KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

EN-GJS-400-15 SÜNEK DÖKME DEMİRDE FARKLI TÜR AŞILAYICILARIN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

SAMET ŞAHİNER

KOCAELİ 2023

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

EN-GJS-400-15 SÜNEK DÖKME DEMİRDE FARKLI TÜR AŞILAYICILARIN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

SAMET ŞAHİNER

Doç. Dr. Şaban Hakan ATAPEK **Danışman, Kocaeli Üniversitesi**	**…….……**
Doç. Dr. Enbiya TÜREDİ **Jüri Üyesi, Kocaeli Üniversitesi**	**…….……**
Doç. Dr. Alptekin KISASÖZ **Jüri Üyesi, Yıldız Teknik Üniversitesi**	**…….……**

Tezin savunulduğu tarih: 26.01.2023

ETİK BEYAN VE ARAŞTIRMA FONU DESTEĞİ

Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez/proje çalışmasında,

- Bu tezin/projenin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu,
- Çalışmamın hazırlık, veri toplama, analiz ve bilgilerin sunumu olmak üzere tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı,
- Bu çalışma kapsamında elde edilen tüm veri ve bilgiler için kaynak gösterdiğimi ve bu kaynaklara kaynakçada yer verdiğimi,
- Bu çalışmanın Kocaeli Üniversitesi'nin abone olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Fen Bilimleri Enstitüsü'nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun olduğunu,
- Kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- Tezin/Projenin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez/proje çalışması olarak sunmadığımı,

beyan ederim.

■ Bu tez/proje çalışması kapsamında üretilen veri ve bilgiler Ferro Döküm ArGe Merkezi tarafından FD062 no'lu proje kapsamında maddi/alt yapı desteği alınarak gerçekleştirilmiştir.

☐ Herhangi bir zamanda, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçları kabul ettiğimi bildiririm.

Samet ŞAHİNER

YAYIMLAMA VE FİKRİ MÜLKİYET HAKLARI

Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından onaylanan lisansüstü tezimin/projemin tamamını veya herhangi bir kısmını, basılı ve elektronik formatta arşivleme ve aşağıda belirtilen koşullarla kullanıma açma izninin Kocaeli Üniversitesi'ne verdiğimi beyan ederim. Bu izinle Üniversiteye verilen kullanım hakları dışındaki tüm fikri mülkiyet hakları bende kalacak, tezimin/projemin tamamının ya da bir bölümünün gelecekteki makale, kitap, tebliğ, lisans, patent gibi çalışmalarda kullanımı, danışmanımın isim hakkı saklı kalmak koşuluyla ve her iki tarafın bilgisi dâhilinde bana ait olacaktır.
Tezin/projenin kendi özgün çalışmam olduğunu, başkalarının haklarını ihlal etmediğimi ve tezimin/projenin tek yetkili sahibi olduğumu beyan ve taahhüt ederim. Tezimde yer alan telif hakkı bulunan ve sahiplerinden yazılı izin alınarak kullanılması zorunlu metinlerin yazılı izin alarak kullandığımı ve istenildiğinde suretlerini Üniversiteye teslim etmeyi taahhüt ederim.
Yükseköğretim kurulu tarafından yayınlanan ***"Lisanüstü Tezlerin Elektronik Ortamda Toplanması, Düzenlenmesi ve Erişime Açılmasına İlişkin Yönerge"*** kapsamında tezim aşağıda belirtilen koşullar haricinde YÖK Ulusal Tez Merkezi/ Kocaeli Üniversitesi Kütüphaneleri Açık Erişim Sisteminde erişime açılır.

☐ Enstitü yönetim kurulu kararı ile tezimin/projemin erişime açılması mezuniyet tarihinden itibaren 2 yıl ertelenmiştir.
☐ Enstitü yönetim kurulu gerekçeli kararı ile tezimin/projemin erişime açılması mezuniyet tarihinden itibaren 6 ay ertelenmiştir.
☒ Tezim/projem ile ilgili gizlilik kararı verilmemiştir.

Samet ŞAHİNER

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Çalışmama yön veren ve bu yolda desteğini esirgemeyen danışman hocam Doç. Dr. Ş. Hakan Atapek'e şükranlarımı sunarım. Tezin tüm süreçlerinde yine desteklerini esirgemeyen Arş. Grv. Dr. Müh. Gülşah Aktaş Çelik'e teşekkürlerimi sunuyorum.

Tez çalışmasında, çalışanı olduğum Ferro Döküm San. ve Dış Ticaret A.Ş. Ar-Ge Merkezi bünyesinde faaliyet gösteren Ar-Ge Dökümhanesi'nde ergitme-katılaşma aşamaları gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda bana bu imkanı veren ve desteğini sürekli yanımda hissettiğim, Fabrika Müdürü Erdem Erdoğan'a, Mühendislik ve Ar-Ge Müdürü Tan Emir'e, fabrikamızda çalışma hayatını sürdüren meslek duayenim Erdal Yollu'ya ve başta tez sürecinde motivasyon desteğiyle süreci canlandıran sevgili çalışma arkadaşlarım Mustafa Özgül Abay, Gürcan Çayıraltı ve tüm Ferro Döküm San. ve Dış Ticaret A.Ş. çalışanı arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalışmalarda kullanılan aşılayıcıların tedariği konusunda desteklerini esirgemeyen Aveks İç ve Dış Ticaret A.Ş. Firmasına teşekkürlerimi sunarım.

Tez süreci öncesi eğitim sürecinde destek olan bu süreçte çalıştığım Sumiriko Hose firması yönetici ve çalışma arkadaşlarıma,

Son olarak başta kızım Ela Şahiner'e, özverisi ve sabrıyla eşim Kübra Şahiner'e, her daim arkamda olduğunu hissettiğim babam Kemal Çetin Şahiner'e, annem Ayşe Şahiner'e ve kardeşim Burak Şahiner'e sonsuz teşekkür ediyorum.

Ocak-2023 Samet ŞAHİNER

İÇİNDEKİLER

ETİK BEYAN VE ARAŞTIRMA FONU DESTEĞİ i
YAYIMLAMA VE FİKRİ MÜLKİYET HAKLARI ii
ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR iii
İÇİNDEKİLER iv
ŞEKİLLER DİZİNİ v
TABLOLAR DİZİNİ vii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİN viii
ÖZET ix
ABSTRACT x
1. GİRİŞ 1
2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN METALURJİSİ, ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİ 2
2.1. Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Metalurjisi 2
2.1.1. Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Sınıflandırılması 2
2.1.2. Dökme Demirlerin Sınıflandırmasında Mikroyapısal Bileşenlerin Tanıtımı 6
2.1.2.1. Matriks Türleri 7
2.1.2.2. Grafit Morfolojileri 11
2.1.3. Dökme Demirlerde Alaşım Elementlerinin Etkileri 12
2.2. Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Üretimi 18
2.2.1. Baz Metal Hazırlama 19
2.2.2. Küreselleştirme işlemi 23
2.2.3. Aşılama süreci 29
2.3. Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Yapısal Unsurlar ve Mekanik Özelliklere Etkisi 44
3. ADAPTİF TERMAL ANALİZ KULLANILARAK AŞILAMA İŞLEMİNİN ETKİNLİĞİNİN KONTROLÜ 48
4. MALZEME VE YÖNTEM 56
5. BULGULAR VE TARTIŞMA 61
5.1. Termal Analiz Verilerinin Değerlendirilmesi 61
5.2. Radyoskobik Bulguların Değerlendirilmesi 68
5.3. Mikroyapısal ve Mekanik Karekterizasyon 70
6. SONUÇLAR 75
KAYNAKLAR 78
KİŞİSEL YAYINLAR VE ESERLER 83
ÖZGEÇMİŞ 84

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1. Dökme demirlerin sınıflandırılması 3
Şekil 2.2. Dökme demirlerin soğuma şartlarına göre oluşumlarının sınıflandırılması 4
Şekil 2.3. Küresel grafitli dökme demirin parlatılmış mikroyapısı. 7
Şekil 2.4. Nital ile dağlanmış bir küresel grafitli dökme demirde matriks bileşenlerini gösteren mikroyapı 8
Şekil 2.5. Perlitik matriksli küresel grafitli dökme demire ait bir mikroyapı. 9
Şekil 2.6. Ferritik+Perlitik matriksli küresel grafitli dökme demire ait bir mikroyapı 9
Şekil 2.7. Ferritik matriksli küresel grafitli dökme demire ait bir mikroyapı 10
Şekil 2.8. Martenzitik matriksli küresel grafitli dökme demire ait bir mikroyapı 10
Şekil 2.9. Farklı matriks yapısına sahip küresel grafitli dökme demirlerin mukavemet değerlerinin kıyaslanması 11
Şekil 2.10. Dökme demirlerin sınıflandırılmasında kullanılan grafit morfolojileri 12
Şekil 2.11. X100 büyütmede standarda göre referans grafit boyutları. 12
Şekil 2.12. Karbon ve silisyum içeriklerine göre küresel grafitli dökme demirlerin diğer demir esaslı malzemelere göre kıyaslanması 13
Şekil 2.13. Dökme demirlerde karbon eşdeğerinin bir fonksiyonu olarak çekme mukavemet değerinin değişimi 14
Şekil 2.14. Kompozisyonda bulunan karbon ve silisyum miktarına bağlı olarak küresel grafitli dökme demirler için çalışma aralığı 15
Şekil 2.15. İndüksiyon ocağına ait şematik bir gösterim 19
Şekil 2.16. Pik miktarına bağlı olarak (a) döküm sıcaklığında, aşırı ısıtmada ve nodül sayısındaki değişim ve (b) çil derinliğindeki değişimi 20
Şekil 2.17. Katılaşma yapısında “dross” oluşumunu gösteren bir mikroyapı 24
Şekil 2.18. Magnezyum ilavesine soğutma hızına bağlı olarak grafitin morfolojik değişimi 24
Şekil 2.19. Seryum elementinin 1500°c sıcaklıkta oksijen ve sülfür aktivitesi ve olası grafit morfolojileri 25
Şekil 2.20. Magnezyum miktarına farklı olarak grafit morfolojisindeki değişim 27
Şekil 2.21. Küreselleştirme yöntemleri 27
Şekil 2.22. Farklı tip küreselleştirme yönteminin şematik gösterimi 28
Şekil 2.23. Sandviç yönteminde verimi etkileyen parametreler 29
Şekil 2.24. Kesit kalınlığına bağlı nodül sayısındaki değişim üzerine farklı aşılayıcılarla etkisi 30
Şekil 2.25. Küresel grafitli dökme demirlerde nodül oluşumu 30
Şekil 2.26. (a) Kalsiyum karbürler ile grafitin kafes parametrelerinin benzerliği ve (b) Aşı oranına bağlı olarak nodül sayısındaki değişim. 31
Şekil 2.27. Yarı kararlı katılaşma sırasında alt soğuma oluşumu. 32
Şekil 2.28. Dökme demirde alt soğuma değeri üzerine aşı etkisini gösteren zamana bağlı sıcaklık değişim eğrileri 34
Şekil 2.29. Küresel grafitli bir demirde (a) küreselleştirme işlemi sonrası mikroyapı ve (b) küreselleştirme işlemini takiben yapılan aşılama sonrası mikroyapı 35

Şekil 2.30. Kama numunesi üzerindeki çil bölgelerinin incelenmesi; (a) aşı içermeyen metal, (b) aşılanmış dökme demir ve (c) aşı sönümü gerçekleştirilmiş dökme demir 35
Şekil 2.31. Aşılama adımlarına göre aşılama türleri 37
Şekil 2.32. Aşılama türüne göre mikroyapısal bileşenlerin değişimini gösteren mikroyapı örnekleri 38
Şekil 2.33. Magnezyum ile küreselleştirme ve aşılamanın grafit morfolojisi ve yoğunluğuna etkisi 40
Şekil 2.34. Aşı türünün de bir fonksiyonu olarak aşılama sonrası süreye bağlı nodül sayısı değişimi 41
Şekil 2.35. Lantan etkisi ile sütunsu katılaşmadan çok eksenli katılaşmaya dönüşüm 42
Şekil 2.36. Lantanın mikro çekinti üzerine etkisini gösteren mikroyapı örnekleri 42
Şekil 2.37. Aşılayıcı bileşiminde bulunan bazı elementler için sıcaklığa bağlı oksit oluşum serbest enerji değişimi 43
Şekil 2.38. a) Yüksek ve b) Düşük küresellik sergileyen grafit nodülleri. 44
Şekil 2.39. Östenit kılıfı oluşum hızının grafitin küreselleşme derecesine etkisi. 45
Şekil 3.1. Soğuma eğrisi ve katılaşma bölgeleri 49
Şekil 3.2. Tipik bir soğuma eğrisi ve soğuma eğrisinin ı. türevi 51
Şekil 3.3. Adaptif termal analiz ile elde edilen soğuma eğrisinde GRF2 bölgesinin gösterimi 54
Şekil 3.4. Yoğunluğun ötektik katılaşma boyunca değişimi 55
Şekil 4.1. 10-50 mm aralığında basamak numunesine ait şematik bir çizim. 56
Şekil 4.2. Dökümün gerçekleştiği anı gösteren makro görüntü 57
Şekil 4.3. Çekme testlerinde kullanılan numuneye ait teknik bir çizim 60
Şekil 5.1. Bizmut ile pota aşılaması yapılmış ve sonrasında farklı geç aşılayıcıların kullanımı ile elde edilmiş numuneler için soğuma eğrileri 62
Şekil 5.2. Lantan ile pota aşılaması yapılmış ve sonrasında farklı geç aşılayıcıların kullanımı ile elde edilmiş numuneler için soğuma eğrileri 66
Şekil 5.3. Aşılama sistemlerine göre katılaşma yapılarında mikro çekinti eğilimini gösteren radyoskopiler 69
Şekil 5.4. Farklı aşılama ve aşılayıcıların kullanımı ile gerçekleştirilen dökümler sonrası katılaşma yapısı içerisinde grafitlerin dağılımını gösteren IM görüntüleri 71
Şekil 5.5. Bi+La sisteminde patlamış grafitleri gösteren SEM görüntüleri……..…….72
Şekil 5.6. Bi+Bi sisteminin nihai katılaşma yapısının dağlanmış konumuna ait SEM görüntüsü 72

TABLOLAR DİZİNİ

Tablo 2.1. Küresel grafitli dökme demirlerin diğer malzeme gruplarına göre sahip olduğu özelliklerin karşılaştırılması. 4
Tablo 2.2. Küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerine göre sınıflandırılması 6
Tablo 2.3. Küresel grafitli dökme demilerde matriks faz değişkenliği. 8
Tablo 2.4. Perlit oluşumunu teşvik eden elementlerin kıyaslanması 18
Tablo 2.5. Dökme demir kompozisyonlarında bulunan çeşitli alaşım elementlerinin segregasyon faktörü 18
Tablo 2.6. Aşılamanın baz metale göre lamel grafitli dökme demir ve küresel grafitli dökme demir üzerine etkileri 34
Tablo 2.7. Aşılama işlemine ve seçilen aşılayıcının tane boyutuna göre aşı etkinliğinin karşılaştırılması 39
Tablo 4.1. Kalıplama kumuna ait bazı özelikler 56
Tablo 4.2. Küreselleştirme işleminde kullanılan fe-si-mg katkısı için kompozisyon (ağ.-%) 57
Tablo 4.3. Döküm kütlesine ait kimyasal kompozisyon (ağ.-%) 58
Tablo 4.4. Adaptif termal analiz çalışmalarına yönelik soğuma kapları ve kullanım nedenleri 58
Tablo 4.5. Pota ve geç aşılayıcıların kimyasal bileşimi (ağ.-%) 59
Tablo 4.6. Farklı tür aşılayıcı içeriğinde dökümü yapılan numune grupları 59
Tablo 5.1. Bizmut pota aşılayıcısı+geç aşılayıcı olarak sistemlerin adaptif termal analiz verilerinin değerlendirilmesi 63
Tablo 5.2. Lantan pota aşılayıcısı+geç aşılayıcı olarak sistemlerin adaptif termal analiz verilerinin değerlendirilmesi 67
Tablo 5.3. Aşılama ve aşılayıcı sistemlerinin katılaşma yapılarına ait görüntü analiz verileri 72
Tablo 5.4. Farklı aşılama ve aşılayıcı kullanılarak üretilen dökme demirlere ait mekanik özellikler 74

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

$BaSO_4$	: Baryum Sülfat
CaC_2	: Kalsiyum Karbür
C_E	: Karbon Eşdeğeri
Fe_3C	: Sementit
kV	: Kilovolt
kW	: Kilowatt
mA	: Miliamper
MgO	: Magnezyum Oksit
MgS	: Magnezyum Sülfür
MPa	: Megapaskal
N/cm^2	: Newton / Santimetrekare
Si-Mo	: Silisyum-Molibden
SiO_2	: Silisyum Dioksit
SiC	: Silisyum Karbür
Zr-Mn	: Zirkonyum-Mangan

Kısaltmalar

ACEL	: Aktif Karbon Eşdeğeri (Active Carbon Equivalent)
ATAS	: Adaptif Termal Analiz Sistemi (Adaptive Thermal Analyse System)
GRF	: Grafit Faktör
HB	: Brinell Sertliği (Hardness of Brinell)
ISO	: International Organization for Standardization (Uluslararası Standardizasyon Örgütü)
KGDD	: Küresel Grafitli Dökme Demirler
LGDD	: Lamel Grafitli Dökme Demirler
OKGDD	: Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirler
R	: Yeniden Kristalleşme (Recalescence)
R-rate	: Yeniden Kristalleşme (Recalescence) Hızı
RE	: Nadir Toprak Elementleri
S	: Ötektik Kritik Sıcaklıklarda Eğri Altında Kalan Alan
SEM	: Tarama Elektron Mikroskobu (Scanning Electron Microscope)
TE_{gray}	: Gri Katılaşma Sıcaklığı
TE_{high}	: Yüksek Ötektik Sıcaklığı
TE_{low}	: Düşük Ötektik Sıcaklığı
TEs	: Ötektik Katılaşma Başlangıç Sıcaklığı
TE_{White}	: Beyaz Katılaşma Sıcaklığı
T_L	: Likündüs (Sıvılaşma) Sıcaklığı
T_M	: Döküm Sıcaklığı
T_S	: Solidüs (Katılaşma) Sıcaklığı
TSE	: Türk Standartları Enstitüsü

EN-GJS-400-15 SÜNEK DÖKME DEMİRDE FARKLI TÜR AŞILAYICILARIN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİ

ÖZET

Küresel grafitli dökme demir esaslı malzemelerin ekonomik ve rekabetçi mekanik özelliklere sahip olması, bu malzemelerin hem çeliklere alternatif bir malzeme olmasına hem de endüstriyel platformlarda geniş bir kullanım alanı bulmasına katkı vermektedir. Rekabetçi özelliklerin ortaya çıkmasında ergiyik metal hazırlama, magnezyum işlemi ile küreselleştirme, döküm ve katılaşma süreci belirleyici unsurlardır. Bu çalışmada, EN-GJS-400-15 malzemesinin üretimine yönelik lantan, bizmut, zirkonyum-mangan, aluminyum ve antimon esaslı aşılayıcılar kullanılmış ve küreselleştirme işlemini takiben pota ve geç aşılama yapılarak malzemenin kristalizasyonu izlenmiştir. Ellingham diyagramı kullanılmış ve aşılayıcıların oksijene olan afiniteleri dikkate alınarak aşılayıcı malzeme seçimi gerçekleştirilmiştir. Kristalizasyonun incelenmesi termal analiz eğrileri ile gerçekleştirilmiş olup, elde edilen termal eğriler üzerinde kritik faz değişimleri ve çekinti eğilimi de irdelenmiştir. Çalışma kapsamında her bir aşılayıcının nihai katılaşma yapısında bulunan grafit nodülleri üzerine etkisi de araştırılmıştır. Aşılama tekniğine ve aşılayıcı türüne göre katılaşma yapılarının mekanik özellikleri de irdelenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Aşılama, Bizmut, Küresel Grafitli Dökme Demir, Lantan, Termal Analiz.

EFFECT OF DIFFERENT TYPES OF INOCULANTS ON MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF EN-GJS-400-15 DUCTILE CAST IRON

ABSTRACT

The economic and competitive mechanical properties of spheroidal graphite cast iron-based materials contribute to the fact that these materials are an alternative material to steel and find a wide area of use in industrial platforms. The molten metal preparation, spheroidization with magnesium treatment, casting and solidification processes are decisive factors in the emergence of competitive properties. In this study, lanthanum, bismuth, zirconium-manganese, aluminum and antimony-based inoculants were used for the production of EN-GJS-400-15 material and the crystallization of the material was monitored by making crucible and stream inoculation following the treatment process. Ellingham diagram was used, and inoculant material selection was carried out considering the oxygen affinity of the inoculants. Examination of crystallization was carried out with thermal analysis curves, critical phase changes and shrinkage tendency were also examined on the thermal curves obtained. Within the scope of the study, the effect of each inoculant on the graphite nodules in the final solidification structure was also investigated. The mechanical properties of the solidification structures were also examing according to the inoculation technic and inoculant type.

Keywords: Inoculation, Bismuth, Nodular Graphite Cast Iron, Lanthanum, Thermal Analysis.

1. GİRİŞ

Geçmişten günümüze dökme demirler endüstriyel birçok iş parçasının üretiminde sahip oldukları özellikleri doğrultusunda tercihen kullanılmaktadır. Kompozisyonel olarak bakıldığında ağırlıkça % 2'den daha fazla karbon içeren bu alaşımların metalurjik yapılarında bulunan grafit morfolojisi (lamelli, küresel, vermiküler) dökme demirlerin fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerini doğrudan belirleyebilmektedir (Gorka, 2019; Siclari, vd., 2003). Dökme demirlerin karakteristik özelliklerinin belirlenmesinde imalat süreçlerinde aşılama şekli kadar aşılayıcıların da etkisi vardır (Gorka, 2019; Stan vd., 2021). Bilindiği üzere aşılama ergitme ocaklarında veya bekletme ocaklarında yapılabilmekte ve baryum, kalsiyum, stronsiyum gibi elementleri içeren aşılayıcı niteliği olan ferrosilikon sistemleri kullanılarak dökme demir üretimi sağlanabilmektedir (Gorka, 2019; Stan vd., 2021; Fay ve Pinel, 2020). Yapılan birçok çalışma aşılamanın şekline ve aşılayıcı türüne bağlı olarak bir taraftan dökme demirlerde grafit çekirdeklenmesi için geçerli teorileri ve bir taraftan da oluşturulan metalurjik yapıya bağlı olarak özelliklerin değişimini ortaya koymuştur (Gorka, 2019; Siclari vd., 2003).

