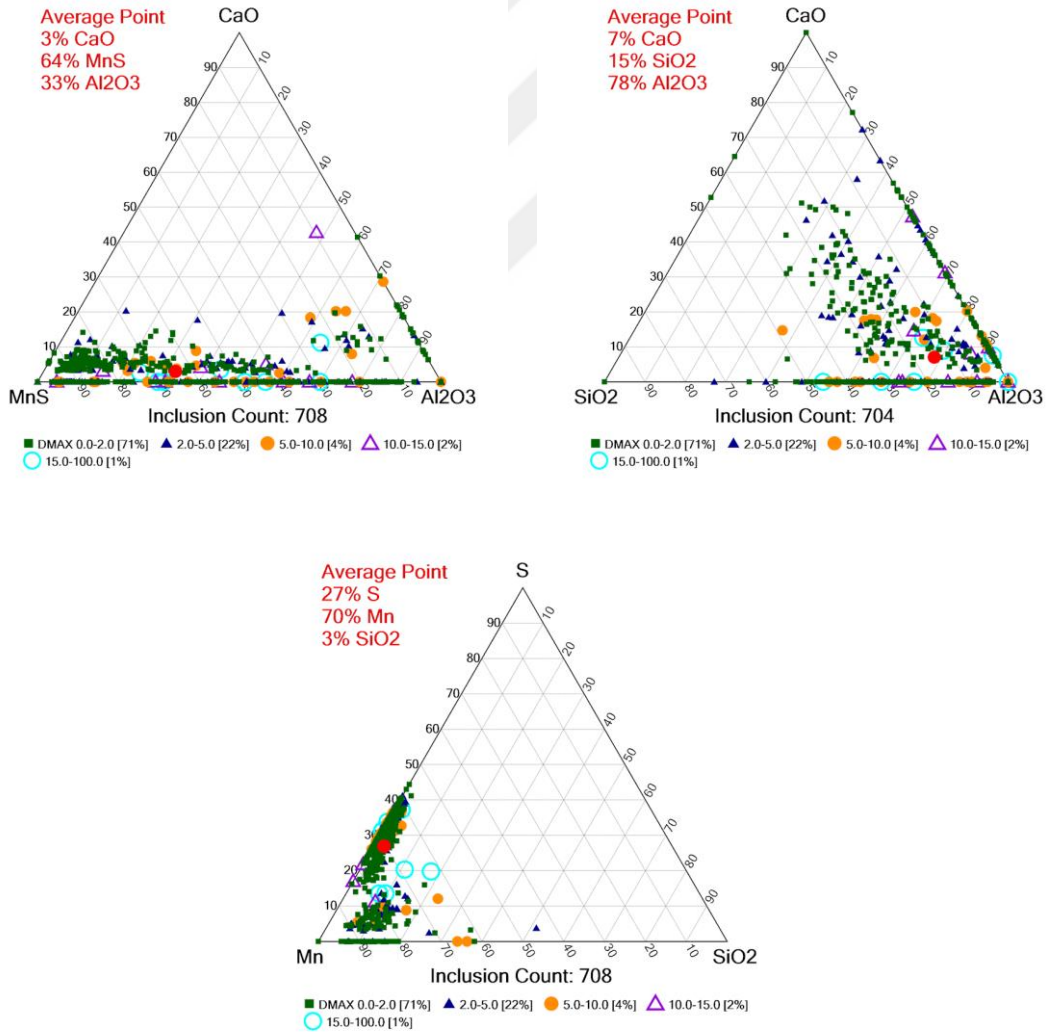
Şekil 6.45 8 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon morfolojisinin dağılımı

Tablo 6.18'de 8 numaralı alaşımın birinci kısmının sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu yer almaktadır.

**Tablo 6.18** 8 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu

Sınıflandırma	İnküzyonlar (adet)	[%]	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Mn
MnS	19074	99,4	2,1	5,1	1,6	23,5	0,5	0,6	53,1
Ti	38	0,2		1,1				73,9	4,2
Spinel	38	0,2	6,9	35,2	1	1,8			20,7
CA6	19	0,1		44,1		6	3,1		8,5

Şekil 6.46'da 10 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon haritası belirtilmiştir. Malzemede inklüzyon yoğunluğu en fazla olan tür uzamış MnS inklüzyonlarıdır. Kompleks inklüzyon türü olan MnSiAl tipi kalıntılar yapıda yoğun olarak tespit edilmiştir.



**Şekil 6.46** 10 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon morfolojisinin dağılımı

Üçlü faz diyagramlarında inklüzyon ağırlık noktasının Alümina bileşimine kaydığı gözlemlenmiştir. Ayrıca malzeme özelliklerini olumsuz yönde etkileyen Ti bazlı TiAl inklüzyonlarının numunede bulunduğu saptanmıştır. Birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu 556,2 adet/mm<sup>2</sup> olarak analiz edilmiştir. Tüm malzemeler içerisinde en fazla inklüzyon yoğunluğu 10 numaralı alaşımın birinci kısmında belirlenmiştir. Tablo 6.19'da 10 numaralı alaşımın birinci kısmının sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu yer almaktadır.

**Tablo 6.19** 10 numaralı alaşımın birinci kısmına ait sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu

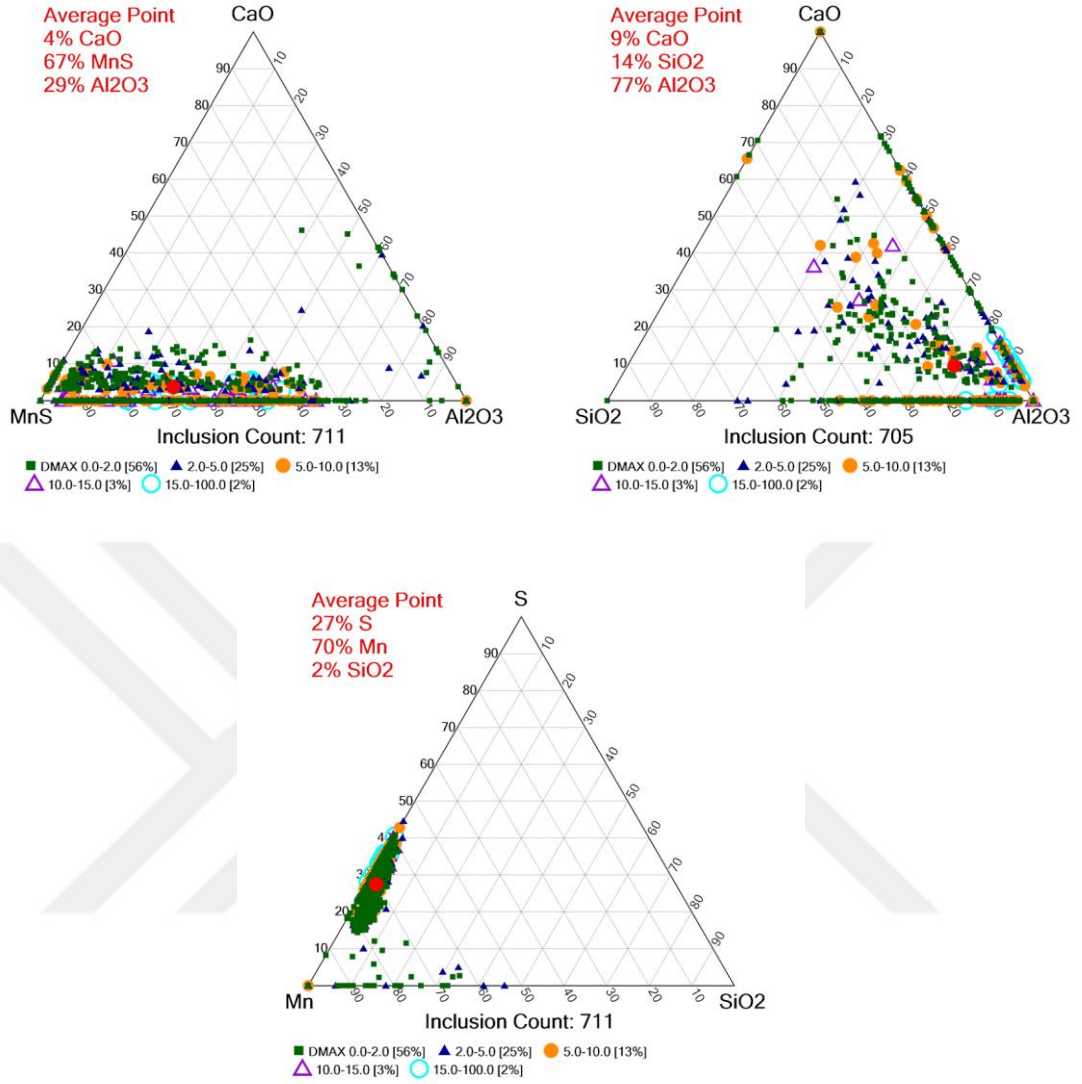
Sınıflandırma	İnklüzyonlar (adet)	[%]	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Mn
MnS	7858	96,5	0,3	9,2	1,1	24	0,9	0,3	55,2
Mn-SiAl	90	1,1	1,1	14,2	14,9	0,6	1,1		29,5
Ti.Al	45	0,5		19,7	0,6	3,7	0,5	36,1	18,2
TiN	45	0,5		3,4	1,4	0,4		56,1	11,1

Tablo 6.20'de 10 numaralı alaşımın ikinci kısmının sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu yer almaktadır. Malzemede 10 mikron boyutlarına varan TiN tipi inklüzyonlar tespit edilmiştir. TiN inklüzyonları tane sınırları arasında gevreklik problemi oluşturmada ve malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemekte, çatlak hassasiyetini arttırmaktadır. Çelikte genel yapının ise uzamış MnS inklüzyonlarından oluştuğu saptanmıştır. Tarama sonuçlarında birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu 251,9 adet/mm<sup>2</sup> olarak ölçülmüştür.

