

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

**DÜŞÜK YOĞUNLUKLU
YENİ BİR ÇELİK KALİTESİ VE ALAŞIM
KOMPOZİSYONU GELİŞTİRİLMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Yakup Enes GARİP

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

Tez Danışmanı : Prof. Dr. Cuma BİNDAL

Kasım 2022

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

**DÜŞÜK YOĞUNLUKLU
YENİ BİR ÇELİK KALİTESİ VE ALAŞIM
KOMPOZİSYONU GELİŞTİRİLMESİ**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Yakup Enes GARİP

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

Bu tez 02.11.2022 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği ile kabul edilmiştir.

Prof. Dr. Cuma BİNDAL	Prof. Dr. Mediha İPEK	Doç. Dr. Gözde Fatma ÇELEBİ EFE
Jüri Başkanı	Üye	Üye

BEYAN

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

Yakup Enes GARİP

03.11.2022

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim süresince araştırmalarımın her aşamasına bana destek olan, tecrübe ve yardımlarını esirgemeyen, bana her konuda yol gösteren, değerli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, aynı titizlikte beni yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. Cuma BİNDAL ve Dr. Öğr. Üyesi İbrahim ALTINSOY'a teşekkürlerimi sunarım.

Şu anda çalışmakta olduğum, laboratuvar altyapısı konusunda olanak sağlayan Erdemir Ar-Ge Merkezi'ne, anlayış ve yardımlarını esirgemeyen Ar-Ge Direktörümüz Dr. Oğuz GÜNDÜZ'e ve çalışmamın her anında desteklerini esirgemeyen, iş arkadaşlarım olan Kağan KELER, Onur KART, Mehmet Bulut ÖZYİĞİT ve Gözde ALDIKAÇTI'ya teşekkür ederim.

Son olarak, desteklerini tüm hayatım boyunca hissettiğim değerli aileme teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	i
İÇİNDEKİLER.....	ii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	v
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	vii
TABLolar LİSTESİ.....	x
ÖZET.....	xii
SUMMARY.....	xiii
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.	
LİTERATÜR ÖZETİ.....	4
2.1. Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Tarihsel Gelişimi	4
2.2. Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Yapısı.....	6
2.2.1. Alaşım elementlerinin etkisi	7
2.2.2. Düşük yoğunluklu çelik sınıfları.....	7
2.3. Katılaşma Yapısı	9
2.3.1. Çekirdeklenme	9
2.3.1.1. Homojen çekirdeklenme	11
2.3.1.2. Heterojen çekirdeklenme	13
2.3.2. Büyüme	16
2.3.2.1. Düzlemsel büyüme	17
2.3.2.2. Dendritik büyüme	17
2.3.3. İngot yapısı.....	19
2.3.3.1. Çil bölgesi	20

2.3.3.2. Kolonsal bölge	21
2.3.3.3. Eş eksenli bölge	21
2.3.4. Segregasyon	21
2.3.4.1. Mikrosegregasyon.....	22
2.3.4.2. Makrosegregasyon	23

BÖLÜM 3.

MATERYAL VE YÖNTEM.....	25
3.1. Materyal.....	25
3.2. Yöntem.....	25
3.2.1. Kullanılan araç-gereçler.....	25
3.3. Dökümler.....	25
3.3.1. Birinci döküm (V024).....	27
3.3.2. İkinci döküm (V025).....	29
3.3.3. Üçüncü döküm (V026)	31
3.3.4. Dördüncü döküm (V027).....	31

BÖLÜM 4.

ARAŞTIRMA BULGULARI	34
4.1. Yoğunluk Ölçümleri.....	35
4.2. Karakterizasyon Çalışmaları	35
4.2.1. Makro dağlama çalışmaları.....	35
4.2.2. Numune hazırlama işlemleri	36
4.2.3. Optik mikroskop çalışmaları.....	38
4.2.4. Mikrosertlik çalışmaları	39
4.2.5. Çentik darbe testi çalışmaları.....	40
4.2.6. Diyagonal analiz çalışmaları.....	41
4.3. Kusur Analizi Çalışmaları.....	42
4.3.1. SEM-EDS çalışmaları.....	42

BÖLÜM 5.

TARTIŞMA VE SONUÇ	44
-------------------------	----

5.1. Yoğunluk Ölçüm Sonuçları.....	44
5.2. Karakterizasyon İnceleme Sonuçları	45
5.2.1. Makro dağılama sonuçları.....	45
5.2.2. Diyagonal analiz sonuçları.....	46
5.2.3. Mikrosertlik sonuçları.....	50
5.2.4. Çentik darbe testi sonuçları.....	52
5.2.5. Optik mikroskop sonuçları.....	52
5.3. Simülasyon Sonuçları	54
5.3.1. Katılma yapısı - faz diyagramı simülasyonu	54
5.3.2. CCT çalışmaları	59
5.4. Kusur Analizi Sonuçları.....	64
5.5. Genel Sonuçlar ve Öneriler.....	70
KAYNAKLAR.....	74
ÖZGEÇMİŞ.....	78

SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

Al	: Alüminyum
Al ₂ O ₃	: Alüminyum Oksit
C	: Karbon
cm ³	: Santimetreküp
CO ₂	: Karbondioksit
Cr	: Krom
dk	: Dakika
EDS	: Enerji Dağıtıcı Spektroskopisi
Fe	: Demir
FeMn	: Ferromangan
FeSi	: Ferrosilis
g	: Gram
h	: Saat
HNO ₃	: Nitrik Asit
HV	: Vickers Sertliği
ICP	: İndüktif Eşleşmiş Plazma
J	: Joule
km	: Kilometre
kv	: Kilovolt
kw	: Kilowatt
lt	: Litre
mbar	: Milibar
ml	: Mililitre
mm	: Milimetre
Mn	: Mangan

MPa	: Megapascal
Nb	: Niobyum
Ni	: Nikel
OES	: Optik Emisyon Spektrometresi
P	: Fosfor
r	: Yarıçap
SDAS	: İkincil Dendrit Kolları Arası Mesafe
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskobu
Si	: Silisyum
S	: Kükürt
SiC	: Silisyum Karbür
sn	: Saniye
XRF	: X-ray Floresansı
δ	: Delta
μm	: Mikrometre
%	: Yüzde
$^{\circ}\text{C}$	: Santigrat Derece
r^*	: Kritik Yarıçap
ΔG	: Toplam Serbest Enerji Değişimi
ΔG_v	: Hacim Serbest Enerjisi
γ	: Yüzey Enerjisi
κ	: Kappa

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1. Otomotiv sektöründe kullanılan malzemelerin kullanım oranları	2
Şekil 1.2. Çelikler ve diğer mühendislik malzemelerinin yoğunluk ve mukavemet kıyaslaması	3
Şekil 2.1. Scopus üzerinden yapılan araştırmaya göre 50 yıldaki düşük yoğunluklu çelikler üzerine yapılan araştırma sayısının kronolojik sonucu	6
Şekil 2.2. Çekirdeklenme, büyüme ve tane sınırlarının oluşma adımlarının şematik gösterimi.....	10
Şekil 2.3. Çekirdeklenme ile oluşan katı-sıvı ara yüzeyin şematik gösterimi.	10
Şekil 2.4. Katı boyutu ile toplam serbest enerji değişimi	11
Şekil 2.5. Aktivasyon enerjisi ve kritik yarıçapa sıcaklığın etkisi	13
Şekil 2.6. Çekirdek sayısı ve yapısının şematik gösterimi.....	13
Şekil 2.7. Heterojen çekirdeklenmenin şematik gösterimi.....	14
Şekil 2.8. Heterojen çekirdek yüzeyinde yeni fazın kısmen ıslanmasının şematik gösterimi.....	14
Şekil 2.9. Heterojen ve homojen çekirdeklenmenin aşırı soğumaya bağlı Çekirdeklenme hızları arasındaki fark	16
Şekil 2.10. Düzlemsel büyüme oluşumu.....	17
Şekil 2.11. Dendritik büyüme oluşumu	18
Şekil 2.12. Soğuma hızı değişimine göre bir ingottaki farklı bölgelerde oluşan iç yapı değişimi	18
Şekil 2.13. Çekirdeğin (a), çil bölgesinin (b), kolonsal bölgenin (c) ve eş eksenli bölgenin (d) oluşumu	20
Şekil 2.14. SDAS'ta oluşan mikrosegregasyonun şematik gösterimi.....	22
Şekil 2.15. Söndürülmüş çelik ingotundaki kükürdün segregasyonu.	23
Şekil 2.16. Çelik ingotlarda görülebilecek segregasyon tiplerinin şematik	

gösterimi.....	24
Şekil 3.1. Dökümlerde kullanılan vakum indüksiyon ergitme fırını.....	26
Şekil 3.2. V024 numaralı döküm	28
Şekil 3.3. V025 numaralı döküm	30
Şekil 3.4. V027 numaralı döküm	32
Şekil 4.1. Çalışmada kullanılan şerit testere	34
Şekil 4.2. Çalışmada kullanılan Nikon SMZ 745T model stereomikroskop	36
Şekil 4.3. Çalışmada kullanılan Struers Discotom-65 model kesme cihazı.....	36
Şekil 4.4. Çalışmada kullanılan Struers CitoPress-20 sıcak bakalite alma cihazı	37
Şekil 4.5. Çalışmada kullanılan Struers TegraPol-25 zımparalama/parlatma cihazı .	37
Şekil 4.6. Çalışmada kullanılan Nikon Eclipse-200 cihazı	39
Şekil 4.7. Çalışmada kullanılan Qness-Q10 cihazı	39
Şekil 4.8. Darbe testinin şematik görünümü	40
Şekil 4.9. Darbe testi için hazırlanan numuneler	41
Şekil 4.10. Çalışmada kullanılan JEOL JSM 7100F SEM cihazı.....	43
Şekil 5.1. Dökümlerin (V024-V025-V027) makro dağlama sonrası görüntüleri	46
Şekil 5.2. Dökümlerin (V024-V025-V027) numune alım bölgeleri	47
Şekil 5.3. V024 dökümünün 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerine ait mikrosertlik değerlerinin ölçüm numaralarına göre dağılım grafiği	50
Şekil 5.4. V025 dökümünün 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerine ait mikrosertlik değerlerinin ölçüm numaralarına göre dağılım grafiği	51
Şekil 5.5. V027 dökümünün 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerine ait mikrosertlik değerlerinin ölçüm numaralarına göre dağılım grafiği	51
Şekil 5.6. V024 (a-b-c), V025 (d-e-f), V027 (k-l-m) dökümlerine ait numunelerin 100 (a-d-g), 200 (b-e-h), 500 (c-f-h) büyütmelelerdeki optik mikroskop incelemeleri	53
Şekil 5.7. V024 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri	55
Şekil 5.8. V024 dökümüne ait Fe-C denge diyagramı	55
Şekil 5.9. V024 dökümüne ait katılaşma yapısı diyagramı.....	55
Şekil 5.10. V025 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri.....	56
Şekil 5.11. V025 dökümüne ait Fe-C denge diyagramı	56
Şekil 5.12. V025 dökümüne ait katılaşma yapısı diyagramı.....	57

Şekil 5.13. V027 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri.....	58
Şekil 5.14. V027 dökümüne ait Fe-C denge diyagramı	58
Şekil 5.15. V027 dökümüne ait katılaşma yapısı diyagramı.....	58
Şekil 5.16. V024 numaralı döküme ait farklı östenizasyon sıcaklıklarında (700 °C (a) – 800 °C (b) – 900 °C (c) – 1000 °C (d)) J-Mat Pro yazılımı ile oluşturulan CCT diyagramları.....	61
Şekil 5.17. V025 numaralı döküme ait farklı östenizasyon sıcaklıklarında (820 °C (a) – 1150 °C (b) – 1200 °C (c) – 1400 °C (d)) J-Mat Pro yazılımı ile oluşturulan CCT diyagramları.....	62
Şekil 5.18. V027 numaralı döküme ait farklı östenizasyon sıcaklıklarında (800 °C (a) – 1000 °C (b) – 1200 °C (c) – 1300 °C (d)) J-Mat Pro yazılımı ile oluşturulan CCT diyagramları.....	63
Şekil 5.19. V025 (a), V027 (b) dökümlerinin kusur gösteren bölgelerinin numune alım bölgeleri.....	64
Şekil 5.20. V025 (a), V027 (b) dökümlerinin kusurlu bölgelerinin makroyapı görüntüleri	65
Şekil 5.21. V025 (a), V027 (b) dökümlerinin kusurlu bölgelerinin mikroyapı görüntüleri	65
Şekil 5.22. V025 dökümüne ait kusurlu bölgenin SEM/EDS sonuçları	66
Şekil 5.23. V025 dökümüne ait kusurlu bölgenin SEM/EDS sonuçları	67
Şekil 5.24. V027 dökümüne ait kusurlu bölgenin SEM/EDS sonuçları	68
Şekil 5.25. V027 dökümüne ait kusurlu bölgenin SEM/EDS sonuçları	69

TABLÖLAR LİSTESİ

Tablo 2.1. Düşük yoğunluklu çeliklerin sınıflandırılması	7
Tablo 3.1. Dökümlerde kullanılan 7112K hürdanın kimyasal kompozisyonu (ağ.%)	25
Tablo 3.2. V024 dökümü için belirlenen hedef kimyasal kompozisyon (ağ.%).....	27
Tablo 3.3. V024 dökümünün analiz sonuçlarının hedef kimyasal kompozisyon ile karşılaştırılması	28
Tablo 3.4. V025 dökümü için belirlenen hedef kimyasal kompozisyon (ağ.%).....	29
Tablo 3.5. V025 dökümünün analiz sonuçlarının hedef kimyasal kompozisyon ile karşılaştırılması	30
Tablo 3.6. V026 dökümü için belirlenen hedef kimyasal kompozisyon (ağ.%).....	31
Tablo 3.7. V027 dökümü için belirlenen hedef kimyasal kompozisyon (ağ.%).....	31
Tablo 3.8. V027 dökümünün analiz sonuçlarının hedef kimyasal kompozisyon ile karşılaştırılması	33
Tablo 5.1. Dökümlerin teorik yoğunluklarının demirin yoğunluğuna göre avantajı .	44
Tablo 5.2 V024 döküm parçasında belirlenen bölgelerin (1-2-3) OES ve ICP yaş analiz değerlerinin, döküm kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılması	48
Tablo 5.3. V025 döküm parçasında belirlenen bölgelerin (1-2-3) OES ve ICP yaş analiz değerlerinin, döküm kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılması	48
Tablo 5.4. V027 döküm parçasında belirlenen bölgelerin (1-2-3) OES ve ICP yaş analiz değerlerinin, döküm kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılması	49
Tablo 5.5. Döküm parçalarında belirlenen bölgelerin elementlere göre segregasyon indeksleri	49
Tablo 5.6. Dökümlere ait farklı bölgelerdeki numunelerin mikrosertlik ölçüm	

sonuçları	50
Tablo 5.7. V024, V025 ve V027 döküm numunelerine uygulanan çentik darbe testi	
sonuçları	52
Tablo 5.8. V025 dökümüne ait kusurlu bölgelerin (1 - 2) element	
analizleri (ağ. %)	69
Tablo 5.9. V027 dökümüne ait kusurlu bölgelerin (1 - 2) element	
analizleri (ağ. %)	70



ÖZET

Anahtar kelimeler: Düşük yoğunluklu çelikler, Fe-Mn-Al-C çelikleri, Hafif çelikler, Sertlik, Darbe enerjisi, Yoğunluk, Segregasyon indeksi

Bu tez çalışmasında, düşük yoğunluklu çeliklerin katılaşma yapısı incelenerek 3 farklı yeni alaşım tasarımı belirlenmiş ve belirlenen alaşımların vakum indüksiyon ergitme fırınında dökümleri gerçekleştirilmiştir.

Döküm sonrası ingot parçalardan numuneler kesilerek, makro dağlama prosesine tabi tutulmuştur. Akabinde her tablet numune için 3 farklı bölge belirlenmiştir. Bu bölgelerin OES ve ICP yaş analiz tekniğiyle kimyasal kompozisyonları belirlenmiş, döküm esnasında elde edilen kimyasal kompozisyonlar ile karşılaştırılmıştır. Kusur göstermeyen bölgelerden alınan numunelere, metalografik numune hazırlama işlemleri uygulanmıştır. Hazırlanan numunelerin optik mikroskopta mikroyapıları belirlenmiştir ve mikrosertlik/darbe dayanım değerleri ölçülmüştür. Dökümlerin mikrosertlik değerleri incelendiğinde, dendritik katılaşmanın ve eş eksenli tanelerin olduğu bölgelerde sertlik dağılımının homojen seyrettiği, orta alaşımlı dökümün (V025) diğer dökümlere kıyasla mikrosertlik değerleri arasında varyasyonun yüksek olduğu tespit edilmiştir. Darbe dayanım değerlerine göre; yüksek alüminyum içerikli döküm (V027) ortalama 2,1 J ile en düşük darbe dayanımına sahip iken, düşük alüminyum içerikli döküm (V024) ortalama 7,03 J darbe dayanımına sahiptir. Numunelerin darbe dayanımları göz önüne alındığında alüminyum oranı arttıkça darbe dayanım değerlerinin azaldığı gözlemlenmiştir. Segregasyon indeksinin 0.95-1.05 aralığında olması istenmektedir. Literatürle ve elde edilen sonuçlar arasında iyi bir uyumun olduğu gözlenmiştir. ThermoCalc ile birlikte her bir döküm için Fe-C denge diyagramları, J-Mat Pro ile birlikte CCT diyagramları, FactSage ile katılaşma yapısı diyagramları oluşturulmuş ve teorik yoğunluk hesabı yapılmıştır. Yoğunluklar sırasıyla 6.47, 6.30 ve 5.81 g/cm³ olarak hesaplanmıştır. Ayrıca ingot parçalardan kesilen numunelerde gözle görülebilen kusurlar oluşmuş ve kusurlu bölgelerden numune alınmıştır. Bu numuneler önce makro incelenmiş sonrasında optik mikroskop ve SEM/EDS incelemesi yapılmıştır. İncelemeler sonrası numuneler üzerinde oluşan kusurların döküm kaynaklı kusurlar olduğu tespit edilmiştir. Düşük alaşımlı tasarımda (V024) döküm boşluğu görülmemiştir ancak dendritik yapının yoğun olduğu tespit edilmiştir. Orta alaşımlı tasarımda (V025) ise eş eksenli tanelerin yoğunlukta olduğu fakat döküm boşluğunun tek bir noktada ve derin olduğu görülmüştür. Yüksek alaşımlı tasarımda (V027) ise kusurun dağınık ve yüzeysel olduğu, eş eksenli ve dendritik yapının bir arada olduğu görülmüştür.

Bu çalışmada; düşük yoğunluklu çelik kalitesinde ideal döküm yapısının elde edilmesi, kimyasal homojenizasyon sağlanması ve element etkisinin incelenmesine yönelik çıktılar ortaya konulmuştur.

THE DESIGN OF A NEW GRADE OF LOW DENSITY STEEL AND ALLOY COMPOSITION

SUMMARY

Keywords: Low density steels, Fe-Mn-Al-C steels, lightweight steels, Hardness, Density, Impact Energy, Segregation Index

In this thesis, 3 different alloy designs were determined by examining the solidification structure of low-density steels and the casting of the determined alloys was carried out in the vacuum induction melting furnace.

After castings, the samples were cut from the ingot parts and subjected to the macro etching process. Subsequently, 3 different regions were determined for each tablet sample. The chemical compositions of these regions were determined by OES and ICP wet analysis techniques, compared with the chemical compositions obtained during casting. Metallographic sample preparation processes were applied to the samples taken from the areas that did not show any defects. Microstructures of the prepared samples were determined by optical microscope and microhardness/impact strength values were measured. It was determined that the hardness distribution was homogeneous in the regions with dendritic solidification and equiaxed grains, and the variation between the microhardness values of the medium alloy casting (V025) was higher compared to the other castings. Casting with high aluminum content (V027) has the lowest impact strength with an average of 2.1 J, while casting with low aluminum content (V024) has an average impact strength of 7.03 J. Considering the impact strength of the samples, it was observed that the impact strength values decreased as the aluminum ratio increased. The segregation index is required to be in the range of 0.95-1.05. A good agreement was observed between the literature and the results obtained. Fe-C balance diagrams were created for each casting with ThermoCalc, CCT diagrams with J-Mat Pro, solidification structure diagrams and theoretical density values with FactSage. Densities were calculated as 6.47, 6.30 and 5.81 g/cm³ respectively. In addition, visible defects occurred in the samples cut from ingot pieces and samples were taken from the defective areas. These samples were first examined macro, then optical microscope and SEM/EDS examination were made. After the examinations, it was determined that the defects on the samples were due to casting defects. No casting void was observed in the low alloy design (V024), but the dendritic structure was found to be dense. In the medium alloy design (V025), it was observed that the equiaxed grains were dense, but the casting cavity was deep at a single point. In the high alloy design (V027), it was observed that the defect was scattered and superficial, and the coaxial and dendritic structure were together.

In this study; obtaining the ideal casting structure in low density steel quality, providing chemical homogenization and examining the elemental effect were presented.

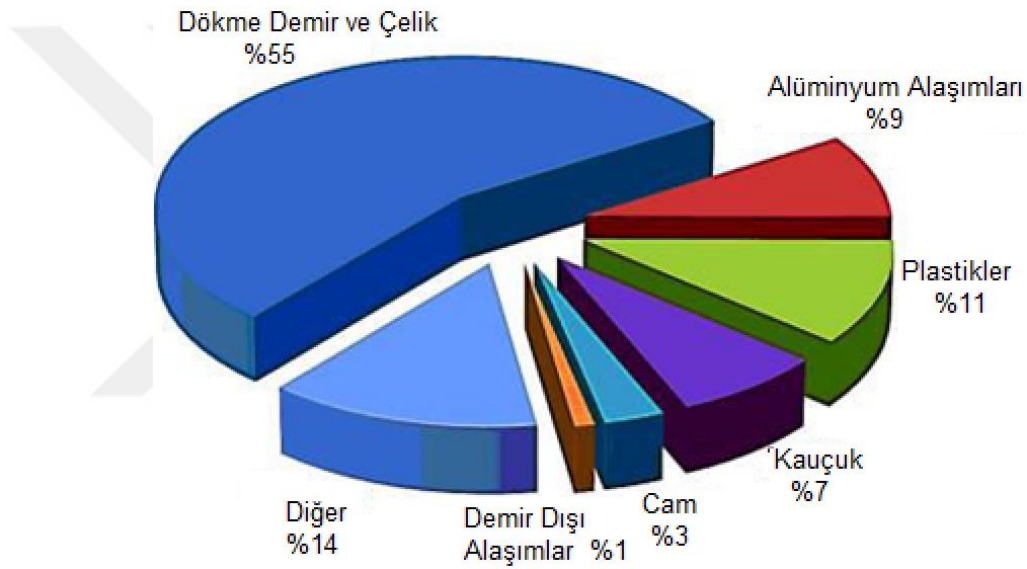
BÖLÜM 1. GİRİŞ

Çelikler; otomotiv, inşaat, ulaşım, uzay, enerji, savunma vb. birçok sektörde kullanım alanına sahiptir. Mükemmel fiyat-performans oranı, mukavemet, şekillendirilebilirlik ve geri dönüşüm kombinasyonuna sahip olmasından ötürü, kompozitler, plastikler, alüminyum alaşımları, magnezyum alaşımları gibi düşük ağırlık sağlayabilen malzemeler karşısında halen otomotiv sektöründe büyük bir kullanım alanına ve öneme sahiptir [1]. Çelik, bir malzeme olarak, özelliklerinin sınırsız değişkenliğe sahip olmasından ötürü otomotiv sektörünün önümüzdeki belirli bir süre boyunca da vazgeçemeyeceği bir malzeme olarak görülmektedir.

Dünyanın en büyük ekonomilerinden biri olan otomotiv sektörü, müşteri beklentileri doğrultusunda sürekli olarak gelişmeye devam etmektedir. Son yıllarda otomotiv endüstrisindeki beklentiler; araç ağırlıklarının azaltılması, üstün mekanik özellikler göstermesi, şekillendirilebilirliğin artırılması, proseslerin kolaylaştırılması, maliyetin azaltılması çevresinde yoğunlaşmıştır. Özellikle, yakıt verimliliğinin artırılması ve CO₂ emisyonunun azaltılmasına yönelik çalışmalar hız kazanmıştır [2].

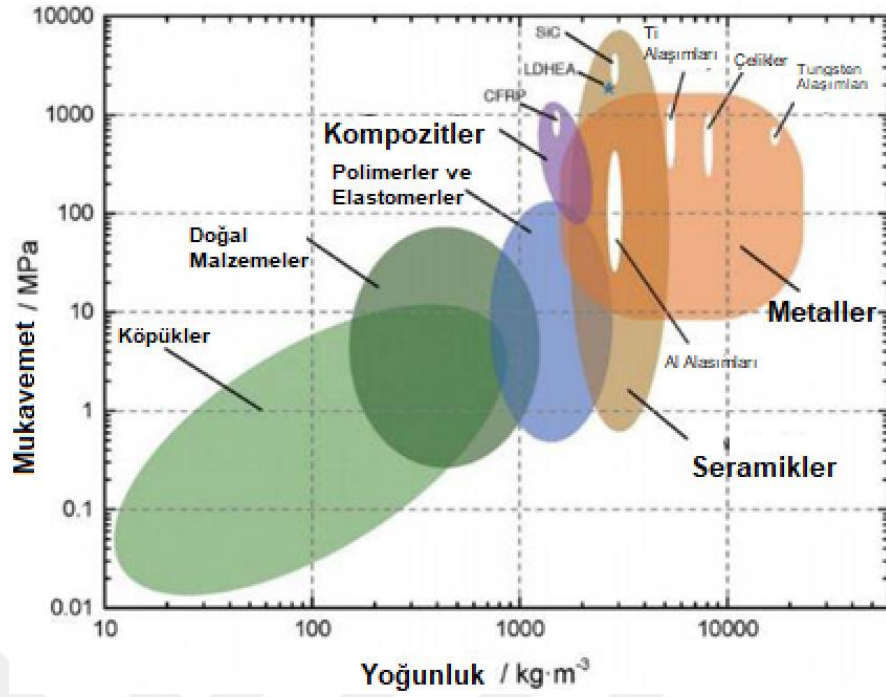
Otomotiv sektörü, sera gazı emisyonu kaynağı olarak dünyada üst sıralarda yer almakta ve bu sebepten ötürü emisyonların kontrol altına alınması adına ciddi düzenlemeler ve yaptırımlar ile karşı karşıya kalmaktadır. Avrupa Komisyonu, Avrupa’da yer alan araçların emisyon ortalamasının 2007 yılında 158,7 g CO₂/km olduğunu, 2015 yılında 130 g CO₂/km olduğunu ve 2020-2024 yılları arasında hedeflenen ortalamanın 95 g CO₂/km olduğunu belirtmiştir [3]. Bu değerlerden de görüleceği üzere sürekli olarak emisyonun azaltılmasına yönelik baskılar devam etmektedir.