Küresel grafitli dökme demirler, döküm ve talaşlı imalatı kolaylıkla yapılabilen, akma ve uzama değerlerinde çelik gibi yüksek değerlere erişebilmesinden dolayı tercih edilen bir malzemedir (Fras ve Górny, 2012; Ekinci, 2009; Aydoğuş, 2019; Sheikh ve Iqbal, 2007). Küresel grafitli dökme demirlerin metalurjik yapısında bulunan grafitin nodüler (sferoid veya küresel) morfolojisi diğer dökme demirlere göre özellik kazanımı avantajı sunabilmektedir. Küreselleşmenin sağlanmasında magnezyum ve seryum gibi elementlerin etkisi yüksektir. Küresel grafitli dökme demirlerde aşılama, ötektik katılaşma sırasında aşırı alt soğumayı engelleyerek karbür oluşumunu önlemek amacıyla küreselleştirme işlemi sonrasında uygulanır. Aşılama ile serbest karbür içermeyen ve yüksek kaliteli grafit morfolojisine sahip dökümlerin eldesi mümkündür (Gorka, 2019; Ekinci, 2009; Aydoğuş, 2019; Upadhyaya ve Singh, 2018).

Bu tez çalışması kapsamında, farklı elementlere sahip aşılayıcıların pota aşılama ve geç aşılama olarak kullanımı ile aşılayıcılar arasındaki uyumu incelenmiştir. Ötektik katılaşmanın termal soğuma eğrileri incelenerek, döküm parçalarının çekinti boşluk değerlendirilmesi radyoskopik incelemeler ile beirlenmiştir. Nihai döküm paralarında, mikroyapısal bileşenlerin mekanik özelliklere etkisi üzerinde durulmuştur.

2. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERİN METALURJİSİ, ÜRETİMİ VE ÖZELLİKLERİ

2.1. Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Metalurjisi

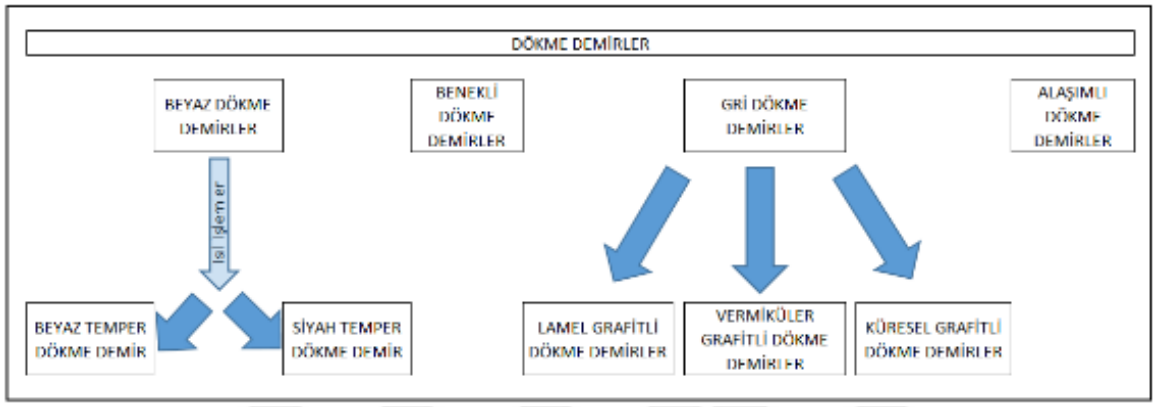
Döküm işlemindeki süreçler; (i) şarj hazırlama, (ii) ergitme, (iii) alaşımlama, (iv) döküm ve (v) katılaşma olarak özetlenebilir. Bu aşamaların her biri bir taraftan bir sonraki aşamanın gerçekleşmesi için metalurjik unsurları içermekte ve bir taraftan da süreçle birçok olası kimyasal reaksiyonun veya mekanizmaların gerçekleşmesini engelleyebilecek niteliktedir. Özetle bir parçanın nihai yapısı her ne kadar katılaşma yapısı olarak değerlendirsek de şarj hazırlamadan itibaren yapı-özellik ilişkisinin kurgulanması gerektiği açıktır. Bilindiği üzere, kimyasal analiz, soğutma hızı, ergiyik işlemleri ve ısıl işlem gibi unsurlar dökme demirlerin nihai yapısında da belirleyici etkenlerdir (Stefanescu, 1990).

Küresel grafitli dökme demir üretiminde en kritik süreç esasen küreselleştirme prosesidir. Küreselleştirme öncesi şarj hazırlama ve ergitme süreçleri, küreselleştirme sonrasında oluşturulacak mikroyapı için hazırlık aşamaları olarak tanımlanabilir. Küreselleştirme prosesinin uygulanmaması ve döküm sonrası yavaş soğutulan demir esaslı alaşımın yapısı tipik lamel grafitli dökme demir yapısındadır. Küreselleştirme işleminde genellikle döküm öncesinde magnezyum veya seryum elementlerinin ilavesi önemlidir. Bahsi geçen her iki elementin de ortak özelliği, kompozisyonda bulunabilen kükürt elementine karşı olan yüksek afiniteleridir. İyi bir küreselleştirme işlemi için malzeme kompozisyonunda ağırlıkça %0,015'in altında kükürt içeriği bulunması gerekmektedir (Gençsoy, 2016).

2.1.1. Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Sınıflandırılması

Küresel grafitli dökme demirler, dökme demirlerin katılaşmanın hemen öncesinde grafit yapısının morfolojik olarak küresel hale getirilmesiyle elde edilir. Gri dökme demir ailesinin, grafit biçimine göre sınıflandırılması sonucu grafitlerinin nodüler (küresel) halde olmasından dolayı sfero dökme demir adını almıştır. Grafitleşme sırasında yapılan küreselleştirme (tretman) işlemi ile grafit yapısı lamelar yapıdan vermikülere veya nodüler yapıya dönüşür. Dökme demirlerin sınıflandırılmasında Şekil 2.1'de özetlendiği üzere soğuma ve sonrası elde edilen mikroyapısal özellikler belirleyici olabilmektedir.

Bu açıdan bakıldığında; dökme demirleri öncelikle beyaz dökme demirler, benekli/alacalı (mottled) dökme demirler, gri dökme demirler ve alaşımlı dökme demirler olarak dört ana başlıkta değerlendirebiliriz. Beyaz dökme demirler uygulanan ısıl işleme de bağlı olarak kendi içerisinde yine beyaz dökme demir ve siyah temper dökme demir olarak gruplandırılabilir. Gri dökme demirler ise çoğunlukla grafit morfolojisine bağlı olarak alt sınıflar içerir. Lamel grafitli, vermiküler grafitli ve küresel grafitli dökme demirler esasen gri dökme demir ailesinin birer üyesidir (Holtzer vd., 2015).



Şekil 2.1. Dökme demirlerin sınıflandırılması (Holtzer vd., 2015)

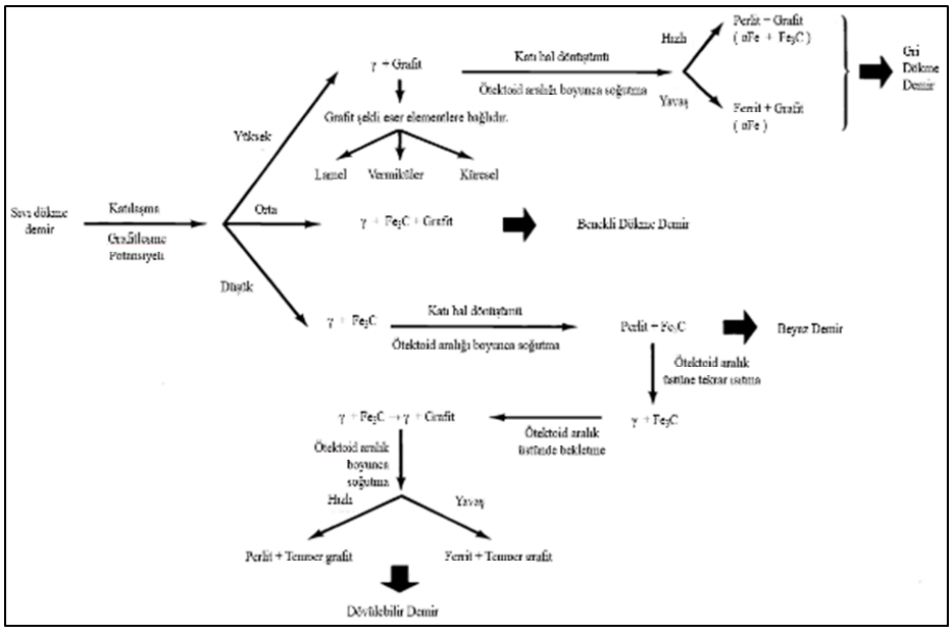
Dökme demirleri ekonomikleri ve bazı malzemelere olan rağbetleri açısından da gruplamak/kıyaslamak mümkündür. Tablo 2.1'de yaygın kullanım alanı bulan küresel grafitli dökme demirlerin (KGDD) bazı demir esaslı malzemelere (dövme demir, gri demir, dökme çelik, beyaz demir) olan üstünlük/zayıflıkları derecelendirilmiştir. Tablo 2.1'de küresel grafitlerin dökülebilirlik, sertleştirilebilirlik, elastisite modülü, korozyon direnci, mukavemet/ağırlık gibi unsurları göz önüne aldığımızda kıyaslama yapılan malzemelere göre bir avantaj sağladığı açıktır (Kırcalı, 2006; Labrecque ve Gagne, 1998).

Dökme demir metalurjisinde kimyasal bileşim, soğuma koşulları, sıvı metale yönelik işlemler ile katı faza yönelik ısıl işlemlerde etken unsurlardır. Bunlara ek olarak karbon eşdeğeri ve dekarbürizasyon gibi etken faktörler de dikkate alınır. Şekil 2.2'de dökme demirlerin soğuma şartlarına bağlı olarak yapısal dönüşümlerini gösteren bir şematize görsel verilmiş olup, verilen görsel esasen dökme demirlerin sınıflandırılmasına da katkı vermektedir. Yapısal dönüşümlerde soğuma karakteristiğine bağlı olarak sıvı metalden östenitin grafitin kristallenmesi, östenitten ferritin, perlitin veya sementitin çökelmesi de

mümkündür. Soğuma koşullarında tüm çökelme reaksiyonları difüzyon kontrollü bir süreçtir. Hızlı soğuma ile çoğu kez dengeden uzaklaşılmakta, katılaşmada/kristallenmede mikrosegregasyon azaltılabilmekte ve nispeten mikroyapısal bileşenlerin inceltildiği bir nihai yapıya ulaşılabilmektedir.

Tablo 2.1. Küresel grafitli dökme demirlerin diğer malzeme gruplarına göre sahip olduğu özelliklerin karşılaştırılması (Kırcalı, 2006; Labrecque ve Gagne, 1998).

Karakteristik Özellik	KGDD	Dövme demir	Gri demir	Dökme çelik (ağ.%0,3C)	Beyaz demir
Dökülebilirlik	5	4	5	1	3
İşlenebilirlik	4	4	5	3	0
Sönümleme	4	4	5	2	2
Sertleşebilirlik	5	5	5	3	0
Elastisite modülü	5	4	3	5	0
Darbe direnci	4	3	1	5	0
Korozyon direnci	5	4	5	3	4
Mukavemet/ağırlık	5	2	1	4	0
Aşınma direnci	4	2	3	1	5
İmalat maliyeti	4	3	5	2	4
0: Yok, 1: En Düşük, 2: Düşük, 3: Orta, 4: Yüksek, 5: Çok Yüksek					



Şekil 2.2. Dökme demirlerin soğuma şartlarına göre oluşumlarının sınıflandırılması (Stefanescu, 1990)

Nihai katılaşma yapısında bulunan her bir fazın türü, miktarı, boyutu ve dağılımı malzemenin nihai fiziksel, kimyasal ve mekanik özelliklerini doğrudan belirleyecektir. Dökme demirlerde özellikleri belirleyen önemli bir yapı elemanı grafit olup, özellikle morfolojisi ile birçok özellik değişken hale gelebilmektedir. Öte yandan nihai yapıda bulunan ferritin daha küçük tane boyutuna ulaşması veya perlitin lamellararası mesafesinin azaltılması mekanik özelliklerin artmasına katkı sağlayabilmektedir (Stefanescu, 1990).

Küresel grafitli dökme demirler esasen matriks yapısına ve mekanik özelliklerine göre farklı sınıflara ayrılır. Bu tür dökme demirlerin sınıflandırılmasında mekanik özellikler arasında önemli bir yere sahip olan çekme mukavemet değeri ve %-uzama değeri belirleyici olabilmektedir. Küresel grafitli dökme demirlerin lamel grafitli dökme demirlere kıyasla mekanik üstünlüğü bu malzemelerin daha yüksek sünekliğe sahip olmasıdır. Dökme demirlerde matriks yapısı, grafitin morfolojisi, kompozisyonda yer alan diğer alaşım elementleri ve ısıl işlemler sünekliği doğrudan belirlemektedir.

Günümüze kadar farklı gerilim giderme, tavlama, normalizasyon, su verme, temperleme ısıl işlemlerini içeren birçok ısıl işlem çevrimi uygulanarak birbirine rağbet edebilen farklı yapı ve özellikte küresel grafitli dökme demirleri üretmek mümkündür. Bilindiği üzere, hızlı soğutma koşullarında demir esaslı malzemelerde kristalde hacimsel değişim ve çarpılma oluşması söz konusudur. Bu durumda gerilim gidrme tavına ihtiyaç duyulur.

Çoklu tavlama işlemleri ile özellikle katılaşma yapısında malzemede segregasyon eğilimi giderilebilir. Aynı zamanda tavlama işlemi ile denge soğuma koşullarında demir esaslı malzemelerde faz orantıları değiştirilerek varsa yönlenme yada tane boyutu değişken hale getirilebilir. Sertleştirilmiş bir yapının, toklaştırılması söz konusu iken, temperleme gibi bir ısıl işlem uygulanır. (Labrecque ve Gagne, 1998).

Gri dökme demirler ailesinin önemli bir üyesi olan küresel grafitli dökme demirler için kullanılan standart TS EN 1563 standartı olup, bu standarta göre küresel grafitli dökme demir esaslı malzemeler EN-GJS kodu kullanılarak tanımlanır. Tablo 2.2'den de görüleceği üzere, bu kodun sonuna sırasıyla çekme ve uzama değerleri girilerek küresel grafit dökme demir esaslı kalite bir malzeme tanımlanmış olur (TS EN 1563).

Tablo 2.2. Küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerine göre sınıflandırılması (TS EN 1563)

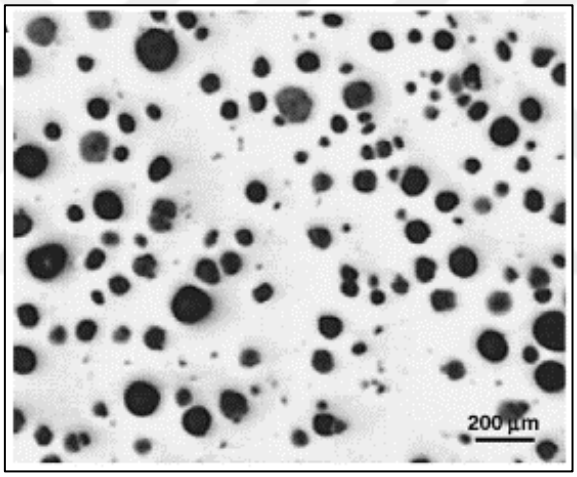
EN 1563:2011, Tablo 1 ve Tablo 3		EN 1563:1997		ISO 1083:2004	
Sembol	Numara	Tablo 1	Tablo 3	Tablo 1 ve A.1	Tablo 3 ve A.1
EN-GJS-350-22-LT	5.3100	EN-JS1015	EN-JS1019	ISO 1083/JS/350-22-LT/S	ISO 1083/JS/350-22-LT/U
EN-GJS-350-22-RT	5.3101	EN-JS1014	EN-JS1029	ISO 1083/JS/350-22-RT/S	ISO 1083/JS/350-22-RT/U
EN-GJS-350-22	5.3102	EN-JS1010	EN-JS1032	ISO 1083/JS/350-22/S	ISO 1083/JS/350-22/U
EN-GJS-400-18-LT	5.3103	EN-JS1025	EN-JS1049	ISO 1083/JS/400-18-LT/S	ISO 1083/JS/400-18-LT/U
EN-GJS-400-18-RT	5.3104	EN-JS1024	EN-JS1059	ISO 1083/JS/400-18-RT/S	ISO 1083/JS/400-18-RT/U
EN-GJS-400-18	5.3105	EN-JS1020	EN-JS1062	ISO 1083/JS/400-18/S	ISO 1083/JS/400-18/U
EN-GJS-400-15	5.3106	EN-JS1030	EN-JS1072	ISO 1083/JS/400-15/S	ISO 1083/JS/400-15/U
EN-GJS-450-18	5.3108	-	-	-	-
EN-GJS-450-10	5.3107	EN-JS1040	EN-JS1132	ISO 1083/JS/450-10/S	ISO 1083/JS/450-10/U
EN-GJS-500-14	5.3109	-	-	-	-
-	-	-	-	ISO 1083/JS500-10/S	ISO 1083/JS500-10/U
EN-GJS-500-7	5.3200	EN-JS1050	EN-JS1082	ISO 1083/JS500-7/S	ISO 1083/JS500-7/U
-	-	-	-	ISO 1083/JS/550-5/S	ISO 1083/JS/550-5/U
EN-GJS-600-10	5.3110	-	-	-	-
EN-GJS-600-3	5.3201	EN-JS1060	EN-JS1092	ISO 1083/JS600-3/S	ISO 1083/JS600-3/U
EN-GJS-700-2	5.3300	EN-JS1070	EN-JS1102	ISO 1083/JS/700-2/S	ISO 1083/JS/700-2/U
EN-GJS-800-2	5.3301	EN-JS1080	EN-JS1112	ISO 1083/JS/800-2/S	ISO 1083/JS/800-2/U
EN-GJS-900-2	5.3302	EN-JS1090	EN-JS1122	ISO 1083/JS/900-2/S	ISO 1083/JS/900-2/U

2.1.2. Dökme Demirlerin Sınıflandırmasında Mikroyapısal Bileşenlerin Tanıtımı

Dökme demirlerin mikroyapısal bileşenleri açısından sınıflandırma öncesinde küresel grafitli dökme demirlerin yapı bileşenlerinin tanıtılması fayda sağlayacaktır. Esasen küresel grafitli dökme demirler çok kompleks olmayan bir mikroyapıya sahiptir. Bu tür dökme demirlerin mikroyapısı matriks fazı ve grafit fazı olarak nitelendirilen iki temel yapıyı içermektedir. Bu bölümde, örnek mikroyapılar eşliğinde dökme demirler için temel mikroyapı bileşenleri tanıtılacaktır.

2.1.2.1. Matriks Türleri

Daha öncesinde Tablo 2.1'de detayı verilen ve TS EN 1563 standardına göre mekanik özellikleri açısından sınıflandırılan dökme demir grupları farklı mikroyapısal bileşenler içermektedir. Dökme demirlerin matriks yapısındaki çeşitlilik hem döküm koşullarına hem de uygulanan ısıl işlem süreçlerine bağlı olarak değişebilmektedir. Dökme demirlerin mikroyapısal incelemelerinde metalografik olarak hazırlanmış yüzeyler parlatılmış ve dağlanmış konumlarında incelenebilir ve böylece katılaşma yapısına ait birçok detay elde edilir. Şekil 2.3'ten de görüleceği üzere, parlatılmış konumda küresel grafitli bir dökme demir matriksinde ana matriks yapısına göre daha koyu kontrastlarda (karanlık) gözlenen grafit nodülleri ışık mikroskobisi ile kolay bir şekilde belirlenebilir (Toktaş vd., 2008).

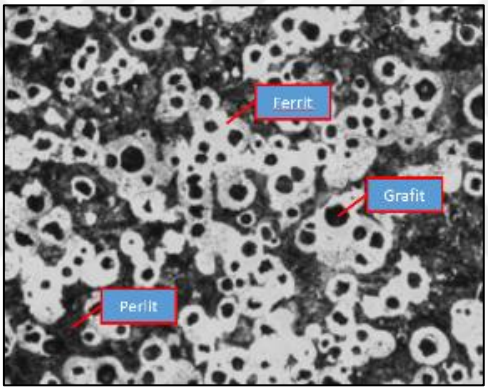


Şekil 2.3. Küresel grafitli dökme demirin parlatılmış mikroyapısı (Toktaş vd., 2008).

% 2 nital ile dağlanmış bir küresel grafitli dökme demir mikroyapısı ise Şekil 2.4'te verilmiştir. Matriks içerisinde yer alan ferrit fazı yüksek tokluk ve süneklik değerlerine sahip bir yapı olup, matriks içerisinde bulunan perlite kıyasla daha düşük sertlik ve dayanım değerlerine sahiptir. Ferrit fazı perlite göre nispeten daha düşük karbon içermektedir. Perlit fazı, ferrit ve sementit içeren lamelli bir morfolojiye sahip yapıdır. Bu yapı ferrit içeriğinden dolayı süneklik ve sementit içeriğinden dolayı da sertlik gibi karşıt mekanik unsuru bünyesinde barındırmaktadır. Daha yüksek mukavemetli küresel grafitli dökme demir matrikslerinde perlit fazının olması çoğunlukla hedeflenir. Katılaşma yapısının bir bileşeni olan grafit fazı ise demire göre daha düşük yoğunlukta

ve karbon içerikli bir bileşendir. Bu faz katılaşma yapısına yüksek ısıl iletkenlik sağlayıp aynı zamanda yüksek bir dağılım hacmine sahip olmasından dolayı da çekinti oluşumunu nispeten azaltacak bir eğilimde matriks içerisinde bulunur. Bilindiği üzere, çoğunlukla demir esaslı malzemelerin matriksinde bulunan karbürler sert ve kırılgan yapılardır. Dökme demir bünyesinde bir demir karbür yapısı olan sementit sıklıkla gözlenir.