**Tablo 6.20** 10 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinde tespit edilen inklüzyonların kimyasal analiz tablosu

Sınıflandırma	İnklüzyonlar (adet)	[%]	Mg	Al	Si	S	Ca	Ti	Mn
MnS	7112	93,9	0,2	9,3	1,4	22,6	1,1	0,4	56,5
Ti	108	1,4		2,5	0,7	0,9	0,3	70,4	10,3
TiN	97	1,3		4	1,3	0,4	0,6	58,7	16,6
Ca.Si.Al	86	1,1	0,6	10,7	6,9	0,8	7,5	0,4	30,8
Mn.Si.Al	75	1	3,7	15,6	14,1	0,6	1,1	0,8	35,1
Ti.Al	43	0,6		27,3	1,4	0,6	1,1	25,4	10,1

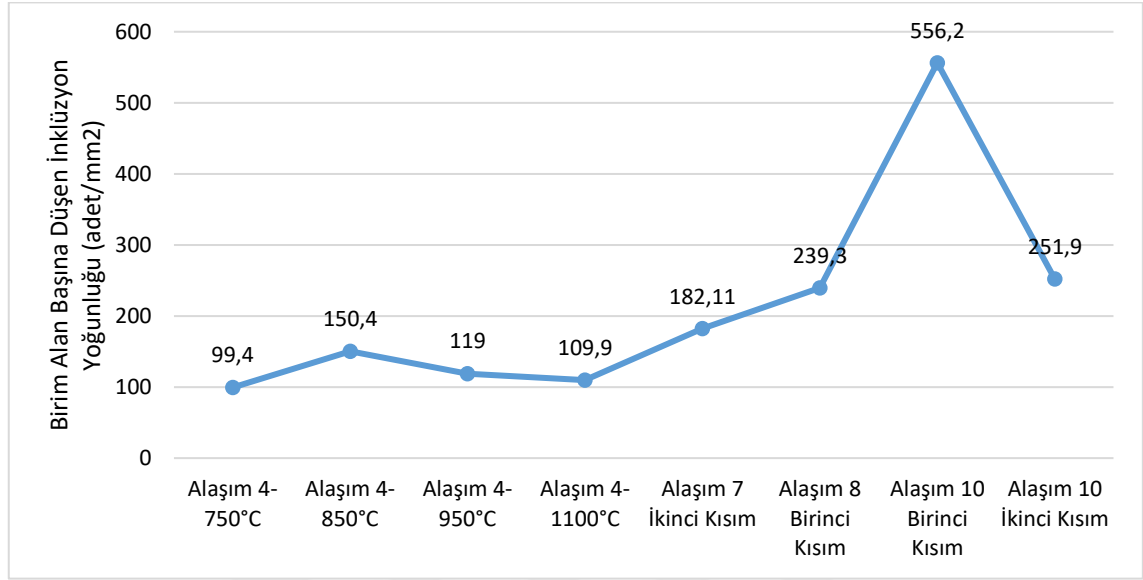
Şekil 6.47'de 10 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon haritası belirtilmiştir.



**Şekil 6.47** 10 numaralı alaşımın ikinci kısmına ait sac numunesinin üçlü faz diyagramlarında inklüzyon morfolojisinin dağılımı

Çalışmalar kapsamında çelik temizliği analizi gerçekleştirilmiş tüm alaşımların birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğunun değişimi Şekil 6.48'de belirtilmiştir. Inklüzyon yoğunluğu en fazla olan numune 10 numaralı alaşımın birinci kısmıdır. Bu durum, mekanik testlerde malzemenin en düşük çekme gerilmesi değerine sahip olmasıyla paralellik göstermektedir. Açık indüksiyon fırınında dökümü gerçekleştirilen 4 numaralı malzemenin (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,1C) farklı ısıl işlem sonuçlarında elde edilen kalıntı analizleri kendi içerisinde tutarlı olmakla birlikte, vakum indüksiyon fırınında üretimi gerçekleştirilen alaşımlardan daha düşük seviyede inklüzyon seviyesine sahiptir. Bu durumun

temel nedeni, açık indüksiyon fırınında cürufllu üretim pratiğinin ergitme ve yüzdürme koşullarında inklüzyon kontrolünü sağlamada daha etkin rol oynamasıdır. Cürufun inklüzyon barındırma kapasitesi yükseldikçe çelik temizliği artmaktadır.



**Şekil 6.48** Alaşımın birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğunun değişimi

Düşük yoğunluklu çeliklerde inklüzyon analizlerinin değerlendirilmesine yönelik literatürde çok kısıtlı çalışmalar yer almaktadır. Wang ve ekibinin [119] yapmış olduğu çalışmalarda düşük yoğunluklu çelik ile  $Al_2O_3$  ve MgO bazlı refrakter malzemelerin etkileşimi incelenmiştir. MnS içeren inklüzyon bileşimleriyle beraber spinel tarzda oluşumların yer aldığı aktarılmıştır. Tezin deneysel çalışmalar kısmında, belirtilen çalışmadan farklı olarak, sadece çelik-refrakter etkileşimi değil, çelik-yapay cüruf-refrakter etkileşimlerinin inklüzyon oluşum yapısına etkisi değerlendirilmiştir.

Bin Li ve ekibinin yürüttüğü çalışmada [120], nadir toprak elementlerinden olan lantanın yüksek Al içeriğine sahip çeliklerde inklüzyon modifikasyonu için kullanıldığı aktarılmıştır. Lantanın, Alümina ve sülfid tipi inklüzyonları bağladığı deneysel çalışmalarda paylaşılmıştır. Tezde, haddelenmiş nihai üründe inklüzyon analizleri gerçekleştirilerek tüm yapının karakterize edilmesi sağlanmıştır.

## 6.7 Teorik Yoğunluk Analizleri

Tez çalışmasında üretilen tüm alaşımların teorik yoğunlukları FactSage termodinamik simülasyon programında ve ampirik formüller [36], [112] temel alınarak hesaplanmıştır. FactSage programı ile gerçekleştirilen yoğunluk ( $\rho$ ) hesaplamalarında, 200°C'deki sıcaklık ile KYM\_A1 ve KYM\_A2 fazları değerlendirilmeye alınmıştır.

Ferritik ve östenitik düşük yoğunluklu çeliklerde C, Mn ve Al elementleri kullanılarak hesaplanan yoğunluk ( $\rho$ ) formülleri Denklik 6.1 ve Denklik 6.2'de belirtilmiştir. Tüm hesaplamalarda elde edilen değerler g/cm<sup>3</sup> cinsinden Tablo 6.21'de belirtilmiştir. Ampirik olarak hesaplanan yoğunluk verilerinde her iki denklikte hesaplanan değerlerin ortalaması belirtilmiştir.