Emisyonların azaltılması ve verimliliğin artırılması, temel olarak araçların ağırlığının azaltılmasından geçmektedir. Araç ağırlığının azaltılmasıyla birlikte elde edilecek enerji/yakıt tasarrufunun yanı sıra malzeme tasarrufu da sağlanmış olur. Araç ağırlığının azaltılması, ya aracın boyutunun küçültülmesiyle ya da araç yapımında kullanılan malzemelerin değiştirilmesi/geliştirilmesiyle oluşur. Araç boyutunun küçültülmesi müşteri talepleri doğrultusunda çok mümkün gözükmemekle birlikte, araç yapımında kullanılan malzemelerin mukavemet değerlerinde fazla bozunma yaşanmadan daha hafif olacak şekilde özelliklerinin iyileştirilmesi daha iyi bir seçenek olarak öne çıkmaktadır.



Şekil 1.1. Otomotiv sektöründe kullanılan malzemelerin kullanım oranları [4]

Şekil 1.1.'den de görüleceği üzere; otomotiv sektöründe en yoğun olarak kullanılan malzeme tipi dökme demir ve çeliktir. Dolayısıyla araç ağırlığında azalma sağlanması adına odaklanılması gereken en önemli mühendislik malzemesi çeliktir. Şekil 1.2.'de çelikler ve diğer mühendislik malzemelerinin yoğunluk/mukavemet kıyaslaması gösterilmektedir. Araç ağırlığının azaltılmasının yanı sıra mukavemet değerlerinin de en yüksek seviyelerde olması yani optimum bir malzemeye ulaşılması amaçlanmaktadır.



Şekil 1.2. Çelikler ve Diğer Mühendislik Malzemelerinin Yoğunluk ve Mukavemet Kıyaslaması [4]

Diğer malzemelere göre yüksek mukavemet değerleri sağlaması avantajının yanı sıra yüksek yoğunluk göstermeleri, yapılacak olan çalışmaların çeliklerin yoğunluğunu düşürülmesi üzerine yoğunlaştırmıştır.

BÖLÜM 2. LİTERATÜR ÖZETİ

Çelik yoğunluğunun azaltılması, araç ağırlıklarını azaltmaya yönelik en iyi yaklaşımlardan biri olarak görülebilir. Bu sebeplerden ötürü; son yıllarda düşük yoğunluklu çeliklerin araştırma sayılarında artış gözlemlenmektedir.

Demirin ($7,8 \text{ g/cm}^3$) yoğunluk değeriyle, alüminyum ($2,7 \text{ g/cm}^3$), silisyum ($2,3 \text{ g/cm}^3$), mangan ($7,21 \text{ g/cm}^3$) gibi elementlerin yoğunluğu kıyaslandığında daha yüksek yoğunluk değerlerine sahip olduğu görülmektedir [2]. Çeliğin alaşım tasarımında yapılacak olan değişikliklerle, kullanılacak olan alaşım elementleriyle birlikte, daha düşük yoğunluk değerlerine ulaşım sağlanabilmektedir.

2.1. Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Tarihsel Gelişimi

19. yüzyılın sonlarından itibaren çalışma konusu olmaya devam eden geleneksel çeliklerden daha hafif, daha düşük yoğunluğa sahip olması adına birçok çalışma yapılmıştır. Uzun süre çeşitli sektörlere yönelik çalışmalar gerçekleştirilmiş olsa da son yıllarda odak noktası otomotiv sektörüne kaymıştır.

Bunlardan ilki; 1935 yılında Robert Hadfield'in yayınında bahsettiği, 1882 yılında keşfini gerçekleştirdiğini iddia ettiği %13 Mn, %1,2 C içeriğine sahip çeliğidir. Bu çeliğin geliştirilmesinin ana kullanım alanının madencilik sektörü olduğu belirtilmiştir [5].

Fe-Mn-Al-C sisteminin kullanımıyla ilgili verilen ilk rapor ise, Werner Köster ve Willi Tonn tarafından 1933 yılında yayınlanan %30 Al - %50 Mn – geri kalanı Fe içeriğine sahip tasarımdan bahsedilen rapordur [6].

1943 yılına gelindiğinde Reginald S. Dean ve Clarence T. Anderson tarafından; %3-12 Al, %20-50 Mn ve geri kalanı Fe olan, daha çok elektrikli ısıtma elemanlarına yönelik bir patent yayınına rastlanmaktadır [7].

1958 yılında, Cr ve Ni elementlerinin yüksek maliyetlerinden ötürü paslanmaz çeliklerde bu elementlerin yerine mangan ve alüminyumun ikame edilmesi ve böylelikle yoğunluk avantajı elde edilmesi adına; %10 Al, %34 Mn, %0,76 C ve geri kalanı Fe olan bir tasarım J. L. Ham ve R. E. Cairns tarafından gerçekleştirilmiştir [8].

1969 yılına gelindiğinde; G. L. Kayak tarafından daha çok yaylı sistemler ve dişliler adına %8-10 Al, %25-30 Mn, %1 civarlarında C ve geri kalanı Fe olan östenitik yapıdaki çelik alaşımı üzerinde bir çalışma yapılmıştır [9].

1984 yılında kriyojenik uygulamalar kapsamında J. Charles, A. Berghezan ve A. Lutts tarafından %0-5 Al, %20-40 Mn, %0-1 C ve geri kalanı Fe olan bir alaşım tasarımı üzerinde denemeler gerçekleştirilmiştir [10].

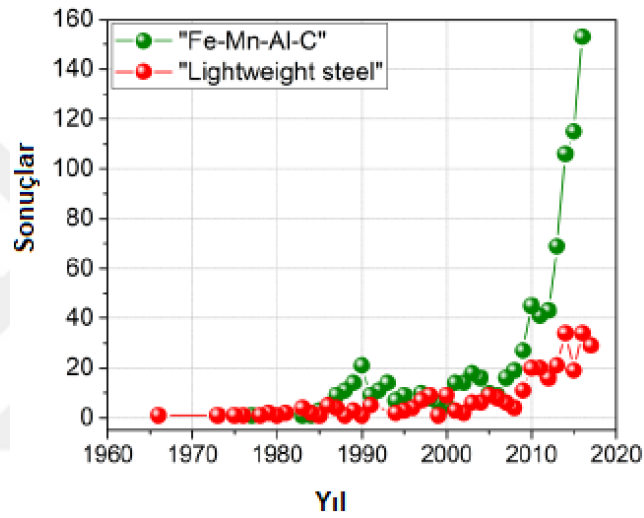
1985 yılında paslanmaz çeliklerde Ni ve Cr'nin yerini alma potansiyeline sahip olan molibden, Si ve Al elementlerinin yer aldığı ilavelerinin yer aldığı çalışmalar gerçekleştirilmiştir [11].

1990'lı yılların sonuna geldiğimizde henüz bu çelik sisteminin otomotiv sektörü ile bağlantılı bir çalışması bulunmamaktaydı. Yukarıda yer alan çalışmalarda da görüleceği üzere bu sistemler daha çok paslanmaz çelikler ve kriyojenik uygulamalar üzerine yoğunlaşmıştır.

1997 ve 2000 yıllarında Grässel ve diğerleri, Fe-Mn-Si-Al çeliklerinin mekanik özellikleri ve faz dönüşümlerini incelediği, %15-30 Mn içeren östenitik yapıdaki çeliğe, alüminyum ve silisyum ilavesinin mekanik özelliklere etkisini raporladığı makaleler [12, 13], bu çelik alaşım sisteminin otomotiv endüstrisi ile tanışmasını sağlayacak olan ilk çalışmalardandır [14].

2000'li yılların başında Wei-Chun Cheng ve arkadaşları, birden fazla çalışma yaparak Fe-Mn-Al çeliklerinin faz dönüşümleri gibi birçok fiziksel metalurjik özelliklerinin belirlenmesine büyük katkı sağladı [15, 16, 17, 18].

Son yıllarda ise düşük yoğunluklu çelikler ve hafif çelikler üzerine olan ilgi, önceki yıllara göre artmış ve birçok çalışma yayınlanmıştır. Şekil 2.1.'de; Scopus tabanında, düşük yoğunluklu çelikler üzerine yapılan son 50 yıldaki araştırmaların kronolojik sonuçları verilmiştir.



Şekil 2.1. Scopus üzerinden yapılan araştırmaya göre 50 yıldaki düşük yoğunluklu çelikler üzerine yapılan araştırma sayısının kronolojik sonucu [14]

2.2. Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Yapısı

Düşük yoğunlu çeliklerin ana alaşım yapısı; C, Mn ve Al'den oluşmaktadır [19]. Düşük yoğunluklu çelikler, alaşım yapısı sayesinde hem mukavemet değerlerinde gelişmişlik göstermekte hem de daha düşük yoğunluğa ve dolayısıyla daha hafif bir yapıya sahip olmaktadır.

Bu çelikler, ortalama 6,6-6,9 g/cm³ gibi nispeten daha düşük yoğunluğa, düşük manyetizmaya ve iyi bir korozyon direncine sahiptir [20]. Bunu sahip olduğu alaşım yapısına borçludur. Fe elementine oranla daha düşük yoğunluğa sahip olan Al, Mn ve Si gibi elementler, kafes parametresinin değişmesine de sebep olmaktadır [21].

2.2.1. Alaşım elementlerinin etkisi

C çelik için temel elementtir. C miktarının artmasıyla sertlik ve dayanım artmaktadır. Östenit stabilizatörüdür [22]. Düşük çevrimlerde yorulma mukavemetini azaltır [23].

Mn 7,21 g/cm³ yoğunluğuna sahiptir [2]. Genel olarak bir östenit stabilizatörüdür [24]. Böylece kırılgan olan delta ferrit fazının oluşumunu azaltabilir. Malzeme dayanımı ve sertleşebilme özelliklerini de arttırmaktadır. Bunun yanı sıra Mn ayrıca oksidasyon direncini artırır [25].

Al düşük yoğunluklu çelik kalitesi adına en önemli elementlerden biridir. Sahip olduğu düşük yoğunluğu (2,7 g/cm³) sayesinde ana hedef olan çeliklerde yoğunluğunu düşürme kavramına katkı sağlamaktadır. Al ferrit stabilizatörüdür. Oluşturduğu Al₂O₃ tabakasıyla koruma sağlamaktadır. Al ayrıca düşük yoğunluklu çeliklerde katı - çözelti sertleştirilmesiyle mukavemeti de artırmaktadır.

2.2.2. Düşük yoğunluklu çelik sınıfları

Düşük yoğunluklu çelikler, matris bazlı olarak sınıflandırılmaktadır. Bu çelikler; ferritik, östenitik ve ferrit – östenit bazlı dubleks yapıları olmak üzere 4 farklı sınıftan oluşmaktadır [2]. Tablo 2.1.'de bu sınıflar, sınıfların kimyasal kompozisyon aralığı ve mukavemet değerleri görülebilir.

Tablo 2.1. Düşük Yoğunluklu Çeliklerin Sınıflandırılması [2]

Özellik	Ferritik	Ferrit Bazlı Dubleks	Östenit Bazlı Dubleks	Östenitik
Al	~ %5-9	~ %3-7	~ %5-10	~ %5-12
Mn	< %5	~ %2-12	~ %5-30	~ %12-30
C	< %0,05	~ %0,05-0,5	~ %0,4-0,7	~ %0,6-2
Çekme Muk.	~ 200-600 MPa	~ 400-900 MPa	~ 800-1300 MPa	~ 800-1500 MPa
Toplam Uzama	~ %10-40	~ %10-40	~ %10-40	~ %30-80

Ferritik bazlı düşük yoğunluklu çelikler, düşük miktarda karbon içeriğine (ortalama %0,05'ten küçük), ortalama bir alüminyum içeriğine (%5-9) [26], yine ortalama bir mangan değerinde (%5'ten küçük) alaşım elementlerine sahiptir [2]. Ferritik bazlı düşük yoğunluklu çelikler; diğer östenitik, ferrit – östenit bazlı dubleks çeliklere kıyasla östeniti stabilize eden elementleri (C, Mn) daha az içermektedir [27]. Ayrıca diğer sınıflar ile kıyaslandığında, daha düşük mukavemet ve sünekliğe sahiptir.

%5-9 Al içeriğine sahip olan ferritik bazlı düşük yoğunluklu çeliklerde mukavemete her %1 Al ilavesiyle yaklaşık 46 MPa katkı sağlanmaktadır. Fakat süneklik değerlerine olumsuz bir etkisi olması sebebiyle kullanımı sınırlandırılmıştır [28]. C, östenit stabilizatörü bir elementtir [22]. Ayrıca tane sınırlarında karbür tabakalarının, kapa (κ) karbür oluşturma sebebiyle sünekliği ciddi derecede zararlı olarak etkilemektedir [26]. Bu sebeple ferritik çeliklerde kullanımı sınırlıdır. Mn, C gibi östenit stabilizatörü bir elementtir. Östenit oluşumu destekler.

Kapa karbürler, düşük yoğunluklu çelikler için önemli bir etkiye sebep olabildikleri için önem arz etmektedir. Bu karbürler genel olarak $(Fe,Mn)_3AlC$ şeklinde ihtiva etmektedir. Küçük miktarlardaki C içeriğinin bile tane sınırları üzerinde kapa karbür oluşumuna neden olacağı ve C içeriğinin 100 ppm'den daha az bir değerde olmasının önem arz ettiği belirtilmiştir [26].

Ferritik düşük yoğunluklu çelikler, kaba tane boyutlarına sahiptir. Tane boyutları 40-90 μm değerleri arasındadır [29]. Geleneksel çeliklere baktığımızda, sıcak haddeleme prosesi sonrasında yapılan soğutma işlemlerinde östenitten ferrite doğru bir dönüşüm gerçekleşmekte ve böylelikle faz dönüşümü sırasında tanelerin incelmesi gerçekleşmektedir. Fakat ferritik düşük yoğunluklu çeliklerde, sıcak haddeleme prosesi ferrit bölgesinde gerçekleştirildiği için diğer çelikler gibi tane incelmesi olmamaktadır. Bu durumun üstesinden gelebilmek için haddeleme prosesinden sonra yeniden kristalleşme tavlama yapılmaktadır [27]. Yeterli boyutta tane incelmesi gözlemlenemediği durumlarda, kimyasal alaşıma Nb gibi mikro alaşım elementleri de ilave edilebilmektedir [30].

Östenitik düşük yoğunluklu çeliklerde, ferritik çeliğe kıyasla çok daha yüksek alaşım değerleri gözlemlenmektedir. Östenit stabilizatörü olan C, %0,6-2 gibi yüksek bir alaşım yüzdesine sahiptir. Böylelikle mukavemet değerlerinde daha yüksek değerler elde edilebilmektedir.

2.3. Katılaşma Yapısı

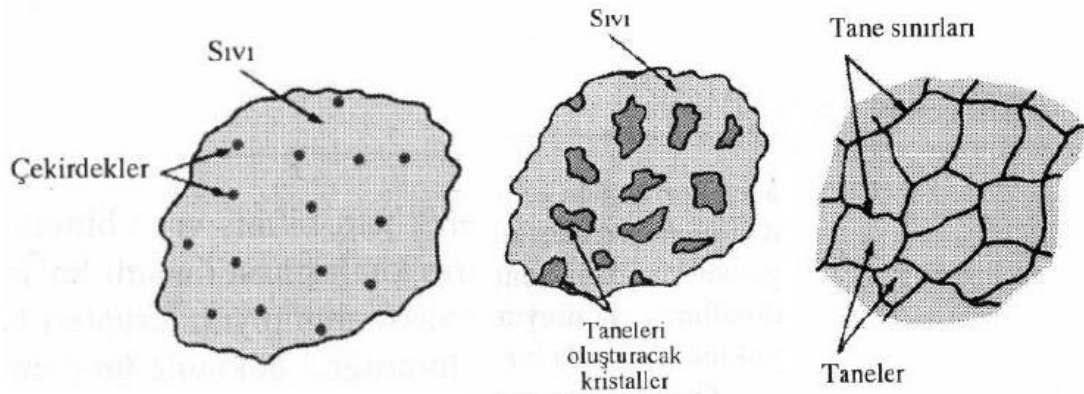
Metal ve alaşımlı malzemelerin performansı, öncelikle katılaşma esnasında oluşan iç yapı tarafından belirlenir. Katılaşma sırasında oluşan tanelerin boyutları ve tipleri nihai ürün özellikleri üzerinde belirleyici rol oynamaktadır. Döküm çalışmalarında katılaşma yapısının incelenmesi, döküm özelliklerinin anlaşılması adına önemlidir.

2.3.1. Çekirdeklenme

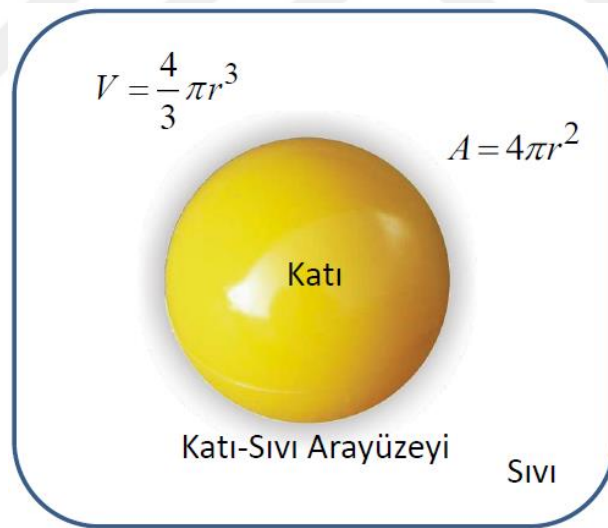
Katılaşma yapısının anlaşılması, genel olarak faz dönüşümü kinetiğinin incelenmesi ile başlar. Faz dönüşümü, çekirdeklenme (nucleation) ve bu çekirdeklerin büyümesi (growth) olarak iki kısımdan meydana gelir. Sürekli olarak hareket halinde bulunan atomlar, ergiyik haldeki metal içerisinde düzensiz haldedir. Sıvı içerisinde bulunan bu atomlar, solidüs sıcaklığına yaklaşıldıkça yani sıcaklık düştükçe bir demet halinde embriyoları oluşturur. Ergimiş metal içerisinde oluşan bu embriyolar çekirdek oluşumu ve katılaşmanın başlaması için ilk potansiyel noktalardır. Embriyolar, küresel katı bir formdadır. Oluşan embriyolar, yüzey oluşturmak için ihtiyaç duyduğu yüzey enerjisi ve katılaşma için gerekli hacim enerjilerini farkı olan toplam serbest enerji miktarına göre büyümeye devam eder veya yeniden ergir.

Pozitif yüzey enerjisinin yükselmesi, kritik çapı artırarak embriyoların ancak daha büyük çaplara ulaştığında çekirdek olmasına neden olmaktadır. Bu da tane büyüklüğünü arttırmaktadır. Öte yandan, yüzey enerjisinin nispeten düşük olması, kritik çap değerini düşürmekte ve oluşan birçok embriyonun yeniden ergimeksizin çekirdek olmasını sağlamaktadır.

Çekirdekçik olarak da adlandırılan embriyolar yukarıda belirtilen uygun koşullar altında büyümesine devam ederek kritik yarıçapı (r^*) aşar, çekirdeği oluşturur. Çekirdeklenme olayı, sıvı hacim tükenene dek büyüyerek devam eder. Çekirdekler oluşur, büyür ve tane sınırları meydana gelir [31]. Şekil 2.2.'de bu oluşum adım adım gösterilmektedir.



Şekil 2.2. Çekirdeklenme, büyüme ve tane sınırlarının oluşma adımlarının şematik gösterimi [32]

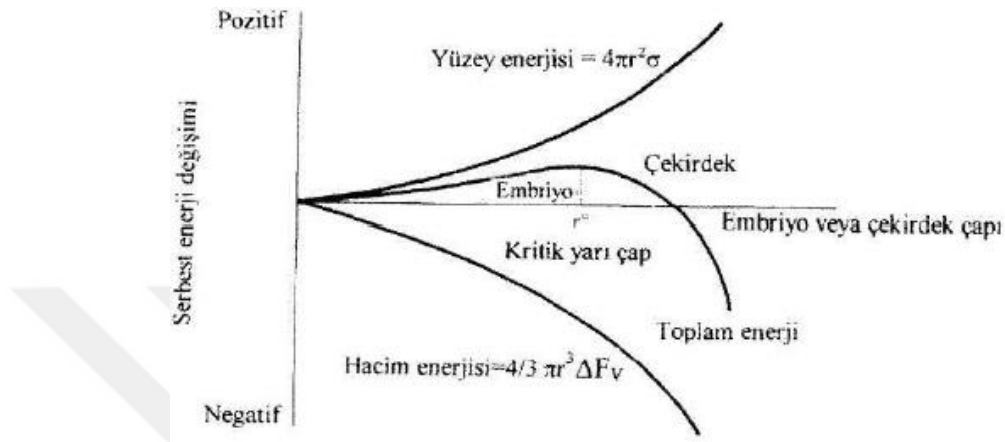


Şekil 2.3. Çekirdeklenme ile oluşan katı-sıvı ara yüzeyin şematik gösterimi [31].

Şekil 2.3.'te çekirdeklenme ile oluşan katı-sıvı ara yüzeyin şematik gösterimi yer almaktadır. Yüzey enerjisi, katı büyüdükçe artmakta olup birbirleri arasında doğru orantı mevcuttur. Denklem 2.1'de toplam enerjiye ait formül gösterilmektedir.

$$\Delta G = \frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \quad (2.1)$$

Burada; ΔG , toplam serbest enerji değişimi; $\frac{4}{3}\pi r^3$, oluşan embriyonun hacmi; $4\pi r^2$, oluşan embriyonun yüzey alanı; γ yüzey enerjisi ve ΔG_v ise hacim serbest enerjisidir.



Şekil 2.4. Katı boyutu ile toplam serbest enerji değişimi [33]

Şekil 2.4.'te katı embriyonun boyutu ile toplam serbest enerji değişimi gösterilmektedir. Bir embriyonun büyüyerek çekirdeğe dönüşmesini veya yeniden ergimesini şekilde gösterilen kritik çap (r^*) değeri belirler. Şekilden de anlaşıldığı gibi, serbest enerjinin negatif yönde artışı kritik çapı azaltırken, pozitif yönde artışı kritik çapı arttırmaktadır. Kritik çapın düşük olması, çok daha fazla sayıda embriyonun çekirdeğe dönüşümünü mümkün kılar ve katılaşma yapısı daha ince taneli olur. Diğer taraftan, kritik yarıçapın yüksek olması, birçok embriyonun bu kritik çapın altında kalarak yeniden ergimesine neden olur. Bu durum daha az çekirdeğe ve dolayısı ile iri taneli bir yapıya neden olmaktadır. Burada kritik yarıçaptan (r^*) aşılmazsa embriyo, aşılsa çekirdek oluşumu gözlemlenmektedir.

2.3.1.1. Homojen çekirdeklenme

Homojen çekirdeklenme, içerisinde çekirdek olarak görev yapma potansiyeli olan oksitler, karbürler, nitürler vb katı bileşikler içermeyen homojen haldeki ergiyikte meydana gelen kararlı bir çekirdeklenmelidir. Homojen çekirdeklenmelerde çekirdek oluşumu, ΔT olarak ifade edilen aşırı soğumayı (alt soğumayı) gerektirmektedir [32].

Eriyiğin sıcaklığının, katılaşma sıcaklığından daha düşük derecedeki bir sıcaklığa soğutulması ile atomların kümeleşmesi sağlanır. Aşırı soğuma, embriyonun kritik yarıçapı (r^*) aşmasını sağlayacağından ötürü homojen çekirdeklenme meydana gelir [34].

Denklem 2.1’de verilen eşitliğin $r = r^*$ denge durumunda türevini aldığımızda, ortaya çıkan sonuçlarda r^* Denklem 2.2’deki ve ΔG^* Denklem 2.3’deki olacaktır. Burada ΔG^* aktivasyon serbest enerjisidir.

$$r^* = \frac{-2\gamma}{\Delta G_v} \quad (2.2)$$

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_v)^2} \quad (2.3)$$

Burada ΔG^* aktivasyon serbest enerjisi; ΔG_v sıcaklığa bağlı bir değerdir ve eşitliği Denklem 2.4’te belirtilmektedir.