Dökme demirlerde kristallenme sürecinde karbon atomlarının grafit oluşumuna dahil olmadığı bir süreçte bu tür karbürlerin oluşumu gözlenir. Yüksek soğuma hızları veya kimyasal kompozisyonda karbür yapıcı elementlerin (Nb, Ti, V, Cr) bulunması da matriks içerisinde değişken boyutta, morfolojide ve stikoyometride karbürlerin oluşumuna neden olur. Dökme demir metalurjisinde karbür oluşumunu engellemek için aşılama işlemi uygulanmaktadır (Çetin, 2016).



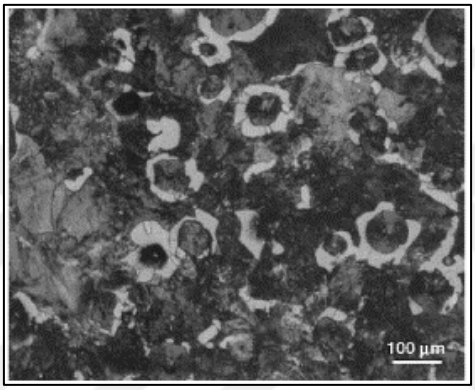
Şekil 2.4. Nital ile dağlanmış bir küresel grafitli dökme demirde matriks bileşenlerini gösteren mikroyapı (Çetin, 2016)

TS EN 1563 standardı dikkate alındığında, EN-GJS-400'den EN-GJS-800'e doğru gidildikçe yapının ferriten ziyade perlit fazı içerdiği bilinmektedir (Tablo 2.3). Matriks içerisinde perlitik hacmin giderek artması malzemenin mukavemetinde bir artışa, %-uzama değerinde de bir azalmaya neden olur. Isıl işlem süreçleri ile mukavemet ve uzama değerleri optimize edilerek, yüksek mukavemette ve yeteri sünekliği olan dökme demir matrikslerinin oluşturulması da mümkündür (Çetin, 2016).

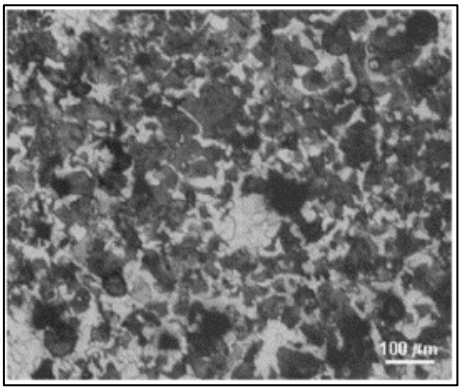
Tablo 2.3. Küresel grafitli dökme demilerde matriks faz değişkenliği (Çetin, 2016).

Malzeme	EN-GJS-400	EN-GJS-500	EN-GJS-600	EN-GJS-700	EN-GJS-800
Matriks Yapısı	Ferritik	Ferritik Perlitik	Ferritik Perlitik	Perlitik Ferritik	Perlitik

Perlitik küresel grafitli dökme demirlerin matrikslerinde perlitik fazı içerisine gömülü nodüler grafitler bulunmaktadır. Şekil 2.5'te bu tür bir yapı örneği verilmiş olup, matriks yapısı baskın perlit fazını içermektedir (TS EN 1563). Bu tür bir dökme demir yapısı ağırlıkça % 0,3 karbon içeren çeliklere kıyasla daha iyi talaşlı işlenebilirliğe, yüksek mukavemete ve aşınma direncine sahiptir. Döküm veya döküm sonrası ısıl işlemle matriks içerisinde farklı yapılar oluşturulabilir. Şekil 2.6'dan da görüleceği üzere, küresel grafitli dökme demirlerde hem ferrit fazı hem de perlit fazı bulunabilir. Bir taraftan ferritin ve perlitin bulunma oranına diğer taraftan da grafit dağılımına bağlı olarak dökme demirin mekanik özelliği değişkenlik gösterebilmektedir (Kırcalı, 2006).



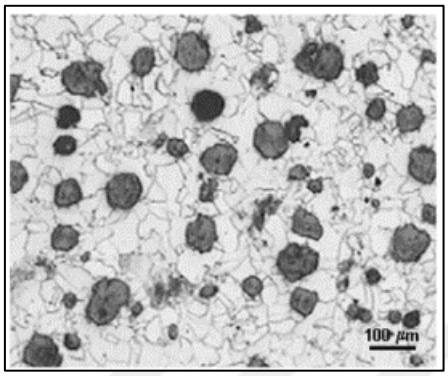
Şekil 2.5. Perlitik matriksli küresel grafitli dökme demire ait bir mikroyapı (TS EN 1563).



Şekil 2.6. Ferritik+perlitik matriksli küresel grafitli dökme demire ait bir mikroyapı (TS EN 1563)

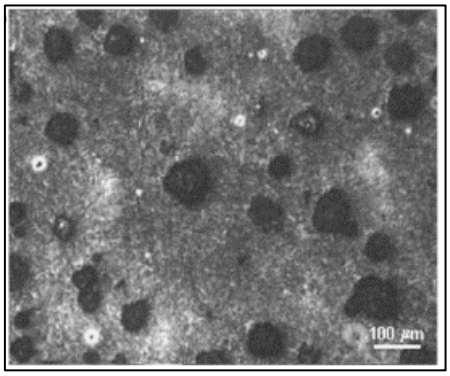
Küresel grafitli dökme demir matriksinde Şekil 2.7'den de görüleceği üzere matriks sadece ferrit ve grafit fazlarını içerebilir ve bu durumda dökme demir ferritik küresel grafitli dökme demir olarak tanımlanır. Dağlanmış konumunda ferrit fazı aydınlık kontrastlı olarak gözlenebilmekte ve koyu kontrastlı fazlar ise grafit fazı olarak

değerlendirilmektedir. Bu dökme demirler düşük karbonlu çeliklere yakın çekme ve akma mukavemeti değerlerine sahiptir. Matriks içerisinde bulunan grafitlerin küreselleştirilmesinde ana metale magnezyum ilavesi, çok yavaş soğutma veya döküm sonrası ısıl işlem uygulamaları belirleyici unsurlardır (Kırcalı, 2006).



Şekil 2.7. Ferritik matriksli ve küresel grafitli dökme demire ait bir mikroyapı (TS EN 1563)

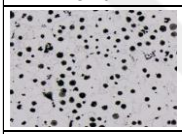
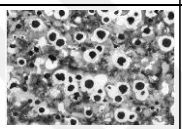
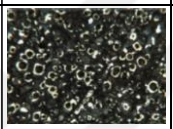
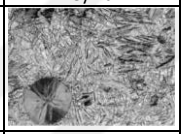
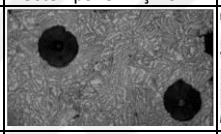
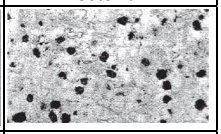
Yüksek alaşımlama ile döküm ve sonrasında su verme ile martenzitik küresel grafitli dökme demir yapısına ulaşmak mümkündür. Diğer küresel grafitli dökme demirlere kıyasla bu dökme demirde düşük süneklik ve tokluğa karşılık yüksek mukavemet ve aşınma direnci değerleri dikkat çekicidir. Şekil 2.8'den görüleceği üzere, martenzitik yapı çoğunlukla iğnemsi görünümlü bileşenleri içermektedir (TS EN 1563; Kırcalı, 2006).



Şekil 2.8. Martenzitik matriksli küresel grafitli dökme demire ait bir mikroyapı (TS EN 1563)

Alaşımlama ve ısıl işlem sırasında kontrollü proses şartlarında dökme demir matriksinde beynit fazı oluşturulabilir ve bu durumda beynitik küresel grafitli dökme demir elde edilebilir. Öte yandan, östenitik küresel grafitli dökme demirlerde genellikle kompozisyonunda yüksek nikel içeren, her ne kadar bir miktar perlit içerse de çoğunlukla östenitten oluşan bir yapı da üretilebilir. Bu dökme demir yapısında bulunan grafitlerin

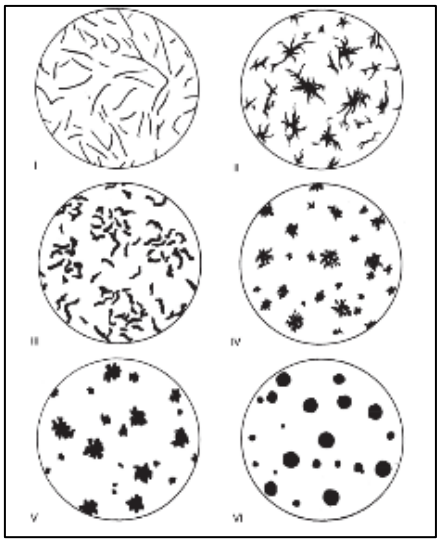
küresel formunda bir miktar kayıp gerçekleşebilse de alaşımlamanın da bir sonucu olarak malzemenin yeteri korozyon ve oksidasyon direncine sahip olması, üstün manyetik özellikler sergilemesi ve yeteri mukavemete sahip olması kullanım alanı bulmasına katkı sağlamaktadır. Tüm bunların dışında östemperleme işleminin gerçekleştirilmesi ile östemperlenmiş küresel grafitli dökme demir (OKGDD) yapısı elde edilmekte olup, bu tür bir dökme demir düşük maliyette üretime ek olarak tasarım esnekliği, talaşlı işlenebilirlik, yüksek mukavemet, yeteri tokluk, yüksek aşınma direnci ve yorulma dayanımı sergilemesinden dolayı yaygın kullanım alanı bulmaktadır. Şekil 2.9'da bahsi geçen tüm metalurjik yapılara karşılık dökme demirin sahip olabileceği mukavemet değerleri kıyaslamalı olarak verilmiştir (Kırcalı, 2006).

MATRİKS YAPISI VE ÇEKME DEĞERLERİ					
Ferritik	Ferritik - Perlitik	Perlitik	Beynitik	Östemperlenmiş KGDD	Östenitik
					
400 MPa	550 MPa	600 MPa	-	1600 Mpa	300 MPa

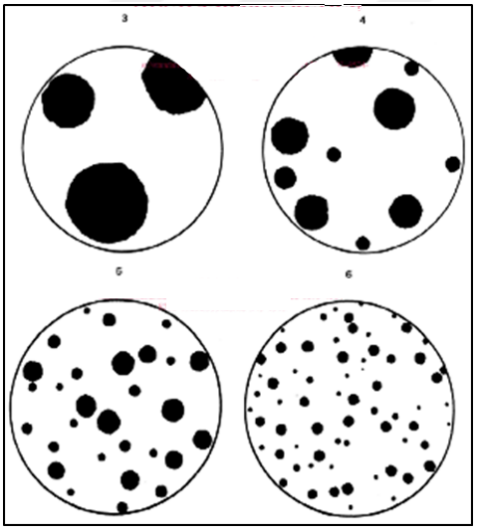
Şekil 2.9. Farklı matriks yapısına sahip küresel grafitli dökme demirlerin mukavemet değerlerinin kıyaslanması (Kırcalı, 2006).

2.1.2.2. Grafit Morfolojileri

ISO EN 945-1:2019 standartına göre dökme demirlerin matrikslerinde bulunan grafitin morfolojisi (şekli) dikkate alındığında dökme demirleri altı grupta sınıflandırmak mümkündür. Şekil 2.10'da tipik grafit morfolojileri şematize edilmiş olup, verilen görselden de görüleceği üzere grafitin lamelli yapısı, vermiküler yapısı ve küresel yapısı sınıflandırmada kullanılan esas morfolojilerdir. Matriks içerisinde gömülü grafitlerin boyutlandırılması birçok özelliğin anlaşılmasında fayda sağlamaktadır. Şekil 2.11'de küresel grafitlerin boyutlandırılmasında kullanılan bir referans görsel verilmiştir. Referans görsel küresel grafitlerin esasen dört boyutta sınıflandırıldığına işaret etmektedir. Veri bir dökme demirde küresel grafitlerin boyutlandırılmasında yapılan mikroskobik çalışmalarda X100 büyütme altında ISO EN 945-1:2019 sunduğu boyutlar referans kabul edilmelidir (ISO EN 945-1:2019).



Şekil 2.10. Dökme demirlerin sınıflandırılmasında kullanılan grafit morfolojileri (ISO EN 945-1:2019)



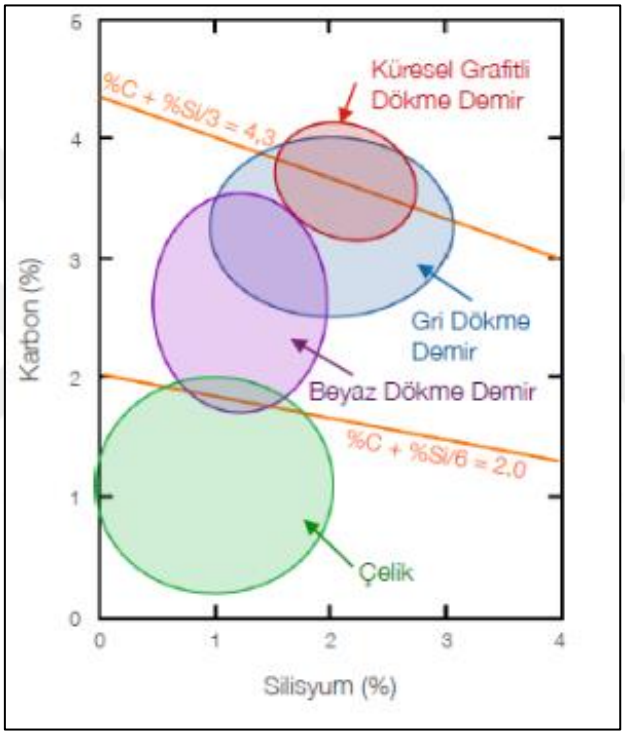
Şekil 2.11. X100 büyütmede standarda göre referans grafit boyutları (ISO EN 945-1:2019).

2.1.3. Dökme Demirlerde Alaşım Elementlerinin Etkileri

Dökme demirlerin kompozisyonunda bulunan ana alaşım elementleri karbon ve silisyumdur. Bilindiği üzere, karbon matriks içerisinde değişken boyut ve morfolojide bulunan grafit fazının oluşumunda önemli bir yeri vardır. Silisyum ise katılaşma sürecinde soğuma hızına etki etmekte olup, grafit oluşumuna katkı vermektedir. Dökme demirlerin kompozisyonel çalışmalarında karbon eşdeğerinin (C_E) ampirik hesaplamalar ile belirlenmesi esastır. Eşitlik 2.1'de bu tür bir ampirik denklem verilmiştir. Denklemde kompozisyonda bulunan karbon ve silisyumun dışında fosfor, mangan ve kükürt dikkate

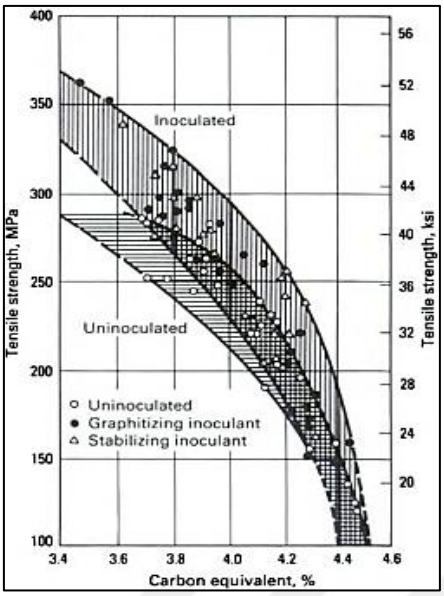
alınması gereken elementlerdir (Stefanescu, 1990). Şekil 2.12'den de görüleceği üzere, karbon eşdeğerine etkisi olan ağırlıkça % karbon ve silisyum miktarına göre dökme demirlerin kıyaslanabilmesi mümkündür (Çetin, 2016). Karbon ve silisyum miktarındaki bir artış katılaşma yapısında grafitleşme potansiyelini arttırabilmekte ve çil oluşum riski önemli ölçüde azaltılmaktadır. Bu tür bir eğilim esasen matriks içerisinde ferrit miktarının arttırılması ve aynı perlitin kabalaşması ile sağlanır (Stefanescu, 1990).

$$C_E = \%\ C + 0.3(\%\ Si) + 0.33(\%\ P) - 0.027(\%\ Mn) + 0.4(\%\ S) \quad (2.1)$$



Şekil 2.12. Karbon ve silisyum içeriklerine göre küresel grafitli dökme demirlerin diğer demir esaslı malzemelere göre kıyaslanması (Çetin, 2016)

Dökme demirlerde karbon eşdeğerinin bir fonksiyonu olarak çekme mukavemet değerindeki değişim Şekil 2.13'te verilen bir diyagram ile yorumlanabilir. Diyagramdan da görüleceği üzere, dökme demirde aşılamanın da bir fonksiyonu olarak artan karbon eşdeğerine karşılık çekme mukavemet değeri azalmaktadır. Akma ve çekme mukavemet değerindeki değişimler dikkate alınarak dökme demirin %-uzama değeri izlenebilir ve gerekli görülmesi halinde özellikle alaşım elementlerinin veya karbon eşdeğerinin yeniden dengelenmesi ile mekanik özellikler optimize edilebilir (Davis, 1996).



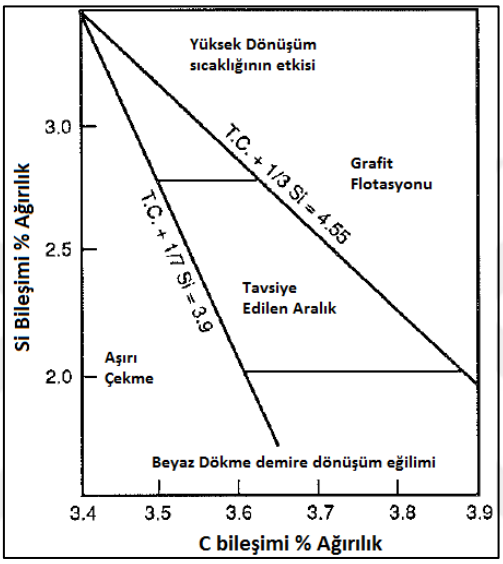
Şekil 2.13. Dökme demirlerde karbon eşdeğerinin bir fonksiyonu olarak çekme mukavemet değerinin değişimi (Davis, 1996)

Dökme demir kompozisyonlarında karbon ağırlıkça % 3-4 aralığında bulunmaktadır. Küresel grafitli dökme demirler için bu kompozisyon aralığı ağırlıkça % 3,2-3,8 seviyesindedir. Karbon daha öncesinde de belirtildiği üzere sadece karbon eşdeğerini doğrudan etkileyen bir element olmayıp aynı zamanda miktarı tüm faz dönüşümlerinin tanımlanması açısından da önemlidir.

Kompozisyonda karbon değeri arttıkça dökülebilirlik artarken, çekinti eğilimi azalmaktadır. Kompozisyonun bir diğer önemli elementi olan silisyum metalurjik yapıda ferrit faz oluşumuna katkı vermektedir. Silisyum aynı zamanda karbon ayrışmasını teşvik ettiğinden, grafit yapıcı olarak görev yapan bir element olarak da bilinir. Özellikle sıvı metal içerisinde kristalizasyona katkı veren çekirdeklerin kontrol edilmesinde elementel silisyumun önemli bir yeri vardır. Bu açıdan bakıldığında, kompozisyonda bulunan karbon ve silisyum miktarı küresel grafitli dökme demirde dönüşüm eğilimine ve çekinti oluşturma eğilimine doğrudan etkide bulunmaktadır. Şekil 2.14'te verilen karbon ve silisyum miktarının küresel grafitli dökme demirde çalışma aralığının belirlenmesi üzerine ne denli etkide bulunduğuna işaret etmektedir (Aydoğuş, 2019). Bu açıdan bakıldığında karbon ve silisyumun varlığı nihai metalurjik yapının belirleyicisidir.

Katılaşma yapısında ferrit fazının perlit fazına kıyasla miktarsal olarak artması çekme ve akma mukavemetini azaltırken, uzama, darbe mukavemeti ve yorulma mukavemetini

arttırır. Öte yandan yüksek mukavemetli küresel grafit dökme demirlerin eldesinde karbon ağırlıkça % 3,75-4,25 seviyesine ve yüksek silisyum içeriğine ihtiyaç duyulmaktadır. Bu tür dökme demir tasarısında ağırlıkça % 0,7 molibdenin olması malzemeye sadece mukavemet değil aynı zamanda yüksek sıcaklıkta oksidasyon direnci ve boyutsal kararlılık sağlayabilmektedir. Silisyum miktarının arttırılması dökme demirlerin aşınma direncinin daha da arttırılmasına olanak vermektedir (Stefanescu, 1990; Çekici, 2022).



Şekil 2.14. Kompozisyonda bulunan karbon ve silisyum miktarına bağlı olarak küresel grafitli dökme demirler için çalışma aralığı (Aydoğuş, 2019)

Dökme demir kompozisyonundan bulunan bir diğer element ise mangandır. Esasen manganın perlit yapıcı karakteristiğinden yararlanılır. Kompozisyonda manganın bulunması halinde dökme demirin mukavemetinde bir artışa karşılık önemli ölçüde süneklikte ve talaşlı işlenebilirlikte kayıp gerçekleşir. Bileşimdeki içeriği ferritik matriksli küresel grafitli dökme demirlerde sınırlıdır (Stefanescu, 1990). Parça kesit kalınlığı 25 mm olan ince kesitli dökümlerde karbür oluşturucu etkisi olmasından dolayı ağırlıkça % silisyum ve kesit aralığına bağlı olarak da maksimum bir değerde sınırlandırılır. Öte yandan manganın karbür oluşumuna olan teşvik edici etkisi parça kesit kalınlığı inceldikçe artış göstermektedir (Aydoğuş, 2019; Davis, 1996).

Dökme demirlerin kompozisyonunda bir empürite gibi davranabilen kükürt ve fosforunda miktarının kontrol altında tutulması gerekmektedir. Kükürt miktarının özellikle küresel

grafitli dökme demir üretiminde magnezyum ilavesinden önce kimyasal analizde ağırlıkça % 0,02'den daha düşük tutulması nihai özellikler açısından gerekmektedir (Aydoğuş, 2019; Davis, 1996). Küresel grafitin oluşumu sürecinde etkin rol oynayan elementlerden biri olan kükürtün aşılama sürecinde etkin bir rolü de vardır. Fosfor ise dökme demirlerde steadit fazı olarak bilinen kırılgan bir yapının oluşumuna neden olur ve böylece malzemenin sünekliği ve tokluğu önemli ölçüde azalır. Dökme demirlerin mekanik özellikleri göz önüne alındığında nispeten azaltılmış kükürt ve fosfor miktarları ile yüksek performanslı malzeme kalitesine erişilir (Aydoğuş, 2019; Davis, 1996).