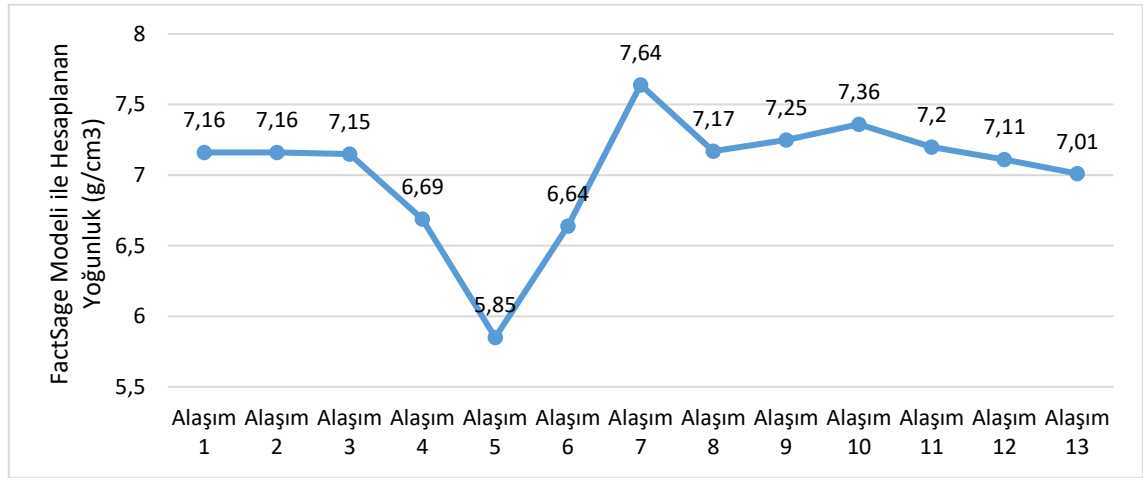
$$\rho = 8,15 - 0,101[\text{Al}] - 0,041 [\text{C}] - 0,0085 [\text{Mn}] \quad (6.1)$$

$$\rho = 7,874 - 0,098[\text{Al}] \quad (6.2)$$

**Tablo 6.21** Alaşımların teorik yoğunluk (g/cm<sup>3</sup>) tablosu

Malzeme	FactSage Modeli ( $\rho$ )	Ampirik Formül ( $\rho$ )
Alaşım 1	7,16	7,79
Alaşım 2	7,16	7,68
Alaşım 3	7,15	7,86
Alaşım 4	6,69	7,52
Alaşım 5	5,85	7,04
Alaşım 6	6,64	6,53
Alaşım 7	7,64	7,79
Alaşım 8	7,17	7,63
Alaşım 9	7,25	7,26
Alaşım 10	7,36	7,38
Alaşım 11	7,2	7,55
Alaşım 12	7,11	7,55
Alaşım 13	7,01	7,35

Şekil 6.49’da düşük yoğunluklu çelik alaşımlarının FactSage modeliyle hesaplanan yoğunluk değerleri karşılaştırmalı olarak belirtilmiştir. En yüksek yoğunluk değerinin 7 numaralı alaşım (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si) malzemesinde, en düşük yoğunluk değerinin ise 5 numaralı alaşım malzemesinde (Fe-2,2Mn-9,61Al-0,09C-0,19Si) elde edildiği değerlendirilmiştir. En yüksek yoğunluğa sahip 7 numaralı alaşımın (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si) standart bir çelik kalitesine göre ortalama %2 daha düşük yoğunluğa sahip olduğu hesaplanmıştır. Diğer alaşımlarda yoğunluk düşüşü ortalama olarak %10-18 arasında tespit edilmiştir.



Şekil 6.49 Düşük yoğunluklu çeliklerin teorik yoğunluk değişimi

Yoğunluk düşüşüyle ilgili gerçekleştirilen çalışmalarda, çeliğe her %1 Al ilavesinin yoğunlukta %1,3 oranında düşüşe sebebiyet vereceği aktarılmıştır [1]. Araştırmalarda, demirden hafif elementlerin alaşımın kafes parametrelerini değiştirdiği ve atomsal ağırlığı düşürdüğü paylaşılmıştır [121-122]. Yoğunluk düşüşü için kullanılan ampirik formüller Bohnenkamp ve Sandström [123] tarafından geliştirilmiştir. Ferritik düşük yoğunluklu çeliklerin maksimum alaşım elementi oranı %16 olarak ifade edilmiştir. Tez kapsamında ampirik formüllerle elde edilen yoğunluk değerleri, FactSage hesaplamalı termodinamik simülasyon programında elde edilen çıktılarla karşılaştırılmıştır.

## 6.8 Deney Çalışmalarında Elde Edilen Bulgular

DeneySEL çalışmalarda elde edilen tüm bulgular özet şekilde yorumlanmıştır. Termodinamik simülasyon programlarıyla gerçekleştirilen çalışmalarda alaşım

dizaynlarının yanı sıra, katılaşma sürecinde faz dönüşümleri incelenmiştir. Gibbs serbest enerjisinin minimize edilmesiyle dönüşüm denge koşulları ve entalpi değerleri analiz edilmiştir. Düşük yoğunluklu çeliklerin faz diyagramları çizilmiş, oluşan ara fazlar ve k-karbür oluşum olasılığı değerlendirilmiştir. Faz diyagramları incelendiğinde, Alüminyum miktarı yükseldikçe k-karbür oluşma eğiliminin arttığı değerlendirilmiş ve farklı karbon içeriklerinde oluşan karbürlü faz yapılarının k-karbür oluşum mekanizmasında etkili olduğu belirlenmiştir

Teorik çalışmalarda k-karbür faz yapısının farklı alt kırımim fazlarından oluştuğu tespit edilmiştir;  $Fe_3AlC(Va)$  fazının katılaşma sürecinde yüksek sıcaklıklarda oluştuğu,  $Mn_3AlC(Va)$  fazının ise daha düşük sıcaklıklarda oluştuğu değerlendirilmiştir. K-karbür fazı içerisinde oluşan diğer fazlar  $Fe_3Fe(Va)$ ,  $Fe_3Mn(Va)$ ,  $Mn_3Fe(Va)$ ,  $Fe_3FeC$ ,  $Mn_3Mn(Va)$ ,  $Fe_3MnC$ ,  $Mn_3FeC$  ve  $Mn_3MnC$  fazlarıdır.

Al ve Mn elementlerinin düşük yoğunluklu çeliklerde geleneksel çelik türlerine göre görece yüksek olması ve k-karbür fazının bu alaşım grubuna özgü olması tezin odak noktasını oluşturmuştur. Çalışmalarda çelik içerisindeki Al miktarı belirli oranlarda artırılarak döküm pratiği kazanılması hedeflenmiştir. Alaşım tasarımı çalışmalarında Alüminyum elementinin maksimum %14 mertebesinde olması hedeflenmiştir. Al, çelikte östenitik tane yapısının kontrolünde önemli rol oynamaktadır. Ferrit dengeleyici element olduğundan ötürü sıcak haddelenmiş çeliğin faz yapısı artan Al miktarıyla beraber ferritik yapıya geçiş eğilimi göstermektedir.

Alaşım verimi açısından açık indüksiyon fırınında yapay cürufllu ve cürufsuz üretim pratikleri karşılaştırılmış, yapay cüruf kullanımının atmosfere açık üretim şartlarında en ideal şartları sağladığı görülmüştür. Cüruf kullanılmayan ilk deneme dökümlerde Al elementinin alaşım verimi %13-25 aralığında, Mn elementinin alaşım verimi %55-60 aralığında hesaplanmıştır. Döküm yapısında soğumanın yüksek hızlı, alaşımın gerçek sıcaklık gradyeninin yatık ve dolayısıyla dendritik katılaşma bölgelerinin hacim oranının yüksek olduğu görülmüştür. Yapay cüruf kullanımına geçildiğinde Al ve Mn elementleri için alaşım veriminin

%80-90 oranına yükseldiği, döküm yapısının ise daha homojen yapıda olduğu tespit edilmiştir.

Çalışmaların ilk fazında kimyasal analiz tespitinde OES metodu ve ICP-OES ekipmanları kullanılmıştır. Ardından XRF cihazında kullanılmak üzere NiFeCo tüpü tedarik edilmiş ve yüksek ölçüm hassasiyetinde kimyasal analizler tamamlanmıştır. En yüksek Al ve Mn içeriğine sahip alaşım 6 numaralı alaşımdır (Fe-11,97Mn-14,27Al-0,75C). En düşük Al içeriğine sahip düşük yoğunluklu çelikler Alaşım 3 (Fe-10,8Mn-0,9Al-0,8C-0,41Si) ve Alaşım 7 (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si) malzemeleridir.

Yapay cürufli üretim modeli için minör fazların, cüruf doygunluğuna ve oluşabilecek fazlara etkisi üçlü-ikili faz diyagramlarında incelenmiştir. 1000-1400°C sıcaklıklarında farklı Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve FeO oranlarında cürufta oluşan fazlar modellenmiştir. Hesaplanan tüm termodinamik modellere göre cürufta özellikle sıcaklığın da kinetik etkisiyle, demir elementinin daha çok serbest Fe olarak veya kalsiyum-silikatlı fazlara bağlanabileceği tespit edilmiştir. Cüruf doygunluğu açısından MgO çözünürlüğünün en az %5 olması gerektiği belirlenmiştir. Pratik uygulamalarda bu değer %6 olarak referans alınmıştır.

Yapay cüruf kullanımı pratiği farklı miktarlar için modellenmiş ve en ideal kullanım oranının %1,76 ile %2 arasında olduğu teorik ve pratik çalışmalarla beraber doğrulanmıştır. Ergitme işleminin ardından cüruf numunesi XRD taramalarında Rietveld sonuçlarıyla birlikte incelenmiştir. Genel kristal yapısının krotit (CaAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) ile larnite (Ca<sub>2</sub>SiO<sub>4</sub>) fazlarından oluştuğu görülmüştür. Cüruf yapısı kalsiyum-magnezyum alüminat karakteristiğine sahiptir. Bazite değeri 4-4,7 aralığında hesaplanmıştır.