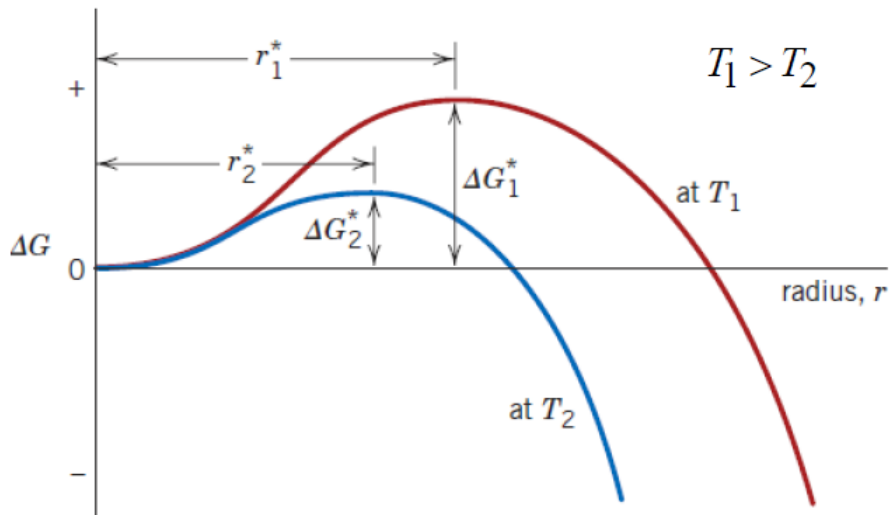
$$\Delta G_v = \Delta H_f \frac{T_m - T}{T_m} \quad (2.4)$$

Burada ΔH_f gizli ısı, T sıcaklık, T_m ise erime sıcaklığıdır. ΔG_v eşitliğini Denklem 2.2 ve Denklem 2.3’deki yerlerine yazdığımızda r^* Denklem 2.5’deki ve ΔG^* Denklem 2.6’daki gibi olacaktır.

$$r^* = \left(\frac{-2\gamma T_m}{\Delta H_f} \right) \left(\frac{1}{T_m - T} \right) \quad (2.5)$$

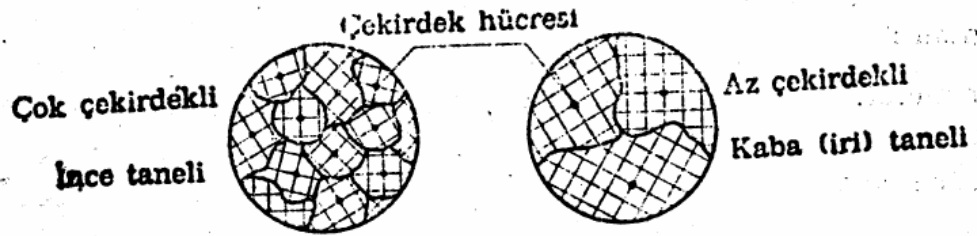
$$\Delta G^* = \left(\frac{16\pi\gamma^3 T_m^2}{3(\Delta H_f)^2} \right) \left(\frac{1}{T_m - T} \right)^2 \quad (2.6)$$

Sıcaklık azaldıkça ters orantılı olarak lineer bir şekilde artmakta, kritik yarıçap değeri r^* ve aktivasyon enerjisi değeri ΔG^* azalmaktadır. Buna bağlı grafik ise Şekil 2.5.’teki gibidir.



Şekil 2.5. Aktivasyon enerjisi ve kritik yarıçapa sıcaklığın etkisi [31]

Katılaşma sırasında malzemeye uygulanan aşırı soğumadaki artış çekirdeklenme için itici güç oluşturmaktadır. Şekil 2.5.'te gösterildiği gibi, aşırı soğumanın artışı, serbest enerjiyi negatif yönde arttırarak kritik yarıçapın küçülmesine neden olur. Bu durum, çok daha fazla çekirdek oluşumu ve ince taneli-çok çekirdekli yapıyı meydana getirir



Şekil 2.6. Çekirdek sayısı ve yapısının şematik gösterimi [32]

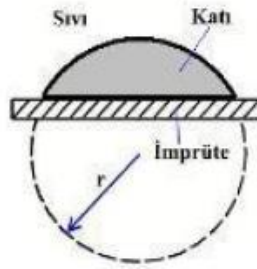
Şekil 2.6.'da çok çekirdekli ve ince taneli bir yapının yanısı sıra az çekirdekli ve kaba taneli bir yapı şematik olarak gösterilmiştir. Yapıdaki tane büyüklüğü, kristallerin büyüme hızına ve birim zamandaki çekirdek sayısı oluşumuna bağlıdır [32]. Oluşan çekirdek sayısı ne kadar fazla olur ise tane yapısı o denli ince olur.

2.3.1.2. Heterojen çekirdeklenme

Homojen çekirdeklenme, çok iyi ve eksiksiz koşullar altında yapılacak olan deneyler dışında sıvı metallerde rastlanmaz. Her ne kadar teoride aşırı soğuma oranları tahmin

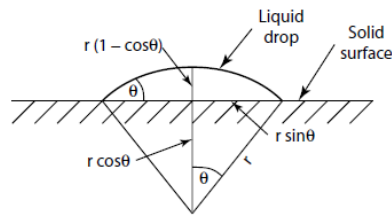
edilse de, pratikte çekirdeklenme bu tahmin edilen aşırı soğuma oranlarının çok daha altındaki değerlerde gerçekleşir. Bu sebeple genel olarak uygulamada hep heterojen çekirdeklenme gözlemlenir.

Sıvı metallerin içerisinde yer alan karbür, oksit, nitrür, kalıp duvarları vb. yabancı yapılar yer almakta ve bu yapılar çekirdeklenme için gerekli yüzeyi sağlamaktadır. Heterojen çekirdeklenmenin şematik gösterimi Şekil 2.7.'deki gibidir.



Şekil 2.7. Heterojen çekirdeklenmenin şematik gösterimi [35]

Heterojen çekirdeklenmede, yabancı maddeler üzerindeki çekirdek yüzey enerjisi daha fazla olabileceğinden, homojen çekirdeklenmeye kıyasla daha az aşırı soğuma değerlerinde oluşabilmekte ve bu da daha kolay bir çekirdeklenme işlemi sağlamaktadır. Çekirdek ve çekirdekleyici arasındaki temas (ıslatma) açısı, heterojen çekirdeklenmenin en önemli faktörüdür. Şekil 2.8.'de heterojen çekirdek yüzeyinde yeni fazın kısmen ıslanması gösterilmektedir.



Şekil 2.8. Heterojen çekirdek yüzeyinde yeni fazın kısmen ıslanmasının şematik gösterimi [36]

Şekil 2.8.'de oluşan yeni fazın sıvı, heterojen çekirdeğin ise katı olduğu varsayılarak şematik gösterim sağlansa da; sıvı üzeri sıvı, katı üzeri katı, sıvı veya serbest bir yüzey üzeri katı da olabilmektedir [36].

Heterojen çekirdeklenmede aktivasyon enerjisi ΔG^* homojen çekirdeklenmeden farklıdır ve bu eşitlik Denklem 2.7’de gösterilmektedir.

$$\Delta G^* = V_L \Delta G_v + A_{LV} \gamma_{LV} + A_{LS} (\gamma_{LS} - \gamma_{SV}) \quad (2.7)$$

Burada V_L küresel sıvı başlığın hacmi, A temas alanı olup ve diğerleri daha önceki denklemlerde belirtilmiştir.

$$\gamma_{SV} = \gamma_{LS} + \gamma_{LV} \cos\theta \quad (2.8)$$

$$A_{LS} = \pi r^2 \sin^2\theta \quad (2.9)$$

$$A_{LV} = A_{küre} = 2\pi r^2 (1 - \cos\theta) \quad (2.10)$$

$$V_L = \frac{\pi r^3}{3} (2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta) \quad (2.11)$$

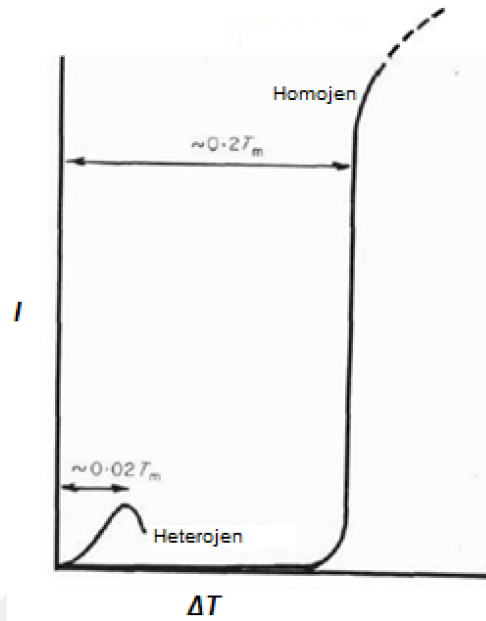
Burada θ çekirdek ve çekirdekleyici arasındaki temas açısı olup Şekil 2.8.’de gösterilmektedir. Eğer $\theta = 180^\circ$ olursa, $\cos\theta = -1$, $\sin\theta = 0$ olur ve burada ıslatma olmaz. Küresel başlık, küresel bir damla halini alır ve Denklem 2.8, Denklem 2.9, Denklem 2.10 ve Denklem 2.11’de yer alan eşitlikler Denklem 2.7’de yerine konulduğunda Denklem 2.12 elde edilir.

$$\Delta G^* = \frac{4\pi r^3}{3} \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma_{LV} \quad (2.12)$$

Denklem 2.12, homojen çekirdeklenme için kullanılan küresel bir damlanın denklemidir. $\theta = 180^\circ$ ile katı parçacığın mevcudiyeti ile yüzey enerjisinin ıslanması gerçekleşmez ve sadece homojen çekirdeklenme gerçekleşir [36]. Arayüzey enerjilerinin de ikamesiyle sonuç olarak Denklem 2.13 elde edilir.

$$\Delta G^* = \left\{ \frac{4\pi r^3}{3} \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma_{LV} \right\} \left\{ \frac{(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)}{4} \right\} \quad (2.13)$$

Temas açısı küçük olduğunda, çekirdeklenme daha kolay oluşmaktadır.



Şekil 2.9. Heterojen ve homojen çekirdeklenmenin aşırı soğumaya bağlı çekirdeklenme hızları arasındaki fark [35]

Şekil 2.9.'da heterojen ve homojen çekirdeklenmenin aşırı soğumaya bağlı çekirdeklenme hızları arasındaki fark gösterilmiştir. Heterojen çekirdeklenmedeki aktivasyon enerjisi, homojen çekirdeklenmeye kıyasla daha düşüktür. Daha düşük aktivasyon enerjisi gerekliliği, daha alt soğuma hızlarında çekirdeklenme hızının daha yüksek olması ile sonuçlanmaktadır.

2.3.2. Büyüme

Katılaşma sırasında sıvı metallerde oluşan katı çekirdekler büyüyerek kristal formuna gelmekte ve bu krisaller farklı yönlenmelere sahip olmaktadır. Sıvı metalin katılaşma işlemi sonlandıktan sonra, bu farklı yönlerdeki kristaller tane sınırları oluşturur. İlk olarak katı çekirdek meydana gelir ve sıvı içinde yer alan atomlar, çekirdeğe tutunarak büyümeyi oluşturur. Isının sistemden uzaklaştırılma durumu, katılaşma esnasındaki büyümeyi direkt olarak etkiler. Isının sistemden uzaklaştırılması; özgül ısının uzaklaştırılması ve gizli ısının uzaklaştırılmasıdır. Büyüme, dendritik ve düzlemsel olmak üzere iki tipte meydana gelmektedir.

2.3.2.1. Düzlemsel büyüme

Bu tip büyümede katılaşmanın ilerlemesi, gizli ısının sıvı – katı arayüzeyinden ortama uzaklaştırılmasını gerektirir. Şekil 2.10.'da düzlemsel büyüme oluşumu gösterilmektedir.



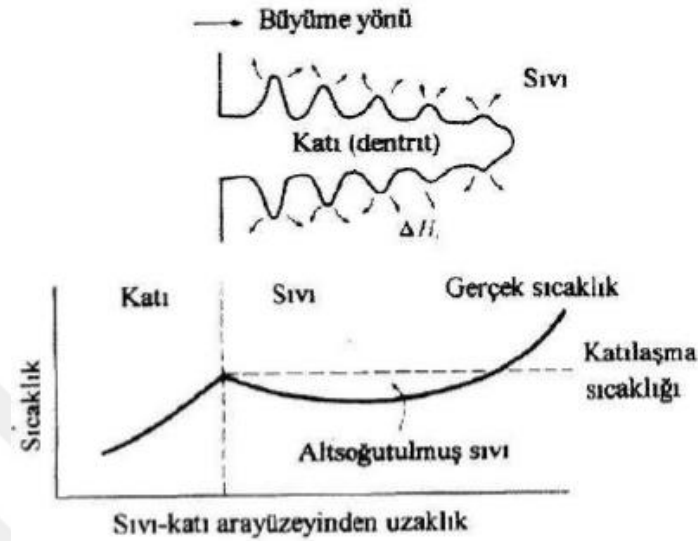
Şekil 2.10. Düzlemsel büyüme oluşumu [37]

Şekil 2.10.'da görülen düzlemsel büyüme oluşumunda, katılaşma sıcaklığı üstünde yer alan sıvı metal ile çevrelenen arayüzeyde şişkinlik büyür ve bu büyüme, geride kalmış olan ara yüzey ile aynı bölgeye gelinceye dek devam eder [37]. Büyüme, sıvı – katı ara yüzeyinin sıvıya yönlendirilerek ilerlemesi ile meydana gelir ve eğer bu ara yüzeyde bozulmalar oluşmaz ise ara yüzey düzlemsel olarak kalır. Katı-sıvı fazlar arasındaki ısı gradyanı pozitifdir ve bu nedenle katılaşma yüzeyi düzlemsel olarak ilerler.

2.3.2.2. Dendritik büyüme

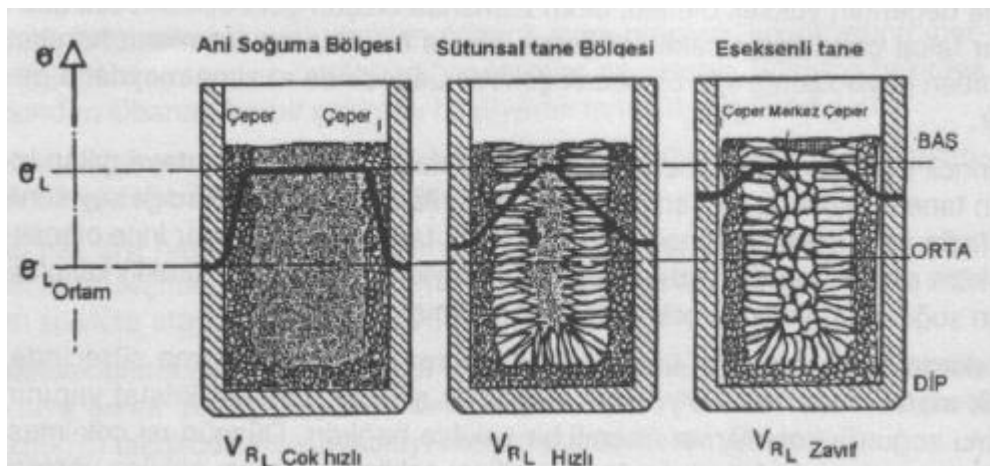
Çekirdeklenme olayı zayıf aksettiğinde sıvı, henüz katı oluşmadan katılaşma sıcaklığından daha düşük bir sıcaklığa soğur ve böylelikle ara yüzeyde düzlemsel büyümede olan oluşan şişkinlikten daha farklı olarak katı haldeki şişkinlik büyümeye devam eder iken aşırı soğuyan sıvıya gizli ısı iletilir. Böylelikle dendrit kolları meydana gelir ve dendritik büyüme olarak adlandırılan bu büyüme, aşırı soğuyan sıvının ısınmasına dek sürer. Arda kalan sıvı, düzlemsel büyümeyle katılaşır. Dendritik büyümede ısıyı aşırı soğumuş sıvı emer iken, düzlemsel büyümede ise kalıp emer.

Şekil 2.11.'de dendritik büyüme oluşumu görülmektedir. Katı-sıvı fazlar arasındaki ısı gradyanının negatif olduğu durumlarda dendritik katılaşma ve büyüme görülmektedir.



Şekil 2.11. Dendritik büyüme oluşumu [38]

Saf metallerde dendritik büyümenin toplam büyümedeki payı oldukça azdır. Aşırı soğuma miktarı arttığında, katı-sıvı fazlar arasındaki ısı gradyanı negatif olacağından, dendritik büyüme miktarı da artar [33]. Şekil 2.12.'de soğuma hızı değişimine göre bir ingottaki farklı bölgelerde oluşan iç yapıların değişimi gösterilmektedir.



Şekil 2.12. Soğuma hızı değişimine göre bir ingottaki farklı bölgelerde oluşan iç yapı değişimi [37].

Katılaşma süresi hesabı Chvorinov kuralı olarak adlandırılan hesaplama ile tahmin edilebilir. İlgili kural Denklem 2.9'da gösterilmektedir.

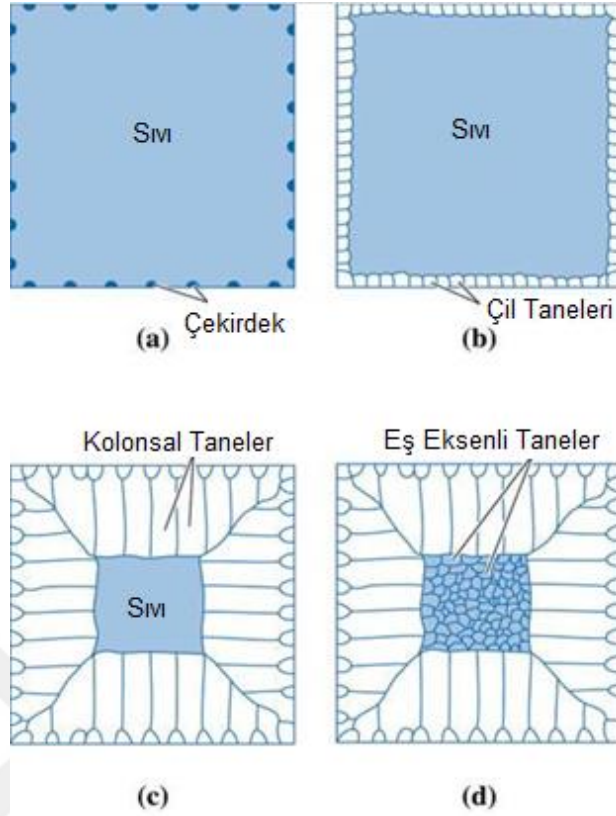
$$T_s = C_m \left(\frac{V}{A}\right)^2 \quad (2.9)$$

Burada T_s döküm katılaşma süresi, V döküm hacmi, C_m kalıp sabiti ve A ise dökümün kalıp ile temas eden yüzey alanıdır.

Dendritlerin boyutu, ikincil dendrit kolları olarak adlandırılan dendrit kolları arasındaki mesafe (SDAS) ile tanımlanmakta olup döküm hızına bağlı olarak ikinci dendrit kol mesafesi değişmektedir ve bu mesafe, dökümlerde daha hızlı bir katılaşma sağlandığında azalmaktadır [39]. Şekil 2.12.'de de görüleceği üzere soğuma hızlı sağlandığında dendrit boyutu düşmekte, soğuma hızı azaldığında ise artmaktadır.

2.3.3. İngot yapısı

İngotlardaki döküm yapısı genel hali ile 3 farklı bölgede incelemeye tabi tutulur. Bu bölgeler çil, kolonsal ve eş eksenli bölge olarak adlandırılır. Şekil 2.13.'te çekirdeğin (a), çil bölgesinin (b), kolonsal bölgenin (c) ve eş eksenli bölgenin (d) oluşumu gösterilmiştir. Çil bölgesi olarak adlandırılan kısım; kalıp cidarına komşu olan, farklı yönelimlere sahip, eş eksenli ve ince kristallerden oluşur. Kolonsal bölge ise, uzun tanelerin kristalografik yönde yönelen ve döküm merkezine doğru uzamış haldeki uzun tanelerden oluşmaktadır. Eş eksenli bölge, soğumanın her bölgeden olması ile ortaya çıkmış eş eksenli tanelerin yer aldığı merkezi bölgedir. Bu bölge, kolonsal tanelerin büyümesini engeller [40].



Şekil 2.13. Çekirdeğin (a), çil bölgesinin (b), kolonsal bölgenin (c) ve eş eksenli bölgenin (d) oluşumu [41]

Eş eksenli ve kolonsal bölge, özelliklerin belirlenmesinde etkileyici rol üstlenmekte olup çil bölgesi bu konuda çok etkili değildir. İzotropik etki için eş eksenli yapı, anizotropik etki için kolonsal yapı önem arz etmektedir.

2.3.3.1. Çil bölgesi

Çil bölgesi olarak adlandırılan kısımda çil taneleri, hemen kalıp cidarı üstü ve yanında heterojen çekirdeklenme ile çekirdeklenir. Sıvı metalin kalıp cidarı ile ilk temas ettiği ve görece olarak aşırı soğumanın en çok olduğu bölgedir. Bu nedenle bu bölgede oldukça ince taneli bir katılaşma yapısı meydana gelmektedir. Bu bölgede yer alan kristal sayısı belirli etkenlere bağlı olarak değişebilir. Bunlar; kalıp özelliği, kalıp sıcaklığı, döküm sıcaklığı, kalıp cidarının çekirdeklenme potansiyeli gibi etkenler olmakta ve bu bölgedeki kristaller, eş eksenli olup rastgele yönelmiştir [42]. Şekil 2.13.'te b bölgesinde çil bölgesi gösterilmektedir.

2.3.3.2. Kolonsal bölge

Kolonsal bölgede gözlemlenen uzun, kolonsal kristaller, çil bölgesi sonrasında dendritik büyüme yönü ile paralel olacak şekilde yönlenir ve bu bölgede dendritik ve düzlemsel yapılar gözlemlenebilir. Şekil 2.13.'te c bölgesinde kolonsal bölge gösterilmektedir. Buradaki kristallerin yönü, ısı akış yönü ile eş seyretmektedir. Bu bölgenin uzunluğu, döküm sıcaklığı ile doğru orantılı olup alaşım içeriğiyle ters orantılıdır. Yani döküm sıcaklığı artış gösterdikçe bölge uzunluğu da artmakta, alaşım içeriği arttıkça bölge uzunluğu azalmaktadır. Döküm yapısı, saf metallerde kolonsal olarak gerçekleşir ve dendritik büyüme pek gerçekleşmez. Eş eksenli kristallerin oluşamama sebebi saf metallerdeki kolonsal kristal oluşumunun sürekli olmasıdır. Burada bazı eş eksenli kristallerin görülebilme sebebi olarak ise çil bölge çekirdeklenmesi ve/veya yüzeyde çekirdeklenmiş kristaller olarak gösterilebilmektedir. Kolonsal kristaller, eş eksenli yapı için uygun şartlar sağlanmadığı sürece meydana gelmeye devam eder. Bu sebepten ötürü eş eksenli kristal oluşumu ile kolonsal bölge kontrolü sağlanabilir [42].

2.3.3.3. Eş eksenli bölge

Çil bölgesindeki eş eksenli kristallere kıyasla bu bölgedeki kristaller daha büyük olarak gözlemlenmekte ve yönlenmeleri farklılık göstermektedir. Şekil 2.13.'te d bölgesinde eş eksenli bölge gösterilmektedir. Çil bölgesi ve kolonsal bölgelerde ısı kaybeden sıvı metal belirli bir sıcaklığa geldiğinde ingotun merkezinde eş eksenli olarak katılaşma göstermektedir. Kolonsal bölgenin aksine döküm sıcaklığı ters orantılı, alaşım içeriği ise doğru orantılı olarak eş eksenli bölgedeki tane oluşumunu etkilemektedir. Döküm sıcaklığı arttıkça, tane oluşumu azalmakta ve tane boyutu büyümektedir. Fakat bu durum yalnızca küçük ingotlar için geçerlidir [42].

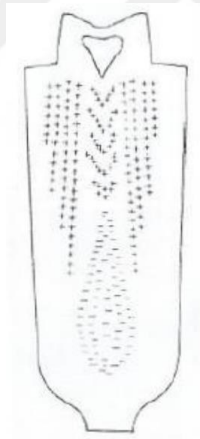
2.3.4. Segregasyon

Katılaşmış malzemede çözünmüş bazı elementlerin (C, P, S vb.) ayrılarak bir kısım bölgelerde birikmesine segregasyon denir. Segregasyonun iki tipi vardır. Bunlardan

2.3.4.2. Makrosegregasyon

Makrosegregasyon, mikrosegregasyonun aksine daha uzun mesafelerde ingot boyutlarında ihtiva etmektedir. Makrosegregasyon, ara yüzey çok ilerlemeden sıvıda oluşan değişikliklerden veya ara yüzeyin arka bölgesinde yer alan çamurumsu bölgedeki sıvı hareketlerinden kaynaklanmaktadır. Katılaşmadan önce oluşan makrosegregasyon tipleri yerçekimi segregasyonu ve Ludwig-Soret etkisiyle oluşan segregasyon iken katılaşma sonrasında oluşan makrosegregasyon tipleri normal, ters, benek ve bantlaşma segregasyonudur [42].

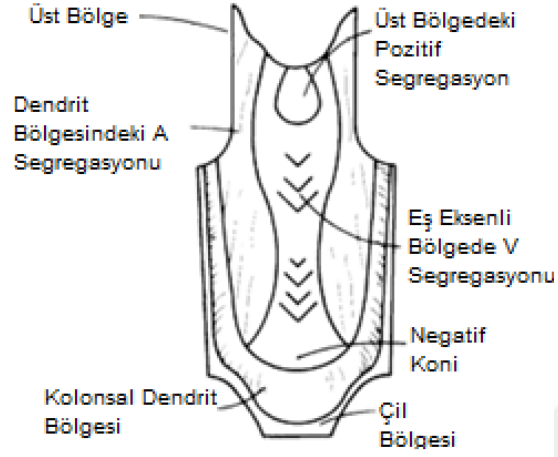
İngotlardaki döküm yapılarındaki makrosegregasyonlar, yatay ve dikey ekseninde değişim göstermektedir. Söndürülmüş çelik ingotundaki kükürdün segregasyonu, verilebilecek en dikkat çekici örneklerden biridir. Şekil 2.15.'te bu tip segregasyon modeli gösterilmektedir.



Şekil 2.15. Söndürülmüş çelik ingotundaki kükürdün segregasyonu [42].

Çelik ingotlarda görülen, daha doğrusu görülebilecek olan segregasyon tiplerinin şematik olarak gösterimi Şekil 2.16.'da yer almaktadır. Burada pozitif ve negatif olmak üzere iki segregasyon bölgesi gösterilmiştir. Pozitif segregasyon bölgesinde yer alan ve dış şeritler ile temsil edilen segregasyon A segregasyonu, kolonsal bölgede yer alan dendritler arasındaki kanallardan akış sonucu meydana gelmektedir. Negatif segregasyon bölgesinde yer alan V segregasyonu ise üniform bir yapıda olmakta ve koni yüzeylerinde meydana gelmektedir. V segregasyonu, katılaşmanın son

adımlarında meydana gelmekte ve eş eksenli bölgedeki kristal çökmesinden kaynaklanmaktadır.



Şekil 2.16. Çelik ingotlarda görülebilecek segregasyon tiplerinin şematik gösterimi [42]

BÖLÜM 3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Materyal

Bu çalışmada, düşük yoğunluklu çeliklerde alaşım elementlerinin etkisi genel olarak belirlenmiştir. Bu kimyasal kompozisyonlara uygun olarak hazırlanan dökümler gerçekleştirilmiştir.

Gerçekleştirilen dökümlerde kullanılan 7112K hurdanın kimyasal kompozisyonu Tablo 3.1.'deki gibidir.