Dökme demir kompozisyonlarında nikel, bakır ve molibden de belirli bir miktarda bulunabilir. Nikelin perlit oluşumuna katkı vermesi ve böylece mukavemetin, sertleşebilirliğin artırılması mümkündür. Bakır da benzer bir etki ile dökme demirde perlit oluşturucu olarak görev alarak mukavemet-tokluk-işlenebilirlik özelliklerini eşzamanlı etkileyebilir. Molibden ise matriksin yüksek sıcaklık kararlığını sağlamakta ve kalın kesitlerde sertleşebilirliğin sağlanmasına katkı vermektedir. Molibden bir karbür oluşturucu element olduğundan bileşimdeki miktarı kontrol altına alınmalıdır. Yeni nesil yüksek mukavemetli küresel dökme demirlerin (Si-Mo) kompozisyonlarında silisyum ve molibden etkin iki elementtir (Stefanescu, 1990; Davis, 1996).

Dökme demirlerin kompozisyonlarında eser elementler (Ca, Ce, Mg) de bulunabilir. Bu elementler grafitin küreselleştirilmesinde aktif rol oynar. Küreselleştiriciler üzerinde yapılan sistematik çalışmalar, geleneksel yöntem olan magnezyum ile küreselleştirme işleminin, en etkin ve en ekonomik yöntem olduğuna işaret etmiştir (Labrecque ve Gagne, 1998; Trojan, Flinn 1965; Ingole, Awate, 2012). Seryum ve magnezyum, aynı zamanda küresel grafitli dökme demirlerde küreselleştirme işlemi dışında dolaylı olarak karbürleri desteklemek için de hareket edebilirler. Her iki elementinde yeterli miktarda olması kompozisyonel tasarım için gereklidir. Bu miktar prosesin yöntemi, döküm süresi, kullanılan örtü malzemeleri, dökülecek parçanın et kalınlığına, döküm sıcaklığına (T_M) ve metalin kükürt içeriğine göre değişmekle birlikte %0,03-%0,07 kalıcı magnezyum seviyesinde olmalıdır. Kompozisyonda aşırı miktarda küreselleştirici elementin (seryum/magnezyum) olması özellikle yüksek saflıkta şarj malzemesinin kullanılması halinde grafitlerde istenen morfolojilerin oluşturulmasına bir engel teşkil etmektedir. Seryum için kalıcı seryum değeri %0,002'yi geçmemelidir. Bu nedenle seryumun

küreselleştirici olarak kullanımı da zor kontrole sahip olduğu için az tercih edilir. (Mullins, 2006; Ingole, Awate, 2012; Trojan, Flinn 1965; Cheng, Lui, Chen1999; Vicente, Moreno2019)

Kompozisyonda ağırlıkça %0,005 ve üzerinde aluminyumun olması hidrojen kaynaklı gaz hatalarının, curuf ve oksit oluşumlarına neden olur. İnce kesitli parçalarda ferrosilis esaslı aşılayıcılar içinde kullanılarak grafitin hızlı çekirdek oluşumuna katkı sağlar. Dökme demirlerin kompozisyonunda kalay, antimon ve arsenik gibi elementlerin olması perlit fazının oluşumunu doğrudan etkileyebilmektedir. Kompozisyonda bulunabilen antimon ile kalın kesitli parçalarda "Chunky" grafit oluşumu engellenebilmekte ve bu elementin ağırlıkça %0,01'e kadar bulunması halinde grafit yapısını bozucu etkileri nadir toprak elementleri (RE) kullanılarak yok edilebilir (Gençsoy, 2016).

Arsenik gibi iş ve işçi sağlığına olumsuz etkisi olan bir elementin nadir toprak elementleri ile olan etkileşiminin de bir sonucu olarak grafit nodül sayısında bir artışa ve daha iyi bir nodül formunun oluşumuna olan katkısı da iyi bilinmektedir. (Mullins, 2006).

Kompozisyonda bulunan alaşım elementlerinin çok yönlü etkide bulunabileceği açıktır. Alaşımlama ile karbonun matriks içinde difüzyon karakteristiği önemli ölçüde değişebilmektedir. Antimon, bakır ve kalay gibi elementler grafit çekirdeklerini çevrelemekte ve böylece karbon difüzyonunu engellemektedir. Böylece bu tür elementler perlit yapıcı olarak nitelendirilmektedir. Tablo 2.4'te dökme demir kompozisyonunda bulunan perlit oluşturucu elementlerin matriksin perlitleştirilmesine olan etkisi bir faktör olarak listelenmiştir. Bu açıdan bakıldığında kalay en yüksek seviyede perlitleştirme katkısını sunmaktadır. Öte yandan kompozisyondaki her bir elementin segrege olma eğilimi farklılık gösterebilmektedir.

Tablo 2.5'te dökme demir kompozisyonlarında sıklıkla yer alan bazı elementlerin segregasyon faktörü de listelenmiştir. Segregasyon faktörü, karbür oluşturma eğilimi olarak da yorumlanabilir. Yüksek segregasyon faktörüne sahip krom, molibden, titanyum ve vanadyum gibi elementler güçlü karbür oluşturucu elementlerdir (Mullins, 2006).

Tablo 2.4. Perlit oluşumunu teşvik eden elementlerin kıyaslanması (Mullins, 2006)

Element	Perlitleştirme faktörü
Kalay	39,00
Molibden	7,90
Fosfor	5,60
Bakır	4,90
Titanyum	4,40
Mangan	0,44
Nikel/Krom	0,37

Tablo 2.5. Dökme demir kompozisyonlarında bulunan çeşitli alaşım elementlerinin segregasyon faktörü (Mullins, 2006)

Element	Segregasyon faktörü
Bakır	0,1
Fosfor	2,0
Kobalt	0,4
Krom	11,6
Mangan	1,7-3,5
Molibden	25,3
Nikel	0,3
Silisyum	0,7
Titanyum	25,0
Vanadyum	13,2

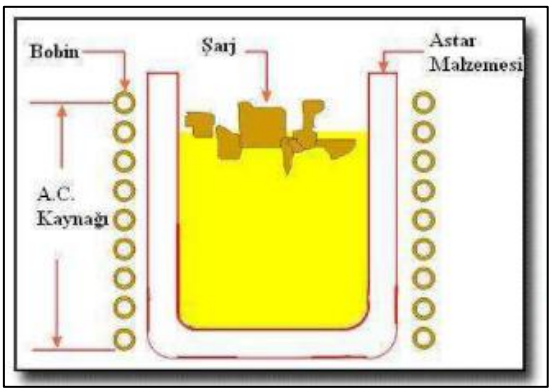
2.2. Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Üretimi

Küresel grafitli dökme demirlerin üretiminde genel olarak (i) baz metalin hazırlanması, (ii) küreselleştirme işleminin gerçekleştirilmesi, (iii) aşılama işleminin yapılması, (iv) döküm ve katılaşmanın gerçekleştirilmesi ve (v) bazı durumlarda ısıl işlem uygulamalarını yapılması esastır. Baz metal hazırlığı şarj malzemesinin hazırlanması olarak da düşünebilir. Şarj malzemesi olarak pik demir, çelik ve hurda gibi değişken kompozisyonlu malzemeler olabilir. Ergitme, döküme hazırlık (küreselleştirme ve aşılama), sıvı metal sıcaklığının ayarlanması, dökümün gerçekleştirilmesi ve nihai olarak soğumanın sağlanması döküm pratikliğinde takip edilmesi gereken önemli adımlardır. Küresel grafitli dökme demirlerin üretiminde belki de en önemli proses adımı küreselleştirme işlemidir. Küreselleştirme sürecinde kritik olan birçok faktör bulunmaktadır. Şarjın hazırlanması ve şarjın karakteristiği bu aşamada önem kazanır. Şarjın oksitlenme eğilimi, sülfür içeriği ve bileşiminde bulunan alaşım elementleri nihai katılaşma yapısında bulunan grafitin morfolojisini, nodül sayısı ve büyüklüğünü doğrudan etkileyebilmektedir (Alagarsamy, 1992; Labrecque ve Gagne, 1998; Olawale vd., 2016). Görüleceği üzere, küresel grafitli dökme demir metalurjisinde birçok etken

sıralanabilir. Bu bölümde, küresel grafitli dökme demirlerin üretimine yönelik her bir adım ve süreçteki etken faktörler kısaca tanıtılmıştır.

2.2.1. Baz Metal Hazırlama

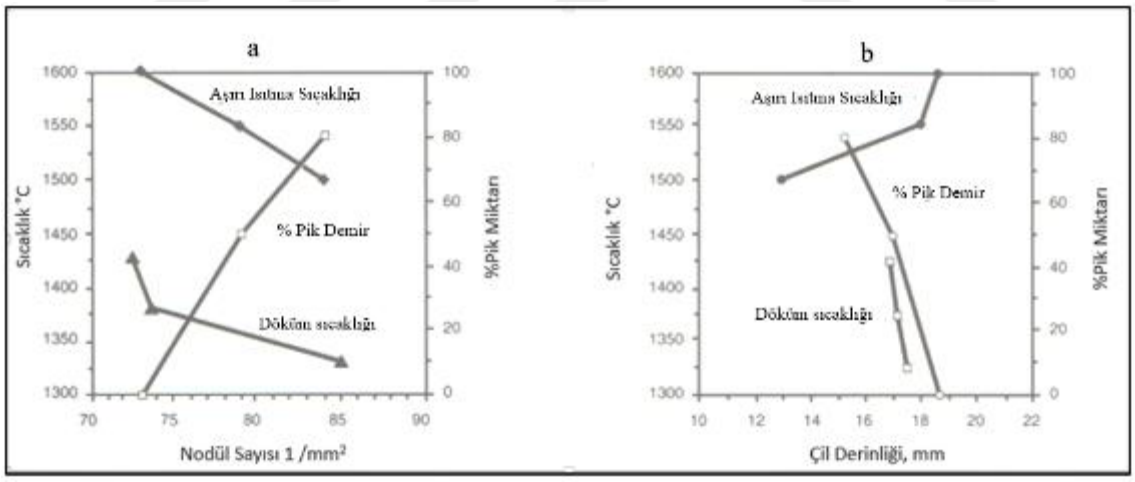
Baz metal hazırlama sürecinde öncelikle pik, çelik, araiş (dökümü oluşturan yolluk, ıskartalar vs. geri döngüler), karbon, ferro-silis ve ferro-alyajlar başta olmak üzere katı şarj malzemeleri istenilen spektral analize uygun olarak ergitme ocaklarına doldurulmaktadır. Günümüz teknolojisi, seri üretim şartlarına uygunluğu, daha az çevreye zararlı olmaları ve kontrol kolaylığından dolayı indüksiyon ocaklarının bu alanda kullanımını yaygınlaştırmıştır. Şekil 2.15'te indüksiyon ocağına ait şematik bir görsel verilmiş olup, ocaklar farklı frekanslarda çalışabilmektedir. Ocağın çalışma prensibi bobin üzerinden elektrik akımının geçirilmesine ve bu akımdan dolayı bir manyetik alan oluşturulmasına dayanır. Bu alan etkisi ile metalik malzemeler üzerinde oluşan atomik hareketlenmelerinde bir sonucu olarak ergitme işlemi gerçekleşmektedir. İndüksiyon akımı ve oluşan manyetik alana da bağlı olarak sıvı metal içerisinde karıştırma hareketi sağlanabilmektedir. Bu tür bir karıştırma hareketi indüksiyon ocaklarını daha da verimli kılar. Ocakların sağladığı en büyük avantaj ise dökümün boşaltılması sonrası yeni doluma kadar ocak sıcaklığında herhangi bir korumaya ihtiyaç duyulmamasıdır (Ekinci, 2009; Davis, 1996).



Şekil 2.15. İndüksiyon ocağına ait şematik bir gösterim (Ekinci, 2009)

Baz metal hazırlama sırasında kullanılan önemli bir şarj malzemesi pik olup, pikin birçok farklı türü bulunmaktadır. Yüksek kalitede kimyasal bileşime sahip pikin yüksek maliyeti olabilmektedir. Yüksek maliyet bu tür bir şarj malzemesini kullanımda dezavantajlı kılmaktadır. Ancak yüksek saflıkta ve yüksek karbonlu pik içerisinde zararlı elementlerin

nispeten düşük miktarda olması ve toplam enerji maliyetleri de dikkate alındığında bu tür bir malzeme tercih edilir. Baz metal hazırlığında pik malzemesi toplam şarjın % 20-40'lık kısmını oluşturmaktadır. Bu alanda piyasada kalitesi ile bilinen ve genel kabul görmüş pik kaynağı Sorelmetal'dir. Pik bileşiminde yüksek karbon içeriği yanı sıra düşük miktarda mangan, fosfor, kükürt ve eser element içeriği bulunur. Yaklaşık analizi ağırlıkça %3,9-4,7 karbon, %0,4-1,5 silisyum, maksimum %0,1 mangan, maksimum %0,015 kükürt ve %0,04 krom içeriğindedir. Kompozisyonda mangan, kükürt, fosfor, titanyum ve vanadyum içeriğine dikkat edilerek kullanılmalıdır. Yüksek karbon girdisinden dolayı pik bir karbon kaynağı olarak düşünülmelidir. Bahsi geçen pik kaynağı Kanada ve Güney Afrika menşeili bir cevher gibi düşünülmeli ve yüksek kalitede olmalıdır. Sorelmetal tarafından ortaya konan pik, diğerlerine göre katılaşan hacimde nispeten daha düşük bir çekinti eğilimine sahip olup, araiş miktarını da % 25'e kadar azaltabilmektedir (Gagn, 2004). Aynı zamanda şarjdaki pik içeriğinin nodül miktarına ve çil derinliğine doğrudan etkisi olduğu da bilinmektedir. Şekil 2.16'dan da görüleceği üzere, pik miktarı arttıkça çil derinliği azalmaktadır. Öte yandan pikin curuf oluşturma eğilimi de oldukça düşüktür (Alagarsamy, 1992).



Şekil 2.16. Pik miktarına bağlı olarak (a) döküm sıcaklığında, aşırı ısıtmada ve nodül sayısındaki değişim ve (b) çil derinliğindeki değişimi (Alagarsamy, 1992)

Baz metal hazırlamada kullanılan bir diğer şarj malzemesi çelik hurdadır. Hurdalar çoğu kez düşük karbon içeriğinden, ucuzluğundan ve kolay bulunabilirliğinden dolayı yaygın olarak kullanılır. Gelişen çelik üretim endüstrisinin bir sonucu olarak küresel grafitli dökme demirlerin kimyasal kompozisyonunda eser seviyede kalması gereken birçok alaşım elementin var oluşu sağlanabilmektedir. Baz metal hazırlamaya yönelik hem hurda

kalitesi (kompozisyonu) hem de hurda kullanım miktarı önemlidir. Örneğin, katılaşma yapısında çoğunlukla ferritin kararlı olmasının istendiği bir durumda bileşimde perlit yapıcı olarak rol üstelenen kalayın miktarının kontrol edilmesi gerekmektedir. Öte yandan küresel grafitli dökme demir matrikslerin eldesine yönelik ağırlıkça %0,1 altında krom ve % 0,5 altında mangan içerikleri tercih edilmelidir. Baz metal hazırlamada şarj içerisinde bulunun çelik hurda oranının belirlenmesi enerji maliyetleri açısından önemlidir. Özellikle çelik esaslı hurdaların ergitilmesinde pike göre daha yüksek enerji (~%15) gereksinimine ihtiyaç duyulur. Hurdanın kullanımı halinde özellikle ergiyik içerisine oksit girdisi artabileceğinden dolayı da şarj içerisindeki oranı %40 ile sınırlandırılmalıdır. Hurdanın bünyesinde bulunan ve şarj için kontaminasyon teşkil eden unsurlar (galvaniz kaplama, yağ ve kir) da kalite dökümün eldesinde önemlidir. (Aydoğuş, 2019; Alagarsamy, 1992; Labrecque ve Gagne, 1998; Olawale vd, 2016; Gagn, 2004).

Baz hazırlama aşamasında sıklıkla kullanılan hammaddelerden biri olan ara işlerin düzgün bir şekilde istiflenmesi fayda sağlar. Bileşimsel ve metalurjik olarak araişler değişkenlik gösterebilir. Bu açıdan bakıldığında ferritik ve perlitik karakteristikteki araişlerin birbirinden ayrılmış olması gerekir. Aksi halde şarjdan gelecek olan bakır, mangan ve kalay miktarları kontrol edilemeyecek bir seviyede olabilir. Bu tür bir bileşimsel problem sonrası nihai katılaşma yapısında metalurjik yapı bileşenlerinde istenmeyen fazlar açığa çıkabilir (Gagn, 2004).

Tipik bir küresel grafitli dökme demir kompozisyonunda demirden sonra karbon en yüksek seviyede (ağırlıkça %) bulunan elementtir. Bileşimdeki karbon değeri hem metalurjik yapının türünü hem de katılaşma yapısının mekanik özelliklerini doğrudan belirlemektedir. Nihai kompozisyonun oluşturulmasında kullanılan karbon kaynağının türü ve beraberinde taşıdığı istenmeyen elementler (empüriteler) bu açıdan önemlidir. Karbon oksijene karşı da afinitif bir element olup, yanma ile ortamdan uzaklaşabilmektedir. Şarjın hazırlanması, döküm veya küreselleştirme esnasında dahi bu tür yanmalar gerçekleşebilir ve dolayısı ile ortamdan karbon kaybı gerçekleşebilir. Karbonun verilme zamanı, karbon kaynağının tane boyutu ve sıvı metalin karbon doygunluğu ile karıştırılma etkinliği karbon verimi ve grafitleşmeyi etkilemektedir (Alagarsamy, 1992; Gagn, 2004).

Dökme demir kompozisyonundan yer alan ve önemli bir element olan silisyum içeriğinin oluşturulmasında şarj malzemesi olarak çoğunlukla ferro-silis veya silisyum karbür kullanılır. Ferro-silis olarak minimum %60 silisyum ve oldukça düşük aluminyum içeriğine sahip ferro-silis kullanılmalıdır. Çekirdeklenme miktarı için etkili olan silisyum karbür özellikle düşük pik içeriklerinde tercih edilmelidir. Bilindiği üzere, silisyum karbür yüksek saflıkta silika kumundan kok kömürü kullanılarak elektro ergitme yoluyla elde edilen sentetik bir kristaldir. Saf malzemelerle üretildiğinden düşük azot, kükürt, hidrojen ve küresel grafitli dökme demire olumsuz etkisi olabilecek eser elementler bünyesinde bulunmamaktadır. %90 verimlilik sahibi silisyum karbür metalurjik olarak kullanılabilir. Bu ise içeriğinde ağırlıkça %63 silisyum ve %27 karbonun olması ile sağlanır. İlave edilecek ferro-silis, silisyum karbürden gelecek silisyum hesaplanarak ergiyiğe verilmelidir. Çoğunlukla %1 oranında şarjda kullanılması uygundur. Fazla bulunduğunda işleme zorlukları ve nihai üründe çözünmemiş sert parçacıklar halinde kalma riski doğmaktadır. Silisyum karbür ise, ocak şarjı katı haldeyken şarjın tabanına uygulanmalıdır. Ergime sıcaklığı, 2730°C olduğundan, ergitme işlemi boyunca SiC çözünerek, ergiyiğe karbon ve silisyum verici olarak çalışacaktır. Bu durumda pikten gelen karbon etkisi gibi metali çekirdeklenme yönünden avantajlı kılacaktır. (Alagarsamy, 1992).

Baz metal hazırlamada ferro-alyajlar da kullanılmakta olup, kullanılacak alyajın etken elementinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkileri göz önüne alınmalıdır. Alyajın bileşimi baz metal hazırlama sürecinde dahil olacağı evreyi (ilk şarj hazırlığı veya ergiye ilave aşaması) belirleyebilmektedir. Alyaj içeriğinde bulunabilen aluminyum miktarı yüksek bir değere ulaşırsa nihai üründe “pinhole” olarak bilinen bir kusurun oluşumuna neden olabilir. Her ne kadar aluminyum içeriği metale uygulanacak aşırı ısıtma ile giderilebilse de metalin karbon içeriği, çekirdek miktarı ve çekirdeklenme eğilimi azalır (Alagarsamy, 1992). Alyajlar, genellikle ağırlıkça %60’a yakını alaşım elementi (krom, mangan, silisyum vb.) içeriğine sahip, geri kalanı demir esaslı olacak şekilde dizayn edilmiş ferroalyajlar olarak kullanılır ve sınırlı eser elementlere sahiptir (Alagarsamy, 1992; Gagn, 2004).

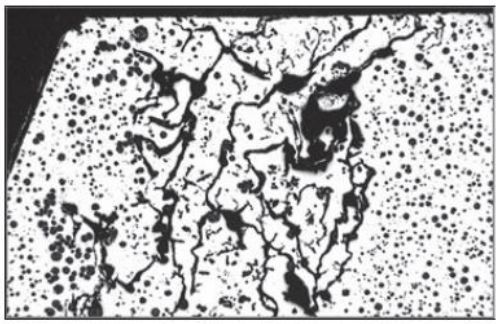
Malzemelerin katı şarj olarak hazırlanması kadar, ergitme süreci de nihai dökme demirin özellikleri üzerinde etkilidir. Ergitme verimliliği ve alaşımlama verimliliği göz önüne

alınarak ergitme başlatılır. İndüksiyon ocakları kontrolü en kolay ocak türleri arasındadır ve küresel grafitli dökme demir üretimi için çoğunlukla tercih edilir. Tam güçte çalıştırılan bir indüksiyon ocağında iki önemli hammadde olan pik ve çelik hurda öncelikli olarak ocağa dahil edilir. Dökme demir kompozisyonundan önemli etkileri olan karbon ve silisyum vericiler katı şarjla ocağa verilir. Grafit kırığı gibi iyi çözünen karbon vericiler ocakta ergiyin bulunması halinde kısmen çözünebilir. Bakır, molibden kalay gibi elementler ilk sıvı metal oluştuktan sonra ocağa ilave edilir. Segregasyon özelliği yüksek olan elementlerin son ana yakın ilavesi daha etkili olacaktır. Tüm şarj malzemelerinin ergitilmesi sonrası ocak analizi alınarak kompozisyonda yer alan tüm elementlerin bileşimsel kontrolü sağlanır. Sıvı metalden curufun temizlenmesi ve sürekli sıcaklık kontrolü sonrası nihai analiz gerçekleştirilerek sıvı metalin transfer potasına aktarımı sağlanır. Ocak sıcaklığı, küreselleştirme işlemi sıcaklığı, transfer sırasında ve döküm tamamlanana kadar ki kaybedilecek sıcaklık düşünülerek ayarlanmalıdır. Optimize edilen sıcaklıkta döküm işlemi başlatılmalıdır.