Katılma yapısı incelemelerinde döküm yönteminin ve süper ısı koşullarının makro numunelerde önemli olduğu değerlendirilmiştir. Daha düşük süper ısı uygulanan dökümlerde eş eksenli bölge oranının yükseldiği ve dendrit kollarının daha ince taneli yapıda olduğu değerlendirilmiştir. Çalışmalarda yapay cüruf pratiği uygulanarak dökümü gerçekleştirilen 4,5 ve 6 numaralı alaşımların bifilm oluşum yapısı incelenmiştir. Süper ısı değeri en düşük olan döküm 4 numaralı alaşım (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,09C-0,24Si) olmasına karşın, bifilm oluşumu en çok

gözlenen malzeme 4 numaralı alaşımın ingot yüzeyindedir.6 numaralı alaşımın (Fe-11,97Mn-14,27Al-0,75C) ingot yüzeyinde bifilm oluşumu kenar köşelerde 50 mm'den düşük boyutta gözlemlenmiştir.

Tez çalışmasında sıcak haddeleme simülatöründe uygulanan işlem parametreleri JmatPro yazılımından elde edilen çıktılarla seçilmiştir. İkmal sıcaklığı östenit fazının maksimum oluşma sıcaklığına yakın sıcaklıklarda seçilmiş, sarılma sıcaklığı ise k-karbür fazının oluşumunu önleyecek şekilde östenit dönüşüm sıcaklığının bitiş noktasından daha düşük bir sıcaklıkta seçilmiştir. Sıcak haddelenen malzemeler Alaşım 4 (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,09C-0,24Si), Alaşım 7 (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si), Alaşım 8 (Fe-3,8Mn-3,5Al-0,22C-1,08Si), Alaşım 10 (Fe-9,3Mn-5,8Al-0,46C-2,88Si) ve Alaşım 11 (Fe-5Mn-5Al-0,3C-1Si-0,15Nb) düşük yoğunluklu çelikleridir. Sıcak haddeleme sonrası malzemeler 3 mm kalınlığa düşürülmüştür. 7 numaralı alaşımın ikinci kısmı 11 pasoda, 8 numaralı alaşımın birinci kısmı ise üç eş parçaya ayrılarak 6 pasoda 3 mm kalınlıktan 1 mm kalınlığa soğuk haddelenmiştir. Haddeleme sonrası malzemede genel olarak gevreklik problemi yaşandığı tecrübe edilmiştir.

Isıl işlem uygulamaları yalnızca 4 numaralı alaşımın ikinci kısmına uygulanmıştır. Isıl işlemde temel amaç süreksizlikleri gidermek ve malzeme gevrekliğini düşürmektir. Dört eş parçaya ayrılan alaşım malzemesi 750°C, 850°C, 950°C ve 1100°C sıcaklıklarda 1 saat tavllanmış, ardından su verme uygulanmıştır. Mekanik test sonuçları değerlendirildiğinde 850°C ve 750°C'de tavlanan malzemelerin maksimum çekme gerilmesi yaklaşık 567 MPa olarak ölçülmüştür.

Sıcak haddeleme sonrası soğuk haddeleme simülatöründe haddelenebilen malzemeler 7 numaralı alaşımın ikinci kısmı ve 8 numaralı alaşımın birinci kısmı olmuştur. Soğuk haddelemede nihai kalınlık 1 mm olarak hedeflenmiş ve çalışmalar bu doğrultuda başarıyla tamamlanmıştır. Genel olarak malzemelerde k-karbür fazından kaynaklı olarak gevreklik ve çatlığa hassasiyet olduğu gözlemlenmiştir. Diğer alaşımlar, sıcak haddeleme sonrasında mekanik testlerde düşük uzama gösterdiğinden ve yer yer sac numunelerde gevreklik ile çatlığa hassasiyet görüldüğünden ötürü soğuk haddeleme simülatörüne alınamamıştır.

4, 7, 8, 10 ve 11 numaralı düşük yoğunluklu çelik alaşımlarının mekanik test sonuçları incelendiğinde en yüksek çekme gerilmesi 7 numaralı alaşım malzemesinin ikinci kısmında 1369 MPa olarak kayıt edilmiştir. En düşük çekme gerilmesi 498,83 MPa değeri ile 10 numaralı alaşımın birinci kısmında test edilmiştir. Aynı alaşımın farklı sıcak haddelene parametreleriyle üretilen ikinci kısmında çekme gerilmesi 826,98 MPa'dır; her iki numunenin mekanik test sonuçları arasında %65 fark olduğu görülmüştür. Bu durumun temel nedeninin sıcak haddelene prosesinde sarılma sıcaklığı faktörü olduğu bilinmektedir. Aynı malzeme sarılma sıcaklığının artmasıyla beraber mekanik test değerlerinde düşüş görülmüştür.

8 numaralı alaşımın mekanik test sonuçları birbiri ile uyumlu olmakla beraber uzama değerleri de diğer alaşımlara göre oldukça yüksek ve kendi içinde tutarlıdır. Malzemenin haddelenen birinci kısmında ortalama %15,41 uzama değeri hesaplanmıştır. İkinci kısımda uzama değeri ortalama %11,5'dir. En düşük uzamaya sahip alaşımlar 10 ve 11 numaralı alaşımlardır. Mekanik test sonuçlarının değerlendirilmesinde, düşük yoğunluklu çelik sacın orta kısmına uygulanan tekrarlı çekme testlerinin ortalama değerleri temel alınmıştır.

Sıcak haddelenmiş sacların mikroyapı incelemelerinde üretilen alaşımların genel olarak ferritik faz yapısında olduğu değerlendirilmiştir. Karbürlü çökelti yapılar hemen hemen her alaşım yapısında tane sınırlarında yoğun olarak dağılmıştır. Alaşım 7 diğer alaşımların mikroyapısından farklı olarak beynit ve perlit yapısına sahiptir. Matris yapının ferrit olduğu alaşımlarda martenzit veya perlit fazları tespit edilmiştir. 10 numaralı alaşımın ikinci kısmında malzemenin mukavemetini arttıran ağsı sementit yapıları görülmüştür. 11 numaralı alaşımda ise NbC çökeltileriyle beraber ferritik matriste martenzit bantları gözlemlenmiştir.

Alaşım tasarımı çalışmalarına paralel olarak, sıcak haddelenen tüm alaşımların mikro yapısının çift fazlı düşük yoğunluklu çelik yapısında olduğu değerlendirilmiştir. Matriste ferrit fazıyla beraber diğer fazların (k-karbür, karbürlü fazlar, sementit, perlit) yer aldığı tespit edilmiştir.

Çelik temizliği sonuçları değerlendirildiğinde, birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu açısından en iyi sonuçlar 4 numaralı alaşımın ikinci kısmına uygulanan

ısıll işlemler sonrasında elde edilmiştir. 4 numaralı alaşımda ortalama inklüzyon yoğunluğu 119,67 adet/mm<sup>2</sup> olarak ölçülmüştür. Ancak belirtilen alaşımda, diğer alaşımlara göre daha fazla alümina yapısına sahip standart alümina inklüzyonları ve kompleks inklüzyon tipleri olduğu gözlemlenmiştir. Malzemede Al miktarının yüksek olmasından ötürü alümina içeren spinel tip inklüzyon yapılarının da ayrıca oluştuğu değerlendirilmiştir.

Vakum indüksiyon fırınında atmosfere kapalı olarak üretilen alaşımların (7,8 ve 10) kalıntı yoğunluğu yüksek olmakla beraber, Alümina inklüzyonlarının sayısı yüksek Al içeriğine göre beklenenden düşük seviyede elde edilmiştir. Elde edilen bulgular, tüm malzemelerde uzamış morfolojide MnS inklüzyonlarının numunelerde yoğun olarak dağıldığını göstermektedir. MnS inklüzyonları, haddeleme koşulları için Alümina tipinde inklüzyonlar kadar kritik özellik göstermemekle beraber; yapıda yoğun şekilde gözlemlenmesi bir sonraki prosesler için olumsuz durum yaratmaktadır.

Çelik temizliği açısından en yoğun inklüzyon miktarı 10 numaralı alaşımların birinci kısmında gözlemlenmiştir. 10 numaralı alaşımların birinci kısmında birim alan başına düşen inklüzyon yoğunluğu, aynı alaşımların ikinci kısmına göre %120 daha yüksektir. Bu sonuç, mekanik testlerde elde edilen bulgularla benzerlik göstermektedir.