Tablo 3.1. Dökümlerde kullanılan 7112K hurdanın kimyasal kompozisyonu (ağ.%)

Hurda No	C	Mn	Al	Si	P	S	Cr
7112K	0,02-0,05	0,15-0,25	0,025-0,055	0,03	0,02	0,015	0,08

3.2. Yöntem

3.2.1. Kullanılan araç-gereçler

Çalışmada kullanılan başlıca ekipman, cihaz ve yazılımlar; vakum indüksiyon ergitme fırını, şerit testere, metal testere, çentik darbe deney cihazı, bakalite alma cihazı, zımpalarama/parlatma cihazı, XRF, OES, stereomikroskop, optik mikroskop ve SEM/EDS cihazlarının yanı sıra J-Mat Pro, ThermoCalc ve FactSage yazılımlarıdır.

3.3. Dökümler

Vakum indüksiyon ergitme fırınları, ergitme ve döküm işleminin vakum altında veya isteğe göre inert gaz ortamında gerçekleştirildiği fırınlardır. Vakum ve inert gaz sistemi sayesinde atmosfer koşullarının yarattığı oksidasyon ve emprüte

olumsuzlukları ortadan kaldırılmaktadır. Böylece oksijene afiniteleri yüksek elementlerin verimlerinde artış elde edilirken, yüksek çelik temizliği ve dar tolerans aralığında üretim mümkün olmaktadır. Kontrollü atmosfer avantajları sayesinde vakum indüksiyon ergitme fırınları ile geleneksel yöntemlerle üretilmesi mümkün olmayan veya daha yüksek temizliğe sahip yeni nesil çeliklerin üretimi gerçekleştirilebilmektedir. Dökümlerde kullanılan vakum indüksiyon ergitme fırını Şekil 3.1.'de gösterilmektedir.



Şekil 3.1. Dökümlerde kullanılan vakum indüksiyon ergitme fırını

Daha yüksek çelik temizliği, element verimi (özellikle alüminyum verimi) ve daha sağlıklı sonuçların elde edilmesi adına düşük yoğunluklu çelik kalite denemelerine vakum indüksiyon ergitme fırınında devam edilmiştir. Vakum indüksiyon ergitme fırınında farklı kimyasal kompozisyonlarda 4 deneme yapılmıştır. Vakum indüksiyon ergitme fırınında kullanılan tandış grafitir. Argon atmosferinde basınç 10 mbar, argon debisi 5 lt/dk değerindedir.

3.3.1. Birinci döküm (V024)

Vakum indüksiyon ergitme fırınında yapılan ilk denememizde (V024), daha düşük Al ve Mn içeriğine sahip düşük yoğunluklu çelik kalitesi geliştirilmesi amaçlanmıştır. Bu bağlamda hedef olarak belirlenen kimyasal kompozisyon Tablo 3.2.'deki gibidir.

Tablo 3.2. V024 dökümü için belirlenen hedef kimyasal kompozisyon (ağ.%)

Döküm No	C	Mn	Al	Si
V024	0,2-0,25	4,50-5,00	1,90-2,10	1,00-1,20

Öncelikle tandış 1 saatlik süre boyunca 1150 °C'ye indüksiyon enerjisiyle ısıtılmıştır. Hedeflenen kompozisyona ulaşılabilmesi adına toplamda 72,9 kg 7112K hurda vakum indüksiyon ergitme fırınına konulmuştur. Sonrasında ergitmenin sağlanabilmesi adına ergitme ünitesine güç verilerek 1450 °C'de ergitme sağlanmıştır. Ergitme sağlandıktan sonra 1,05 kg FeSi, 3 kg'ı düşük karbon içeriğine sahip sürrafine FeMn, 2 kg yüksek karbon içeriğine sahip FeMn olmak üzere toplamda 5 kg FeMn ve 1,8 kg Al ilave edilmiştir.

Alaşım elementlerinin ilavesi sonrasında pota içerisindeki ergimiş çelik sıcaklığı 1560 °C'ye yükseltilmiştir. İlave edilen alaşım elementlerinin de ergimesi sağlandıktan sonra 1560 °C'de döküm işlemi başlatılmıştır. Döküm tamamlandıktan sonra sıcak olan grafit tandışın oksijen ile temas ederek zarar görmesini engellemek amacıyla tandış sıcaklığının 450 °C'ye düşmesi için 1 gün vakum altında beklenmiştir. Kullanılan kokil kalıbın boyutu ise 80 x 250 x 250 mm'dir.

Döküm prosesi için 184 kw/h, toplam olarak 497 kw/h enerji tüketimi gerçekleşmiştir. Döküm, kalıptan çıkarılmıştır. V024 numaralı döküm Şekil 3.2.'deki gibidir.



Şekil 3.2. V024 numaralı döküm

V024 numaralı döküm, kalıptan çıkarıldıktan sonra numune incelemelerine hazır hale getirmek amacıyla şerit testere yardımıyla kesilmiştir. Numuneler öncelikle dökümün nihai kimyasal kompozisyonunu belirlemek amacıyla XRF ve OES analizlerine tabi tutulmuştur. Mn ve Al elementlerinin değerlerinin daha sağlıklı tespit edilebilmesi adına numuneler XRF cihazında incelemeye tabi tutulmuştur.

Kimyasal kompozisyonu belirlenen V024 dökümünün analiz sonuçları, hedef olarak belirlenen analizler ile karşılaştırılmış olup Tablo 3.3.'te gösterilmiştir.

Tablo 3.3. V024 dökümünün analiz sonuçlarının hedef kimyasal kompozisyon ile karşılaştırılması

Element	V024 Hedef (ağ.%)	V024 Analiz Sonucu (ağ.%)
C	0,20-0,25	0,21
Mn	4,50-5,00	4,78
Al	1,90-2,10	2,00
Si	1,00-1,10	1,03
S	-	0,01
P	-	0,02
Cr	-	0,06
Ni	-	0,03
Kalan kısmı demir		

3.3.2. İkinci döküm (V025)

Vakum indüksiyon ergitme fırınında yapılan ikinci denememizde (V025), ilk denememize (V024) oranla daha yüksek Al ve daha düşük Mn içeriğine sahip düşük yoğunluklu çelik kalitesi geliştirilmesi amaçlanmıştır. Bu bağlamda V025 numaralı döküm için hedef olarak belirlenen kimyasal kompozisyon Tablo 3.4.'teki gibidir.

Tablo 3.4. V025 dökümü için belirlenen hedef kimyasal kompozisyon (ağ.%)

Döküm No	C	Mn	Al	Si
V025	0,20-0,25	3,40-3,80	3,50-4,00	1,00-1,10

Öncelikle tandış 1 saatlik süre boyunca 1150 °C'ye indüksiyon enerjisiyle ısıtılmıştır.

Hedeflenen kompozisyona ulaşılabilmesi adına toplamda 75,8 kg 7112K hurda vakum indüksiyon ergitme fırınına konulmuştur. Sonrasında ergitmenin sağlanabilmesi adına ergitme ünitesine güç verilerek 1450 °C'de ergitme sağlanmıştır. Ergitme sağlandıktan sonra 1,1 kg FeSi, 1,9 kg'ı düşük C içeriğine sahip sürrafine FeMn, 2,07 kg yüksek karbon içeriğine sahip FeMn olmak üzere toplamda 3,98 kg FeMn ve 3,4 kg Al ilave edilmiştir.

Alaşım elementlerinin ilavesi sonrasında pota içerisindeki ergimiş çelik sıcaklığı 1560 °C'ye yükseltilmiştir. İlave edilen alaşım elementlerinin de ergimesi sağlandıktan sonra 1545 °C'de döküm işlemi başlatılmıştır.

Döküm prosesi için 188 kw/h, toplam olarak 426,4 kw/h enerji tüketimi gerçekleşmiştir. Döküm, kalıptan çıkarılmıştır. V025 numaralı döküm Şekil 3.3.'teki gibidir.



Şekil 3.3. V025 numaralı döküm

V025 numaralı döküm, kalıptan çıkarıldıktan sonra numune incelemelerine hazır hale getirmek amacıyla şerit testere yardımıyla kesilmiştir. Numuneler öncelikle bökümün nihai kimyasal kompozisyonunu belirlemek amacıyla XRF ve OES analizlerine tabi tutulmuştur.

V025 dökümünün kimyasal analiz sonuçları, hedef olarak belirlenen analizler ile karşılaştırılmış olup Tablo 3.5.'te gösterilmiştir.

Tablo 3.5. V025 dökümünün analiz sonuçlarının hedef kimyasal kompozisyon ile karşılaştırılması

Element	V025 Hedef (ağ.%)	V025 Analiz Sonucu (ağ.%)
C	0,20-0,25	0,23
Mn	3,40-3,80	3,81
Al	3,50-4,00	3,58
Si	1,00-1,10	1,08
S	-	0,01
P	-	0,02
Cr	-	0,03
Ni	-	0,03
Kalan kısmı demir		

3.3.3. Üçüncü döküm (V026)

Vakum indüksiyon ergitme fırınında yapılan üçüncü denememizde (V026), ilk iki denememize (V024-V025) oranla çok daha yüksek alaşım kompozisyonunda bir düşük yoğunluklu çelik kalitesi geliştirilmesi amaçlanmıştır. Bu bağlamda V026 numaralı döküm için hedef olarak belirlenen kimyasal kompozisyon Tablo 3.6.'daki gibidir.

Tablo 3.6. V026 dökümü için belirlenen hedef kimyasal kompozisyon (ağ.%)

Döküm No	C	Mn	Al	Si
V026	0,40-0,50	10,00-12,00	6,00-7,00	2,00-3,00

V026 numaralı döküm, vakum indüksiyon ergitme fırınında ergitme sağlanırken hurdanın tam anlamıyla ergitilememesi, alaşım elementlerinin yeteri kadar çözünmemesi ve döküm koşullarının uygunluk göstermemesi gibi sebepler neticesinde istenmeyen yapıda olmuştur. Bu sebeple, daha önceden yapılması planlanmayan, dördüncü bir döküm gerçekleştirilmiştir.

3.3.4. Dördüncü döküm (V027)

Vakum indüksiyon ergitme fırınında yapılan dördüncü ve son denememizde (V027), ilk iki denememize (V024-V025) oranla çok daha yüksek alaşım kompozisyonuna, V026 numaralı döküm denememizde vakum indüksiyon ergitme fırınında ergitme prosesi sırasında alaşım elementlerinin tam olarak ergimemesi ve çözünmemesi, elde edilen kötü katılaşma nedenleriyle dördüncü bir döküm gerçekleştirilmesi kararlaştırılmıştır. Bu bağlamda V027 numaralı döküm için hedef olarak belirlenen kimyasal kompozisyon, V026 için hedef olarak belirlenen kompozisyon ile aynı olmak üzere, Tablo 3.7.'deki gibidir.

Tablo 3.7. V027 dökümü için belirlenen hedef kimyasal kompozisyon (ağ.%)

Döküm No	C	Mn	Al	Si
V027	0,40-0,50	10,00-12,00	6,00-7,00	2,00-3,00

Hedeflenen kompozisyona ulaşılabilmesi adına toplamda 60,1 kg 7112K hurda vakum indüksiyon ergitme fırınına konulmuştur. Sonrasında ergitmenin sağlanabilmesi adına ergitme ünitesine güç verilerek 1450 °C 'ye yükseltilmiştir. Ergitme sağlandıktan sonra 1,95 kg FeSi, 5,3 kg'ı düşük karbon içeriğine sahip sürrafine FeMn, 4,3 kg yüksek karbon içeriğine sahip FeMn olmak üzere toplamda 9,6 kg FeMn ve 4,9 kg Al ilave edilmiştir.

Alaşım elementlerinin ilavesi sonrasında ergimiş çelik sıcaklığı 1475 °C'ye yükseltilmiştir. İlave edilen alaşım elementlerinin de ergimesi sağlandıktan sonra 1460 °C'de döküm işlemi başlatılmıştır.

Döküm prosesi için 182 kw/h, toplam olarak 400 kw/h enerji tüketimi gerçekleşmiştir. Döküm, kalıptan çıkarılmıştır. V027 numaralı döküm Şekil 3.4.'teki gibidir.



Şekil 3.4. V027 numaralı döküm

V027 numaralı döküm, kalıptan çıkarıldıktan sonra numune incelemelerine hazır hale getirmek amacıyla şerit testere yardımıyla kesilmiştir. Numuneler öncelikle bökümün nihai kimyasal kompozisyonunu belirlemek amacıyla XRF ve OES analizlerine tabi tutulmuştur.

V027 dökümünün kimyasal analiz sonuçları, hedef olarak belirlenen analizler ile karşılaştırılmış olup Tablo 3.8.'da gösterilmiştir.

Tablo 3.8. V027 dökümünün analiz sonuçlarının hedef kimyasal kompozisyon ile karşılaştırılması

Element	V027 Hedef (ağ.%)	V027 Analiz Sonucu (ağ.%)
C	0,40-0,50	0,46
Mn	10,00-12,00	9,32
Al	6,00-7,00	5,82
Si	2,00-3,00	2,43
S	-	0,02
P	-	0,04
Cr	-	0,05
Ni	-	0,03
Kalan kısmı demir		

Kimyasal kompozisyonu belirlenen V027 dökümünün katılaşma yapısının incelenmesi adına numune hazırlanmıştır ve makro dağlama prosesi gerçekleştirilmiştir.

BÖLÜM 4. ARAŞTIRMA BULGULARI

Vakum indüksiyonlu ergitme fırınında toplamda 3 farklı kimyasal kompozisyona sahip düşük yoğunluklu çelik kalitesi için denemeler yapılmıştır. Yapılan denemeler sonucunda elde edilen döküm numuneleri, özelliklerinin belirlenmesi amacıyla inceleme ve testlere tabi tutulmuştur.

Numuneler; iç yapıların incelenmesi, mikroyapıların belirlenmesi, faz dağılımlarının belirlenmesi adına yapılacak olan makrodağlama ve metalografik incelemeler için numune hazırlama işlemleri uygulanarak uygun hale getirilmektedir. Öncelikle ana parçadan, uygun kesitlerde bir tablet numune parçası kesilmektedir. Bu kesim işlemi şerit testerede soğutma sıvısı kullanılarak gerçekleştirilmektedir. Şekil 4.1.'de bu çalışmada kullanılan şerit testere gösterilmektedir.



Şekil 4.1. Çalışmada kullanılan şerit testere

4.1. Yoğunluk Ölçümleri

Döküm sonrası alınan numunelerin yoğunluk hesaplamaları yapılmıştır. Bunun için öncelikle FactSage yazılımı ile birlikte döküm sonrası analizler sonucunda elde edilen kimyasal kompozisyon değerleri girilerek teorik bir yoğunluk hesabı yapılmıştır.

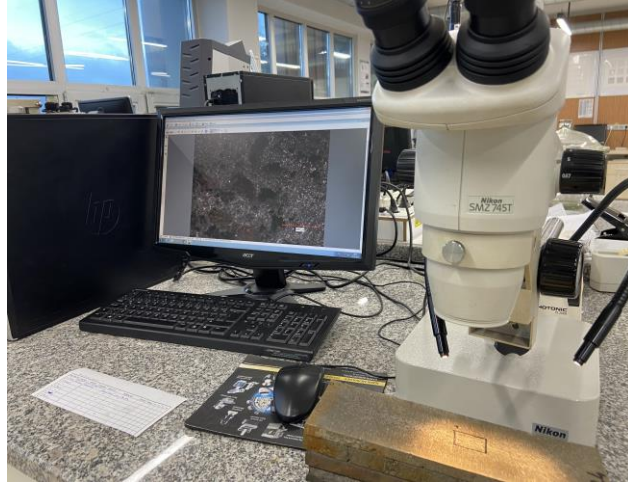
4.2. Karakterizasyon Çalışmaları

Vakum indüksiyon ergitme fırınında dökülen numuneler, mikroyapılarındaki fazların miktarı ve türlerinin belirlenmesi amacıyla öncelikle döküm parçasından numune alınmış, katılaşma yapısının görsel olarak incelenmesi için makro dağlama, sonrasında metalografik numune hazırlama işlemleri akabinde optik mikroskop cihazı ile incelenmiştir.

4.2.1. Makro dağlama çalışmaları

Makro dağlama prosesi; döküm yapısının incelenmesi, dentritik, eş eksenli yapıların incelenmesi ve oranlarının belirlenmesi, gözeneklerin, çatlakların, döküm boşluklarının, segregasyonların, kalıntıların incelenmesi adına yapılmaktadır.

Şerit testerede soğutma sıvısıyla kesilen döküm parçaları, tablet numune boyutlarına getirilmiştir. Makro dağlama işlemine hazır hale getirilen numuneler, yaklaşık 60 dk boyunca hidroklorik asitte dağlanmıştır. Dağlamanın ilk 45 dk kısmı tamamlandığında, görsel kontrol sağlanmıştır. Dağlamanın tam olarak sağlanması adına yaklaşık 60 dk boyunca bekletilmiştir. Dağlama işlemi tamamlandıktan sonra numuneler, kostik (sodyum hidroksit) banyosuna daldırılıp 20 dk bekletilmiş, kostik banyosundan çıkarılan numunenin üzerine %5'lik HNO_3 çözeltisi (1000 ml için 50 ml HNO_3 + 950 ml Etil Alkol) püskürtülmüş ve 20 sn beklenmiştir. Sonrasında plastik fırça ile temizliği sağlanmış ve basınçlı hava ile kurutulmuştur. Makro dağlanmış numuneler, Şekil 4.2.'de görülen Nikon SMZ 745T model stereomikroskopta incelenmiştir.



Şekil 4.2. Çalışmada kullanılan Nikon SMZ 745T model stereomikroskop

4.2.2. Numune hazırlama işlemleri

Şerit testere ile kesilen numuneler, numune iç yapı incelemelerine uygun olacak biçimde Şekil 4.3.'te gösterilen Struers Discotom-65 model kesme cihazında kesilmiştir.



Şekil 4.3. Çalışmada kullanılan Struers Discotom-65 model kesme cihazı

Hazırlanan numuneler, öncelikle sıcak bakalite alınması adına Şekil 4.4.'te de görülen Struers CitoPress-20 sıcak bakalite alma cihazının kabına yerleştirilmiştir. Kap içerisinde yer alan numunelerin üzerine bakalit tozu dökülmüştür. 150 °C'ye ısıtılmış

ve yaklaşık 30 MPa basınçla 15 dk boyunca ısıtılmıştır. Böylelikle bakalite alma işlemi tamamlanmıştır.



Şekil 4.4. Çalışmada kullanılan Struers CitoPress-20 sıcak bakalite alma cihazı

Bakalite alınmış numunelerin yüzeylerinin incelemeler için daha uygun hale getirmek adına numuneler, Şekil 4.5.'te görülen Struers TegraPol-25 cihazında zımparalama prosesine tabi tutulmuştur. Zımparalama prosesinde sırasıyla 120, 240, 400, 800, 1200 kum boyutları ile zımparalanmıştır. Zımpara kağıdı olarak SiC esaslı zımpara kağıtları kullanılmıştır.



Şekil 4.5. Çalışmada kullanılan Struers TegraPol-25 zımparalama/parlatma cihazı

Zımparalama işleminin ardından parlatma işlemi uygulanmıştır. Numunelerin yüzeyinde yer alan pürüzler büyük ölçüde azalmış olsa da henüz incelemeler açısından hazır halde olmadığından ötürü parlatma işlemi uygulanmıştır. Numunelerin yüzeyinde yer alan çizikler, süreksizlikler ortadan kaldırılarak çok daha yüksek parlaklıklarda yüzeyler elde edilmesi sağlanmıştır. Parlatma işlemi, zımparalamada da kullanılan Struers TegraPol-25 cihazında gerçekleştirilmiştir. Parlatma için elmas parlatma solüsyonları (6, 3, 1 mikron) kullanılmıştır.

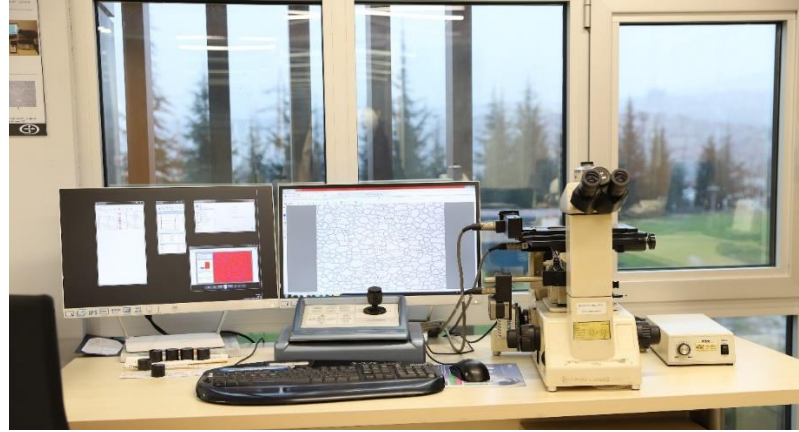
Parlatma sonrasında mikroyapısal olarak daha iyi görüntüler elde edilmesi, tane sınırlarının daha belirgin hale getirilmesi, fazların daha detaylı şekilde ortaya çıkarılması adına dağlama işlemi yapılmıştır. Makro dağlama prosesi; küçük büyültmelerde, gözle ve düşük büyültmeli mikroskoplarla incelemeler için kullanılmaktadır. Daha yüksek büyültmeli olan optik mikroskop, SEM incelemelerinde ise mikro dağlama yapılmaktadır.

Dağlama için, parlatılmış numuneler önce su ile sonrasında ise alkol ile yıkanmıştır ve kurulanmıştır. Sonrasında %2 lik nital çözeltisi ile dağlanmıştır. Yaklaşık 10 sn bekledikten sonra numune saf su altında yıkanmış ve kurutulmuştur.

4.2.3. Optik mikroskop çalışmaları

Genel olarak optik mikroskop incelemeleri, numunede yer alan fazların, iç yapı morfolojisinin ve tane boyutunun belirlenmesinde kullanılmaktadır. Numuneler, öncelikle sırasıyla zımparalama, parlatma ve dağlama proseslerinden geçtikten sonra nihai olarak optik mikroskopta görüntülenebilir, detaylı olarak incelenebilir hale getirilmişlerdir.

Optik mikroskop incelemeleri, Şekil 4.6.'da yer alan Nikon Eclipse-200 cihazında yapılmıştır. İncelemeler 100, 200 ve 500 büyültmelerde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 4.6. Çalışmada kullanılan Nikon Eclipse-200 cihazı

4.2.4. Mikrosertlik çalışmaları

Dağlanan numunelerin yapısındaki fazların belirlenmesi adına mikrosertlik ölçümü yapılarak yapıdaki fazla belirlenebilmektedir. Fazların belirlenmesinin yanı sıra sertlik değerlerini de sağlamaktadır. Böylelikle yapıdaki fazların ortalama sertlikleri de belirlenebilmektedir. Optik mikroskop çalışmaları sonrası, yapıdaki fazların ve/veya beklenmedik fazların varlığından emin olunması adına mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmektedir. Mikrosertlik ölçümleri, Şekil 4.7.'de yer alan Qness-Q10 cihazında gerçekleştirilmiştir.



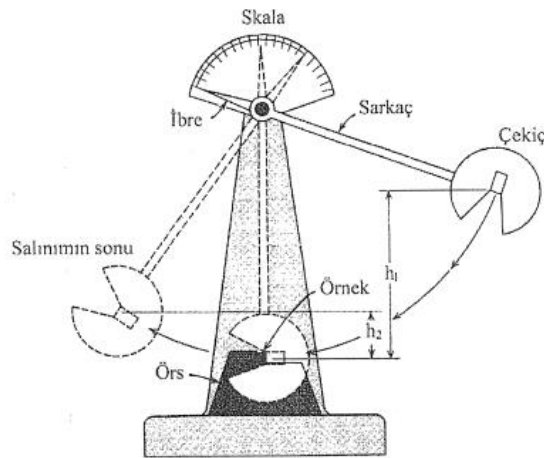
Şekil 4.7. Çalışmada kullanılan Qness-Q10 cihazı

Sertlik ölçümlerinden önce numuneler parlatma cihazında 15'er sn parlatılmıştır. Sertlik değerleri 500 g'lık yük ile gerçekleştirilmiştir. Numunelere 0,3 mm aralıklarla ortalama 45'er ölçüm yaptırılmıştır.

4.2.5. Çentik darbe testi çalışmaları

Otomotiv malzemelerinde darbe enerjisi sönümlenmesi oldukça önemli bir kavramdır. Malzemelerin darbe enerjisi soğurma değerleri arttıkça yolcu güvenliğinin artırılması da sağlanmaktadır. Yani otomotiv sektöründe kullanılan malzemelerin seçiminde darbe sönümlenme enerjisi de önemli bir kriter olarak yer almaktadır.

Malzemelerin kopmaya karşı direncini, ani darbeler karşısındaki direncini ölçen en önemli testlerden biri darbe testidir. Şekil 4.8.'de darbe testinin şematik görünümü [44] yer almaktadır. Bu testte, belirli bir yükseklikten (h_1) numuneye doğru bırakılan sarkaç numuneye çarpar, kırar ve çarptıktan sonra belirli bir yüksekliğe (h_2) kadar ilerler. Buradaki sarkacın ilk olarak bırakıldığı yükseklikteki potansiyel enerjisinden, numuneye çarpıp kırıktan sonra çıktığı yükseklikteki potansiyel enerjisi çıkarıldığında ortaya çıkan potansiyel enerji farklı numunenin absorbe ettiği enerjidir. Malzemelerde kırılmaya karşı direnci, ani darbelerde absorbe ettiği enerji değeri, gevreklik/süneklik özelliklerinin belirlenmesi, sıcaklığa bağlı olarak gevrek/sünek davranış değişiminin incelenmesi amacıyla çentik darbe testi yapılmaktadır.



Şekil 4.8. Darbe Testinin Şematik Görünümü [44]

V024, V025 ve V027 dökümlerinden elde edilen parçalar, ASTM E23 standardına uygun şekilde boyutlandırılmış ve gerilmeyi 3 boyutlu halde sağlamak amacıyla V şeklinde çentik açılarak Charpy çentik darbe testine hazır hale getirilmiştir. Numunelerin boyu 55 mm olup 10 mm kare kesittedir. Darbe testi için hazırlanan numuneler Şekil 4.9.'da gösterilmektedir.