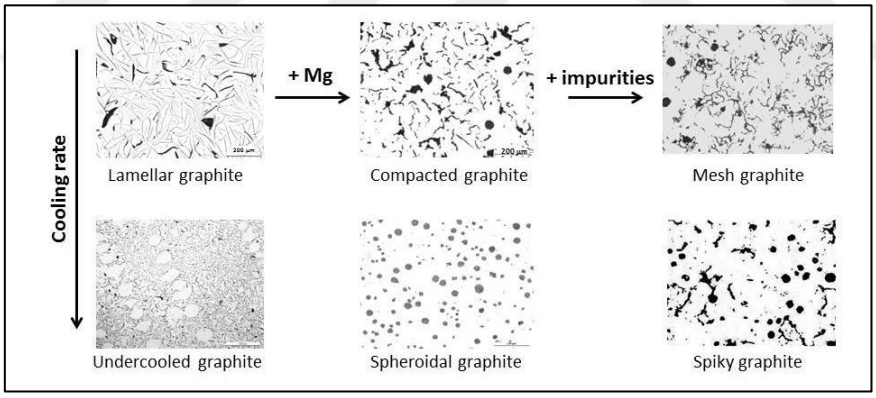
2.2.2. Küreselleştirme işlemi

Dökme demir metalurjisinde küreselleştirme işlemi, hazırlanan baz metalin içerisinde kükürt ve oksijen miktarının önemli ölçüde düşürülmesi, azaltılan yüzey gerilimi ile grafitlerin nihai katılaşma yapısında küresele benzer bir şekilde büyütülmesi çabası olarak bilinir. Küreselleştirme işleminde magnezyum, seryum ve lantanyum gibi elementler sıklıkla kullanılır. Genelde dökümhanelerde küreselleştirme elementi olarak magnezyum tercih edilir. Magnezyum, 1 atmosfer basınç altında 650°C sıcaklıkta ergiyen ve 1120°C sıcaklıkta buharlaşan bir elementtir. Bu tür bir element alaşıma katıldığı 1350-1450°C sıcaklık aralığında hızlıca buhar fazında geçerek reaksiyona girer. Magnezyumun yoğunluğu 1,74 gr/cm^3 iken, içine dahil edildiği sıvı dökme demir yoğunluğu yaklaşık 7,3 gr/cm^3 değerine ulaşır. Bu durumda ilave edilen magnezyumun ilave şartlarında yüzeceği anlamına da gelir. Magnezyumun oksijene ve sülfüre olan afinitesi çok yüksektir ve ilave durumunda metal yüzeyinde oluşan MgO ve MgS bileşimleri SiO_2 ile birleşerek bir film tabakası oluşturur. Bu durumda oluşan oksitler, sülfürler ve silikatlar nedeni ile nihai parçada Şekil 2.17'de örneklenen ve "dross" olarak bilinen bir kusura yol açabilmektedir. Tüm bu olumsuzluklara rağmen magnezyum kullanımı ile küreselleştirme prosesinin gerçekleştirilmesi özgü bir prosestir. Hem magnezyum

ilavesine hem de soğuma hızına bağlı olarak grafit morfolojisi de değişkenlik gösterebilir. Şekil 2.18'de magnezyum ilavesi ve soğutma hızına bağlı olarak grafitin morfolojik değişimi mikroyapı örnekleri ile gösterilmiştir. Aşırı soğutma ile lamellar grafitten aşırı soğumuş grafit formuna bir dönüşüm söz konusudur. Magnezyum ilavesi ile kompakt bir grafit yapısı oluşturulmakta, aşırı soğutma koşullarında küresel grafite geçiş sağlanabilmektedir. (Yamamoto, 1975; Alagarsamy, 1992; Gagn, 2004, Bartošová, 2015; Karaman, 2011; Çetin, 2016; Santos, 2013).



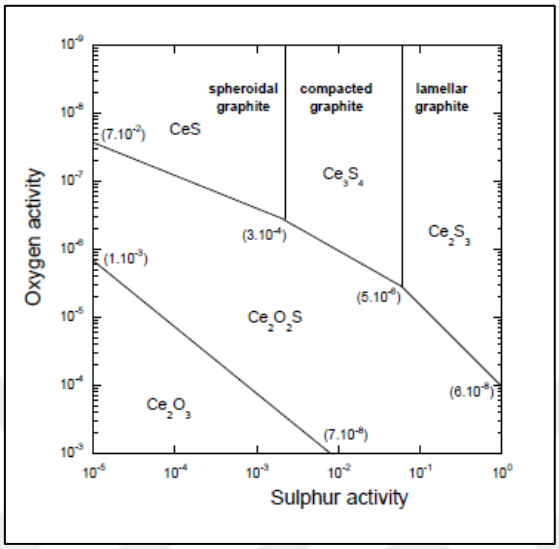
Şekil 2.17. Katılaşma yapısında "dross" oluşumunu gösteren bir mikroyapı (Santos, 2013)



Şekil 2.18. Magnezyum ilavesine soğutma hızına bağlı olarak grafitin morfolojik değişimi (Lacaze vd, 2020).

Magnezyum veya seryum kullanılarak gerçekleştirilen ile küreselleştirme işlemi, uygulanan işlem sırasında oksijen afinitesi ve kükürt afinitesi arasında kurulan termodinamik dengeye göre gerçekleşir. Örneğin 1500°C sıcaklıkta seryum ilavesi ile kurulan bir termodinamik dengede yüksek oksijen afinitesi ve yüksek kükürt afinitesi şartları altında küresel grafitler oluşurken, yüksek oksijen afinitesi, düşük kükürt afinitesi şartlarında lamellar grafitler oluşur. Bu da lamellar grafit oluşumu ile küresel grafit

oluşumu arasındaki farklılığın kükürt afinitesi olduğunu göstermektedir (Şekil 2.19) (Lekakh, 2006). Magnezyum ve seryum gibi elementler kükürt afinitesi de yüksek elementler olduğundan bunlarla muamele edilen baz metalde yüksek buhar basıncı ile yüzey gerilimi düşürülerek küreselleştirme işlemi tamamlanır (Holtzer, 2015).



Şekil 2.19. Seryum elementinin 1500°C sıcaklıkta oksijen ve sülfür aktivitesi ve olası grafit morfolojileri (Lekakh, 2006)

Küresel grafitli dökme demirlerin matriks bileşenleri arasında önemli bir yere sahip grafit başlangıçta hegzagonal bir kristale yapıda ve lamellar bir morfolojide kristallenmeye başlasa da katkı ilaveler ile kontrollü olarak sarmal büyüme ile küresel olarak büyürler. Küreselleştirme sürecinde ilave elementin oksijene ve kükürte olan afinetisinin takibi özellikle grafit yüzeyinde bu elementlerin aktif reaktivitesi nedeni ile küreselden ziyade lamellar büyüme neden olmasıdır. Bu nedenle küreselleştirmenin bir diğer adı kükürtsüzleştirme olarak da tanımlanabilir. Magnezyumun kükürt ile etkileşimi sonrası curuf olarak MgS bir bileşenin oluşumuna neden olur.

İndüksiyon ocağında hazırlanan baz metal potaya alınırken küreselleştirme işleminin uygulanması genel kabul görmüş bir pratikliktir. Bu prosesin kontrolü genellikle dökümhaneler tarafından kalıcı magnezyum miktarının kontrolü ile sağlanır. Dökümhanelerde seçilen baz metal hazırlamaya ve sonrasında küreselleştirmeye yönelik yöntem, sıcaklık, yönteme özgü örtü veya cep derinliği, magnezyum boyutu ve cinsi, pota metal miktarı, pota hacmi ve ebatları, küreselleştirme hızı değişkenlik gösterebilmektedir.

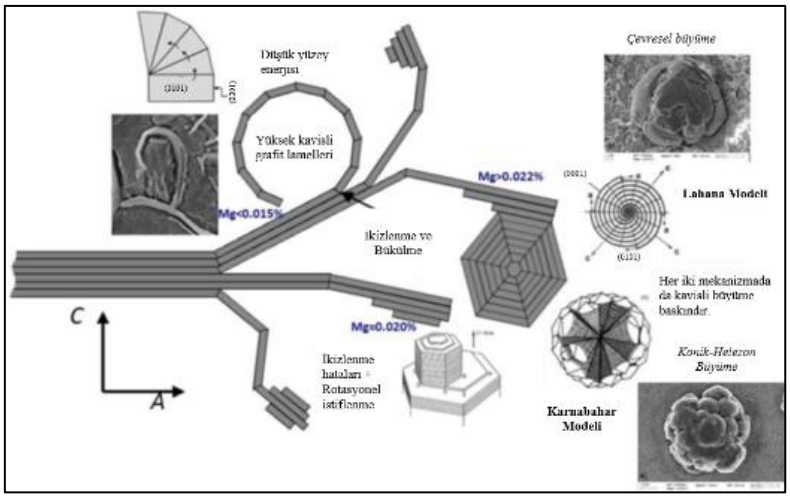
Çoğu kez küreselleştirme işleminde ağırlıkça %1,1-1,4 aralığında işlem malzemesi kullanılsa da takip edilen kalıcı magnezyum oranı ise ağırlıkça %0,035-0,055 aralığındadır (Gorka, 2019; Siclari vd., 2003; Çetin, 2016; Gagn, 2003)

Şartnamelerde beklenti %80 seviyesinde küreselleşme olduğundan dolayı ağırlıkça %0,030 altındaki kalıcı magnezyum miktarı beklenti olan küreselleşmeyi sağlayamayacaktır. Şekil 2.20'den görüleceği üzere, magnezyum miktarı grafit morfolojinin üzerine oldukça etkendir. Magnezyumun ağırlıkça %0,015'den düşük olması durumunda düşük yüzey enerjili olan düzlemler, ikizlenme ve büyüme ile yüksek kavisli grafit lamelleri halini alır. Aynı zamanda kavisli lameller de görülür. Magnezyum içeriği ağırlıkça %0,018 -%0,022 aralığına arttıkça ikizlenme hatalarına ek olarak, rotasyonel istiflenme hataları meydana gelir. Çeşitli yönlerde çok sayıda ince veya kalın levha görülür.

Magnezyum miktarı daha da arttıkça, dairesel büyüme (lahana modeli) veya konik-helezon büyüme (karnabahar modeli) olmak üzere iki mekanizmadan biri aracılığıyla kavisli grafit büyümesi baskın hale gelir ve küresel grafit oluşur. Kalan magnezyum içeriği bu bağlamda dökümhanelerce sıkı takip edilen parametrelerden biridir. Eşitlik 2.2'de verim sağlayacak magnezyum miktarının belirlenmesi yönelik ampirik bir denklem verilmiştir (Gorka, 2019).

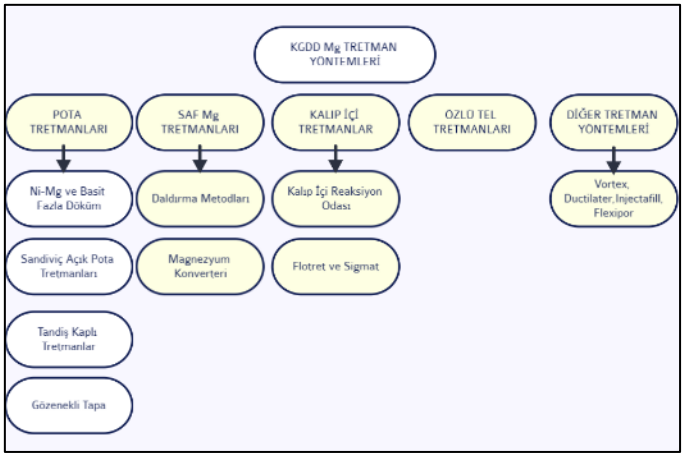
$$Mg\ Verimi = \frac{0{,}76 \text{ x S değişimi} + \text{Kalan Mg}}{\text{İlave edilen Mg}} X100\% \qquad (2.2)$$

Kalıcı magnezyum değerlerine bakıldığında, küreselleştirme işlemi sonrası zamanla kalıcı magnezyum değerinin düşmesi ve dolayısıyla küresellikte bir azalmanın gerçekleşmesi olasıdır. Bu durumda küreselleştirme işlemi için sönüm süresi önemli bir parametre olarak değerlendirilir. Döküm sonrası 1., 8. ve 9. dakikalarda yapılan küreselleşme kontrolünde sırasıyla %90-95, %80-85 ve %75 küreselleşmelere ulaşılabilir. Bu nedenle dökümhaneler, küreselleştirme işlemi sönüm süresini göze alarak optimum süreyi kendi döküm hattı ve çalışma koşulları için belirlemelidir. Bunun belirlenmesinde küreselleştirme yöntemi ve döküm süreleri önemlidir. Ayrıca küreselleştirme işleminde %0,08-0,12 arasında karbon yanması da görülmektedir. Bu durumda göz önüne alınarak baz metal hazırlanmalıdır (Gagn, 2003; Olawale vd, 2016).

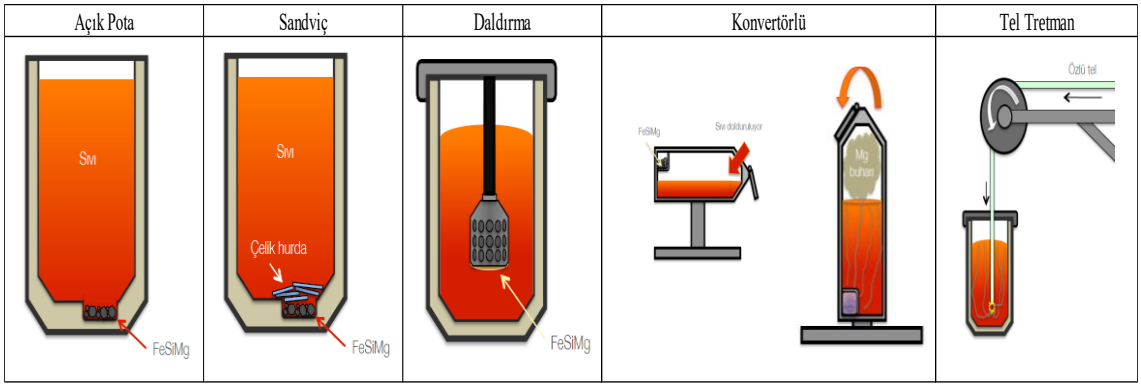


Şekil 2.20. Magnezyum miktarına farklı olarak grafit morfolojisindeki değişim (Gorka, 2019)

Şekil 2.21'de verilen görsel dikkat alındığında, birçok küreselleştirme yönteminden bahsedilebilir. Bu yöntemler, küreselleştirme prosesinin adımına ve kullanılan malzemeye göre değişiklik göstermektedir (Gagn, 2003). Şekil 2.22'de ise kullanılan yöntemlere özgü şematik bir görsel verilmiştir. Küreselleştirme yöntemlerine bakıldığında magnezyumun verimli kullanımı ön plana çıkmaktadır. Reaksiyonun geç ve sıvı metal içerisinde homojen gerçekleşmesi kritik önem taşımaktadır. Bu şartlar altında bakıldığında, açık pota yönteminin en verimsiz yöntem olmasının yanında, herhangi bir yatırım gerektirmeden gerçekleştirilebilen bir yöntemdir. Magnezyum konulur ve sonrasında metal alınır. Metal alımı başladığı andan itibaren reaksiyon gerçekleşmeye başlar (Çetin, 2016).



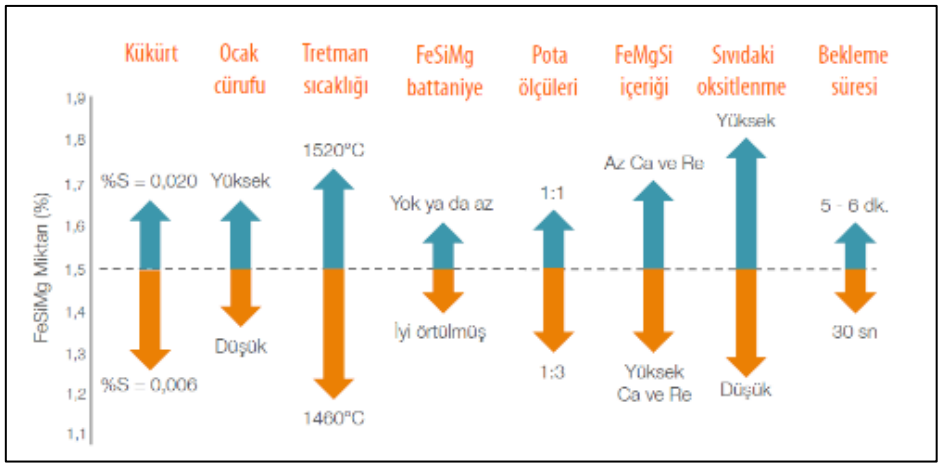
Şekil 2.21. Küreselleştirme yöntemleri (Gagn, 2003)



Şekil 2.22. Farklı tip küreselleştirme yönteminin şematik gösterimi (Çetin, 2016)

En yaygın kullanılan sandviç yöntemindeyse, magnezyum metal miktarı, sıcaklık ve alınan metal miktarına göre standartize edilmiş bir cebe konulur ve üzeri çelik çapağı, pul, talaş, ticari örtü ürünleri veya kapak ile kapatılır. Asıl amaç reaksiyonun başlangıç anını geciktirmektir. Daldırma yöntemi ise, metal alımının tamamlanmasının ardından, haricen magnezyumun metal içerisine özel aparatlarla daldırılması yöntemidir.

En verimli ve kontrolü kolay yöntemse konvertörlü yöntemdir. İstenildiği anda pota çevrilerek reaksiyon gerçekleştirilir. Tel ile küreselleştirme işleminde ise magnezyum içerikli tel pota içerisine verilir. Bu yöntemin yatırım ihtiyacı gerektirmektedir. Tüm yöntemler arasında tel magnezyum yöntemi sağladığı yüksek kontrol imkanı, cep temizliğinin gerekmemesi ve pota ön işleminin yapılmaması ve en önemlisi yüksek magnezyum verimi ile ön plana çıkmaktadır. Son yıllarda birçok dökümcünün tel küreselleştirme (tretman) yöntemine döndüğü görülmektedir. Ancak yaygın kullanılan yöntem hala daha yüksek oranda sandviç yöntemidir. Sandviç yönteminde magnezyum verimi incelendiğinde birçok kaybın olduğu da görülmektedir. Şekil 2.23'te verimi etkileyen her bir parametre etkisi doğrultusunda değerlendirilmiştir. Küreselleştirme işlemi aynı zamanda bir kükürt giderme işlemidir. Bu nedenledir ki, kükürt miktarı arttıkça daha yüksek magnezyum miktarları ile çalışmak gerekmektedir. Kükürt ile aynı çerçevede oksit miktarı da değerlendirilebilir. Curuf açısından bakılacak olunursa, kükürde benzer şekilde, cüruf miktarı arttıkça magnezyum ihtiyacı da artacaktır. Hem de cep ve çevresini kirletici etkisinden dolayı verimliliği düşürmenin yanında, daha sık cep temizliği ve refrakter değişimi ihtiyacını ortaya çıkaracaktır. Magnezyum çok düşük ergime sıcaklığına (650°C) sahip olduğu için sıcaklık arttıkça kalıcı magnezyum miktarı düşecektir. Örtü sıkılığı ve pota hacmi ise, reaksiyonun gerçekleşme süresi ile ilgilidir.



Şekil 2.23. Sandviç yönteminde verimi etkileyen parametreler (Çetin, 2016)

Örtü sıkıştırmasının yüksek olması ve pota ebatının büyük olması magnezyum verimliliğini arttırmaktadır. Kalsiyum ve nadir toprak elementleri içeriği, magnezyum etkisini desteklediğinden, oranları arttıkça magnezyum verimliliği yükselecektir. Magnezyumun etki süresi geçicidir. Bu nedenle magnezyumun reaksiyona girmesi sonrası döküm süresi ne kadar kısalırsa, o kadar düşük magnezyum ile çalışılabilir. Bu kayıpları gidermek için her geçen gün yeni yöntemler denenmektedir. (Gagn, 2003; Hartung, 2014; Çetin, 2016)

2.2.3. Aşılama süreci

Dökme demirlerin mikroyapısı ve buna bağlı olarak fiziksel, kimyasal ve mekanik özellikleri katılaşma veya ısıl işlem süreçleri ile belirlenir. Dökme demirlerin yarı kararlı katılaşma sürecinde karbür ve kararlı katılaşma sürecinde ise grafit oluşabilmektedir. (Eşitlik 2.3 ve 2.4).