Çalışmaların temel amacı olan ve endüstriyel uygulamalarda ağırlık düşüşüne katkı sağlayan çelik yoğunluğu analizleri teorik çalışmalar gerçekleştirilerek elde edilmiştir. Yoğunluk hesaplamalarında hem FactSage termodinamik simülasyon programında fiziksel koşullar temel alınarak hesaplamalar gerçekleştirilmiş, hem de literatürdeki ampirik formüller kullanılarak g/cm<sup>3</sup> cinsinden sonuçlar elde edilmiştir. Bu kapsamda, FactSage modeli ile hesaplanan yoğunluk değerleri incelendiğinde 5 numaralı alaşımların yoğunluğunun 5,85 g/cm<sup>3</sup> olduğu hesaplanmıştır. Bu değer üretilen tüm alaşımlar arasında en düşük değeri yansıtmaktadır.

Sıcak haddelemesi gerçekleştirilen alaşımlarda en düşük yoğunluk değeri 4 numaralı alaşımda 6,69 g/cm<sup>3</sup> olarak hesaplanmıştır. Mekanik test sonuçları ve çelik temizliği sonuçları diğer düşük yoğunluklu çelik alaşımlarına göre iyi olan 8

numaralı alaşımın ise yoğunluk değeri  $7,17 \text{ g/cm}^3$  olarak hesaplanmıştır. Bu değer standart bir çelik kalitesine göre ortalama %8,7 daha düşüktür. Ampirik formüle göre ise bu değer %2,4 olarak hesaplanmaktadır.



Bu tez çalışmasında düşük yoğunluklu çeliklerin alaşım tasarımı, döküm pratikleri, haddelenmesi ve karakterizasyonuna yönelik metalürjik kazanımlar elde edilmiştir. Özellikle termodinamik simülasyon programlarıyla gerçekleştirilen çalışmalar kapsamında, belirtilen çelik kalitelerinin geliştirilmesiyle ilgili metalürjik bilgi birikimi kazanılmış; teorik bulgularla pratik çalışmalar eşleştirilmiştir. Çalışmalar kapsamında 33 farklı konsept tasarım üzerinde çalışılmış, 13 farklı alaşımın belirlenen deney setleriyle beraber üretilmesi sağlanmıştır.

Hedef analiz tasarımlarında iki temel gösterge ele alınmıştır. Bunlardan ilki, tez çalışmasının yenilikçi yönünü konu alan ve Ar-Ge ölçeğinde üretimi mümkün olan alaşımların prototip ölçekte üretimidir. İkincisi ise endüstriyel üretim ölçeğine uyarlanabilir, mevcut altyapı ve ekipmanlarla dökümü potansiyel aralıkta olan alaşımların üretimidir.

Emisyon salınımlarının düşürülmesi hedefi temel alınarak, hafif çelik alaşımların geliştirilmesi ve üretimine yönelik çalışmalar gün geçtikçe artmaktadır. Tez çalışması kapsamında Türkiye’de üretimi gerçekleştirilmeyen, yüksek Alüminyum ve Mangan içeriğine sahip düşük yoğunluklu çelik kaliteleri Erdemir Ar-Ge Merkezi altyapısı kullanılarak geliştirilmiştir. Hesaplamalı termodinamik simülasyon programları kullanılarak alaşım tasarımı özgün olan farklı alaşımların döküm ve haddeleme pratikleri incelenmiştir. Malzemelerin mekanik test sonuçları analiz edilmiş ve malzeme karakterizasyonu çalışmaları tamamlanmıştır. Tez çalışması kapsamında elde edilen sonuç ve öneriler madde olarak özetlenmiştir:

1. Çalışmada k-karbür ve diğer karbürlü fazların, Al ve Mn toplamının %5’ten fazla olması durumunda yoğun olarak oluştuğu değerlendirilmiştir. Karbürlü fazların etkisi çelikte olumlu ve olumsuz yönde değişebilmektedir.

Termodinamik incelemelerde k-karbür fazının farklı alt kırınım fazlardan oluştuğu, her alaşım tasarımına özgün farklı k-karbür kombinasyonlarının yapıda yer aldığı belirlenmiştir.

Bu konuyla ilgili daha detaylı çalışmaların gelecek dönemde düşük yoğunluklu çelikler özelinde çalışılması önerilmektedir. K-karbür fazının kontrolüyle üstün mekanik özellikler elde edilebilmektedir.

2. Alaşım verimi açısından açık indüksiyon fırınında yapay cürufllu üretim pratiğinde Al ve Mn verimi %80 üzeri, yapay cüruf kullanılmayan dökümlerde ise maksimum %25 oranındadır. Yapay cüruf kullanımının ideal ergitme koşullarını sağladığı görülmüştür.

Yapay cürufllu üretim modelinde alaşım veriminin daha yukarı seviyelere çekilmesine yönelik detaylı çalışmalar gerçekleştirilmesi öneri olarak değerlendirilebilir. Bu kapsamda cürufta oksijen aktivitesinin ve çelik-cüruf etkileşiminin incelenmesi gerekmektedir.

Çalışmalarda döküm sıcaklığının kontrolü her deneme dökümde hassas şekilde yönetilememiştir. Süper ısı koşulları homojen katılma yapısı için çok önemli bir parametredir. Hem açık hem de vakum indüksiyon fırınında gerçekleştirilecek çalışmalarda likidüs sıcaklığının maksimum 30-35°C yukarısında dökümlerin gerçekleştirilmesi tavsiye edilmektedir.

3. Bifilm oluşumu açık indüksiyon yöntemiyle üretilen ingotlarda genel bir problemdir.

Bu yöntemle üretilen malzemelerin yüzeyine taşlama işlemi uygulanması, haddeme işlemlerinde metalürjik açıdan daha iyi sonuçlar elde edilmesini sağlayacaktır.

4. Çalışmada açık indüksiyonla üretilen bir ingotun sıcak olarak haddeme verilerini incelemek ve mikroyapı ile mekanik mukavemetin ısıl işlemle değişimini gözlemlemek amacıyla yalnızca 4 numaralı alaşıma (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,09C) ısıl işlem uygulaması gerçekleştirilmiştir. Vakum indüksiyon fırınında dökülen alaşımlar daha homojen katılma yapısında olduğundan ötürü ısıl işlem uygulanması tercih edilmemiştir.

5. Çalışmalar kapsamında üretilen alaşımların bir kısmı sıcak haddelenmiş, bazıları ise ingot döküm yapısının uygun olmamasından ve operasyonel nedenlerden dolayı haddeleme işlemine alınmamıştır. Sıcak haddeleme sonrası, soğuk haddelemeye en uygun çelikler Alaşım 7 (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si) ve Alaşım 8 (Fe-3,8Mn-3,5Al-0,22C-1,08Si) olmuştur.

Soğuk haddeleme için alaşım tasarımı yapılırken ferrit stabilizör elementlerin oranının belirlenmesi ve sıcaklığa bağlı faz değişimlerinin hesaplanması önerilmektedir.

6. Mekanik test sonuçları incelendiğinde en yüksek çekme gerilmesine sahip düşük yoğunluklu çelik sacının Alaşım 7 malzemesinin (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si) ikinci kısmı olduğu değerlendirilmiştir.

7. Alaşım 10 malzemesinin (Fe-9,3Mn-5,8Al-0,46C-2,88Si) birinci kısmı tüm numuneler arasında en düşük ortalama çekme gerilmesine sahip malzeme olarak tespit edilmiştir.

Düşük yoğunluklu çeliklerle ilgili çalışmalarda ikmal ve sarılma sıcaklığı gibi sıcak haddeleme parametrelerinin CCT, TTT ve sıcaklığa bağlı faz dönüşüm grafiklerinden hesaplanması önerilmektedir.

8. Mikroyapı incelemelerinde 7 numaralı alaşımın (Fe-4,6Mn-2,18Al-0,21C-1,03Si) ağırlık olarak beynit yapısında olduğu, diğer alaşımların genel yapısının ferrit fazı ağırlıklı olduğu yorumlanmıştır.

Konuyla ilgili detaylı çalışmalar için ileri malzeme karakterizasyon tekniklerinin (SAXS-Short Angle X Ray Scattering/WAXS-Wide Angle X Ray Scattering, TEM-Transmission Electron Microscope) kullanılması önerilmektedir.

9. Açık atmosfere açık yapay cüruf kullanılan dökümlerde inklüzyon yoğunluğu, vakum indüksiyon fırınında üretilen dökümlere göre daha düşük seviyededir. Ancak, Alümina tipi inklüzyonların oranı vakumlu dökümlerde oldukça düşüktür. Çelik temizliği en iyi olan malzeme 4 numaralı alaşımda (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,09C-0,24Si), çelik temizliği en kötü olan numune ise 10 numaralı alaşımda (Fe-9,3Mn-5,8Al-0,46C-2,88Si) gözlemlenmiştir.