Şekil 4.9. Darbe Testi İçin Hazırlanan Numuneler

Sonuçların daha tutarlı bir şekilde gösterilebilmesi adına her kalite için 2 ayrı numune, toplamda 6 numune hazırlanmıştır. Bu numuneler +20 °C sıcaklıkta teste tabi tutulmuştur.

4.2.6. Diyagonal analiz çalışmaları

Diyagonal analiz, tablet numune üzerinde yaklaşık 45 derecelik açılarla üç farklı bölgeden alınan numunelere uygulanan kimyasal kompozisyon belirleme analizidir. Döküm sonrası yapılan makro dağlama çalışmaları sonrasında elde edilen makro dağlanmış numunelerin yüzeyinde de gözlemlenebilen eş eksenli, dendritik bölgeler üzerinde işaretlemeler yapılmıştır. İşaretlenen bölgeler şerit testere yardımıyla 39 mm çapta daireler şeklinde kesilmiştir. İşaretlenen bölgelerden kesilen numuneler, kimyasal kompozisyon incelenmesi adına öncelikle OES ve sonrasında ICP yaş analiz

teknikleriyle incelenmiştir. Buradaki asıl amaç numunelerin çeşitli bölgelerdeki kimyasal kompozisyonları ile döküm sonrası analiz ile elde edilen kimyasal kompozisyonu ile karşılaştırılmasını sağlamaktır.

4.3. Kusur analizi çalışmaları

Kusurlu olmayan bölgelerden alınan numunelerin karakterizasyon çalışmaları sonrasında, kusurlu bölgeler için makro ve mikro incelemeler yürütülmüştür. Bu kapsamda makro dağlanmış numunelerin yüzeyine bakılarak belirlenen kusurlu bölgeler için iç yapı karakteristikleri ve fazların elementel analizi için çalışmalar yapılmıştır.

V024 dökümüne ait parçada gözle görülebilir bir kusur yapısı meydana gelmediği, V026 numaralı döküm ise hatalı bir döküm olmasından ötürü kusur analizi çalışmalarına dahil edilmemiştir. V025 ve V027 dökümlerine ait makro dağlanmış parçalar üzerinde belirlenen bölgeler öncelikle kesme cihazı yardımıyla kesilmiştir. Kesilen parçalar, karakterizasyon çalışmalarında da yapılan metalografik numune hazırlama işlemlerine tabi tutulmuş olup kusur analizi çalışmalarına hazır hale getirilmiştir. Hazırlanan numuneler, öncelikle makroyapı incelemesine sonrasında optik mikroskop ve son olarak da SEM-EDS incelemesine tabi tutulmuş olup ilgili kusur bölgelerinin fazları belirlenmiştir.

4.3.1. SEM-EDS çalışmaları

Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM), malzemenin iç yapı karakteristiklerini daha yüksek çözünürlükte ortaya koymak için yürütülen detaylı incelemelerde kullanılır. Optik mikroskop belirli büyütmelerde ve kısıtlı çözünürlüklerde görüntü sağlamaktadır. Ayrıca optik mikroskop incelemelerinde yapıda yer alan fazların, benzersiz bir yapıda karakter sağlamanın görüntülenememesi, renkli dağlamadaki faz ayırımına yeterli uyum sağlayamaması [45], SEM incelemelerine ihtiyaç doğurmuştur.

SEM-EDS haritalama metoduyla malzemelerin elementel analizleri kantitatif olarak yapılır ve yapıdaki inklüzyon ve çökeltilerin renkli olarak haritalandırılması sağlanır. SEM-EDS kusur incelemeleri, Şekil 4.10.'da yer alan JEOL JSM 7100F SEM cihazında 1000-10000x büyütmelerde yapılmıştır.



Şekil 4.10. Çalışmada kullanılan JEOL JSM 7100F SEM Cihazı

BÖLÜM 5. TARTIŞMA VE SONUÇ

Bu çalışmada tamamı vakum indüksiyon ergitme fırınında olmak üzere toplamda 4 döküm gerçekleştirilmiş olup elde edilen dökümler sonra elde edilen kimyasal kompozisyonlar çerçevesinde J-Mat Pro, ThermoCalc ve FactSage gibi yazılımlar kullanılarak çeşitli simülasyonlar gerçekleştirilmiştir. Simülasyonda elde edilen veriler derlenerek şekil ve tablolar aracılığıyla gösterilmiştir.

Elde edilen dökümlerden numune boyutlarına getirilmiş ve mikroyapısal karakterizasyon çalışmaları yapılarak, çalışmaya konu olan düşük yoğunluklu çelik kalitelerinin incelemeleri yapılmıştır. İncelemeler sonucu ortaya çıkan veriler, literatürden elde edilen bilgi birikimi ışığında yorumlanmıştır.

5.1. Yoğunluk Ölçüm Sonuçları

Dökümlerin analizlerinden elde edilen kimyasal kompozisyonlar eşliğinde FactSage yazılımında teorik yoğunluk hesaplamaları yapılmıştır. Elde edilen yoğunluk değerleri, demirin yoğunluğu ($7,8 \text{ g/cm}^3$) ile kıyaslanmış olup yoğunluk avantajı değerleri Tablo 5.1.'de verilmiştir.

Tablo 5.1. Dökümlerin teorik yoğunluklarının demirin yoğunluğuna göre avantajı

Döküm No	Yoğunluk (g/cm^3)	Yoğunluk Avantajı (%)
V024	6,47	17
V025	6,30	19
V027	5,81	26

Sonuçlara baktığımızda, ağırlıkça %2 Al içeren V024 dökümü %17'lik bir yoğunluk avantaj sağlamaktadır. Diğer dökümler ile karşılaştırıldığında en düşük Al değeri

içeren döküm olması sebebiyle yoğunluk avantajının daha az olması beklenen bir sonuçtur. Ağırlıkça %3,58 Al içeren V025 dökümüne baktığımızda %19'luk bir yoğunluk avantajı sağladığı, ağırlıkça %5,82 Al içeren V027 dökümünün ise %26'lık bir yoğunluk avantajına sahip olduğu görülmektedir. Genel olarak bakıldığında bu dökümlerin geleneksel çeliklere oranla daha düşük yoğunluğa sahip olması, özellikle otomotiv sektörü açısından önem arz etmektedir.

5.2. Karakterizasyon İnceleme Sonuçları

Mikroyapısal karakterizasyon inceleme çalışmalarında öncelikle makro dağlama numuneleri hazırlanmış olup makrodağlama prosesine tabi tutulmuşlardır. Sonrasında makrodağlanmış olan tablet numunelere, mikroyapısal incelemelerin yapılabilmesine adına numune hazırlama işlemleri uygulanmıştır. Hazırlanmış olan numuneler optik mikroskop altında incelenmiştir. Elde edilen görüntüler, bulgular ve bu bulgular ışığında yapılan yorumlar bu başlık altında yer almaktadır.

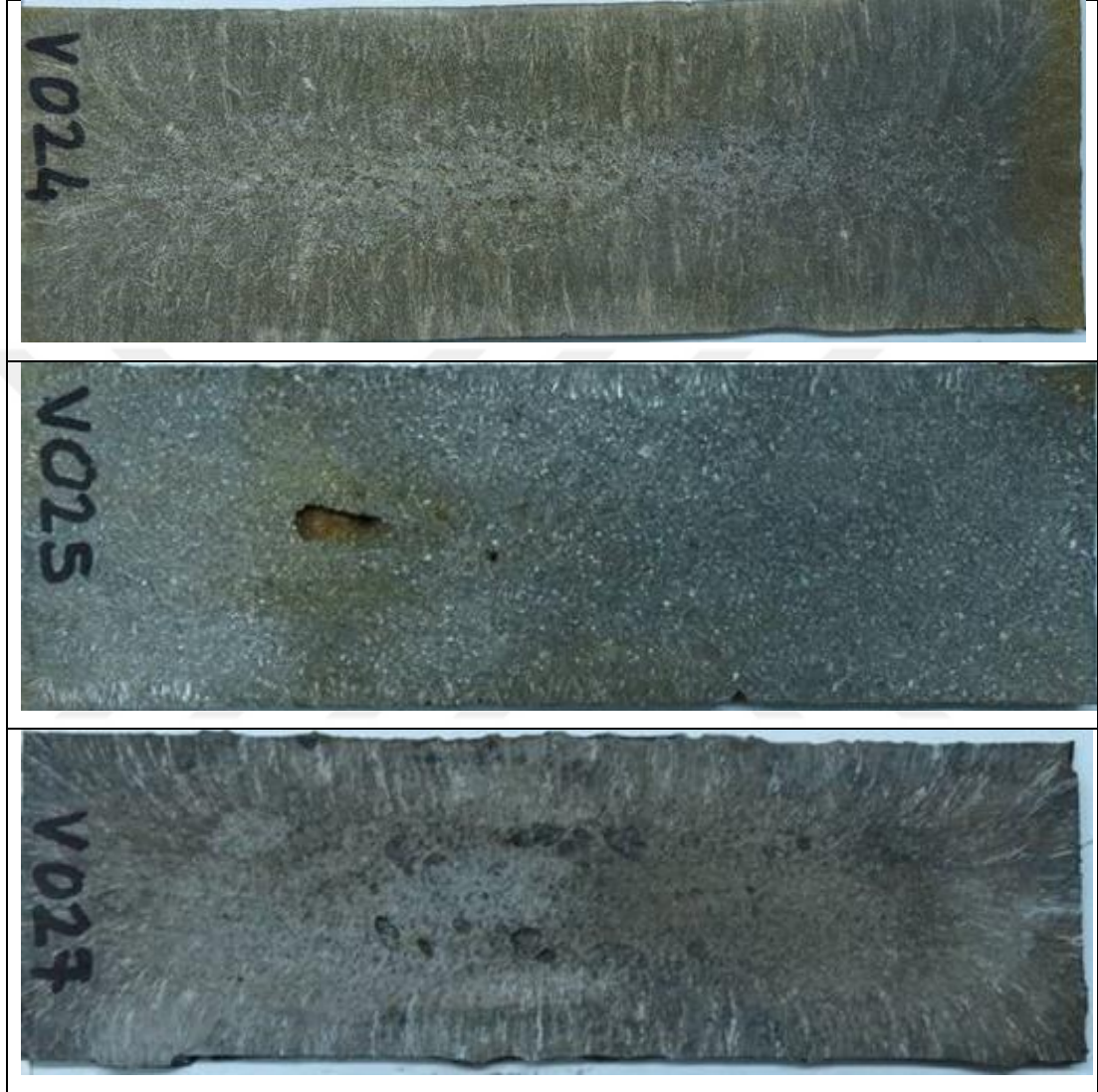
5.2.1. Makro dağlama sonuçları

Vakum indüksiyon ergitme fırınında dökümü gerçekleştirilen 3 numune için (V024-V025-V027) makro dağlama sonrası görüntüleri Şekil 5.1.'deki gibidir.

Tüm ingotlarda, kokil kalıp yüzeyinde hızlı soğuma kaynaklı ince tanelerden oluşan çil bölgesi olduğu görülmektedir. Bu bölgede aşırı soğumanın yüksek ve dolayısı ile kritik çapın düşük olması nedeni ile ingotun diğer kısımlarına nispeten ince taneli bir katılaşma yapısı elde edilmiştir.

V024 ve V027 numaralı ingotlarda chill bölgesi sonrasında ısı gradyanının etkisiyle tanelerin kolonsal olarak katılaştığı görülmektedir. Katılaşma sırasında ısı çekişinin tek yönde olması sıvı – katı arayüzeyinin düzlemsel olarak büyümesini teşvik etmektedir ve bu kolonsal büyüme eş eksenli katılaşmanın başlayabildiği uygun koşullara kadar devam etmektedir. İngotun orta bölgesinde ise kolonsal bölgenin sona erdiği ve tipik eş eksenli bölgenin başladığı görülmektedir.

Katılaşma aralığının diğer dökümlere oranlara daha az olduğu V025 dökümünde ise kolonsal bölgelerin çok az oluştuğu, eş eksenli bölgelerin ağırlıkta olduğu görülmektedir.

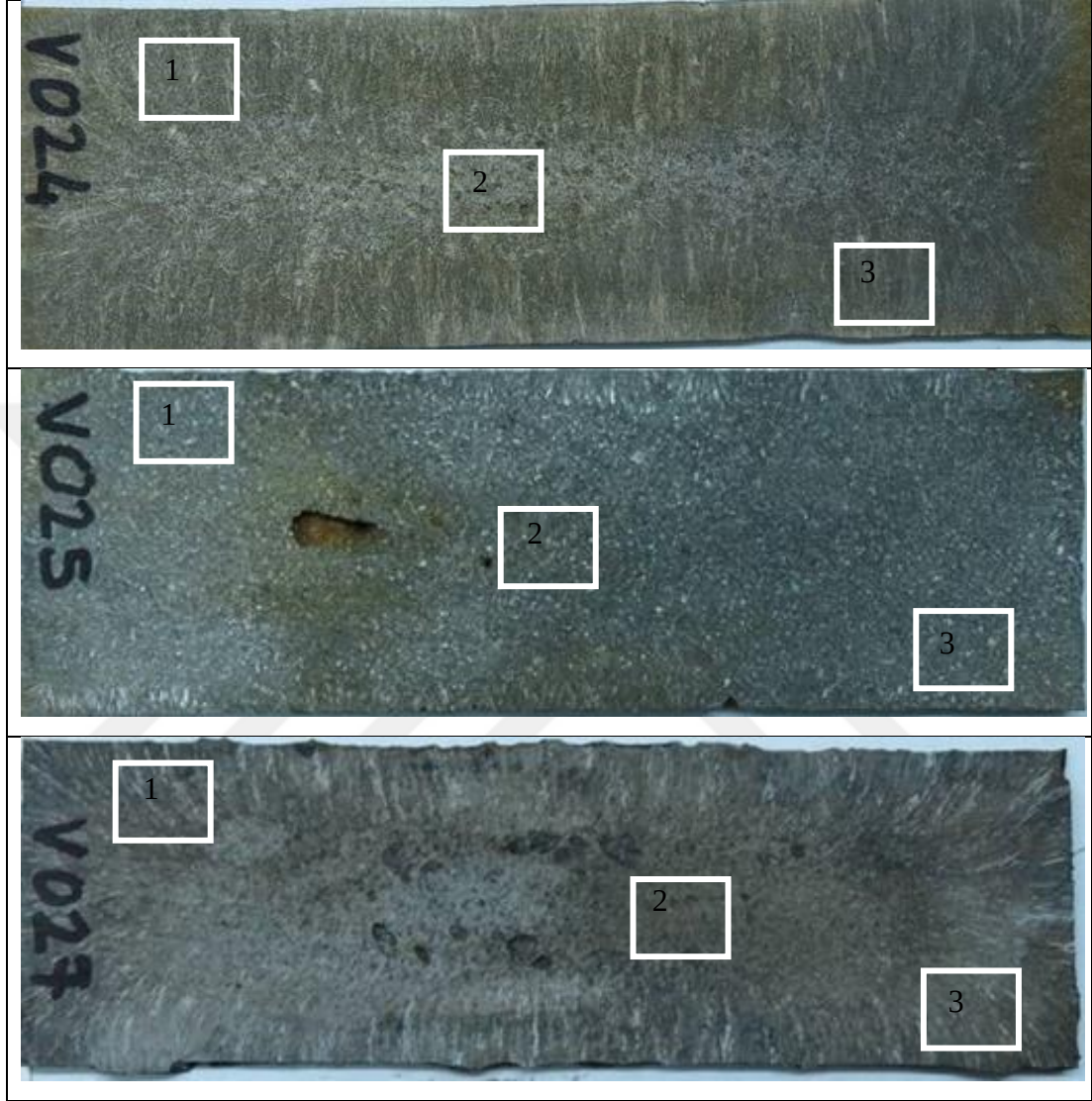


Şekil 5.1. Dökümlerin (V024-V025-V027) makro dağlama sonrası görüntüleri

5.2.2. Diyagonal analiz sonuçları

Makro dağlanmış numuneler üzerinde, Şekil 5.2.'deki gibi her numunede 3 adet olmak üzere inceleme yapılacak bölgeler belirlenmiştir. Bu bölgelerden, OES ve ICP yaş analiz yapılması için numuneler kesilmiş olup incelemelerde bulunulmuştur. Bu bölgelere yapılan incelemeler sonucu elde edilen kimyasal kompozisyon değerleri,

dökümden gelen kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılmış ve segregasyon indeksleri incelenmiştir.



Şekil 5.2. Dökümlerin (V024-V025-V027) numune alım bölgeleri

Bölgeler, kusurlu gözükmeyen kısımlardan seçilmiş olup her numune tableti için dendritik ve eş eksenli bölgelerden 3 adet seçilmiştir.

Seçilen bölgelerden hazırlanan numunelerin kimyasal kompozisyon değerlerinin belirlenmesi için OES ve ICP yaş analiz tekniği uygulanmıştır. C ve Si değerleri OES ile belirlenmiştir. Al ve Mn değerlerinin XRF ile belirlenmesi için çalışılmıştır.

Numune boyutlarının yetersiz olmasından ötürü bu iki elementin (Al-Mn) değerleri XRF yerine ICP yaş analiz tekniği ile belirlenmiştir.

Şekil 5.2.'de V024 döküm parçasında belirlenen 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerin OES ve ICP yaş analiz değerlerinin, dökümden gelen kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılması Tablo 5.2.'de görülmektedir.

Tablo 5.2 V024 döküm parçasında belirlenen bölgelerin (1-2-3) OES ve ICP yaş analiz değerlerinin, döküm kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılması

Element	V024-1 (ağ.%)	V024-2 (ağ.%)	V024-3 (ağ.%)	Döküm Değerleri (ağ.%)
C	0,21	0,21	0,21	0,21
Mn	4,95	4,98	5,10	4,78
Al	1,94	1,94	1,95	2,00
Si	1,06	1,04	1,03	1,03

Şekil 5.2.'de V025 döküm parçasında belirlenen 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerin OES ve ICP yaş analiz değerlerinin, dökümden gelen kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılması Tablo 5.3.'te görülmektedir.

Tablo 5.3. V025 döküm parçasında belirlenen bölgelerin (1-2-3) OES ve ICP yaş analiz değerlerinin, döküm kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılması

Element	V025-1 (ağ.%)	V025-2 (ağ.%)	V025-3 (ağ.%)	Döküm Değerleri (ağ.%)
C	0,23	0,23	0,23	0,21
Mn	4,14	4,21	4,21	3,81
Al	3,63	3,56	3,63	3,58
Si	1,09	1,07	1,07	1,08

Şekil 5.2'de V027 döküm parçasında belirlenen 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerin OES ve ICP yaş analiz değerlerinin, dökümden gelen kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılması Tablo 5.4.'te görülmektedir.

Tablo 5.4. V027 döküm parçasında belirlenen bölgelerin (1-2-3) OES ve ICP yaşı analiz değerlerinin, döküm kimyasal kompozisyon değerleriyle karşılaştırılması

Element	V027-1 (ağ.%)	V027-2 (ağ.%)	V027-3 (ağ.%)	Döküm Değerleri (ağ.%)
C	0,48	0,40	0,47	0,46
Mn	9,84	9,36	9,88	9,32
Al	5,99	6,02	6,00	5,82
Si	2,47	2,30	2,45	2,43

Diyagonal analiz kapsamında elde edilen kimyasal kompozisyon değerleri, dökümden gelen kimyasal kompozisyon değerleri ile oranlandığında (diagonal analiz değeri / döküm değeri) elde edilen segregasyon indeksi sonuçları Tablo 5.5.'te gösterilmektedir. Örneğin; V027-1 için diagonal analiz kapsamında elde edilen ağırlıkça %C değeri 0,48 olup dökümden elde edilen ağırlıkça %C değeri ise 0,46'dır. Bu iki değer birbirine oranlanmasıyla ($\frac{0,48}{0,46}$) elde edilen değer (1,04) segregasyon indeksi değeridir.

Tablo 5.5. Döküm parçalarında belirlenen bölgelerin elementlere göre segregasyon indeksleri

Döküm No	C	Mn	Al	Si
V024-1	1,00	1,03	0,97	1,03
V024-2	1,00	1,04	0,97	1,01
V024-3	1,00	1,06	0,97	1,01
V025-1	1,09	1,08	1,01	1,01
V025-2	1,09	1,10	0,99	0,99
V025-3	1,09	1,10	1,01	0,99
V027-1	1,04	1,05	1,02	1,01
V027-2	0,87	1,00	1,03	0,95
V027-3	1,02	1,06	1,03	1,00

Segregasyon indeksi değerlerinin 0,95-1,05 aralığında olması istenmektedir. Segregasyon indeksi sonuçları incelendiğinde, makro dağılmış tablet numuneler üzerinde, her numuneden 3 bölge olmak üzere, belirlenen bölgelerden alınan değerlerin genel olarak birbirine yakınsadığı, ancak metalurjik açıdan daha iyi olabileceği tespit edilmiştir.

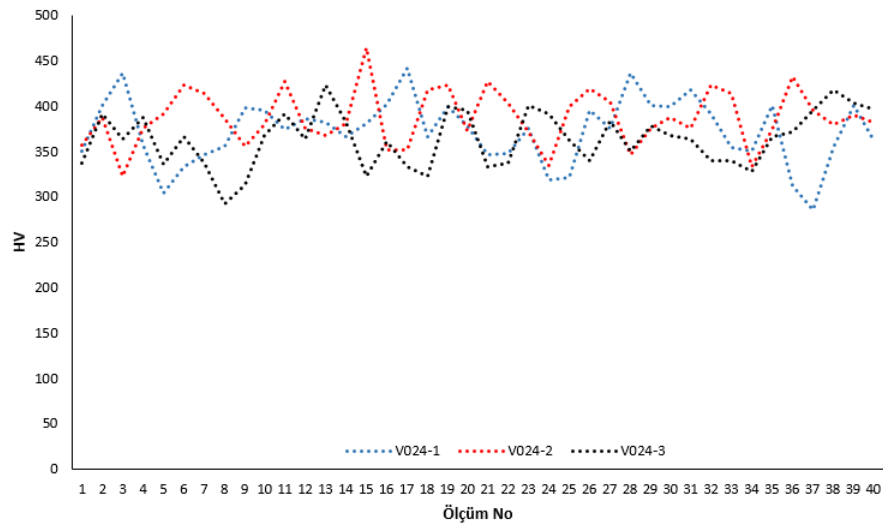
5.2.3. Mikrosertlik sonuçları

Numunelerin mikrosertlik ölçüm sonuçları Tablo 5.6.'da yer almaktadır.

Tablo 5.6. Dökümlere ait farklı bölgelerdeki numunelerin mikrosertlik ölçüm sonuçları

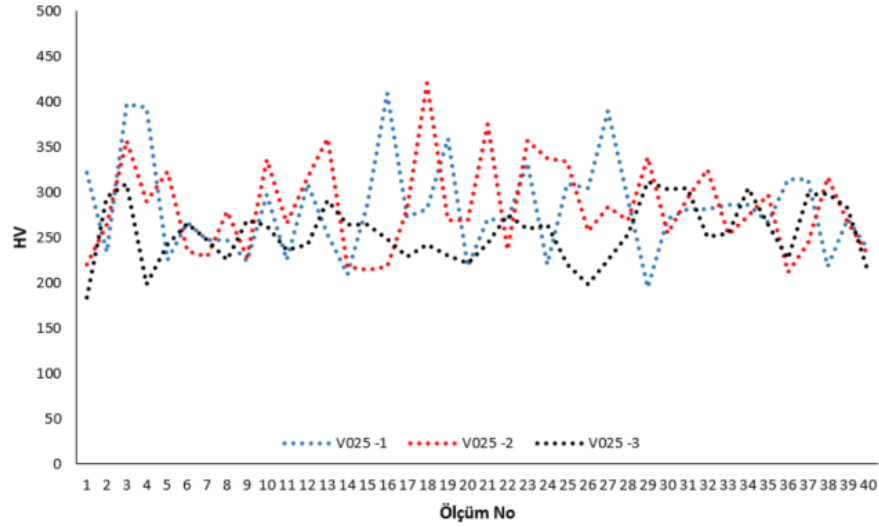
Döküm No	Min (HV)	Max (HV)	Ortalama (HV)
V024-1	286	447	371
V024-2	291	464	385
V024-3	292	423	362
V025-1	195	409	281
V025-2	188	484	286
V025-3	184	334	254
V027-1	243	384	327
V027-2	270	396	324
V027-3	284	372	327

V024 dökümünün 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerine ait mikrosertlik değerlerinin ölçüm numaralarına göre dağılım grafiği Şekil 5.3.'teki gibidir.



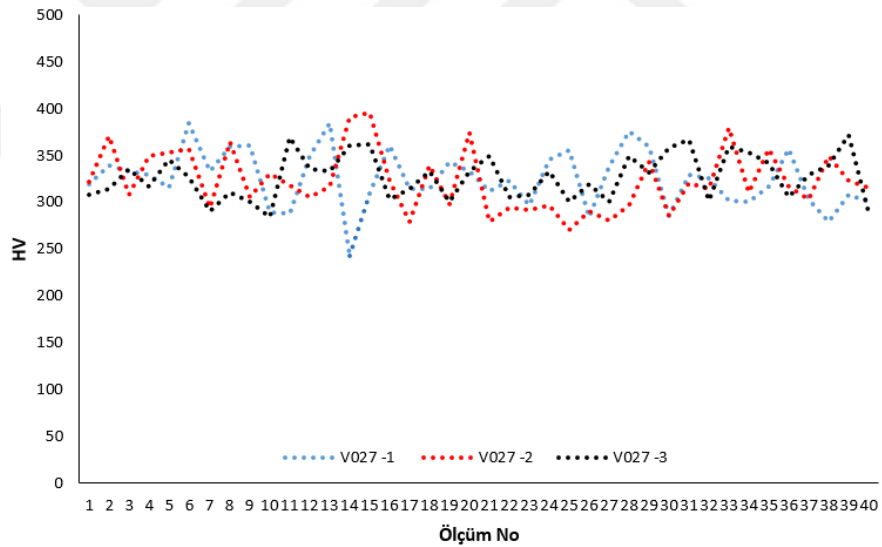
Şekil 5.3. V024 dökümünün 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerine ait mikrosertlik değerlerinin ölçüm numaralarına göre dağılım grafiği

V025 dökümünün 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerine ait mikrosertlik değerlerinin ölçüm numaralarına göre dağılım grafiği Şekil 5.4.'teki gibidir.