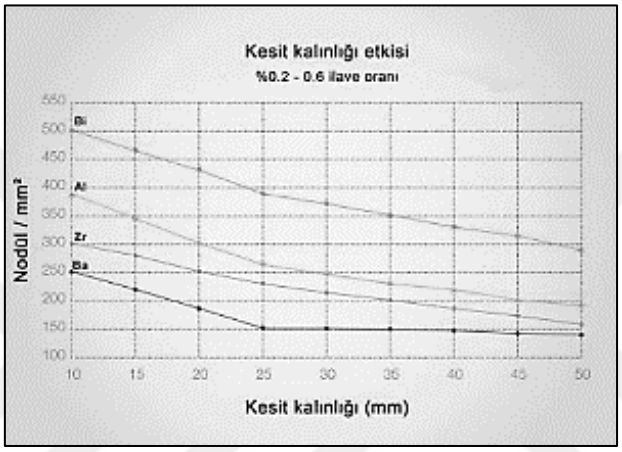
Sıvı metal $\longrightarrow$ Östenit + C (Grafit) (Kararlı yapı) (2.3)

Sıvı metal $\longrightarrow$ Östenit + Fe_3C (Karbür) (Yarı kararlı yapı) (2.4)

Aşılamanın bir sonucu olarak katılaşmanın mümkün mertebe denge koşullarında gerçekleşmesine katkı vermektir. Bu ise yarı kararlı halde demir karbürlerin oluştuğu ötektik sıcaklık altında oluşan alt soğumanın engellenmesi ile mümkündür. Katılaşma sürecinde çekirdek sayısı aşılamanın etkisi ile artmaktadır. Karbon atomları bu durumda

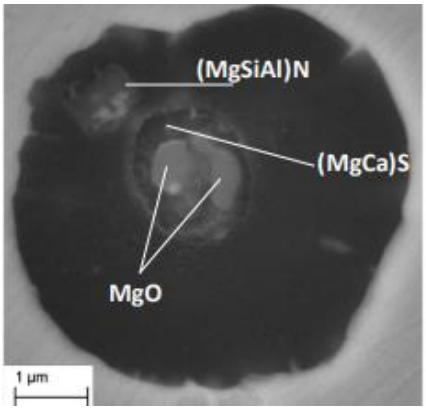
daha kısa sürede daha yüksek difüzyona fırsat bularak nispeten daha düşük boyutta grafitlerin oluşumu gerçekleşir (Koch ve Soulas, 2014; Elkem, 2009; Gençer, 2012).

Şekil 2.24'ten de görüleceği üzere, aynı zamanda dökme demirde kesit hassasiyeti azaltılarak grafitin oluşumu kontrol edilmektedir. Kesit kalınlığı arttıkça nodül sayısı da azalır. Farklı aşılayıcı tipleri kullanılarak bu etki incelendiğinde, örneğin bizmutlu aşılayıcılarda en kalın sayılabilecek kesitlerde dahi yüksek nodül sayılarına ulaşılabildiği gözlemlenmiştir. (Maschke ve Jonuleit, 2013).



Şekil 2.24. Kesit kalınlığına bağlı nodül sayısındaki değişim üzerine farklı aşılayıcılarla etkisi (Maschke ve Jonuleit, 2013)

Aşılama öncesi sıvı metal içerisinde, boyutları yaklaşık 1 µm altında dökme demir ergiyiği içerisinde "koloit" olarak adlandırılan katı parçacıklar bulunmaktadır. Bu koloitler üzerinde, MgS inklüzyonu (kalıntısı) ve onun üzerine de oksit tabakası oluşmaktadır. Sekizgen şekilli bu oksit tabakaları üzerinde silikatlar tabaka oluşturarak bir kaplama yapısı oluşturur (Şekil 2.25) (Alonso, 2018).



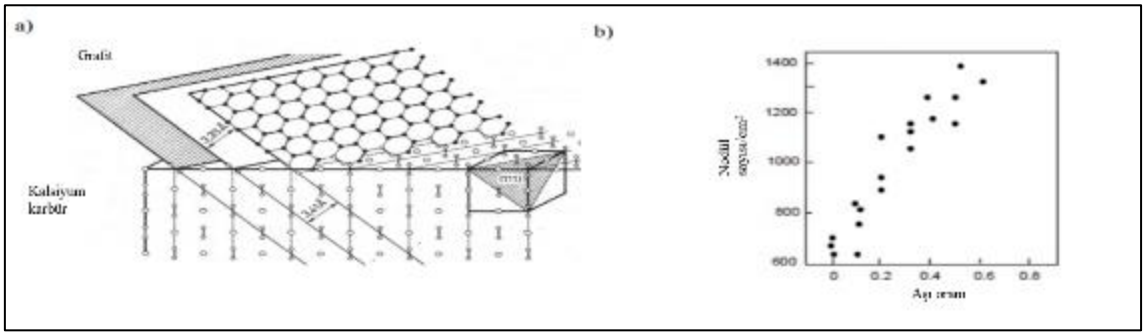
Şekil 2.25. Küresel grafitli dökme demirlerde nodül oluşumu (Alonso, 2018)

Grafitler bu silikat tabakasının üzerinde çökelebilmektedir. Karbon difüzyonu ile öncül grafit kabukları büyür ve böylece süreçle belirli bir küreselliğe ve çapa sahip grafit nodüllerini oluşur. Bu tür bir mekanizmanın gerçekleşmesi sürecinde başta Ca, Ba ve Al içeren aşılayıcılar silikat oluşumu için gerekli elementleri sağlarlar. Bu süreçte sülfürlerin, silikatların ve oksitlerin oluşumu önemli olup, oksitlenme eğilimine göre kullanılacak olan aşılayıcılar modifiye edilebilmektedir (Çetin, 2016; Maschke ve Jonuleit, 2013; Alonso, 2018; Alonso, 2020).

Grafitin birincil kristalleri heterojen olarak çekirdeklenmekte ve ötektik hücre olarak büyümektedir. Bu süreçte aşılayıcı içerisinde bulunan kalsiyum deoksidasyon ve desülfürizasyon reaksiyonlarıyla tüketilir. Geri kalan kalsiyum Eşitlik 2.5'te verilen reaksiyonun bir sonucu olarak karbür halinde çökelirler.

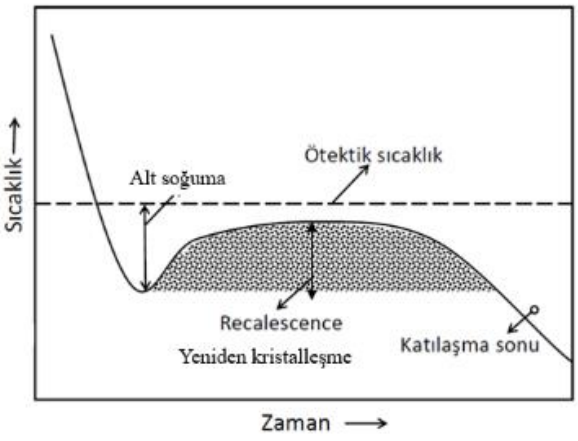
$$Ca+2C= CaC_2 \quad (2.5)$$

Grafit ve kalsiyum karbürün kafes yapıları benzerdir (Şekil 2.26). Bu nedenle oluşan kalsiyum karbürler de ilave altlık (subsrat) olarak işlev görür. Benzer şekilde, baryum, stronsiyum gibi aşılayıcıların elementleri de altlık olarak sıvı demir içerisinde bulunur. Bu elementleri içeren aşılayıcıların daha fazla kullanılmasıyla daha fazla altlık ile daha fazla ötektik hücre sağlanır. Ötektik hücre sayısındaki artış, sıvı metalden kalıba olan ısı iletimini arttıracağından alt soğuma ısısını daha düşük seviyelere indirger. Sonuç olarak hücre büyüme hızı azalır ve buna bağlı olarak arayüzey mesafesi artar (Fraś ve Górny, 2012; Maschke ve Jonuleit, 2013).



Şekil 2.26. (a) Kalsiyum karbürleri ile grafitin kafes parametrelerinin benzerliği ve (b) aşı oranına bağlı olarak nodül sayısındaki değişim (Fraś ve Górny, 2012).

Dökme demir katılaşması sırasında alt soğuma gerçekleşir. Şekil 2.27'de verilen diyagram ile katılaşmada oluşan alt soğuma gösterilmiştir (Maschke ve Jonuleit, 2013). Soğumaya başlayan ergiyik, ötektik katılaşma sıcaklığının altına düşer. Sonrasında belli bir değerden sonra ekzotermik olarak ilerleyen katılaşma eğrisi, endotermiğe dönüşür ve bu esnada negatif yönlü bir pik oluşturur. İşte bu nokta düşük ötektik sıcaklık olarak adlandırılır. Bu noktada östenit ve grafit çökelmeye başlar.



Şekil 2.27. Yarı kararlı katılaşma sırasında alt soğuma oluşumu (Maschke ve Jonuleit, 2013).

Çekirdeklenme için en gerekli olan parametre zamandır. Ne kadar çok zaman olursa, ergiyik o kadar dengeli ve homojen şekilde grafit çökelmesine geçecek ve alt soğuma vermeyerek karbür çökelmeleri engellenecektir. Alt soğuma veren metal akabinde bir de üst ötektik noktası verecektir. Bu noktada alt soğuma tamamlanıp, dengeli katılaşmaya metal geçmektedir. Bu iki nokta arasında yeniden kristalleşme gerçekleşerek tekrar katılaşma dengeli katılaşmaya geçmektedir.

Alt soğumayı ve etkisini indirgemek ve katılaşma sırasında çekirdeklenme bölgelerinin sayısını arttırmak için düşük miktarda sıvı metale ferro-silis esaslı aşılayıcılar ilave edilir. Böylece çözünmüş karbon, karbür yerine grafit olarak çökelir. Bu açıdan bakıldığında aşılayıcıların grafit yapısı ve gelişimi sağladığı, sıvı içerisindeki rezerv karbonun grafit olarak çökelmesini teşvik ederek karbür oluşumunu azalttığı, mekanik özellikleri arttırabildiği, yarı ötektik katılaşma yerine ötektik katılaşma yönelimini arttırabildiği, grafit kristalizasyonu ve grafit büyümesini sağlayan çekirdekleşmeyi teşvik ettiği açıktır.

Aşılayıcılar aynı zamanda farklı kesitlerde benzer yapı özelliklerinin sağlanmasına da katkı vermektedir (Koch ve Soulas, 2014; Elkem, 2009; Gençer, 2012; Maschke ve Jonuleit, 2013).

Aşılayıcılar esas elementi, tane boyutu, miktarı, istenmeyen kimyasal içeriğine göre seçilir. Aşılayıcıya özgü her bir kavram tipik bir seçim kriterine karşılık gelir. Aşılayıcı türü ve sahip olduğu özellikleri çözünme hızına, oluşturulan curuf miktarına, çil derinliğinde azalma miktarına, aşı sönüm süresinin uzunluğuna, parça kesit kalınlıklarına göre performansa, nodül sayısına, grafit boyutuna ve parça mekanik özelliklerine doğrudan etkide bulunur (Koch ve Soulas, 2014; Gençer, 2012; Maschke ve Jonuleit, 2013).

Aşı miktarındaki artışın nodül sayısını arttırdığı, kürelerin küresellik derecelerinin yükseldiği, %-uzama değerini yükselttiği yapılan çalışmalarda görülmüştür. Yapılan farklı çalışmalarda göstermiştir ki, aşı miktar, çeşidi, zamanlaması ve tane boyutu nodül sayısı ve nodül şekline etkide bulunmaktadır.

Aynı zamanda aşılayıcının doğrudan etkisinin bulunduğu alt soğuma değerinin düşüşü, alt soğumanın aynı zamanda bir yoğunluk ve katılaşma reaksiyonunda dengeli bir katılaşmaya engel olması düşünüldüğünde mikro çekintiye de doğrudan etkisinin bulunduğu görülmektedir. (Sangame, 2013; Mourad, 2020; Aydoğuş, 2019; Ekinci, 2009; Elkem, 2009; Fourman, 2005; Koch, 2014; Maschke, 2013; Mullins, 2006; Skeikh, 2007).

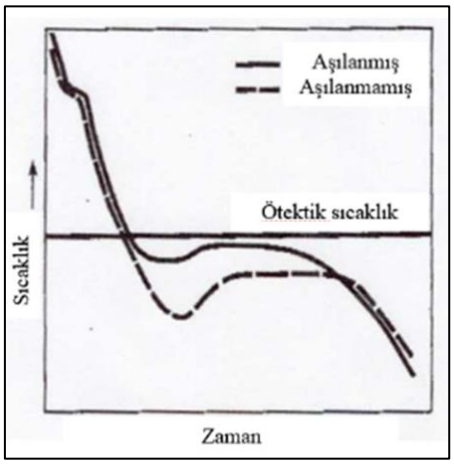
Aşılayıcı seçimi öncesinde bazı sorulara cevap aranmalıdır. Bu sorular; (i) kaç kilogram metal dökülecektir?, (ii) ne kadar sürede dökülecektir?, (iii) parçanın kesit kalınlığı nedir?, (iv) döküm sıcaklığı kaç derecedir?, (v) parçanın gaz ve curuf hataları gibi yüzey kusurlarına neden olabilecek problemlerin ne kadarı kabul edilebilir seviyededir? Tüm bu sorulara verilen cevaplar hem aşılayıcı seçimini hem de katılaşma yapısında bulunan fazların belirlenmesinde de etkendir.

Tablo 2.6'dan da görüleceği üzere, her ne kadar aşılayıcılar fraklı grafit yapısına (lamelli veya küresel morfolojide grafitler) sahip dökme demirlerde benzer özelliklerin kazanılmasına neden olsa da aşılayıcıların metale ilave edilmesi nihai ürünün birçok özelliği sağlanabilmektedir (Gagn, 2003).

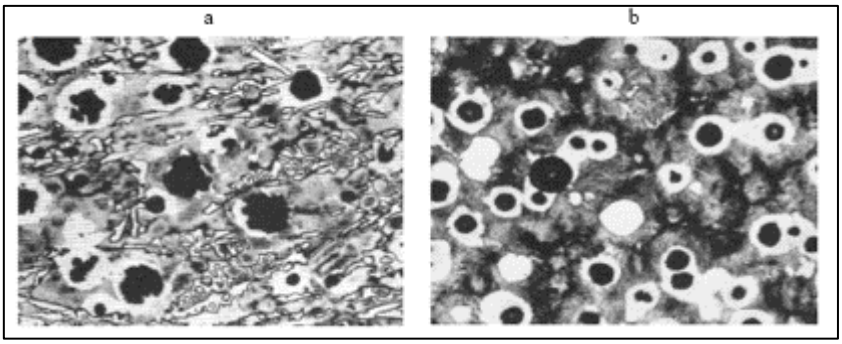
Tablo 2.6. Aşılamanın baz metale göre lamel grafitli dökme demir ve küresel grafitli dökme demir üzerine etkileri (Gagn, 2003)

Lamel grafitli dökme demir	Küresel grafitli dökme demir
Çil miktarını azaltır ve grafit oluşumunu arttırır.	Çil miktarını azaltır.
İnce grafit oluşumunu engeller.	Nodül sayısını arttırır.
İstenilen grafit doğru aşılayıcı seçimiyle sağlanır.	Tam küresel grafit oluşumunu destekler.
Çeşitli kesitlerde düzgün mikro yapı oluşumunu sağlar.	İnce kesitlerde ferritik yapı oluşturur.
Mekanik özellikleri iyileştirir.	Magnezyum ile küreselleştirme işlemi sonrası etki süresini geçici olarak arttırır.
İşlenebilirliği arttırır.	

Aşılama sırasında esasen çil oluşumunun (alt soğuma değerinin) azaltılması hedeflenir. Döküm pratikliğinde aşılama etkinliği çil eğilimi ile eşleştirilmektedir. Şekil 2.28'ten de görüleceği üzere, aşılama işlemi yapılmış bir metalin, aşılanmadan önceki haline göre alt soğuma değeri daha az olur (Koch, 2014). Öte yandan düşük aşılama etkinliğine bağlı olarak sert ve kırılgan bir çil yapısının oluşabilir. Şekil 2.29'da aşılama işlemi öncesi ve sonrası mikroyapısal bileşenlerin değişiminin gerçekleştiği örnek mikroyapı görüntüleri verilmiştir (Fraś ve Górny, 2012). Aşılama ile mikroyapı beyaz dökme demire yakın bir yapı sergilemiştir. Özellikle küresel grafitli dökme demirlerde küreselleştirme işlemi sonrası metal kalitesi çok düşük olacağından aşılama etkinliği bu tür malzemelere daha büyük bir öneme sahiptir (Koch ve Soulas, 2014; Elkem, 2009; Maschke ve Jonuleit, 2013).

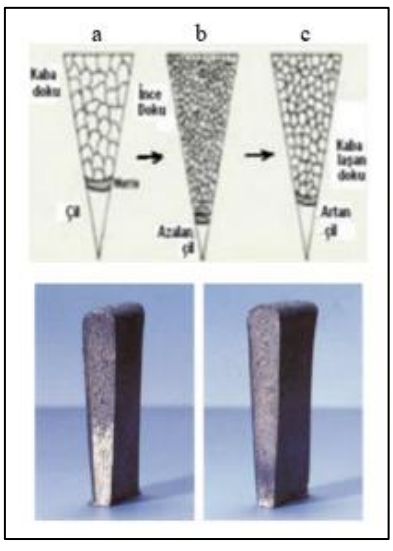


Şekil 2.28. Dökme demirde alt soğuma değeri üzerine aşı etkisini gösteren zamana bağlı sıcaklık değişim eğrileri (Koch, 2014)



Şekil 2.29. Küresel grafitli bir demirde (a) küreselleştirme işlemi sonrası mikroyapı ve (b) küreselleştirme işlemini takiben yapılan aşılama sonrası mikroyapı (Fraś ve Górny, 2012).

Görüleceği üzere, alt soğuma değeri ve çil oluşumu eğilimi üzerine aşılamanın önemli bir etkisi vardır. Bu açıdan bakıldığında, bu soğuma karakteristiğinin anlaşılması veya çil oluşum eğilimin takibinde tercih edilen geleneksel kontrol yöntemlerinden en önemlisi kama numunesi kullanılarak yapılan değerlendirmedir. Bu değerlendirme sürecinde, öncelikle ince kesitten kalınlaşarak giden bir kama numunesi oluşturulur ve bu kama numunesi kalıba dökülür. Koyu vişne rengini alana kadar beklenir ve akabinde kalıp bozularak, numune suya atılarak hızlı soğumaya maruz bırakılır. Akabinde kırılan kama numunesindeki renk değişim bölgelerinin derinliği Şekil 2.30'da verilen örneklemeye uygun incelenerek aşı etkinliği kesite göre kontrol edilir (Yılmaz, 2019).



Şekil 2.30. Kama numunesi üzerindeki çil bölgelerinin incelenmesi; (a) aşı içermeyen metal, (b) aşılanmış dökme demir ve (c) aşı sönümü gerçekleşmiş dökme demir (Yılmaz, 2019)

Aşılamanın etkisiyle katılaşma yapısında nodül sayısı ve nodülarite artmaktadır. Farklı elementlere sahip aşılayıcıların farklı sonuçlar vermesi kaçınılmazdır. En yüksek nodül sayısı, ince kesitli parçalarda görülürken, kalın kesitli parçalarda en etkin aşılayıcı dahi kullanılsa ince kesitli parçaların sahip oldukları nodül sayılarına erişim oldukça zordur. Ancak yüksek nodül oluşumunu teşvik eden bizmut gibi bir elemente sahip aşılayıcıların kullanımı ile çoğunlukla nodül sayıları daha da arttırılır (Şekil 2.24). Ancak aşırı bizmut miktarı grafit patlamasına ve karbür oluşumuna neden olabildiğinden sınırlı kullanılmalıdır.

Nodül sayısı ve nodülarite açısından bir diğer önemli faktör esasen soğuma hızıdır. Soğuma hızının azalması, difüzyon zamanını öteleDiğinden matrikste daha büyük (iri) ancak sayıca az nodüllerin üretimi sağlanır. Difüzyon için azaltılan bir zamanda ise daha küçük ancak sayıca fazla nodüllere ulaşılır (Maschke ve Jonuleit, 2013).

Bilindiği üzere, katılaşma yapısı ve sahip olduğu mekanik özellikler dökme demirin talaşlı işlenebilirliğini belirlemektedir. Yüksek sertlik ve karbür oluşumu aşılama işlemi ile azaltılabilmekte ve böylece aşılama işlemi sonrası daha iyi işleme özellikleri matrikse kazandırılmaktadır. Aşılama yapılmaksızın katılaşan dökme demirlerin matriksinde yoğun karbür oluşumları izlenmiştir. Matriks içerisinde düzensiz morfolojide ve bir ağsı yapıda bulunabilen sert karbürler talaş kaldırma sırasında kesme ucu ile iş parçası arasındaki abrasif aşınmayı arttırarak uç ömrünü azalmasına neden olmaktadır (Fraś ve Górny, 2012).

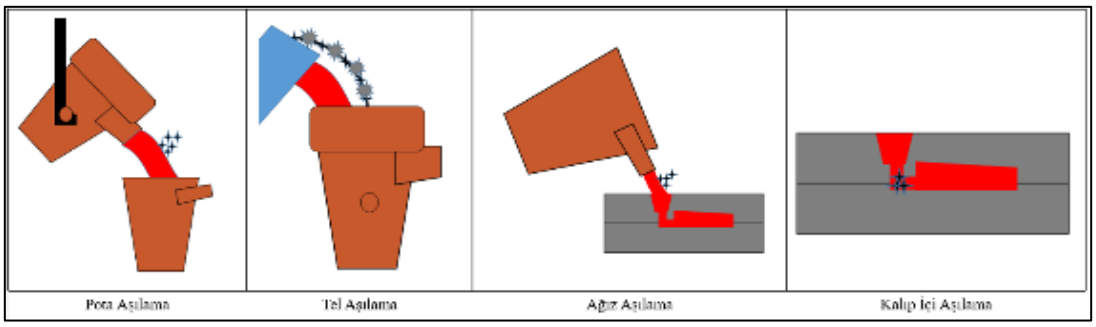
Aşılayıcıların önemli bir karakteristik özelliği de grafit oluşumunu teşvik etmesidir. Bilindiği üzere, metal içerisindeki karbon kaynağı sınırlıdır. Karbon çökelme reaksiyonları ile bir taraftan grafit ve karbür oluşumuna, öte yanda da çözünme ile matriks yapısının oluşumuna katkı vermektedir. Ötektoid sıcaklığın altına soğutmada perlit oluşumunda karbon varlığının ne denli önemli olduğu açıktır.

Aşılayıcıların içerisindeki silisyum ve diğer grafit oluşumunu teşvik edici elementler ile karbon kaynağı çoğu karbür oluşturmadan grafit oluşumuna katılır. Bu ise ötektoid sıcaklığa kadar kalan çözünmüş karbon miktarının grafit oluşumuna dahil olduğu için azalmasına neden olur. Dolayısıyla iyi bir aşılama ile aynı zamanda ferrit oluşumu da teşvik edilmelidir (Seidu ve Riposan, 2011).