Düşük yoğunluklu çeliklerde inklüzyon kontrolünün nihai ürün performansı açısından mutlaka değerlendirilmesi önerilmektedir. Belirtilen çelik kalitelerinde çelik temizliğinin geliştirilmesi başlı başına ayrı bir çalışma konusu olacak öneme sahiptir.

10. Nihai olarak sıcak haddelenmiş düşük yoğunluklu çelik malzemeleri arasında en düşük yoğunluk 4 numaralı alaşımda (Fe-2,46Mn-4,83Al-0,09C)  $6,69 \text{ g/cm}^3$  olarak tespit edilmiştir. Döküm numunesi olarak en düşük yoğunluk 5 numaralı alaşımda (Fe-2,2Mn-9,61Al-0,09C-0,19Si) elde edilmiştir.

Sonuç olarak;

Tüm alaşımlar birbiriyle karşılaştırıldığında döküm yapısı, mikroyapı, çelik temizliği ve mekanik test sonuçları açısından en iyi metalürjik sonuçların elde edildiği düşük yoğunluklu malzeme Fe-3,8Mn-3,5Al-0,22C-1,08Si düşük yoğunluklu alaşımıdır (8 numaralı alaşım).

Belirtilen alaşımın türev kompozisyonlarının endüstriyel üretime ölçeklendirilmesi ve sürdürülebilirlik kapsamında yeni metalürjik çalışmaların gerçekleştirilmesi tavsiye edilmektedir.

- [1] Chen, Shangping, et al. "Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels." *Progress in Materials Science* 89 (2017): 345-391.
- [2] Hájek, Jiří, et al. "A New Alloying Concept for Low-Density Steels." *Materials* 15.7 (2022): 2539.
- [3] Pramanik, Sudipta, et al. "Strengthening mechanisms in Fe-Al based ferritic low-density steels." *Materials Science and Engineering: A* 712 (2018): 574-584.
- [4] Pramanik, Sudipta, and Satyam Suwas. "Low-density steels: the effect of Al addition on microstructure and properties." *Jom* 66.9 (2014): 1868-1876.
- [5] Kaltzakorta, Idurre, et al. "Evolution of microstructure during isothermal treatments of a duplex-austenitic 0.66 C11. 4Mn. 9.9 Al low-density forging steel and effect on the mechanical properties." *Metals* 11.2 (2021): 214.
- [6] Chang, K. M., C. G. Chao, and T. F. Liu. "Excellent combination of strength and ductility in an Fe-9Al-28Mn-1.8 C alloy." *Scripta Materialia* 63.2 (2010): 162-165.
- [7] Wei, L. L., et al. "Ultrahigh strength-high ductility 1 GPa low density austenitic steel with ordered precipitation strengthening phase and dynamic slip band refinement." *Materials Science and Engineering: A* 838 (2022): 142829.
- [8] Man, Tinghui, et al. "Effect of cooling rate on the precipitation behavior of  $\kappa$ -carbide in Fe-32Mn-11Al-0.9 C low density steel." *Materials Letters* 314 (2022): 131778.
- [9] Zargaran, A., et al. "Effects of Nb and C additions on the microstructure and tensile properties of lightweight ferritic Fe-8Al-5Mn alloy." *Scripta Materialia* 89 (2014): 37-40.
- [10] Lee, Hyuk-Joong, et al. "Thermodynamic analysis of the effect of C, Mn and Al on microstructural evolution of lightweight steels." *Scripta Materialia* 68.6 (2013): 339-342.
- [11] Charles, J., and A. Berghezan. "A. Lutts, and PL Dancoisne." *Met. Prog* (1981): 71-74.
- [12] Kim, Young G., Yee S. Park, and Jae K. Han. "Low temperature mechanical behavior of microalloyed and controlled-rolled Fe-Mn-Al-CX alloys." *Metallurgical Transactions A* 16.9 (1985): 1689-1693.
- [13] Chang, S. C., Y. H. Hsiau, and M. T. Jahn. "Tensile and fatigue properties of Fe-Mn-Al-C alloys." *Journal of materials science* 24.3 (1989): 1117-1120.
- [14] Ha, Min Chul, et al. "Tensile deformation of a low density Fe-27Mn-12Al-0.8 C duplex steel in association with ordered phases at ambient temperature." *Materials Science and Engineering: A* 586 (2013): 276-283.

- [15] Guo, Zhihe, et al. "Study on as-cast microstructure of Fe-15Mn-10Al-5Ni-0.8 C low density duplex steel." *Materials Research Express* 9.2 (2022): 026512.
- [16] Gallagher, P. C. J. "The influence of alloying, temperature, and related effects on the stacking fault energy." *Metallurgical Transactions* 1.9 (1970): 2429-2461.
- [17] Park, Kyung-Tae, et al. "Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition." *Materials Science and Engineering: A* 527.16-17 (2010): 3651-3661.
- [18] Yoo, Je Doo, and Kyung-Tae Park. "Microband-induced plasticity in a high Mn–Al–C light steel." *Materials Science and Engineering: A* 496.1-2 (2008): 417-424.
- [19] Yoo, J. D., S. W. Hwang, and K-T. Park. "Origin of extended tensile ductility of a Fe-28Mn-10Al-1C steel." *Metallurgical and Materials Transactions A* 40.7 (2009): 1520-1523.
- [20] Park, Kyung-Tae. "Tensile deformation of low-density Fe–Mn–Al–C austenitic steels at ambient temperature." *Scripta Materialia* 68.6 (2013): 375-379.
- [21] Bai, Yaping, et al. "Effect of Nb content on the stacking fault energy, microstructure and mechanical properties of Fe-25Mn-9Al-8Ni-1C alloy." *Materials Today Communications* 31 (2022): 103554.
- [22] Xie, Zhiqi, et al. "Effect of Cu and solid solution temperature on microstructure and mechanical properties of Fe-Mn-Al-C low-density steels." *Journal of Materials Research and Technology* 18 (2022): 1307-1321.
- [23] Liu, Degang, et al. "Control of inter/intra-granular  $\kappa$ -carbides and its influence on overall mechanical properties of a Fe-11Mn-10Al-1.25 C low density steel." *Materials Science and Engineering: A* 715 (2018): 25-32.
- [24] Khaple, Shivkumar, Baligheid RG, and M. Sankar. "Effect of melting process and aluminium content on the microstructure and mechanical properties of Fe–Al alloys." *ISIJ international* 50.10 (2010): 1483-1487.
- [25] Wang, Huanrong, et al. "700Mpa-level high-strength hot rolling Q and P steel and manufacturing method thereof." U.S. Patent No. 10,023,928. 17 Jul. 2018.
- [26] Dong H., et al. "A kind of system cold-rolled automobile steel of Fe-Mn-Al-C and preparation method." Patent No. CN108715977A. 30 Oct. 2018.
- [27] Zhiqiang W, et al. "A kind of high manganese low density steel of 1000MPa high-carbon and preparation method thereof.", Patent No. CN 109735691A. 10 May. 2019.
- [28] Joon-Oh, M. O. O. N., Seong-Jun Park, and Chang-hoon Lee. "Austenitic light-weight high-strength steel with excellent properties of welds, and method of manufacturing the same." U.S. Patent No. 10,480,053. 19 Nov. 2019.

- [29] Weimin Z., et al. "High-strength Fe-Mn-Al-C-series low density cast steel and preparation method thereof." Patent No. CN 106521318A. 22 Mar. 2017.
- [30] Choi, Kayoung, et al. "Effect of aging on the microstructure and deformation behavior of austenite base lightweight Fe–28Mn–9Al–0.8 C steel." *Scripta Materialia* 63.10 (2010): 1028-1031.
- [31] Ding, Hua, et al. "Microstructures and mechanical behavior of Fe-18Mn-10Al-(0.8-1.2) C steels." *Jom* 66.9 (2014): 1821-1827.
- [32] Frommeyer, Georg, and Udo Brück. "Microstructures and Mechanical Properties of High-Strength Fe-Mn-Al-C Light-Weight TRIPLEX Steels." *Steel research international* 77.9-10 (2006): 627-633.
- [33] Gutiérrez-Urrutia, Ivan, and Dierk Raabe. "Multistage strain hardening through dislocation substructure and twinning in a high strength and ductile weight-reduced Fe–Mn–Al–C steel." *Acta Materialia* 60.16 (2012): 5791-5802.
- [34] Keler, Memduh Kagan, et al. "Casting of Fe-(2–12) Mn-(4–14) Al-(0.09–0.7) C low-density steel via artificial slag practice." *Materials Letters* 319 (2022): 132277.
- [35] Gutiérrez-Urrutia, Ivan, and Dierk Raabe. "Microbanding mechanism in an Fe–Mn–C high-Mn twinning-induced plasticity steel." *Scr. Mater* 69.1 (2013): 53-56.
- [36] Kim, Hansoo, Dong-Woo Suh, and Nack J. Kim. "Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties." *Science and technology of advanced materials* (2013).
- [37] Kim, Sang-Heon, Hansoo Kim, and Nack J. Kim. "Brittle intermetallic compound makes ultrastrong low-density steel with large ductility." *Nature* 518.7537 (2015): 77-79.
- [38] Park, Kyung-Tae, et al. "Effects of heat treatment on microstructure and tensile properties of a Fe-27Mn-12Al-0.8 C low-density steel." *JOM* 66.9 (2014): 1828-1836.
- [39] Sohn, Seok Su, et al. "Novel ferrite–austenite duplex lightweight steel with 77% ductility by transformation induced plasticity and twinning induced plasticity mechanisms." *Acta Materialia* 78 (2014): 181-189.
- [40] Sohn, Seok Su, et al. "Novel ultra-high-strength (ferrite+ austenite) duplex lightweight steels achieved by fine dislocation substructures (Taylor lattices), grain refinement, and partial recrystallization." *Acta Materialia* 96 (2015): 301-310.
- [41] Song, Hyejin, et al. "Novel ultra-high-strength Cu-containing medium-Mn duplex lightweight steels." *Acta Materialia* 135 (2017): 215-225.
- [42] Chen, Peng, Xiaowu Li, and Hongliang Yi. "The  $\kappa$ -carbides in low-density Fe-Mn-Al-C steels: A review on their structure, precipitation and deformation mechanism." *Metals* 10.8 (2020): 1021.