Şekil 5.4. V025 dökümünün 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerine ait mikrosertlik değerlerinin ölçüm numaralarına göre dağılım grafiği

V027 dökümünün 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerine ait mikrosertlik değerlerinin ölçüm numaralarına göre dağılım grafiği Şekil 5.5.'teki gibidir.



Şekil 5.5. V027 dökümünün 1, 2 ve 3 numaralı bölgelerine ait mikrosertlik değerlerinin ölçüm numaralarına göre dağılım grafiği

Dökümlerin mikrosertlik değerleri ve değerlerin dağılım grafikleri incelendiğinde, dendritik katılaşmanın ve eş eksenli tanelerin olduğu bölgelerde sertlik dağılımının homojen seyrettiği tespit edilmiştir. V025 numaralı döküme ait bölgelerin mikrosertlik dağılımına bakıldığında, diğer dökümlere kıyasla, mikrosertlik değerleri arasında varyasyonun yüksek olduğu görülmüştür.

5.2.4. Çentik darbe testi sonuçları

V024, V025 ve V027 numaralı dökümlerden çıkarılan ve her döküm için 2'şer toplamda 6 adet numuneye +20 °C sıcaklıkta uygulanan çentik darbe testi sonuçları Tablo 5.7.'de yer almaktadır.

Tablo 5.7. V024, V025 ve V027 döküm numunelerine uygulanan çentik darbe testi sonuçları

Döküm No	İlk Test (J)	İkinci Test (J)	Ortalama (J)
V024	7,99	6,07	7,03
V025	2,78	2,37	2,57
V027	2,26	1,94	2,10

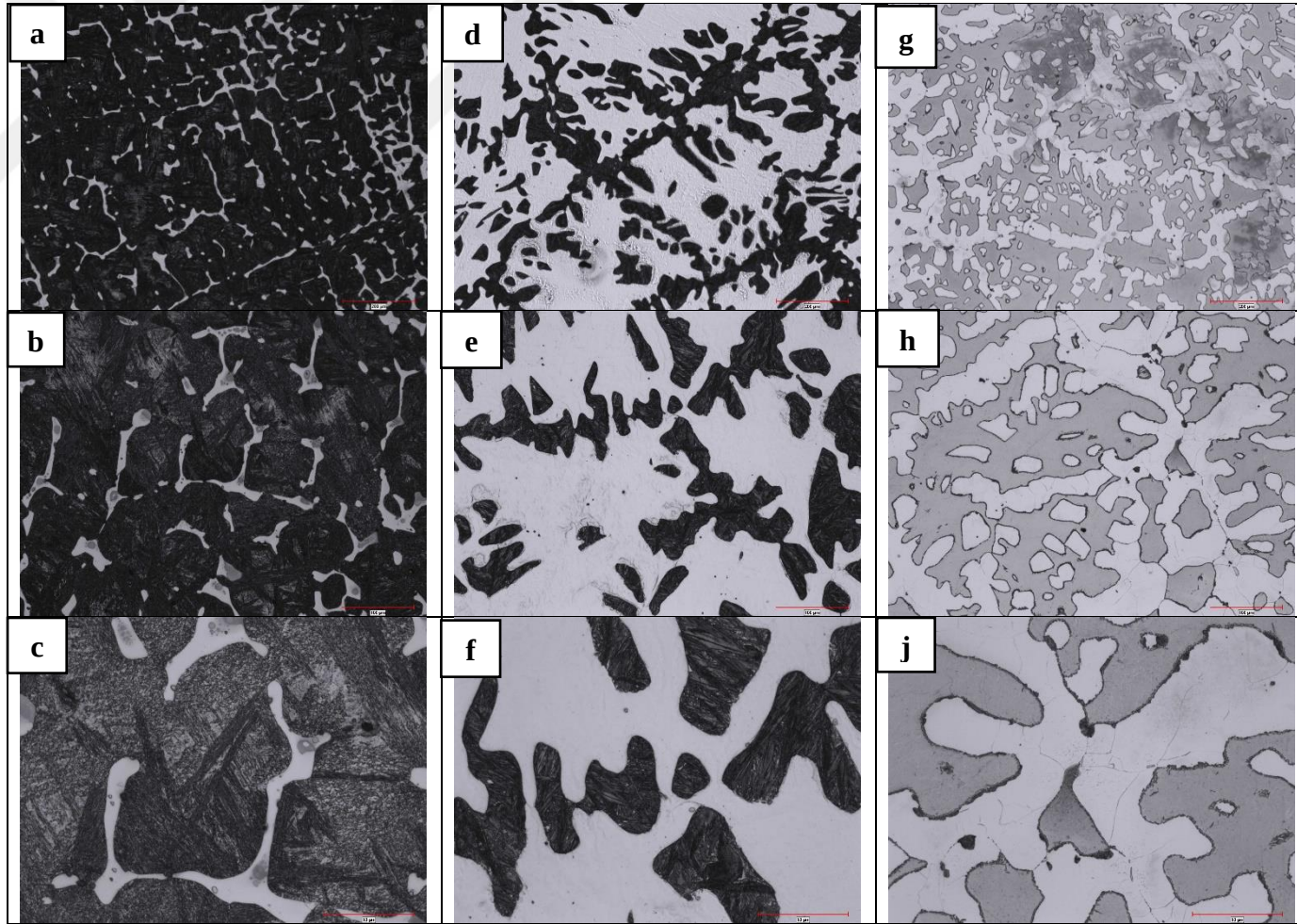
Fe-Mn-Al-C çeliklerinde Al'nin ağırlıkça yüzdesi arttıkça kappa karbür (κ karbür) oluşumu artmakta ve bu da malzemenin daha düşük bir tokluğa sahip olmasına neden olmaktadır [46].

Sonuçlardan da görüleceği üzere; diğer dökümlere kıyasla daha yüksek Al (ağ. %5,82) içeriğine sahip olan V027 dökümü ortalama 2,1 J ile en düşük darbe dayanımına sahiptir. Ağırlıkça %2,0 Al içeren V024 dökümüne ait numuneler ortalama 7,03 J değerinde, %3,58 Al içeren V025 dökümüne ait numuneler ise ortalama 2,57 J değerinde darbe dayanımına sahiptir.

Literatür birikimi ve yapılan deneyler sonucu ortaya çıkan değerler, bu çeliklerde artan Al miktarının tokluk değerini azalttığını göstermektedir.

5.2.5. Optik mikroskop sonuçları

V024, V025 ve V027 numaralı dökümlerin faz yapılarının belirlenmesi amacıyla yapılan x100-200-500 büyütmelerdeki optik mikroskop incelemeleri Şekil 5.6.'da yer almaktadır.



Şekil 5.6. V024 (a-b-c), V025 (d-e-f), V027 (k-l-m) dökümlerine ait numunelerin 100 (a-d-g), 200 (b-e-h), 500 (c-f-h) büyütmelerdeki optik mikroskop incelemeleri

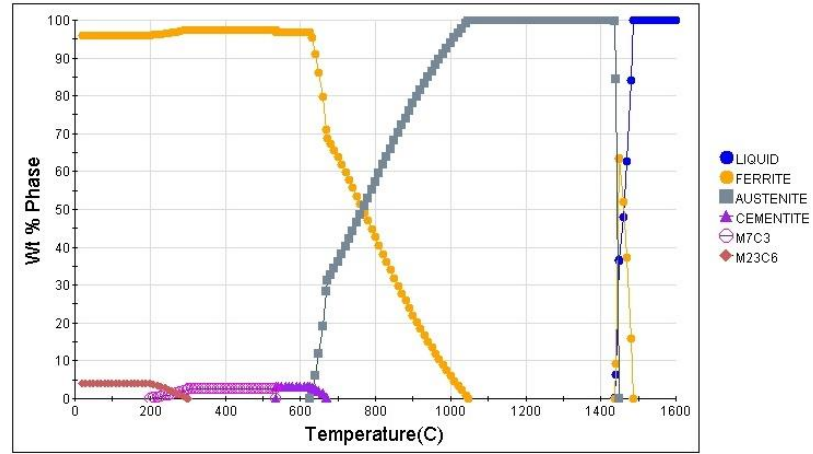
5.3. Simülasyon Sonuçları

5.3.1. Katılaşma yapısı - faz diyagramı simülasyonu

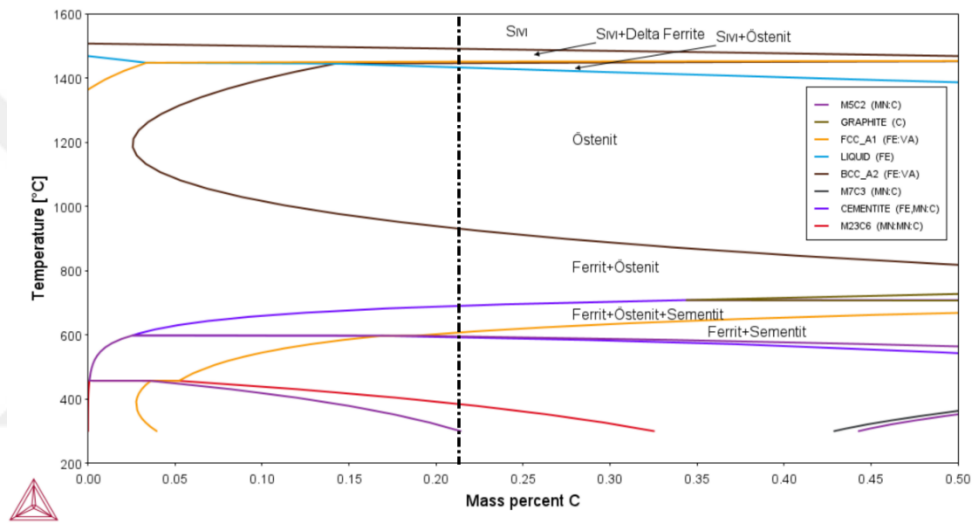
Dökümlerin kimyasal kompozisyonlara göre J-Mat Pro yazılımı ile denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri, ThermoCalc yazılımı ile Fe-C denge diyagramları ve vakum koşullarına uygun olarak yapılabilen FactSage ile katılaşma yapısı simüle edilmiştir. J-Mat Pro ve ThermoCalc yazılımları denge koşulları altında simülasyon gerçekleştirebildiği için, vakum koşullarına göre simülasyon gerçekleştirebilen FactSage yazılımı ile gerçeğe daha yakın sonuçlar edilebilmektedir.

V024 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri Şekil 5.7., Fe-C denge diyagramı Şekil 5.8. ve vakum koşulları altında katılaşma yapısı Şekil 5.9.'daki gibidir. Diğer dökümlere kıyasla ağırlıkça en düşük Al (%2,00) ve C (%0,21) oranına sahip olan V024 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri ve Fe-C denge diyagramı incelendiğinde, solidüs sıcaklığı 1450 °C, likidüs sıcaklığı ise 1492 °C olarak elde edilmiştir. 1492 °C sıcaklık üstünde sıvı halde, 1450 – 1492 °C sıcaklık aralığında sıvı ve delta ferrit faz yapısında, 1420 – 1450 °C sıcaklıkları aralığında sıvı ve östenit faz yapısında, 970 – 1420 °C sıcaklıklar arasında ise %100 östenit yapıda olduğu görülmektedir. 660 – 930 °C sıcaklıkları arasında ise yapı ferrit, östenit ve sementit fazlarından oluşmaktadır. Oda sıcaklığında yapı; ferrit ve karbürlerden oluşmaktadır.

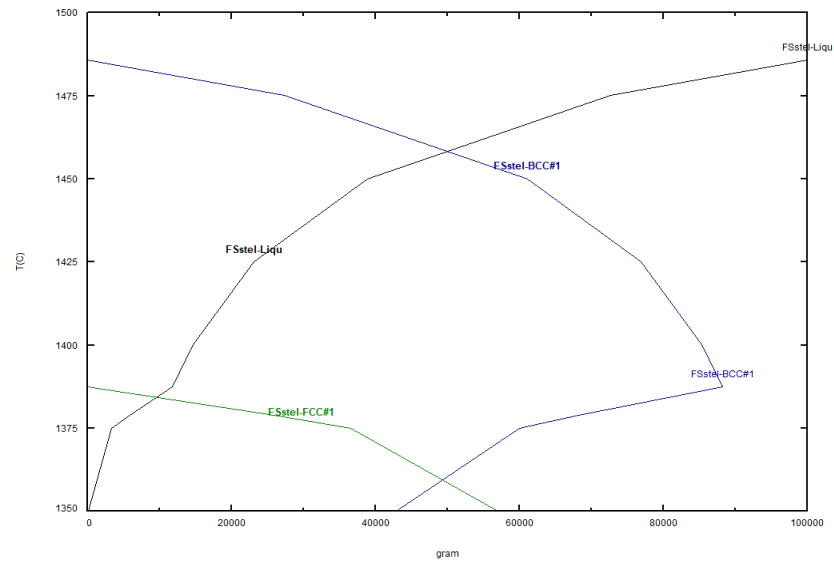
Vakum koşulları altında gerçekleştirilen, Şekil 5.9.'da yer alan, FactSage katılaşma yapısı simülasyonunda ise likidüs sıcaklığı 1497 °C, solidüs sıcaklığı ise 1340 °C olarak tespit edilmiştir.



Şekil 5.7. V024 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri

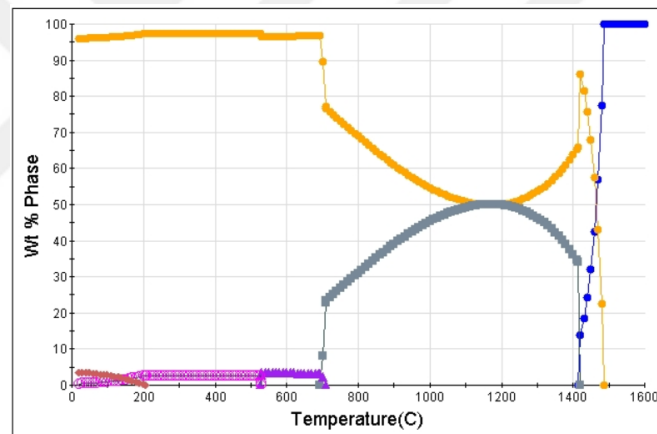


Şekil 5.8. V024 dökümüne ait Fe-C denge diyagramı

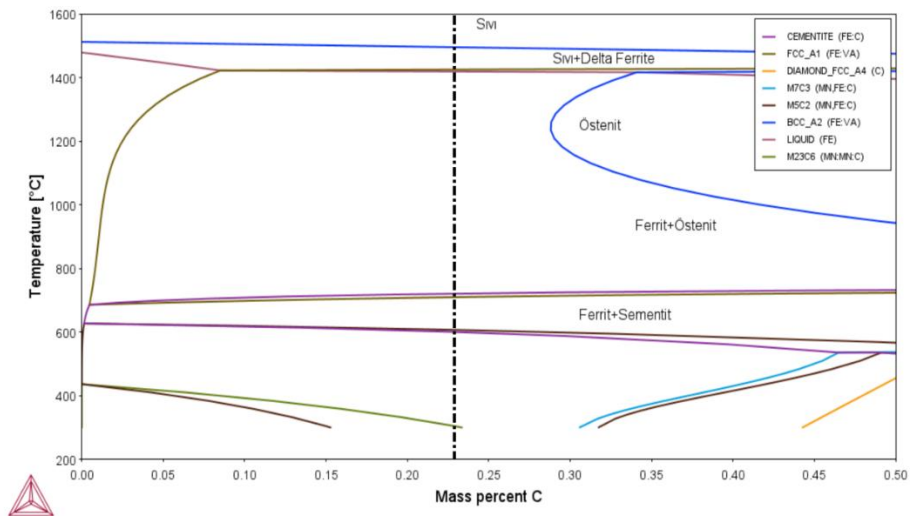


Şekil 5.9. V024 dökümüne ait katılaşma yapısı diyagramı

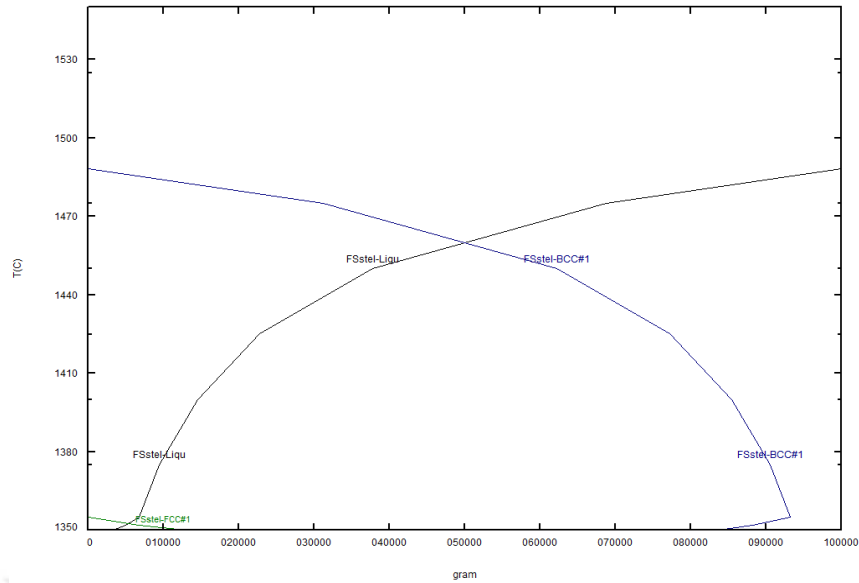
V025 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri Şekil 5.10.'daki, Fe-C denge diyagramı Şekil 5.11.'deki ve vakum koşulları altında katılaşma yapısı Şekil 5.12.'deki gibidir. V025 dökümünün solidüs sıcaklığı 1420 °C, likidüs sıcaklığı ise 1498 °C olarak elde edilmiştir. Simülasyon verileri ışığında, yapısındaki ferrit stabilizatörü Al elementinin fazla olmasından dolayı yapının mevcut kimyasal kompozisyonuyla hiçbir zaman %100 östenit fazında olmayacağı görülmektedir. 700 – 1415 °C sıcaklıkları arasında yapı ferrit ve östenit olmak üzere çift fazlıdır. Yapının %100 östenit yapıya ulaşması için ağırlıkça C oranının > %0,28 olması gerekmektedir. Oda sıcaklığında yapının ferrit ve karbürlerden oluştuğu görülmektedir. Vakum koşulları altında gerçekleştirilen, Şekil 5.12.'de yer alan, FactSage katılaşma yapısı simülasyonunda ise likidüs sıcaklığı 1485 °C, solidüs sıcaklığı ise 1353 °C olarak tespit edilmiştir.



Şekil 5.10. V025 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri

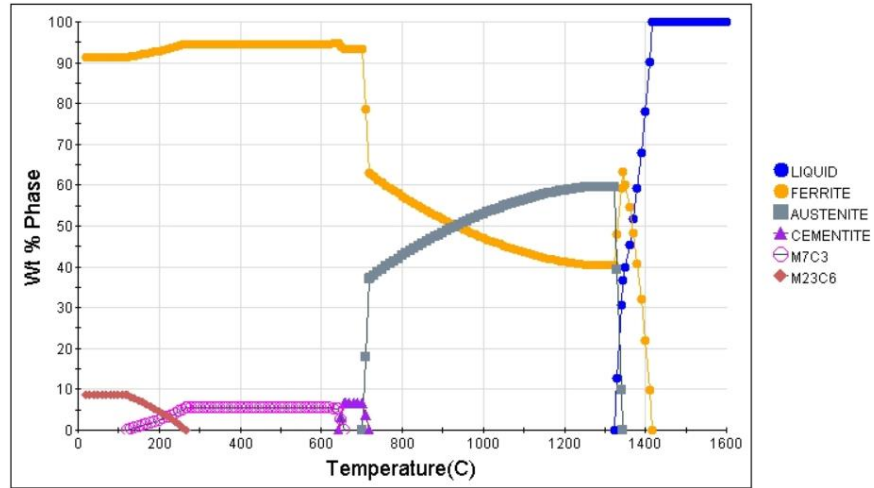


Şekil 5.11. V025 dökümüne ait Fe-C denge diyagramı

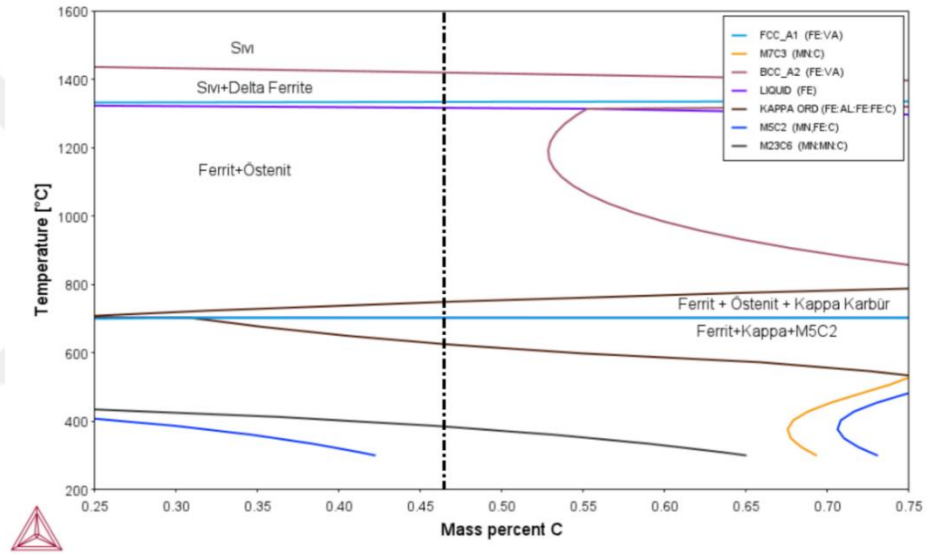


Şekil 5.12. V025 dökümüne ait katılaşma yapısı diyagramı

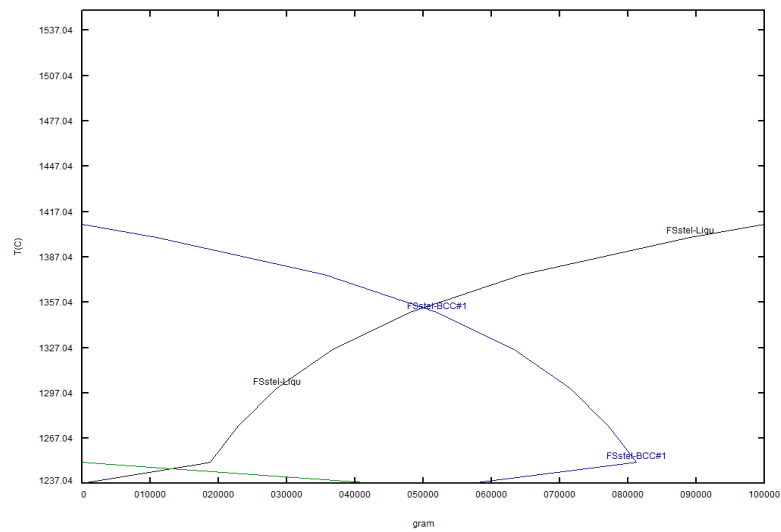
V027 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri Şekil 5.13.’teki, Fe-C denge diyagramı Şekil 5.14.’teki ve vakum koşulları altında katılaşma yapısı Şekil 5.15.’teki gibidir. gibidir. Fe-C denge faz diyagramında V027 dökümünün solidüs sıcaklığı 1323 °C, likidüs sıcaklığı ise 1420 °C olarak elde edilmiştir. Ağırlıkça %5,82 Al ve %9,32 Mn içeren V027 dökümünün Fe-C denge diyagramına baktığımızda V025 döküm sonuçlarında da görüleceği üzere yapının mevcut kimyasal kompozisyon yapısıyla hiçbir zaman %100 östenitik yapıda olmadığı gözlemlenmektedir. Yapının %100 östenit yapıya ulaşması için kütlece C oranının > %0,52 gibi yüksek bir değerde olması gerekmektedir. Yüksek Al içeriği sebebiyle 630 – 760 °C sıcaklıkları arasında kappa karbür yapısı gözlemlenmektedir. Oda sıcaklığında yapının ferrit ve karbürlerden oluştuğu görülmektedir. Vakum koşulları altında gerçekleştirilen, Şekil 5.15.’te yer alan, FactSage katılaşma yapısı simülasyonunda ise likidüs sıcaklığı 1408 °C, solidüs sıcaklığı ise 1237 °C olarak tespit edilmiştir.



Şekil 5.13. V027 dökümüne ait denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri



Şekil 5.14. V027 dökümüne ait Fe-C denge diyagramı



Şekil 5.15. V027 dökümüne ait katılaşma yapısı diyagramı

Şekil 5.6.'da yer alan üç döküme ait optik mikroskop sonuçları incelenip, denge soğuma durumuna göre faz dönüşümleri diyagramları, Fe-C denge diyagramları ve katılaşma yapısı diyagramları ile harmanlanarak yorumlandığında, optik mikroskop görsellerinde yapıda beyaz olarak görünen fazların delta ferrit fazı olduğu anlaşılmaktadır. V024 dökümüne ait Şekil 5.8.'de yer alan Fe-C denge diyagramına baktığımızda 1492 °C ve üzeri sıcaklıklarda sıvı halde bulunan yapıda, sıcaklık azaldıkça delta ferrit fazı görülmektedir. Sıcaklık daha da düştüğünde yapıdaki delta ferrit fazı dendrit kolları şeklinde katılaşmaktadır. Delta ferrit fazı katılaşırken yapısındaki C'yi sıvı faza geçirmekte ve delta ferrit yapısı C kaybettiğçe ergime sıcaklığı daha da azalmaktadır.

Üç döküm arasında en dar katılaşma aralığına sahip döküm V025'tir. Şekil 5.6.'da yer alan d – e – f mikroyapılarını incelediğimizde yapının, katılaşma aralığı diğer dökümlere oranla daha dar olmasından ötürü, dendritik yapının daha az olduğu görülmektedir.

Diğer dökümlere arasında en geniş katılaşma aralığına sahip olan ve en yüksek Al içeriğine sahip olan V027 dökümünün mikroyapısını incelediğimizde ferrit fazlarının dendritik kollar şeklinde katılaştığı görülmektedir.