Aşılayıcı olarak kullanılacak en etkili malzeme karbon esaslı malzemelerdir. Bu açıdan iyi bir aşılayıcı olarak doğal grafit veya grafit kırıkları kullanılabilir. Metalurjik kok veya karbon elektrot hurdası gibi amorf yapıdaki karbonlar uygun aşılayıcılar değillerdir. Grafitin aşılayıcı olarak kullanılması halinde yüksek ısılarda (2500°C) üretilen kristalleşmiş grafit olması önemlidir. Karbon esaslı aşılayıcıların kullanımı her ne kadar karbon kaynağını arttırsa da bu aşılayıcıların kullanımı sürecinde spektrometrik olarak karbon eşdeğeri kontrol edilmelidir. (Koch ve Soulas, 2014; Maschke ve Jonuleit, 2013).

Yaygın olarak kullanılan ticari aşılayıcılar ferro-silis içerikli aşılayıcılardır. Ayrıca özel formülize edilmiş ferro-silis esaslı aşılayıcılar da bulunmaktadır. Düşük miktarlarda Al, Ca, Ba, Sr, Zr, Bi, Sb, La ve La gibi elementleri içeren aşılayıcılar ferro-silis esaslı aşılayıcıların istenilen yapısal özellikler için modifiye edilmiş aşılardır (Koch ve Soulas, 2014; Elkem, 2009; Gençer, 2012; Fraś ve Górny, 2012; Maschke ve Jonuleit, 2013).

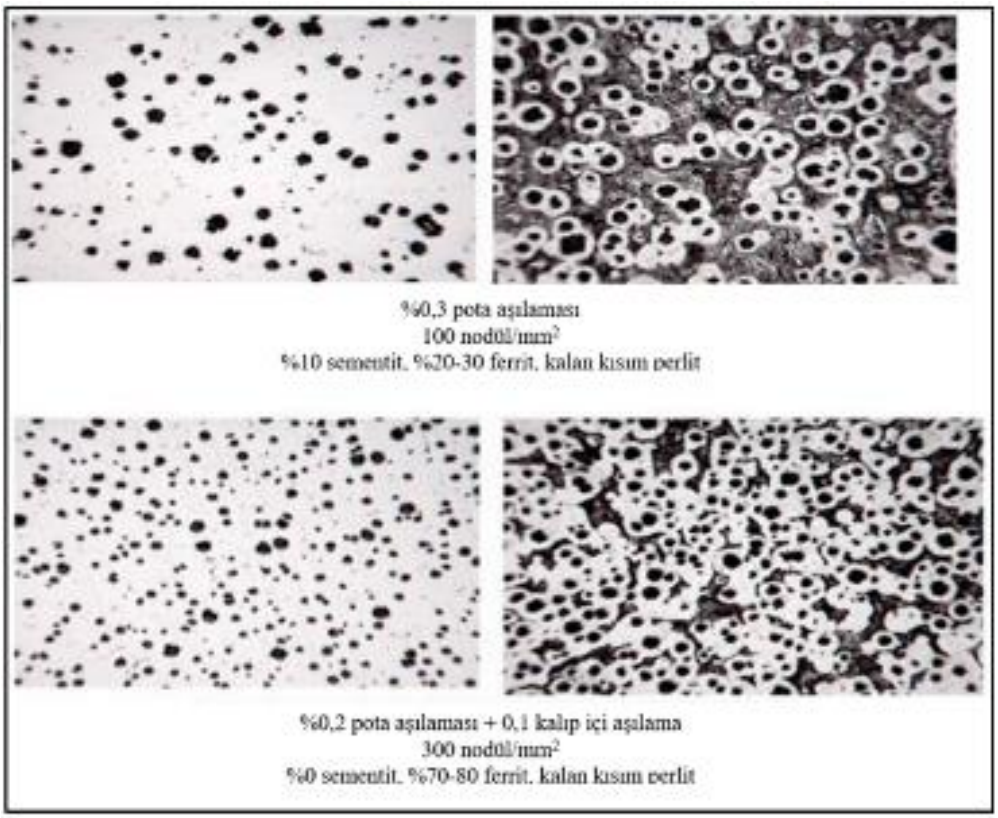
Metalin döküm sıcaklığı, kimyasal bileşimi, dökümü gerçekleştirilen parça kesit kalınlıkları, kalıp malzemesi, ergitme yöntemi ve döküm süresi aşılama prosesinin gerçekleşmesi sırasında proses şartlarını etkilemektedir. Bu nedenle dökümhanelere göre değişkenlik gösteren bir prosestir (Gagn, 2003). Şekil 2.31'den de görüleceği üzere, aşılama değişken yöntemlerle (pota aşılama, tel aşılama, ağız aşılama ve kalıp içi aşılama) gerçekleştirilir.



Şekil 2.31. Aşılama adımlarına göre aşılama türleri

Seri üretim koşullarında genellikle pota aşılaması, geç aşılama işlemi ile desteklenmektedir (Fraś ve Górny, 2012; Maschke ve Jonuleit, 2013). Aşılayıcının türünün belirlenmesi kadar uygulanan prosesin türü ve etkinliği de önem arz etmektedir. Örneğin; pota aşılaması uygulanan bir küresel grafitli dökme mikroyapısı ile pota aşılamasının üzerine toplamda aynı oran olacak şekilde kalıp içi aşılayıcının uygulanması

sonucu nodül sayısında ve ferrit oranında önemli bir artış sağlanabilir. Aynı koşullarda sementit miktarında ve perlit oranında da önemli azalma gerçekleştirilebilir. Şekil 2.32'de verilen mikroyapı örnekleri bu tür bir uygulamanın varlığına işaret etmektedir (Maschke ve Jonuleit, 2013).



Şekil 2.32. Aşılama türüne göre mikroyapısal bileşenlerin değişimini gösteren mikroyapı örnekleri (Maschke ve Jonuleit, 2013).

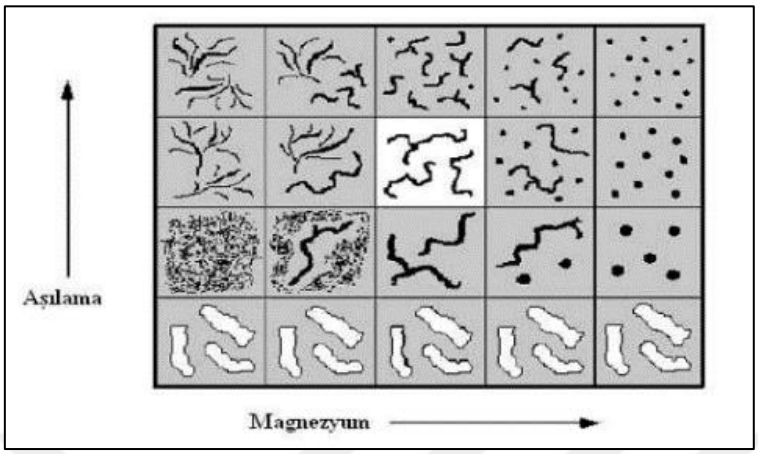
Uygun aşılayıcı seçiminde göz önüne alınması gereken bir diğer parametre aşılayıcının sahip olduğu tane boyutudur. Tane boyutu seçiminde ise çoğunlukla metal miktarı ve sıcaklığı ile döküm süresi göz önünde bulundurulur. Bilindiği üzere, aşılayıcın erken çözünebilmesi fayda sağlamaktadır ve çözünme hızının artırılmasında aşılayıcının sahip olduğu tane boyutu belirleyici bir etkendir. Tablo 2.7'de aşılama işlemi ve seçilen aşılayıcının tane boyutuna bağlı olarak aşı etkinliği kıyaslanmıştır. Aşılama prosesleri, yalnızca bir yöntemle kullanılabildiği gibi, proses tasarımına göre farklı iki yöntem bir arada kullanılarak da yapılabilir. Kullanılan prosesler, nihai metalin özelliklerine doğrudan etki etmektedir. Görüleceği üzere, aşı etkinliği doğrudan aşılamanın türü ve tane boyutu ile doğrudan etkileşim içerisindedir (Maschke ve Jonuleit, 2013).

Tablo 2.7. Aşılama işlemine ve seçilen aşılayıcının tane boyutuna göre aşı etkinliğinin karşılaştırılması (Maschke ve Jonuleit, 2013)

Aşılama işlemi	Açıklama	Tane boyutu	Aşı etkinliği
Pota aşılaması	Ön aşılama, Ocakta, Ocaktan potaya alınırken, Tretman sırasında, Transfer potasından döküm potasına alınırken	0,6-6,0 mm potaya alınan metal miktarı belirleyicidir.	Kalıp içerisine döküm gerçekleşene kadar aşı etkinliği hedeflenmektedir. Uzun süre etkinliğini koruması beklenir. Aşı sönüm süresine dikkat edilmelidir.
Tel aşılama	Ocakta, Ocaktan potaya alınırken, Küreselleştirme sırasında	Tel içerisinde toz halinde	Genellikle magnezyum ile küreselleştirme tel yöntemiyle yapılıyorsa, özlü şekilde aşılayıcı da beraberinde verilerek sağlanır. Tel verme hızı ile takibiyle kontrollü bir süreçtir. Hazır alınan telde giriş kalite kontrol zorluğu bulunmaktadır.
Ağız aşılama (Stream aşılama)	Potadan kalıp içerisine alınırken	0,2-0,7 mm	Homojen olarak verilmesinin sağlanması için otomatik olarak aşı veren makinalar kullanılmaktadır. Kalıp içerisine verildiğinden aşı sönüm süresinden ziyade etkili aşılayıcıların seçimine olanak verir. %0,2 oranı geçilmemelidir.
Kalıp içi şşılama	Döküm kalıbı içerisinde	Blok aşılayıcı derece ağırlığı belirleyicidir.	Kalıp içerisine dolum esnasında mümkün olan en geç noktada aşılayıcı sağlanmış olur. Etkilidir. Ancak yolluk tasarımı önem kazanır.

Magnezyum ile küreselleştirme işlemi bilindiği üzere grafitin morfolojisini belirlerken, aşılama işlemi ise grafit boyutunun belirlenmesinde önemli bir etki seviyesine sahiptir. Aşılama ile katılaşma matriksinde bir taraftan nodül sayısı, diğer taraftan da oluşan nodül sayısına bağlı nodül boyutu da değişkendir. Esasen bahsi geçen her iki işlem birbirleriyle etkileşim halindedir. Şekil 2.33'te verilen şematize çizimler ile grafit morfolojisinin ve yoğunluğunun bu iki prosesin etkinliğine ne denli bağlı olduğu gösterilmiştir. Şematize

görsel magnezyum miktarının ve aşılamanın arttırılması ile ideal küreselleştirilmiş grafit içeren matriks yapısına ulaşılabileceğini özetlemektedir (Fraś ve Górny, 2012).

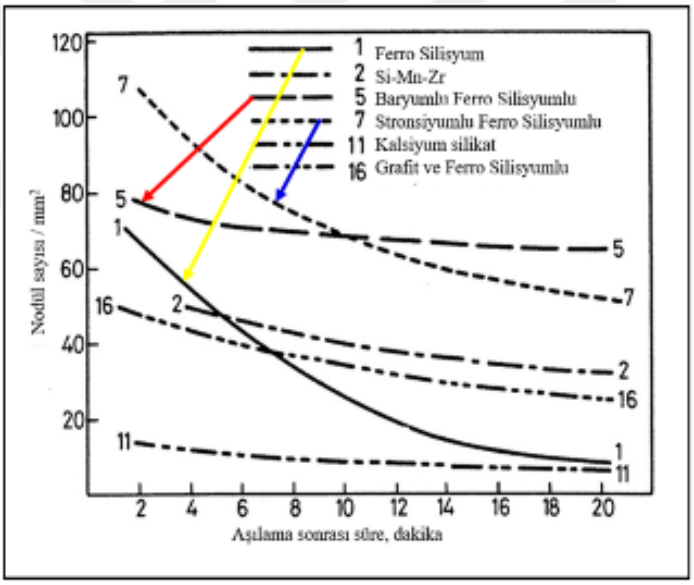


Şekil 2.33. Magnezyum ile küreselleştirme ve aşılamanın grafit morfolojisi ve yoğunluğuna etkisi (Fraś ve Górny, 2012)

Matriks katılaşmasında özellikle grafit nodüllerinin boyutuna ve miktarına etken faktörlerden biri de SiO_2 çekirdekleridir. Bu çekirdekleri oluşturmak için kullanımı yaygın olan ferro-silisyum tek başına etkisiz kalabilmektedir. SiO_2 çekirdeklerinin var olması ve büyümesi için oksijen afinitesi yüksek elementlere de ihtiyaç duyulmaktadır. Böylece istenen matriks tasarısında gerekli olan grafit nodül boyutu ve miktarı da ayarlanmış olur (Mourad vd, 2020).

Aşılama malzemesi olarak kullanılan silisyum esaslı aşılayıcıların bileşiminde genellikle %0,4-2,0 civarı kalsiyum ve aluminyum, %40-60 civarı silisyum bulunmaktadır. Bu ve bazı elementlerin (antimon, baryum, lantan, bizmut, stronsiyum gibi) uygun kompozisyonlarının oluşturulması ile birbirine rağbet eden süreçler açığa çıkabilmektedir. Bu tür aşılayıcıların kullanımı ile bir taraftan curuf oluşumu ve çözünmeme gibi bazı problem oluşurken, diğer taraftan nihai katılaşma yapısında istenen yeteri nodül sayısı, yüksek talaşlı işlenebilirlik ve mekanik özellikler sağlanabilmektedir. Aynı zamanda aşı sönümünün önüne geçilmesi ve uzun süreli aşılayıcı etkinliği gibi süreçlerde katkı elementler ile sağlanabilir. Aşılayıcıların kimyasal bileşiminde bulunan elementlerin oksijen afinetisinin yüksek olması hem kararlı bileşiklerin oluşması hem de grafit çökelmesinin sağlanması açısından oldukça önemlidir (Fay ve Pinel, 2020; Fourmann, 2005).

Küresel grafitli dökme demirler söz konusu olduğunda, aşılama performansının yanında başka beklentilerde aşı değerlendirmesi içerisine dahil olmaktadır. Bu anlamda ön plana çıkan ve ticari olarak en yaygın olarak kullanılan aşılayıcılardan biri de baryum esaslı aşılayıcılardır. Bu tür aşılayıcılar ağırlıkça % 65-75 silisyum ve %1, %2,5, %5 ve %10 gibi baryum içerebilmektedir. Baryum esaslı aşılayıcıların en önemli özelliği yeterli seviyede ve uzun süreli bir aşılama etkinliği sunabilmeleri ve katı curuf miktarını arttırarak kolay metal temizliği sağlayabilmektedir. Esasen bu aşılayıcı türü Şekil 2.34'ten de görüleceği üzere en uzun süre etkinlik gösteren aşılayıcıların başında gelir (Fay ve Pinel, 2020). Alkali toprak elementi olan baryum elementi, çok sayıda kararlı çekirdek sağlayan $BaSO_4$ oluşumunu sağlar. Bu kararlı çekirdeklerde, bu tip aşılayıcıların en etkin olduğu aşı sönümü karşısında uzun süre etkinlik gösterme özelliğini sağlar. Bu da etkili bir aşılayıcı grubu olduğunu göstermektedir (FerroPem TDS).

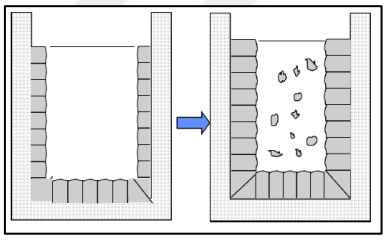


Şekil 2.34. Aşı türünün de bir fonksiyonu olarak aşılama sonrası süreye bağlı nodül sayısı değişimi (Fay ve Pinel, 2020)

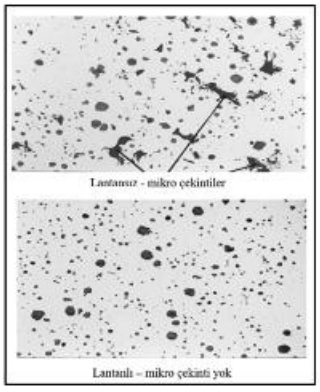
Küresel grafitli dökme demirlerin üretiminde sıklıkla kullanılan aşılayıcılardan biri de bizmut içerikli aşılayıcılardır. Bu aşılayıcılar ile nodülarite ve nodül sayısı önemli ölçüde arttırılmaktadır. Kalın kesitlerde dahi ferritik yapıyı teşvik etmesi ve hızlı soğuma olan ince kesitli dökümlerde çil eğilimini azaltmasından dolayı da bu aşılayıcılar sıklıkla tercih edilir. Ancak bizmut elementinin kullanıldığı aşılayıcılarda, nadir toprak elementleri mutlaka bulunmalıdır. Toprak nadir elementleri, bizmutun kısa süren etki süresini

arttırarak dengelemektedir. Yüksek eser elementli, düşük oksijen ve kükürt içerikli metaller kullanılarak yüksek nodül sayılı ve geliştirilmiş işleme kabiliyetine sahip dökme demir matriksler oluşturulabilir. Aynı zamanda bizmut içerikli aşılayıcı kullanımı ile bileşiminde bir dengeleyici olarak bulunan toprak nadir elementlerine de bağlı olarak nispeten dolayı düşük metalurjik hataların oluşumu mümkündür (FerroPem TDS).

Antimon çok güçlü bir aşılayıcı olup, döküm matriksine yüksek uzama değerlerini kazandırması en önemli özelliğidir. Bu aşılayıcılar homojen etkilerini özellikle sağladıkları yüksek nodülarite ile yüksek nodül sayısıyla gerçekleştirmektedir. Toprak nadir elementi olarak lantanın varlığı bu tür aşılayıcılarda önemlidir. Lantan çok saf bir metal hazırlamada etkin performansını gösteremese de lantanın aşılayıcı olarak kullanılması halinde katılaşma esnasında çok eksenli katılaşma yapısına kolayca ulaşılır. Şekil 2.35'te verilen şematik çizim lantan etkisiyle çok eksenli katılaşmaya geçişi örneklemektedir. Lantanın varlığı aynı zamanda dökümün mikro çekinti eğilimini de belirleyebilmektedir. Şekil 2.36'da lantanın mikro çekinti üzerine etkisi mikroyapı örneklemeleri ile gösterilmiştir (FerroPem TDS).

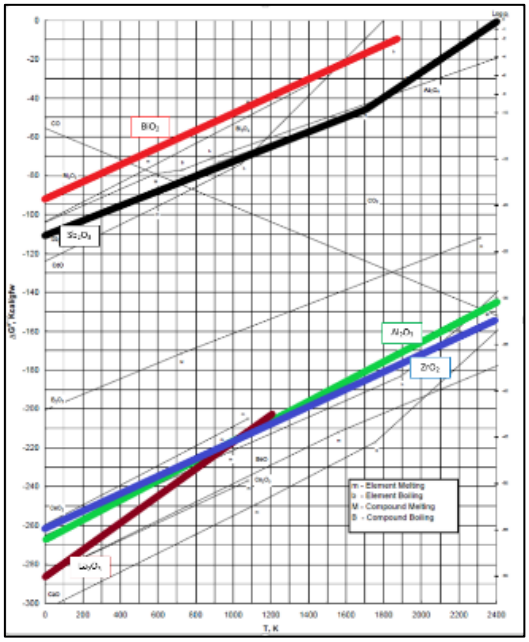


Şekil 2.35. Lantan etkisi ile sütunsu katılaşmadan çok eksenli katılaşmaya dönüşüm (FerroPem TDS).



Şekil 2.36. Lantanın mikro çekinti üzerine etkisini gösteren mikroyapı örnekleri (FerroPem TDS)

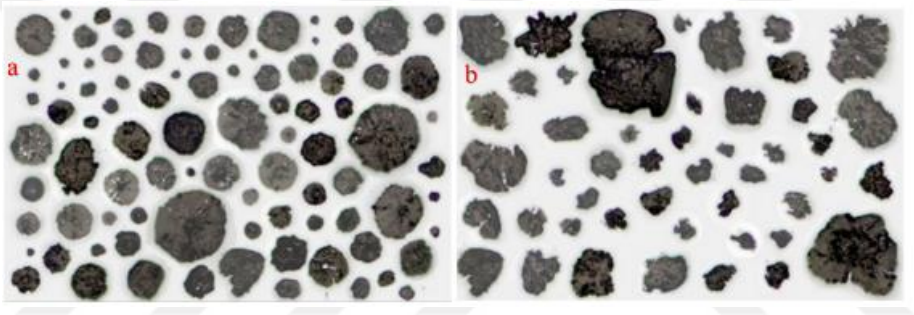
Küresel grafitli dökme demirlerin üretiminde kullanılan aşılayıcılar sadece herhangi bir esas elementli aşılayıcı olmayıp, ticari olarak üretilen modifiye edilmiş aşılayıcılar da kullanılmaktadır. Kolay çözünebilme karakteristiğine sahip bu aşılayıcılara özellikle mangan ilavesi ile ötektik sıcaklık daha düşük sıcaklara çekilebilmekte ve toprak nadir elementlerinin de katkısı ile grafit dejenerasyonları önemli ölçüde azaltılmaktadır. Modifikasyon bazı bileşimlere hem tek/çoklu element katkısı ile hem de esas elementlerin birbirleriyle olan karışımları ile de oluşturulmaktadır. Yüksek nodül sayısı için bizmut, uzun süre aşı etkinliğinin devamı için baryum, çekinti eğilimini dengelemek için lantan ilavesi ile birçok aşılayıcı modifiye edilebilmektedir. Daha öncesinde elementlerin oksijen afinitesinin önemli bir etken olduğu ve özellikle grafitin çökelmesine katkı sağlayacağı vurgulanmıştır. Modifiye aşıların tasarlanmasında oksijen afinitesi de önemli parametrelerden biridir. Bilindiği üzere, aşılayıcıların birbirlerine göre farklı oksitlenme eğilimlerine sahiptir. Bizmut, mangan ve antimonun düşük oksijen afinitesine sahip olduğu, aluminyum, zirkonyum, lantanın ise yüksek oksijen afinitesine sahip olduğu bilinmektedir. Şekil 2.37'de aşılayıcılarda bulunan bazı elementlere özgü farklı oksijenlenme eğilimine ortaya koyan tipik bir sıcaklığa bağlı oksit oluşum serbest enerji grafiği verilmiştir (Howard, 2006). Farklı oksitlenme eğilimlerine de bağlı olarak farklı aşılama performanslarının ortaya çıkması kaçınılmazdır.