- [43] Bartlett, Laura N., et al. "An atom probe study of kappa carbide precipitation and the effect of silicon addition." *Metallurgical and Materials Transactions A* 45.5 (2014): 2421-2435.
- [44] Seo, Seung-Woo. "First principles calculations on thermodynamic properties and magnetism of  $\kappa$ -carbide and Monte-Carlo cell gas model." PhD, GIFT, Pohang University of Science and Technology, South Korea (2010).
- [45] Noh, Ji-Young, and Hanchul Kim. "Ab initio calculations on the effect of Mn substitution in the  $\kappa$ -carbide Fe<sub>3</sub>AlC." *Journal of the Korean Physical Society* 62.3 (2013): 481-485.
- [46] Chin, Kwang-Geun, et al. "Thermodynamic calculation on the stability of (Fe, Mn) 3AlC carbide in high aluminum steels." *Journal of alloys and compounds* 505.1 (2010): 217-223.
- [47] Rana, Radhakanta, Chris Lahaye, and Ranjit Kumar Ray. "Overview of lightweight ferrous materials: strategies and promises." *Jom* 66.9 (2014): 1734-1746.
- [48] Kaufman, Larry, and Harold Bernstein. "Computer calculation of phase diagrams. With special reference to refractory metals." (1970).
- [49] Gibbs, Josiah Willard. "On the equilibrium of heterogeneous substances." *American Journal of Science* 3.96 (1878): 441-458.
- [50] Hertz, J. "Josiah willard gibbs and teaching thermodynamics of materials (history)." *Journal of phase equilibria* 13.5 (1992): 450-458.
- [51] Sundman, Bo, H. L. Lukas, and S. G. Fries. *Computational thermodynamics: the Calphad method*. Cambridge: Cambridge university press, 2007.
- [52] Wagner, Carl. *Thermodynamics of alloys*. No. 546.3015367. Addison-Wesley Press,, 1952.
- [53] Sourcebook, Steelmaking Data. "JSPS." 19th Committee on Steelmaking, Gordon & Breach Science, New York, NY (1988).
- [54] Sigworth, G. K, and John F. Elliott. "The thermodynamics of liquid dilute iron alloys." *Metal science* 8.1 (1974): 298-310.
- [55] Pelton, Arthur D., and Christopher W. Bale. "A modified interaction parameter formalism for non-dilute solutions." *Metallurgical Transactions A* 17.7 (1986): 1211-1215.
- [56] Bale, Christopher W., and Arthur D. Pelton. "The unified interaction parameter formalism: Thermodynamic consistency and applications." *Metallurgical Transactions A* 21.7 (1990): 1997-2002.
- [57] Lee, Young E. "Thermodynamic assessment of liquid Mn-Fe-C system by unified interaction parameter model." *ISIJ international* 43.2 (2003): 144-152.
- [58] Li, Hongjie, and Arthur Morris. "Evaluation of unified interaction parameter model parameters for calculating activities of ferromanganese alloys: Mn-

- Fe-C, Mn-Fe-Si, Mn-C-Si, and Mn-Fe-C-Si systems." *Metallurgical and Materials Transactions B* 28.4 (1997): 553-562.
- [59] Pelton, Arthur D. "The polynomial representation of thermodynamic properties in dilute solutions." *Metallurgical and Materials Transactions B* 28.5 (1997): 869-876.
- [60] Heuzey, Marie-Claude, and Arthur D. Pelton. "Critical evaluation and optimization of the thermodynamic properties of liquid tin solutions." *Metallurgical and Materials Transactions B* 27.5 (1996): 810-828.
- [61] Bale, Christopher W., et al. "Reprint of: FactSage thermochemical software and databases, 2010–2016." *Calphad* 55 (2016): 1-19.
- [62] Hillert, Mats. "A modified regular-solution model for terminal solutions." *Metallurgical Transactions A* 17.10 (1986): 1878-1879.
- [63] Darken, L. S. "Thermodynamics of ternary metallic solutions." *Trans. Met. Soc. AIME* 239 (1967): 90-96.
- [64] Andersson, Jan-Olof, et al. "Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science." *Calphad* 26.2 (2002): 273-312.
- [65] Miki, Takahiro, and Mitsutaka Hino. "Numerical Analysis on Si Deoxidation of Molten Fe, Ni, Fe-Ni, Fe-Cr, Fe-Cr-Ni, Ni-Cu and Ni-Co Alloys by Quadratic Formalism." *ISIJ international* 45.12 (2005): 1848-1855.
- [66] Hayashi, Atsutaka, et al. "Aluminum deoxidation equilibrium of molten Fe–Ni alloy coexisting with alumina or hercynite." *ISIJ international* 48.11 (2008): 1533-1541.
- [67] Seok, Seong-Ho, Takahiro Miki, and Mitsutaka Hino. "Ti deoxidation equilibrium in molten Fe–Cr and Fe–Cr–Ni alloys at temperatures between 1823 K and 1923 K." *ISIJ international* 49.12 (2009): 1850-1859.
- [68] Turkdogan, E. T., and R. J. Fruehan. "Fundamentals of iron and steelmaking." *The Making, Shaping and Treating of Steel, Steelmaking and Refining Volume*, 11th ed., RJ Fruehan, ed., AISE Steel Foundation, Pittsburgh 11 (1998): 125-126.
- [69] Richardson, F. D., and J. H. E. Jeffes. "substantially as in J." *Iron Steel Institute* 160 (1948): 261.
- [70] Çavuşoğlu, Ergin N. *Döküm teknolojisi*. İTÜ, 1981.
- [71] Stefanescu, D. M., J. R. Davis, and J. D. Destefani. "Metals Handbook, Vol. 15--Casting." *ASM International*, 1988, (1988): 937.
- [72] Zavertkin, A. S. "Effect of Quartzite Heat Treatment on Induction Furnace Lining Failure Mechanism." *Refractories and Industrial Ceramics* 60.1 (2019): 67-70.
- [73] Melting, Vacuum Induction. "ASM Handbook 2008, Volume 15: Casting." *Handbook Committee*: 1-8.
- [74] Smallman, Raymond Edward. *Modern physical metallurgy*. Elsevier, 2016.