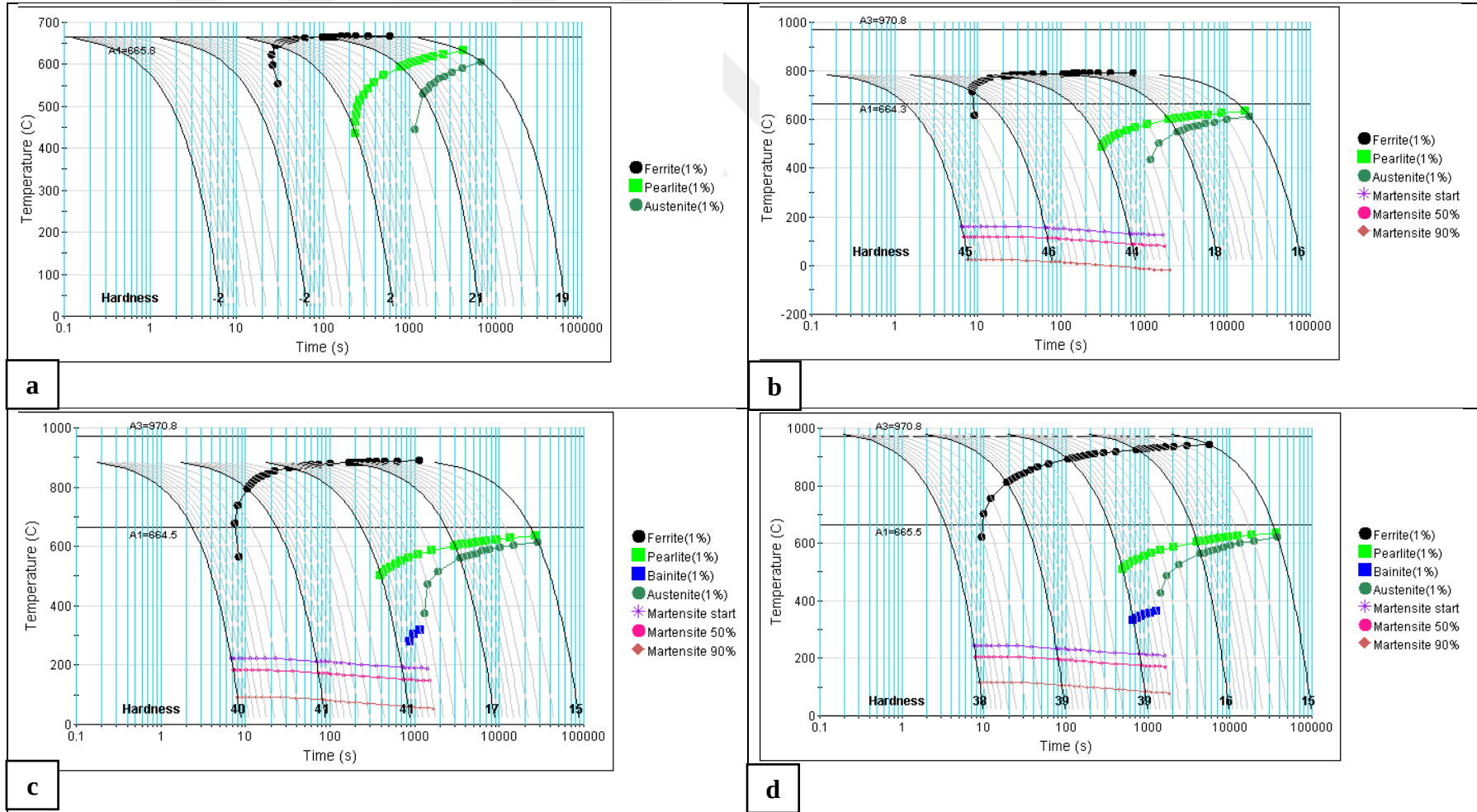
5.3.2. CCT çalışmaları

Üç döküme ait kimyasal kompozisyonlar eşliğinde J-Mat Pro yazılımı ile birlikte farklı sıcaklıklarda CCT diyagramları oluşturulmuştur. Şekil 5.16. – 5.17. ve 5.18.'de V024 – V025 – V027 dökümlerine ait farklı östenizasyon sıcaklıklarındaki CCT diyagramları görülmektedir.

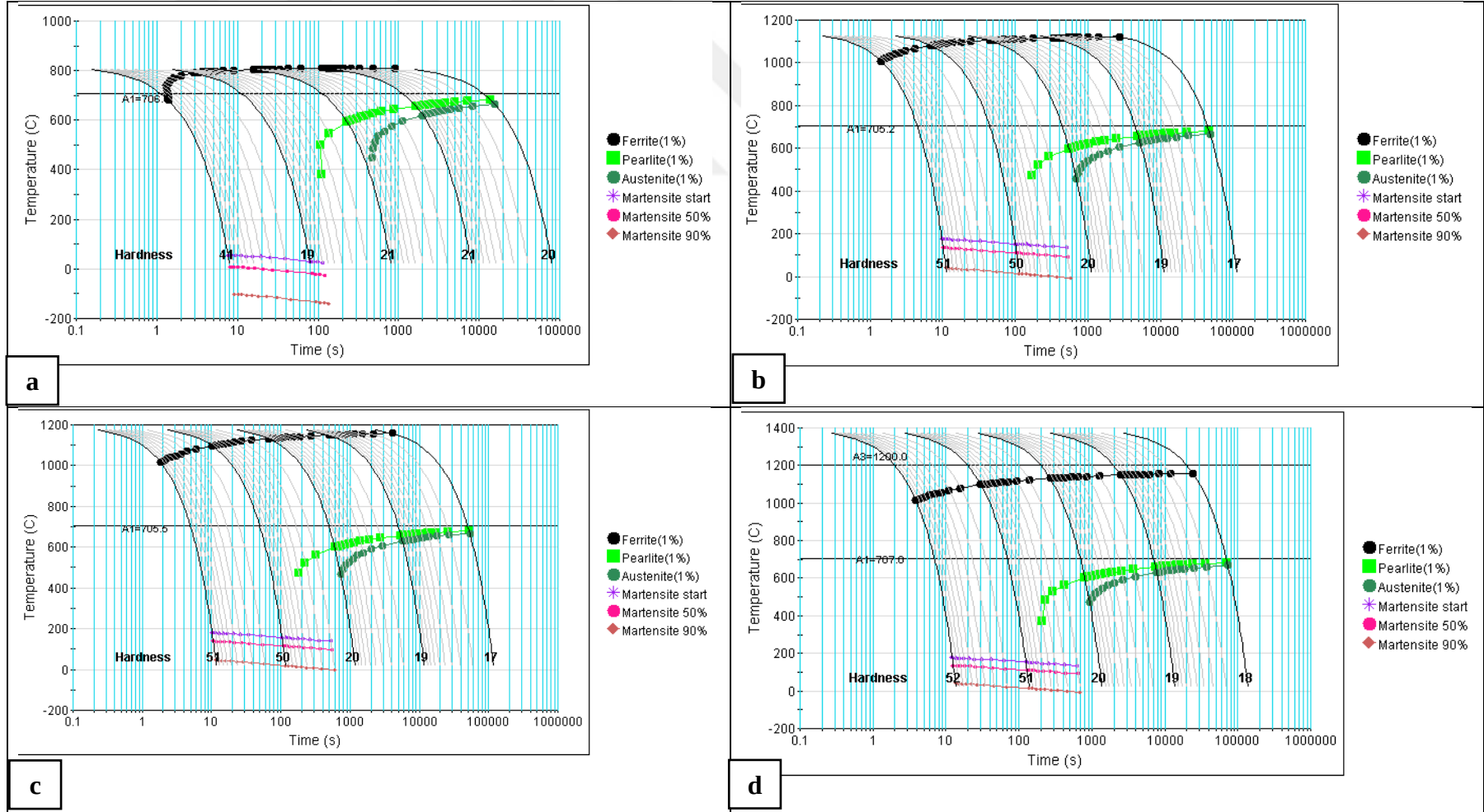
Hedeflenen kimyasal kompozisyonlara göre dökümleri gerçekleştirilen malzemelerin gelişmiş özelliklere sahip olabilmesi için ısıtma işlemi, haddeleme gibi aşamalardan geçmesi gerekmektedir. Isıtma işlem şartlarını değerlendirebilmek adına CCT çalışmaları yapılmıştır.

Şekil 5.16.'da yer alan V024 dökümüne ait farklı östenizasyon sıcaklıklarındaki (800 °C (a) – 900 °C (b) – 1000 °C (c)) CCT diyagramlarını incelediğimizde sıcaklık arttıkça martenzit başlangıç sıcaklığının (M_s) arttığını görmekteyiz. Şekil 5.17.'de V025 dökümüne ait farklı östenizasyon sıcaklıklarındaki (820 °C (a) – 1150 °C (b) – 1200 °C (c) – 1400 °C (c)) CCT diyagramlarını incelediğimizde, yine benzer şekilde, östenizasyon sıcaklığının artmasının martenzit başlangıç sıcaklığını artırdığı görülmektedir. Diğer dökümlere kıyasla ağırlıkça en yüksek Al miktarına sahip olan V027 dökümüne ait Şekil 5.18.'de yer alan CCT diyagramları incelendiğinde, Al ferrit stabilizörü olmasından ötürü yapısındaki ağırlıkça %5,82 gibi yüksek miktarda Al olan V027 dökümünde martenzit başlangıç sıcaklığı, sıfırın altında olması sebebiyle gözlemlenememektedir.

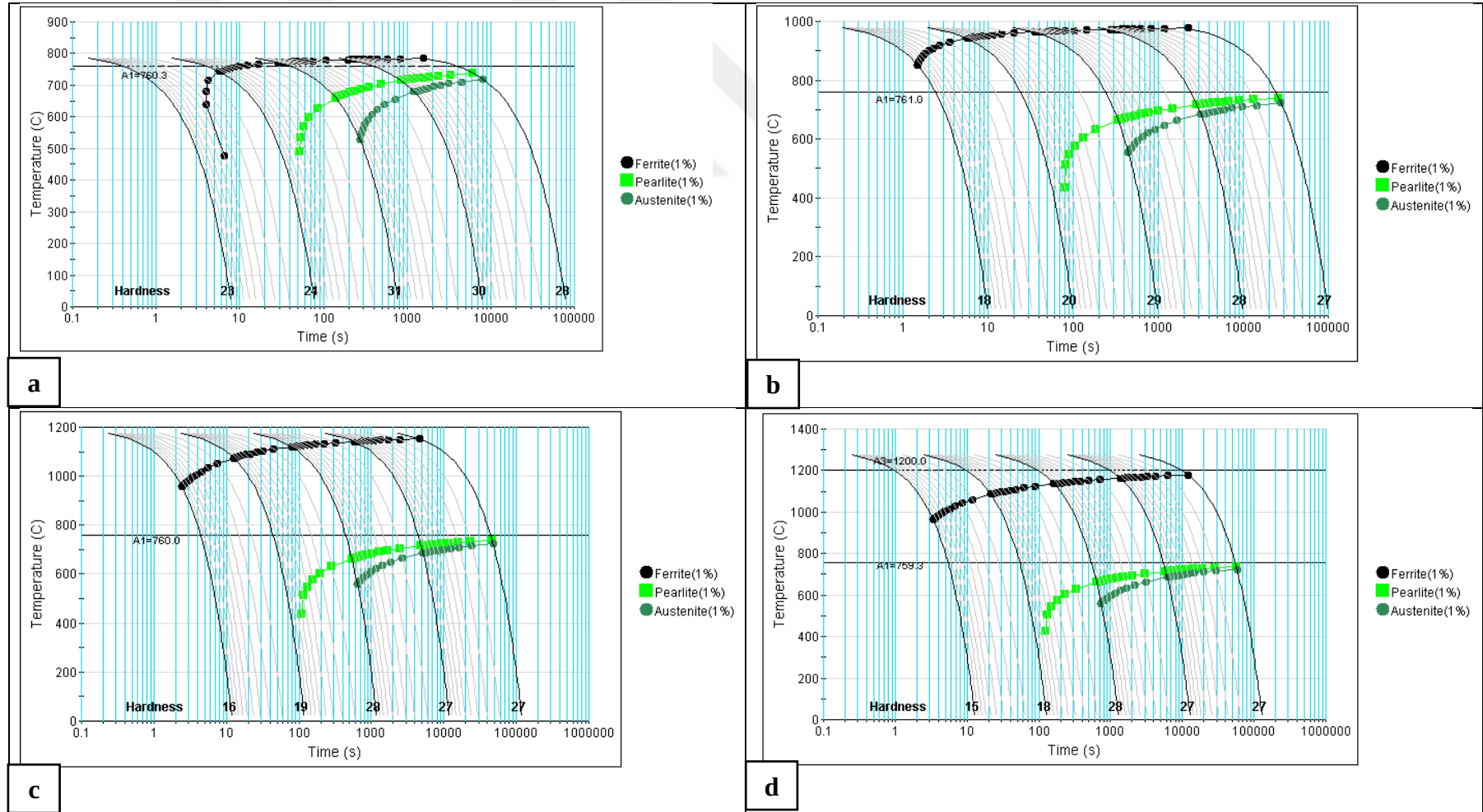
Sıcaklık arttıkça yapıdaki östenit miktarı artmaktadır. Yapıdaki östenit miktarı arttığı için birim hacim östenit fazı kristaline düşecek C ve Mn miktarı azalacağından ötürü oda sıcaklığındaki östenit kararlılığı da azalacaktır. Bu da daha yüksek sıcaklıklarda östenit fazının martenzit fazına dönüşmesine katkı sağlayacaktır. Özetle; martenzit başlangıç sıcaklığı, östenizasyon sıcaklığının artmasıyla artacak, azalmasıyla birlikte azalacaktır.



Şekil 5.16. V024 numaralı döküme ait farklı östenizasyon sıcaklıklarında (700 °C (a) – 800 °C (b) – 900 °C (c) – 1000 °C (d)) J-Mat Pro yazılımı ile oluşturulan CCT diyagramları



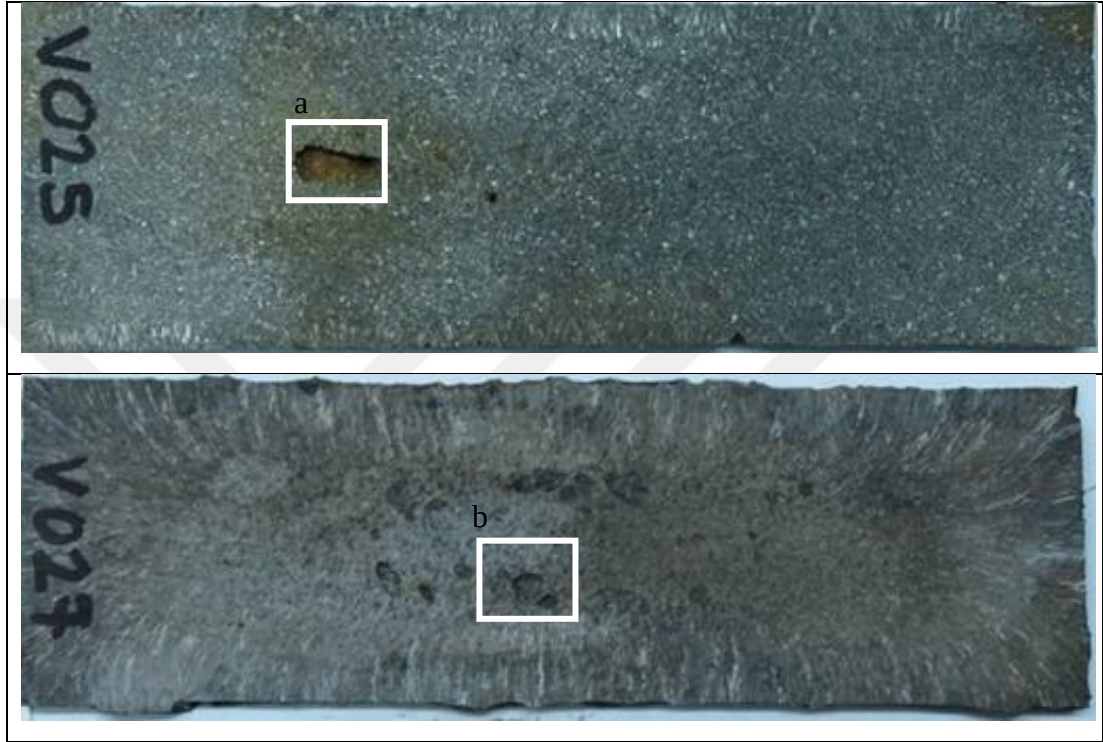
Şekil 5.17. V025 numaralı döküme ait farklı östenizasyon sıcaklıklarında (820 °C (a) – 1150 °C (b) – 1200 °C (c) – 1400 °C (d)) J-Mat Pro yazılımı ile oluşturulan CCT diyagramları



Şekil 5.18. V027 numaralı döküme ait farklı östenizasyon sıcaklıklarında (800 °C (a) – 1000 °C (b) – 1200 °C (c) – 1300 °C (d)) J-Mat Pro yazılımı ile oluşturulan CCT diyagramları

5.4. Kusur Analizi Sonuçları

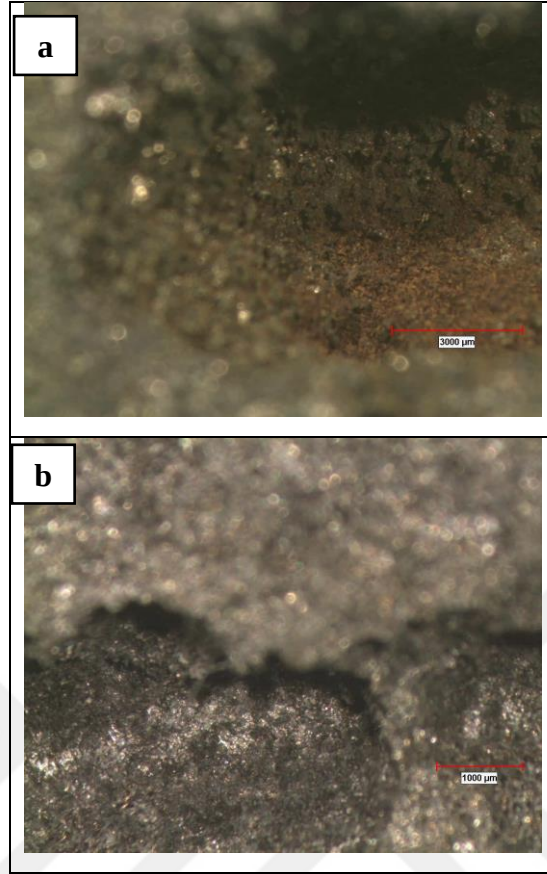
Makro dağlanmış numuneler üzerinde, kusur belirtisi gösteren Şekil 5.19.'da V025 ve V027 döküm parçaları üzerinde belirlenen bölgeler işaretlenmiştir.



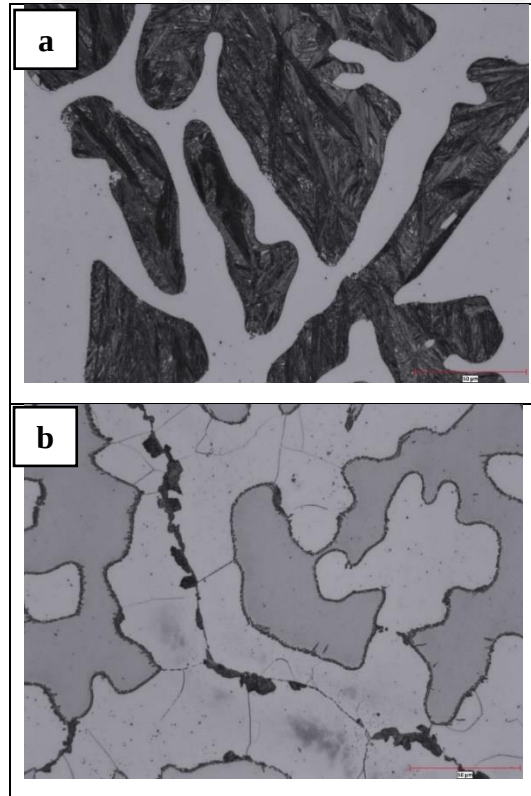
Şekil 5.19. V025 (a), V027 (b) dökümlerinin kusur gösteren bölgelerinin numune alım bölgeleri

İşaretlenen bölgelerden alınan numunelerin numune hazırlama işlemleri tamamlandıktan sonra ilk olarak makroyapılarının incelemesi tamamlanmıştır. Şekil 5.20.'de ilgili bölgelerin makroyapı görüntüleri verilmiştir.

Makroyapı incelemesi sonrasında numuneler optik mikroskopta incelemelere tabi tutulmuştur. Belirlenen kusurlu bölgelerin (a, b) Şekil 5.21.'de 500 büyütmelerdeki görüntüleri görülmektedir.

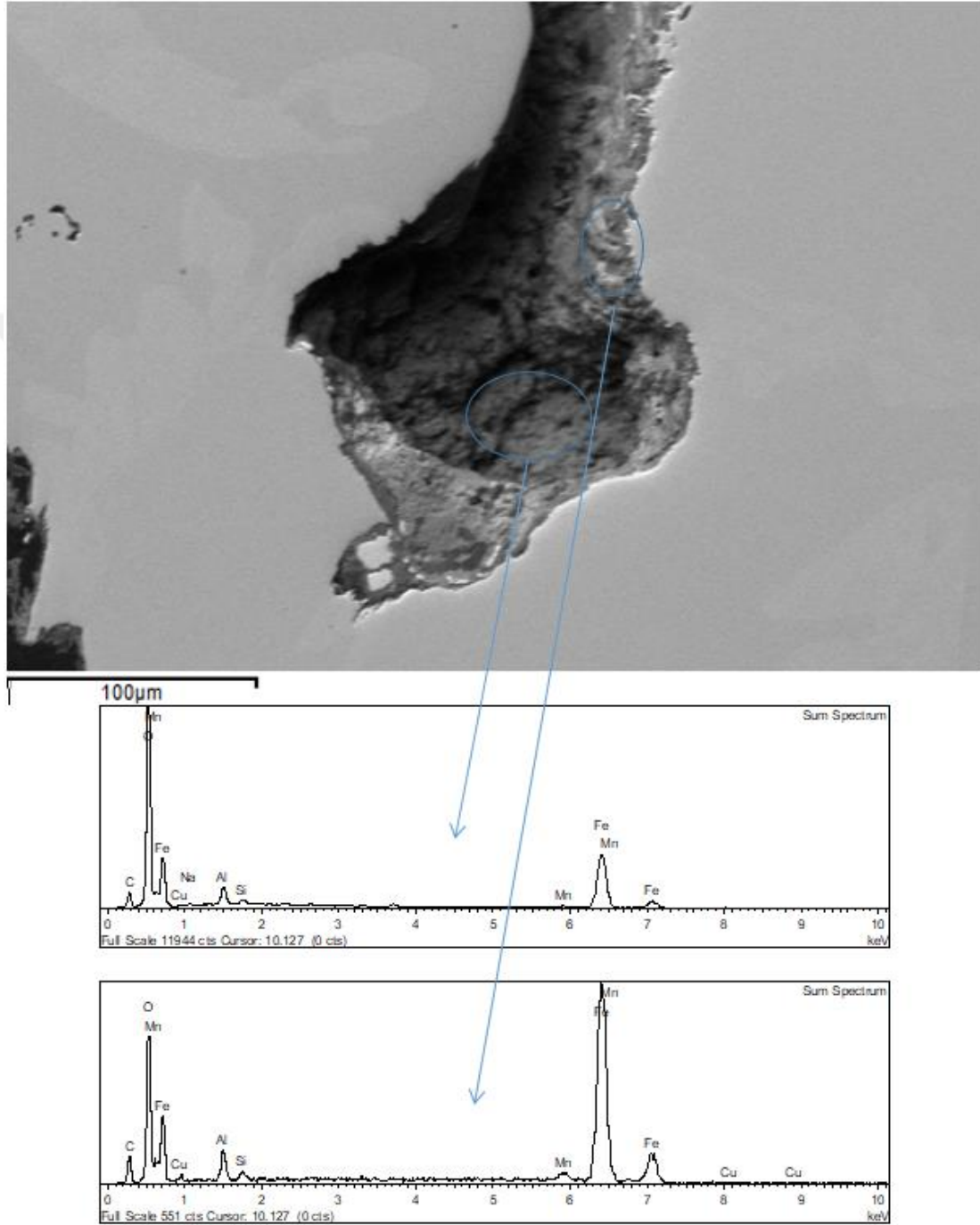


Şekil 5.20. V025 (a), V027 (b) dökümlerinin kusurlu bölgelerinin makroyapı görüntüleri

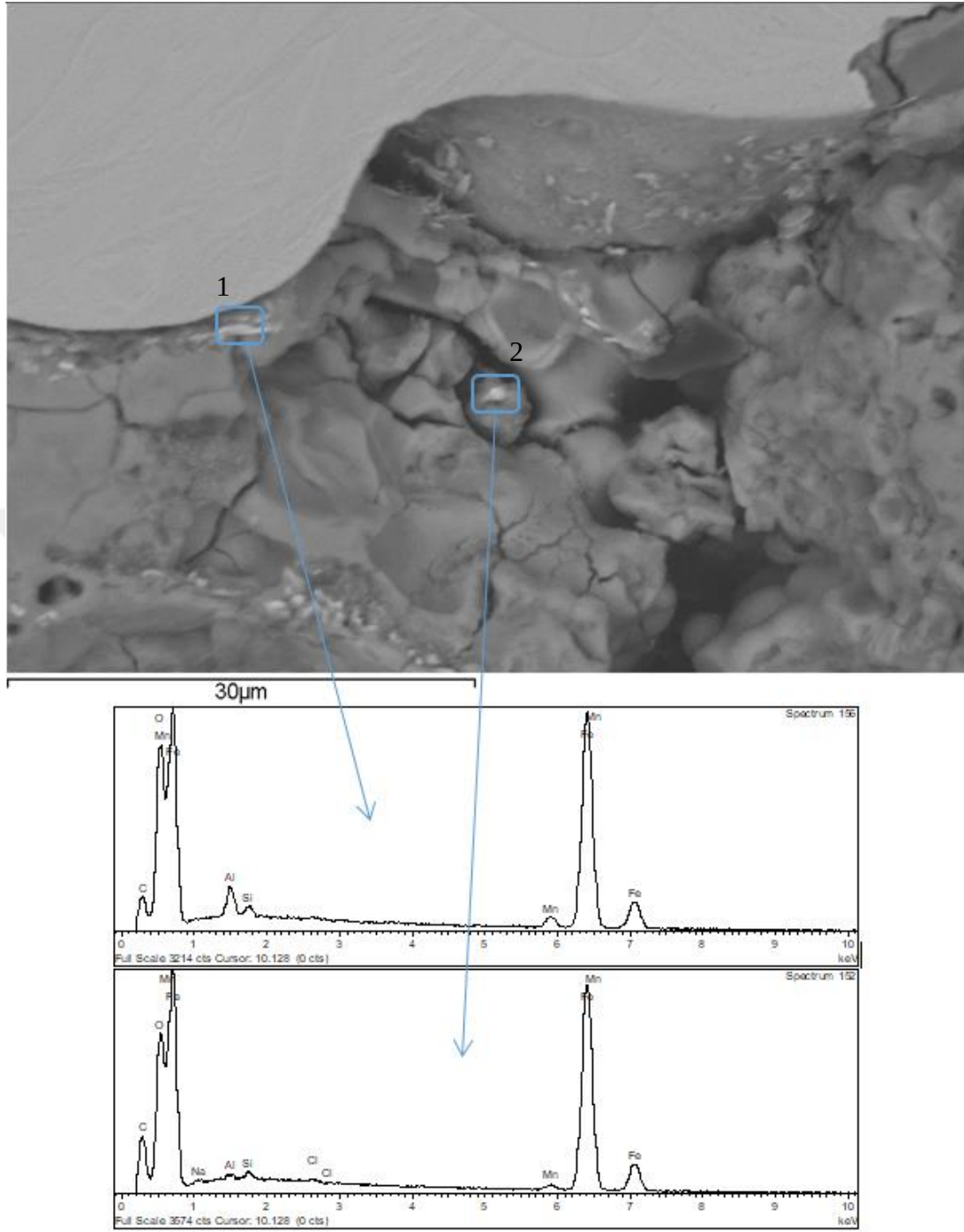


Şekil 5.21. V025 (a), V027 (b) dökümlerinin kusurlu bölgelerinin mikroyapı görüntüleri

Optik mikroskop incelemelerinden sonra kusurlu bölgelerdeki faz dağılımının daha detaylı belirlenmesi adına SEM/EDS çalışmaları yapılmıştır. V025 dökümüne ait kusurlu bölgenin (a) Şekil 5.22. ve Şekil 5.23.'te SEM/EDS sonuçları verilmiştir.

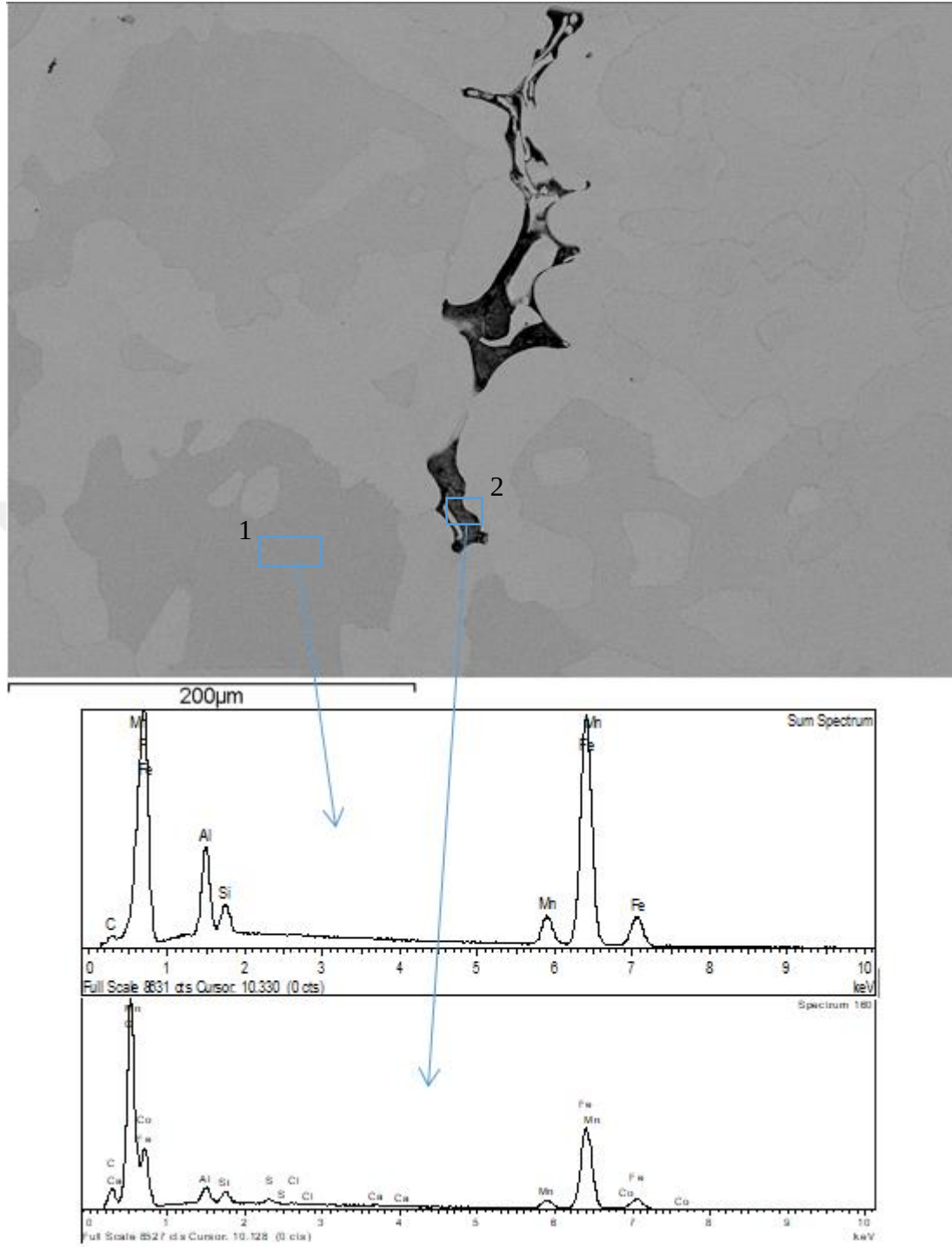


Şekil 5.22. V025 dökümüne ait kusurlu bölgenin SEM/EDS sonuçları

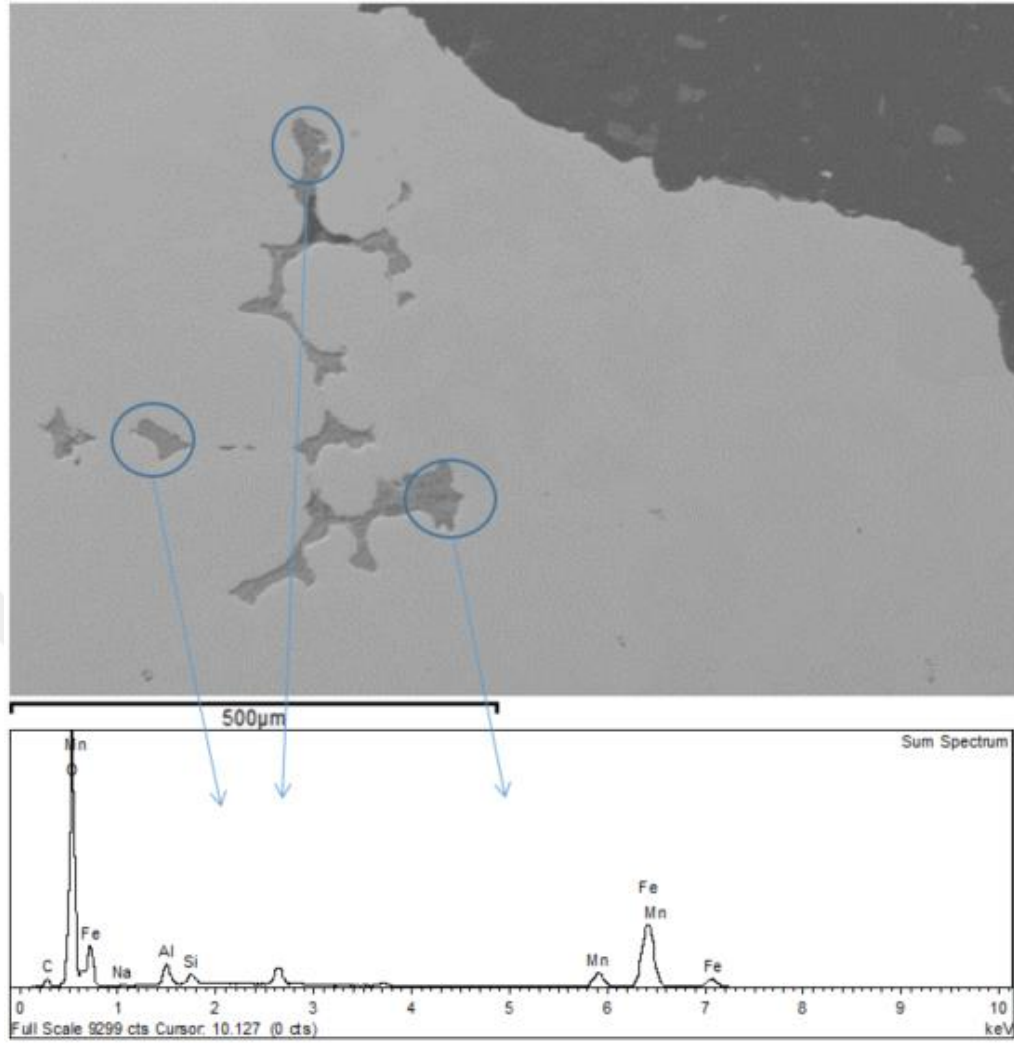


Şekil 5.23. V025 dökümüne ait kusurlu bölgenin SEM/EDS sonuçları

V027 dökümüne ait kusurlu bölgenin (b) Şekil 5.24. ve Şekil 5.25.'te SEM/EDS sonuçları verilmiştir.



Şekil 5.24. V027 dökümüne ait kusurlu bölgenin SEM/EDS sonuçları



Şekil 5.25. V027 dökümüne ait kusurlu bölgenin SEM/EDS sonuçları

Şekil 5.23'te yer alan 1 ve 2 numaralı bölgelerin element analizleri Tablo 5.8.'de yer almaktadır.

Tablo 5.8. V025 dökümüne ait kusurlu bölgelerin (1 - 2) element analizleri (ağ. % / atomik %)

Element	1. Bölge	2. Bölge
C	4,93 / 14,75	8,35 / 23,75
O	13,81 / 31,03	12,61 / 26,93
Na	-	0,53 / 0,78
Al	2,09 / 2,79	0,29 / 0,36
Si	0,63 / 0,81	0,43 / 0,53
Mn	3,06 / 2,0	1,39 / 0,87
Fe	75,48 / 48,61	76,21 / 46,6
Cl	-	0,19 / 0,18

Şekil 5.24'te yer alan 1 ve 2 numaralı bölgelerin element analizleri Tablo 5.9.'da yer almaktadır.

Tablo 5.9. V027 dökümüne ait kusurlu bölgelerin (1 - 2) element analizleri (ağ. % / atomik %)

Element	1. Bölge	2. Bölge
C	1,82 / 7,18	5,34 / 12,38
O	-	31,04 / 53,99
Ca	-	0,18 / 0,12
Al	6,3 / 11,08	1,89 / 1,94
Si	2,04 / 3,45	1,31 / 1,29
S	-	0,49 / 0,42
Mn	8,11 / 7,0	4,37 / 2,21
Fe	80,58 / 68,43	54,63 / 27,22
Cl	-	0,19 / 0,15
Co	-	0,56 / 0,27

İncelemesi yapılan V025 ve V027 numaralı numunelerin yüzeyinde görülen oyuklar döküm sırasında oluşan boşluklar olup makro dağlama sonrasında asidin etkisiyle genişlemiştir.

SEM-EDS analizinde görülen Mn, Si, Al pikleri malzeme kompozisyonuyla uyumludur. Aynı zamanda bu elementlerin oksitli bileşiklerinin de yapıda yer aldığı pik grafiklerinde ve element analiz tablolarında gözükmemektedir.

5.5. Genel Sonuçlar ve Öneriler

Bu tez çalışmasında, düşük yoğunluklu çelik kalitesi sağlanması adına dört adet döküm sağlanmış olup birinin başarısız gerçekleşmesi sonucu kalan üç döküm üzerine çalışmalar yapılmıştır. Bu tez çalışmasında ortaya çıkan veriler değerlendirilmiş olup sonuçlar aşağıda özetlenmiştir;

- Al içeriği arttıkça yoğunluk avantajı sağlanmaktadır. Ağırlıkça %5,82 Al içeren V027 dökümü, %2,0 Al içeren V024 dökümüne oranla ortalama %9 daha fazla yoğunluk avantajı sağlamıştır.
- Katılma aralığı yapıyı doğrudan etkilemektedir. Katılma aralığının diğer dökümlere oranlara daha az olduğu V025 dökümüne ait makro yapı görüntülerinde; kolonsal bölgelerin çok az olduğu, eş eksenli bölgelerin ağırlıkta olduğu görülmüştür. Katılma aralığı daha fazla olan V024 ve V027 numaralı ingotlarda ise chill bölgesi sonrasında ısı gradyanının etkisiyle tanelerin kolonsal olarak katıldığı görülmüştür.
- Üç döküme ait ingotların belirlenen bölgelerinden alınan numunelere OES ve ICP yaş analiz uygulanarak dökümden elde edilen kimyasal kompozisyonları ile karşılaştırılmış ve segregasyon indeksi değerleri elde edilmiştir. Her numunedan 3 bölge olmak üzere, belirlenen bölgelerden alınan değerlerin genel olarak birbirine yakınsadığı, ancak metalurjik açıdan daha iyi olabileceği tespit edilmiştir.
- Dökümlerin mikrosertlik değerleri ve değerlerin dağılım grafikleri incelenmiş, dendritik katılmanın ve eş eksenli tanelerin olduğu bölgelerde sertlik dağılımının homojen seyrettiği tespit edilmiştir. V025 numaralı döküme ait bölgelerin mikrosertlik dağılımına bakıldığında, diğer dökümlere kıyasla, mikrosertlik değerleri arasında varyasyonun yüksek olduğu görülmüştür.
- Üç döküme ait çentik darbe testi deneyi sonuçları incelenmiştir. Sonuçlara göre; diğer dökümlere kıyasla daha yüksek Al (ağ. %5,82) içeriğine sahip olan V027 dökümü ortalama 2,1 J ile en düşük darbe dayanımına sahiptir. Ağırlıkça %2,0 Al içeren V024 dökümüne ait numuneler ortalama 7,03 J değerinde, %3,58 Al içeren V025 dökümüne ait numuneler ise ortalama 2,57 J değerinde darbe dayanımına sahiptir. Bu tip çeliklerde artan Al miktarının tokluk değerini azalttığı tespit edilmiştir.
- Optik mikroskop sonuçları incelendiğinde; üç döküm arasında en dar katılma aralığına sahip olan V025 dökümünün mikroyapısında, katılma aralığı diğer dökümlere oranla daha dar olmasından ötürü, dendritik yapının daha az olduğu, diğer dökümlere arasında en geniş katılma aralığına sahip olan ve en yüksek

Al içeriğine sahip olan V027 dökümünde ise ferrit fazlarının dendritik kollar şeklinde katılaştığı tespit edilmiştir.

- Üç döküme ait kimyasal kompozisyonlar eşliğinde J-Mat Pro yazılımı ile birlikte farklı sıcaklıklarda CCT diyagramları oluşturulmuştur. Bu sonuçlara göre; sıcaklık arttıkça yapıdaki östenit miktarı artmaktadır. Yapıdaki östenit miktarı arttığı için birim hacim östenit fazı kristaline düşmekte, C ve Mn miktarı azalacağından ötürü oda sıcaklığındaki östenit kararlılığı da azalmaktadır. Bu da daha yüksek sıcaklıklarda östenit fazının martenzit fazına dönüşmesine katkı sağlayacaktır. Özetle; martenzit başlangıç sıcaklığı, östenizasyon sıcaklığının artmasıyla artacak, azalmasıyla birlikte azalacaktır.
- SEM/EDS incelemesi yapılan V025 ve V027 numaralı numunelerin yüzeyinde görülen oyukların, döküm sırasında oluşan boşluklar olduğu ve makro dağlama sonrasında asidin etkisiyle genişlediği tespit edilmiştir. SEM-EDS analizinde görülen Mn, Si, Al piklerinin malzeme kompozisyonuyla uyumlu olduğu ve bu elementlerin oksitli bileşikleri yapıda yer aldığı belirlenmiştir.

Elde edilen sonuçlar ekseninde bundan sonraki çalışmalar adına yapılması önerilen işlemler aşağıdaki gibidir;

- Yüksek Al ve Mn içerikli düşük yoğunluklu çelik kaliteleri için, döküm öncesinde ergitme fırınında elementlerin tam çözünmesi adına, fırın sıcaklığının yanı sıra ergime süresi için de ekstra çalışma yapılması ve daha uygun koşulların belirlenmesi gerekmektedir.
- SDAS değerlerinin ölçülerek, Al elementinin bu değerlere etkisi ve dolayısıyla özellikle mukavemet değerleri üzerindeki etkisinin incelenmesi gerekmektedir.
- Mukavemet değerleri adına daha kesin sonuçlar elde edilmesi için döküm numuneleri, kimyasal kompozisyona uygun olacak şekilde ısıtılma işlem ve haddeleme proseslerine tabi tutulması gerekmektedir. Ardından yapılacak olan çekme deneyi testi ile mukavemet değerlerinin kimyasal kompozisyon ekseninde yorumlanması daha kolay olabilecektir.

- TEM (Geçirimli elektron mikroskobu) ile yapılacak incelemeler ile yapıda yer alan karbürler daha detaylı şekilde belirlenebilecektir.



KAYNAKLAR

- [1] Rana, R., Lahaye, C. & Ray, R.K., Overview of Lightweight Ferrous Materials: Strategies and Promises. J. Mater. Sci., 66, 1734–1746, 2014.
- [2] Chen, S., Rana, R., Haldar, A. & Ray, R.K., Current State of Fe-Mn-Al-C low density steels. Progress in Mat. Sci., 89, 345-391, 2017.
- [3] ec.europa.eu, Erişim tarihi: 02.02.2022.
- [4] Berladir, Kristina & Hovorun, T & I., Pererva & G., Rudenko & I., Martynov., Modern materials for automotive industry. Journal of engineering sciences, 4 (2), F8-F18, 2017.
- [5] Hadfield, R., Special Steels. Nature 135, 741-745, 1935.
- [6] Köster , W., Tonn, W. Arch., Eisenhuettenw. 7, 365, 1933.
- [7] Dean, R.S., Anderson, C.T., Alloys. US Patent 2329186, 1943.
- [8] Ham, J.L., Cairns, R.E., Manganese joins aluminum to give strong stainless Product End., 29, 51-51, 1958.
- [9] Kayak, J.L., Fe-Mn-Al precipitation-hardening austenitic alloys. Met. Sci. Heat Treat., 22, 95-97, 1969.
- [10] Charles, J., Berghezan, A., Lutts, A., Dancoisne, P.L., Met. Prog., 71-74, 1981.
- [11] Glenn, M.L., Bullard, S.J., Larson, D.E., Rhoads, S.C., J. Mater. Energy Syst., 7, 75, 1985.
- [12] Grässel, O., Frommeyer, G., Derder, C., Hofmann, H., Phase Transformations and Mechanical Properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steels. J. Phys. IV, C5-383-C5-388, 1997.
- [13] Grässel, O., Krüger, L., Frommeyer, G., Meyer, L.W., High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development — properties — application. International Journal of Plasticity, 16 (10-11), 1391-1409, 2000.

- [14] Zambrano, O. A., A general perspective of Fe-Mn-Al-C steels, *J. Mater. Sci.*, 53, 14003-140062, 2018.
- [15] Cheng, W.-C., Lin, H.-Y., Liu, C.-F., Observing the massive transformation in an Fe-Mn-Al alloy. *Mat. Sci. and Eng.*, 335 (1-2), 82-88, 2002.
- [16] Cheng, W.-C., Lin, H.-Y., The precipitation of FCC phase from BCC matrix in an Fe-Mn-Al alloy. *Mat. Sci. and Eng.*, 323 (1-2), 462-466, 2002.
- [17] Cheng, W.-C., Formation of a new phase after high-temperature annealing and air cooling of an Fe-Mn-Al alloy. *Met. and Mat. Trans.*, 36 (7), 1737-1743, 2005.
- [18] Cheng, W.-C., Lai, C.-K., Observing massive phase transformation in a Fe-Mn-Al alloy. *Scripta Materialia* 55 (9), 783-786, 2006.
- [19] Sohn, S. S., Lee, B. J., Lee, S., Kim, N. J., & Kwak, J. H. Effect of annealing temperature on microstructural modification and tensile properties in 0,35 C – 3,5 Mn – 5,8 Al lightweight steel. *Acta Mater.*, 61 (13), 5050, 2013.
- [20] Chao, C. Y., & Liu, C. H., Effects of Mn contents on the microstructure and mechanical properties of the Fe-10Al-xMn-1.0 C alloy. *Materials Transactions*, 43 (10), 2635-2642, 2002.
- [21] Chu, C. M., Huang, H., Kao, P. W., & Gan, D., Effect of alloying chemistry on the lattice constant of austenitic Fe-Mn-Al-C alloys. *Scripta metallurgica et materialia*, 30(4), 505-508, 1994.
- [22] Ishida, K., Ohtani, H., Satoh, N., Kainuma, R., & Nishizawa, T., Phase equilibria in Fe-Mn-Al-C alloys. *ISIJ international*, 30(8), 680-686, 1990.
- [23] Shao, C. W., Zhang, P., Liu, R., Zhang, Z. J., Pang, J. C., & Zhang, Z. F., Low-cycle and extremely-low-cycle fatigue behaviors of high-Mn austenitic TRIP/TWIP alloys: Property evaluation, damage mechanisms and life prediction. *Acta Materialia*, 103, 781-795, 2016.
- [24] Yang, W. S., Wu, T. B., & Wan, C. M., Structure determination of the needle like precipitates in an alloy of Fe “29Mn “8Al “0.06 C. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24(5), 895-900, 1990.
- [25] Kao, C.H. and C.M. Wan, Effect of manganese on the oxidation of Fe-Mn-Al-C alloys. *Journal of Materials Science*, 23(2), 744-752, 1988.
- [26] Rana, R., Liu, C., & Ray, R. K., Low-density low-carbon Fe-Al ferritic steels. *Scripta Materialia*, 68(6), 354-359, 2013.

- [27] Zargaran, A., Kim, H. S., Kwak, J. H., & Kim, N. J., Effects of Nb and C additions on the microstructure and tensile properties of lightweight ferritic Fe–8Al–5Mn alloy. *Scripta Materialia*, 89, 37-40, 2014.
- [28] Frommeyer, G., Drewes, E. J., & Engl, B., Physical and mechanical properties of iron-aluminium-(Mn, Si) lightweight steels. *Metallurgical Research & Technology*, 97(10), 1245-1253, 2000.
- [29] Han, S. Y., Shin, S. Y., Lee, B. J., Lee, S., Kim, N. J., & Kwak, J. H., Effect of Tempering Time on Microstructure, Tensile Properties, and Deformation Behavior of a Ferritic Light-Weight Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(1), 235-247, 2013.
- [30] Akben, M. G., Weiss, I., & Jonas, J. J., Dynamic precipitation and solute hardening in AV microalloyed steel and two Nb steels containing high levels of Mn. *Acta Metallurgica*, 29(1), 111-121, 1981.
- [31] Ören, E. E., Malzeme Biliminin Temelleri Ders Notu. TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi, 2020.
- [32] Ünal, R., Malzeme Bilgisi Ders Notu. Gazi Üniversitesi, 2017.
- [33] Anık S., Dikicioğlu A., İmal Usulleri Kitabı, Birsen Yayınları. İstanbul, 2006.
- [34] Keleş, Ö., Katılmaşmanın Prensipleri Ders Notu. İstanbul Teknik Üniversitesi, 2008.
- [35] Avcı, A. U., Metallerin Sürekli Dökümü Kitabı, Yıldız Teknik Üniversitesi Yayınları, 1993.
- [36] Readey, D. W., Kinetics in Materials Science and Engineering. CRC Press, Taylor & Francis Group, 220-223, 2016.
- [37] Pürçek, G., Döküm Ders Notu. Karadeniz Teknik Üniversitesi, 2008.
- [38] www.metalurji.bartın.edu.tr/dokumanlar/ders-notlari.html, Erişim tarihi: 18.08.2022
- [39] Stefanescu, D., Ruxanda, R., Metallography and Microstructures. *ASM Handbook*, 9, 71-92, 2004.
- [40] Suwas, S., Ray, R. K., Texture Evolution During Solidification and Solid-State Transformation. *Crystallographic Texture of Materials*, 4, 73-93, 2014.

- [41] Askeland, D. R., Phule, P. P., The Science and Engineering of Materials book, Brooks/Cole-Thomson Learning, 2003.
- [42] Çiğdem, M., Luş, H. M., Katılma Prensipleri Ders Notu. Yıldız Teknik Üniversitesi, 2013.
- [43] Glicksman, M. E., Principles of Solidification: An Introduction to Modern Casting and Crystal Growth Concepts book, Springer, 345-368, 2011.
- [44] Çanakçı, A., Çentik Darbe Deneyi Föyü. Karadeniz Teknik Üniversitesi, 2014.
- [45] Zaefferer, S., Romano, P., & Friedel, F., EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels. Journal of microscopy, 230(3), 499-508, 2008.
- [46] Bahfie, F., The Effect of Aluminium on the Microstructure and Hardness of High Austenitic Manganese Steel. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 285, 2018.
- [47] www.giessereilexikon.com, Erişim tarihi: 12.09.2022

ÖZGEÇMİŞ

Adı Soyadı : Yakup Enes GARİP

ÖĞRENİM DURUMU

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Yılı
Yüksek Lisans	Sakarya Üniversitesi / Fen Bilimleri Enstitüsü / Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Devam ediyor
Lisans	Yıldız Teknik Üniversitesi / Kimya-Metalurji Fakültesi / Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	2019
Lise	Nihal Turgut Anlar Anadolu Öğretmen Lisesi	2014

İŞ DENEYİMİ

Yıl	Yer	Görev
2020-Halen	Erdemir (Ar-Ge Merkezi)	Proje Yöneticisi

YABANCI DİL

İngilizce