- [75] Creese, Robert. Introduction to manufacturing processes and materials. CRC Press, 2017.
- [76] Volmer, Martin, and A. Weber. "Keimbildung in übersättigten Gebilden." *Zeitschrift für physikalische Chemie* 119.1 (1926): 277-301.
- [77] Baker, J. C., and J. W. Cahn. "Solidification, American Society for Metals." Metals Park, OH 23 (1971).
- [78] Perepezko, J. H. "Nucleation kinetics and grain refinement." *ASM Handbook* 15 (2008): 278.
- [79] Gaskell, David R. "Introduction to metallurgical thermodynamics." Scripta Publishing Co., (1973).
- [80] Cisse, J., H. W. Kerr, and G. F. Bolling. "The nucleation and solidification of Al-Ti alloys." *Metallurgical and Materials Transactions B* 5.3 (1974): 633-641.
- [81] Arnberg, L., L. Bäckerud, and H. Klang. "Evidence of metastable phase in Al-Ti-(B) system." *Metals Technology* 9.1 (1982): 14-17.
- [82] Flemings, Merton C. "Solidification processing." *Metallurgical and Materials Transactions B* 5.10 (1974): 2121-2134.
- [83] Kurz, W., and D. J. Fisher. "Fundamentals of solidification, 1986." Trans Tech Publications, Switzerland (1989).
- [84] Rosenthal, H., Heine, R. W., & Loper, C. R. (1967). Principles of metal casting. McGraw-Hill, 123-149.
- [85] Hollapa, L., & Wijk, O. (2014). Treatise on Process Metallurgy-Industrial Processes, Part A, Chapter 1.8.
- [86] Rana, R., C. Liu, and R. K. Ray. "Low-density low-carbon Fe-Al ferritic steels." *Scripta Materialia* 68.6 (2013): 354-359.
- [87] Yeh, Jien-Wei. "Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys." *Jom* 65.12 (2013): 1759-1771.
- [88] Zambrano, O. A., et al. "Hot deformation of a Fe-Mn-Al-C steel susceptible of  $\kappa$ -carbide precipitation." *Materials Science and Engineering: A* 689 (2017): 269-285.
- [89] Presoly, Peter, Robert Pierer, and Christian Bernhard. "Identification of defect prone peritectic steel grades by analyzing high-temperature phase transformations." *Metallurgical and Materials Transactions A* 44.12 (2013): 5377-5388.
- [90] Yang, Yang, et al. "Structures and properties of Fe-(8-16) Mn-9Al-0.8 C low density steel made by a centrifugal casting in near-rapid solidification." *Materials Science and Engineering: A* 748 (2019): 74-84.
- [91] Cheng, Wei-Chun. "Phase transformations of an Fe-0.85 C-17.9 Mn-7.1 Al austenitic steel after quenching and annealing." *Jom* 66.9 (2014): 1809-1820.

- [92] Jeong, Junyeong, et al. "Isothermal precipitation behavior of  $\kappa$ -carbide in the Fe-9Mn-6Al-0.15 C lightweight steel with a multiphase microstructure." *Journal of alloys and compounds* 574 (2013): 299-304.
- [93] Li, M. C., et al. "The effect of Mn and Al contents on the solvus of  $\kappa$  phase in austenitic Fe-Mn-Al-C alloys." *Materials chemistry and physics* 59.1 (1999): 96-99.
- [94] Castan, Christophe, Frank Montheillet, and Astrid Perlade. "Dynamic recrystallization mechanisms of an Fe-8% Al low density steel under hot rolling conditions." *Scripta Materialia* 68.6 (2013): 360-364.
- [95] Br ux, Udo, Georg Frommeyer, and Jos e Jimenez. "Light-weight steels based on iron-aluminium-influence of micro alloying elements (B, Ti, Nb) on microstructures, textures and mechanical properties." *Steel research* 73.12 (2002): 543-548.
- [96] Rana, R., C. Liu, and R. K. Ray. "Evolution of microstructure and mechanical properties during thermomechanical processing of a low-density multiphase steel for automotive application." *Acta materialia* 75 (2014): 227-245.
- [97] Han, Seung Youb, et al. "Effect of carbon content on cracking phenomenon occurring during cold rolling of three light-weight steel plates." *Metallurgical and Materials Transactions A* 42.1 (2011): 138-146.
- [98] Sohn, Seok Su, et al. "Effect of Mn addition on microstructural modification and cracking behavior of ferritic light-weight steels." *Metallurgical and Materials Transactions A* 45.12 (2014): 5469-5485.
- [99] Sohn, S. S., et al. "Effects of aluminum content on cracking phenomenon occurring during cold rolling of three ferrite-based lightweight steel." *Acta materialia* 61.15 (2013): 5626-5635.
- [100] Shin, Sang Yong, et al. "Correlation of microstructure and cracking phenomenon occurring during hot rolling of lightweight steel plates." *Metallurgical and Materials Transactions A* 41.1 (2010): 138-148.
- [101] Yang, Fuqiang, et al. "Tensile deformation of low density duplex Fe-Mn-Al-C steel." *Materials & Design* 76 (2015): 32-39.
- [102] Gutierrez-Urrutia, I., and D. Raabe. "Dislocation and twin substructure evolution during strain hardening of an Fe-22 wt.% Mn-0.6 wt.% C TWIP steel observed by electron channeling contrast imaging." *Acta materialia* 59.16 (2011): 6449-6462.
- [103] Gutierrez-Urrutia, I., and D. Raabe. "Influence of Al content and precipitation state on the mechanical behavior of austenitic high-Mn low-density steels." *Scripta Materialia* 68.6 (2013): 343-347.
- [104] Welsch, E., et al. "Strain hardening by dynamic slip band refinement in a high-Mn lightweight steel." *Acta Materialia* 116 (2016): 188-199.
- [105] Schneibel, Joachim H., and M. Crimp. "Processing, properties, and applications of iron aluminides." San Francisco (1994): 1994.

- [106] Stoloff, N. S. "Iron aluminides: present status and future prospects." *Materials Science and Engineering: A* 258.1-2 (1998): 1-14.
- [107] Sundar, R. S., et al. "Processing of iron aluminides." *Materials Science and Engineering: A* 258.1-2 (1998): 219-228.
- [108] Campbell, John. *Complete casting handbook: metal casting processes, metallurgy, techniques and design*. Butterworth-Heinemann, 2015.
- [109] Dekkers, Rob, et al. "Non-metallic inclusions in aluminium killed steels." *Ironmaking & steelmaking* 29.6 (2002): 437-444.
- [110] Wang, K. G., and M. E. Glicksman. "Phase coarsening in thin films." *JOM* 67.8 (2015): 1905-1912.
- [111] LePera, Frank S., and LEPERA FS. "Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel." (1980).
- [112] Frommeyer, G., E. J. Drewes, and B. Engl. "Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels." *Metallurgical Research & Technology* 97.10 (2000): 1245-1253.
- [113] Liu, T. F., J. S. Chou, and C. C. Wu. "Effect of Si addition on the microstructure of an Fe-8.0 Al-29.0 Mn-0.90 C alloy." *Metallurgical Transactions A* 21.7 (1990): 1891-1899.
- [114] Song, Heqian, et al. "Oxide bifilm defects in aluminum alloy castings." *Materials Letters* 285 (2021): 129089.
- [115] Campbell, John, and Murat Tiryakioğlu. "Bifilm defects in Ni-based alloy castings." *Metallurgical and Materials Transactions B* 43.4 (2012): 902-914.
- [116] Falat, L., et al. "Mechanical properties of Fe–Al–M–C (M= Ti, V, Nb, Ta) alloys with strengthening carbides and Laves phase." *Intermetallics* 13.12 (2005): 1256-1262.
- [117] Raabe, Dierk, et al. "Alloy design, combinatorial synthesis, and microstructure–property relations for low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels." *Jom* 66.9 (2014): 1845-1856.
- [118] Chao, Chih-Yeh, and Ching-Hua Liu. "Effects of Mn contents on the microstructure and mechanical properties of the Fe-10Al-xMn-1.0 C alloy." *Materials Transactions* 43.10 (2002): 2635-2642.
- [119] Wang, Weisheng, et al. "Interaction Between Oxide Inclusions and Low-Density Steel During Heat Treatment." *Metallurgical and Materials Transactions B* 53.5 (2022): 2991-3002.
- [120] Li, Bin, et al. "Effect of Rare-Earth La on Inclusion Evolution in High-Al Steel." *steel research international* 93.2 (2022): 2100347.
- [121] Chu, C. M., et al. "Effect of alloying chemistry on the lattice constant of austenitic Fe-Mn-Al-C alloys." *Scripta metallurgica et materialia* 30.4 (1994): 505-508.

- [122] Lehnhoff, G. R., K. O. Findley, and B. C. De Cooman. "The influence of silicon and aluminum alloying on the lattice parameter and stacking fault energy of austenitic steel." *Scripta Materialia* 92 (2014): 19-22.
- [123] Bohnenkamp, Ulrich, and Rolf Sandström. "Evaluation of the density of steels." *Steel Research* 71.3 (2000): 88-93.



# TEZDEN ÜRETİLMİŞ YAYINLAR

---

## Konferans Bildirileri

1. M.K. Keler, S. Dağlılar, O. Gündüz, Ö. Baharoğlu, O. Kart (2022), “Thermodynamic Investigation of Kappa-Carbide Phase Change in Low-Density Steels”, 21st International Metallurgy and Materials Congress, 2022, Istanbul, pp 263.

## Makaleler

1. Keler, M. K., Dağlılar, S., Kuskonmaz, N., Cetin, Z., Kart, O., Gunduz, O., & Gunduz, O. (2022). Casting of Fe-(2–12) Mn-(4–14) Al-(0.09–0.7) C low-density steel via artificial slag practice. Materials Letters, 319, 132277.

## Ödüller

1. Genç Araştırmacı Ödülü- M.K. Keler, S. Dağlılar, O. Gündüz, Ö. Baharoğlu, O. Kart (2022), “Thermodynamic Investigation of Kappa-Carbide Phase Change in Low-Density Steels”, 21st International Metallurgy and Materials Congress, 2022, Istanbul, pp 263.