Şekil 2.37. Aşılayıcı bileşiminde bulunan bazı elementler için sıcaklığa bağlı oksit oluşum serbest enerji değişimi (Howard, 2006)

2.3. Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Yapısal Unsurlar ve Mekanik Özelliklere Etkisi

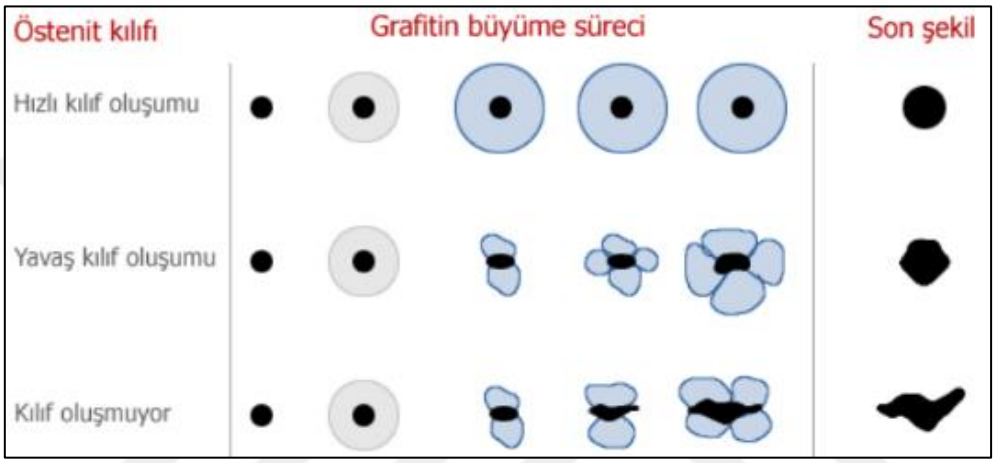
Küresel grafitli dökme demir mikroyapısının önemli bir bileşeni grafittir. Bu tür dökme demirler için grafitin nodülaritesi ve nodül sayısı özellikler için belirleyici iki önemli kavramdır. Nodülarite, küresel grafitli dökme demir mikroyapısındaki grafit nodüllerinin şekil olarak tam bir küreye yakınlık derecesi olarak tanımlanabilir. Kürelerin şekilsel olarak kusursuzluğu arttıkça yüksek küresellik derecesine sahip bir grafit yapısından bahsedilebilir. Şekil 2.38'te düşük ve yüksek nodülarite sergileyen grafitler örneklenmiştir (Friess, 2020).



Şekil 2.38. (a) Yüksek ve (b) düşük küresellik sergileyen grafit nodülleri (Friess, 2020)

Küresel grafitli dökme demir mikroyapıların bazı durumlarda grafit küreleri Chunky, iğnemsi veya patlak grafitler halinde de bulunabilir. Bu tür morfolojiler esasen düşük seviyede küreselleşmeye sahip olan grafit morfolojilerine işaret etmektedir. Dejenere olmuş grafitler dökme demirlerin mekanik özelliklerinde önemli kayıplara neden olabilir. Grafit kürelerinin büyüme sürecinde, büyüme tamamen grafit nodülü etrafındaki östenit fazı içerisindeki karbonun difüzyonu ile mümkündür. Bilindiği üzere, östenit içerisindeki karbon atomları grafit küresine difüze oldukça östenit fazı karbonsuzlaşmakta ve böylece ferrit fazı kararlı hale gelmektedir. Bu durumda kürenin etrafındaki östenit esasen bir kılıf gibi davranabilmekte ve dendritik olarak grafit nodülünü sarmaktadır. Var olan bu östenit kılıfı sıvı ile grafit temasını keserek grafitin şeklini (morfolojisini) koruyabilmesine neden olmaktadır. Östenit kılıfının oluşum hızı yüksekse erken kılıf oluşumu söz konusudur ve bu durumda sıvı metal-grafit teması öncül zamanda kesileceğinden küreler daha yuvarlak bir form kazanmaktadır.

Şekil 2.39'da östenit kılıfının farklı hızlarda oluşumu ve grafit morfolojisine olan etkisi şematik bir çizim ile gösterilmiştir (URL-1). Östenit kılıf oluşum hızının azalmasına bağlı olarak da küreselleşme derecesi azalmaktadır. Parça soğuma hızı, aşılama etkinliği ve alaşım elementleri östenit kılıf oluşumunun hızını doğrudan etkilemektedir. Bizmut, antimon, kurşun, kalay ve aluminyum elementleri küresellik derecesini azaltabilmektedir. Küresellik derecesindeki azalmaya ve özellikle karbür çökelmelerine de bağlı olarak katılaşma yapısının %-uzama değerinde de bir azalma gerçekleşir.



Şekil 2.39. Östenit kılıfı oluşum hızının grafitin küreselleşme derecesine etkisi (URL-1).

Matriks içerisinde birim alana çok sayıda ve homojen dağılımlı yüksek derecede küreselleştirilmiş grafitlerin olması dökme demir matriksi için oldukça önemlidir. Matriks içerisinde homojen dağılımlı grafit küre sayısının artmasına bağlı olarak hem perlit miktarının hem de karbür miktarının önemli ölçüde indirgendiği kabul edilir. Her ne kadar matriks içerisinde perlitin miktarının azaltılması ile dökme demirin mukavemeti azalsa da malzemenin sünekliği artırılmaktadır.

Öte yandan matriks içerisinde karbür miktarının azaltılması ve empüritelerin önemli ölçüde indirgenmesi halinde homojen dağılımlı mikroyapısal bileşenlerin oluşturulması ile eş zamanlı mukavemet ve süneklik arttırılabilir. Yüksek sayıda grafit esaslı kürelerin katılaşma yapısında olması esasen sıvı metalde yüksek karbon kaynağının sağlanmasına bağlıdır. Aynı zamanda yüksek soğuma hızlarının da matriks içerisinde küre sayısında bir artışa neden olacağı da bilinmektedir. Bu açıdan bakıldığında, ince kesitli parçalarda nodül sayıları nispeten daha yüksektir (Domarco, 2004; Çetin, 2016).

Katılaşma yapısı içerisinde bulunan grafit esaslı kürelerin boyutsal dağılımı da en az küreselleştirme derecesi ve küre sayısı kadar özellik değişimine etkendir. Matriks içerisinde küçük ve yüksek sayıda nodüllerin bulunması yüksek mukavemet değerlerine neden olur. Ancak küre çaplarındaki dağılımın farklı değerlerde olması çekinti eğilimini de belirlemektedir. Ötektik katılaşmanın son evresindeki grafit çökelmesi çekinti boşluklarını baskılayarak çekinti eğilimini azaltmaktadır. Kabalaşan grafitler farklı boyutlarda grafit kürelerinin oluşumuna neden olabilmektedir. Çok büyük çaplı grafit nodülleri birincil (primer) grafit olarak tanımlanır. Bu grafit nodülleri ötektik reaksiyonun en başında oluşmakta ve bu tür bir oluşum kalıba bir baskı oluşturarak kalıp boşluğunun hacminin artmasına neden olur. Bu durumda dengelenmesi gereken çekinti boşluğu miktarının artması kaçınılmazdır. Yüksek mekanik özelliklerin kazanımı için sayıca çok, farklı küre çaplarına ve yüksek küresellik derecesine sahip küçük boyutlu grafit nodüllerin matriks içerisinde oluşturulması hedeflenir (Çetin, 2016; Murcia, 2014; Gagn, 2003).

Dökme demirlerin matriksin bulunan grafitin sahip olduğu morfolojinin sadece mekanik değil aynı zamanda bazı fiziksel özelliklere de etkisi olduğu dikkate alınmalıdır. Örneğin, küresel grafitli dökme demirlere kıyasla lamel grafitli dökme demirlerin ısı iletimi daha avantajlıdır. Bu avantajın sağlanmasında grafit yapısı (morfolojisi) belirleyicidir. Küre biçimindeki grafit parçacıklarında birim hacim başına düşen yüzey alanı daha düşük olduğu için küresel grafitin ısı iletimi daha düşüktür. Bu tür bir etkiden dolayı fren diski gibi sürtünme tablalarında çoğunlukla lamel grafitli dökme demir kullanımı yaygındır (Yılmaz, 2012; Çetin, 2016).

Küresel grafitli dökme demirlerin matriks yapısında ferrit ve perlit fazları bulunmaktadır. Ferritik bir matriks perlitik bir matrikse göre daha yumuşak (düşük mukavemet) ve sünek bir davranış sergiler. Kimyasal kompozisyonda kalay, nikel, krom ve bakır gibi elementleri olması halinde matriks içerisinde perlit oluşumu sağlanır. Bu elementlerin hedeflenen bileşimsel aralıkta olması halinde %100 perlitik bir dökme demir matriksine ulaşılabilir. Matriks içerisindeki perlit faz miktarındaki artışa da bağlı olarak dökme demirlerin hem sertliğinde hem de akma ve çekme mukavemetinde önemli bir artış sağlanabilir. Yüksek grafit içeren matrikslerde perlit oranı nispeten daha düşük kalabilmektedir. Bu ise ötektik katılaşma sürecinde karbon kaynağının önemli bir

kısmının grafit çökelmesinde kullanımındandır. Küresel grafitli dökme demir matriks içerisinde karbürler de yer alabilir ve bu karbürlerin varlığı ile malzemenin mukavemetinde önemli bir artış sağlanır. Karbür türüne ve miktarına da bağlı olarak artan karbür miktarına karşılık akma mukavemeti artarken çekme mukavemet değerinde bir miktar azalma olabilir. Yüksek küreselliğin sağlandığı matriks içerisinde karbürler yer alsa bile çekme mukavemetinde bir azalma gerçekleşebilir. Karbürler doğası gereği sert ve kırılgan fazlardır. Bu tür yapılar matriks içerisinde varlığı yük altında plastik şekil değişim kabiliyetini de azaltacaktır. Matriks içerisine gömülü bu sert partiküller aynı zamanda dökme demirin talaşlı işlenebilirliğini de azaltacaktır (Bahubali, 2013; Górny, 2013; Kırcalı, 2006; Çetin, 2016). Küresel grafitli dökme demirlerin diğer dökme demirlere göre çekme mukavemet değerleri incelenecek olunursa, 400-900 MPa aralığında küresel grafitli dökme demir matriksleri üretilebilmektedir. Lamel grafitli dökme demirler ile kıyaslandığında küresel grafitli dökme demirlerin akma mukavemet değerlerinde de bir üstünlük bulunur. Minimum çekme mukavemet değerine sahip bir küresel grafitli dökme demirde 250 MPa akma mukavemetine ulaşılabilir. Tipik bir lamel grafitli dökme demirde ise bu değer yaklaşık bir çekme mukavemetine eşdeğerdir.

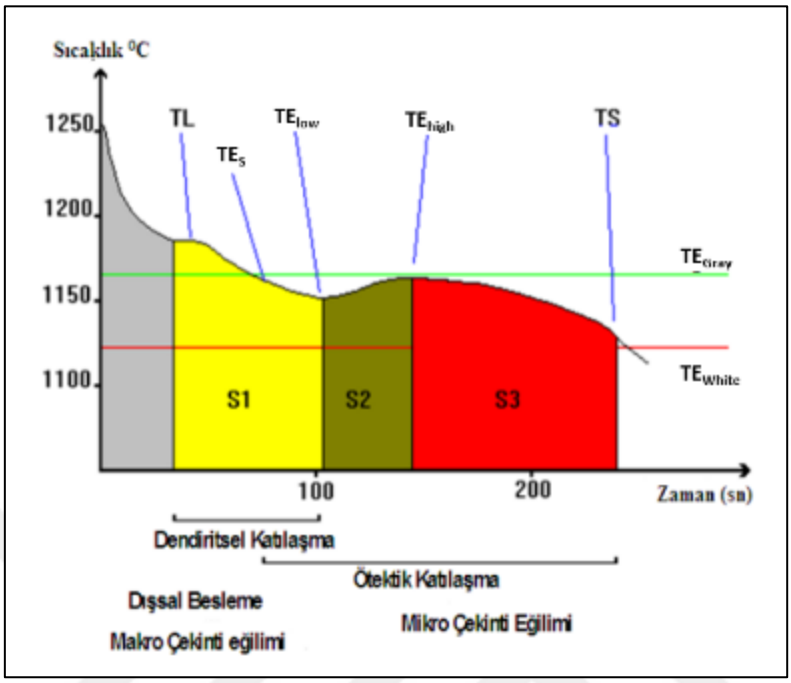
Küresel grafitli dökme demirlerin %-uzama değerlerine bakıldığında, lamel grafitli dökme demirlere kıyasla daha yüksek değerler sergilediği açıktır. Herhangi bir yük altında çoğunlukla gevrek kırılma karakteristiği sergileyen lamel grafitli dökme demirlere karşılık küresel grafitli dökme demirler yüklenme altında % 2-30 aralığında değişken bir şekil değişim kabiliyetini ortaya koyabilmektedir. Yük altında şekil değişimi kabiliyetinin daha yükse olduğu uygulamalar yönelik yüksek uzamalı küresel grafitli dökme demirleri günümüzde üretmek mümkündür. Küresel grafitli dökme demir matriksleri, lamel grafitli dökme demir matrikslerine göre daha sert olabilir. Sertlikleri 150-300 HB aralığında olabilmektedir. Sertlik üstünlüğünün sağlanmasında matriks içerisinde bulunan perlitin ve karbürün etkisi yüksektir. Her ne kadar lamel grafitli dökme demirlere göre küresel grafitli dökme demirler daha sert olsa da bu malzemelerin darbe dayanımları lamel grafit yapısına göre daha yüksektir. Bilindiği üzere, lamel grafitli dökme demirlerde grafitler çatlak çekirdeklenmesi ve ilerlemesi sürecinde aktif rol oynamakta ve bu davranış ile malzemenin darbe dayanımı önemli ölçüde azalmaktadır. Lamel grafitli dökme demirlere kıyasla özellikle ferritik matriksli küresel grafitli dökme demirlerin daha yüksek darbe dayanımı sergilediği söylenebilir (Kırcalı, 2006; Ovalı, 2012).

3. ADAPTİF TERMAL ANALİZ KULLANILARAK AŞILAMA İŞLEMİNİN ETKİNLİĞİNİN KONTROLÜ

Dökme demirin yapısına da bağlı olarak özelliklerini tahmin etmek için dökme demirin soğuma eğrisi ve soğuma eğrisinin türevi yani soğuma hızı kullanılmaktadır. Soğuma eğrisi dökümü gerçekleştirilecek malzemenin kimyasal kompozisyonuna, kalıp malzemesine ve soğutma koşullarına bağlı olarak değişkenlik gösterebilmektedir. Bilindiği üzere, ötektik altı dökme demirlerde östenit, ötektik üstü dökme demirlerde ise grafit oluşumu ekzotermiktir. Bu yayılan ısıya göre, standart numuneler ile termal analizin gerçekleştirildiği yazılım verisi kıyaslanarak en doğru karbon eşdeğerine de ulaşılmaktadır. Bu durumda soğuma eğrisinin çıkartılmasına ve soğuma eğrisinin yorumlanması katkı verebilen adaptif termal analiz süreci fayda sağlamaktadır (Seidu ve Riposan, 2011). Bu bölümde, çoklu literatür alıntılamaları ile adaptif termal analiz (ATAS) eğrilerinde var olan kritik noktalar tanıtılacak olup, eğri üzerinde işaretlenen kavramların aşılama etkinliğine, malzeme mikroyapısına ve özelliklerine olan etkileri üzerinde durulacaktır.

Şekil 3.1'de adaptif termal analize göre elde edilen tipik bir soğuma eğrisi ve katılaşma bölgeleri gösterilmiştir (Aytaçoğlu, 2012). Soğuma eğrisinin çizimi sırasında yazılım yaklaşık her 1,2 saniyede bir sıcaklık değerini numune metalden okuyarak kaydeder ve soğuma eğrisi grafiğini çıkarır. Bu veriler ışığında belirlenen plato noktalarının katılaşma eğilimini belirlediği görülmektedir. Dendritsel katılaşma veya ötektik katılaşmanın dağılımı da dökümü yapılan malzemede makro veya mikro çekinti eğilimi hakkında fikir vermektedir. Soğuma eğrisi esasen Şekil 3.1'den de görüleceği üzere gri katılaşma sıcaklığı (TE_{Gray}) ile beyaz katılaşma sıcaklığı (TE_{White}) sıcaklıkları arasında zamana bağlı olarak değişen bir eğridir. Bu eğri üzerinde, metalin numune kabı içerisine döküldüğü sıcaklık (T_M), östenitik sıvılaşma sıcaklığı (T_L), ötektik katılaşma başlangıç sıcaklığı (TE_S), düşük ötektik sıcaklığı (TE_{low}), yüksek ötektik sıcaklığı (TE_{high}) ve ötektik katılaşmanın tamamlandığı sıcaklık (T_S) bulunmaktadır. Soğuma eğrisi üzerinde bulunan TE_{Gray} esasen karbonun grafit olarak çökelmesi için teorik bir sıcaklıktır. Mümkün olduğunca yüksek tutulması istenir. Kimyasal kompozisyonda yer alması halinde Ni, Cu, Co, Al, Pt gibi elementler grafit ötektik sıcaklığını yükseltebilmektedir. Buna karşın

kompozisyonda Cr, V, Ti, Mn, Sn, Mo, Sb, V, Mg, P gibi elementlerin varlığı nedeni ile grafit ötektik sıcaklığını azalmaktadır.



Şekil 3.1. Soğuma eğrisi ve katılaşma bölgeleri (Aytaçoğlu, 2012)

TE_{White} ise karbonun sementit (Fe_3C) olarak çökelmesi için teorik bir sıcaklıktır. Mümkün olduğunca düşük olması, beyaz katılaşmadan uzak katılaşmaya fırsat vermesi için önem taşımaktadır. Cr, V, Ti, Al, Pt elementleri karbür ötektik sıcaklığını yükseltmesine karşın, Si, Ni, Cu, Co, Mn, Sn, Mo, Sb, V, Mg, P elementleri karbür ötektik sıcaklığını düşürmektedir. TE_{Gray} ve TE_{White} arasında kalan bölgeye ise denge ötektik sıcaklık aralığı denilmektedir. TE_{White} sıcaklığı altında beyaz katılaşma, TE_{Gray} sıcaklığı üzerinde ise grafitler kabalaşır. Bu aralığın büyük olması ötektik katılaşmanın farklı fazlar oluşmaksızın, daha dengeli gerçekleşmesini sağlamaktadır. Si, Ni, Cu, Co ve Al gibi elementler bu sıcaklık aralığını arttırıcı yönde etki göstermektedirler (Seidu ve Riposan, 2011; Aytaçoğlu, 2012).

Yazılımın ölçtüğü değerlere göre gri ve beyaz katılaşma sıcaklıkları silisyumun bir fonksiyonudur. Bu sıcaklık değerlerinin kimyasal kompozisyonda bulunan silisyum miktarına olan bağımlılığı Eşitlik 3.1 ve 3.2'de verilmiştir. Bu eşitlikler kullanılarak Eşitlik 3.3-3.5'te tanımlanan ΔT_1, ΔT_2, ΔT_3 verileri eğrilerin yorumlanması ve özellikle

aşı etkinliği için kullanılır. Ötektik katılaşma sırasında en önemli bölgenin alt soğuma bölgesi olduğu bilinmektedir. Bu bölgeyi azaltmak için kullanılan aşılama prosesinin, etkinliği bu kritik noktanın bulunduğu bölgeyi, genişliği tespit etmekten geçmektedir. Bu nedenledir ki, bu bölgeyi tanımlayan TE_{low} ve TE_{high} sıcaklıklarının, hem TE_{Gray} sıcaklığına, hem TE_{White} sıcaklığına olan konumu, sıcaklık farklarıyla tanımlanmaktadır. Tüm bu eşitlikler katılaşmada çil noktasından ne seviyede uzaklaştırıldığına işaret etmektedir. Bilindiği üzere, aşılama ile katılaşma çil oluşum eğilimi engellenmek hedeflenir. (Seidu ve Riposan, 2011; Persson vd., 2010).

$$TE_{Gray} = 1153°C + 6.7(\%Si) \quad (3.1)$$

$$TE_{White} = 1147°C - 12(\%Si) \quad (3.2)$$

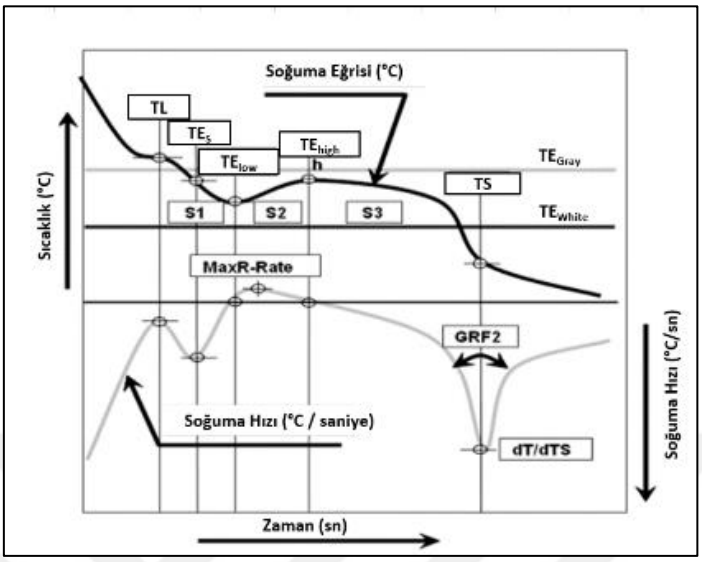
$$\Delta T_1 = TE_{low} - TE_{White} \quad (3.3)$$

$$\Delta T_2 = TE_{high} - TE_{White} \quad (3.4)$$

$$\Delta T_3 = T_S - TE_{White} \quad (3.5)$$

Ötektik katılaşmanın gerçekleşmesini anlamak için soğuma eğrisi ve soğuma hızı eğrisinin birlikte ele alınması gerekmektedir. Bir numunenin termal olarak incelenmesi sırasında da bu iki eğriden yararlanılır. Zamana göre sıcaklık değişimini gösteren eğri soğuma eğrisi, bu eğrinin I. türevi alınarak oluşturulan soğuma hızının zamana bağlı değişimini gösteren eğri ise soğuma hızı eğrisi olarak adlandırılır. Soğuma eğrisi üzerindeki kritik noktalar, Şekil 3.2'de verilen soğuma hızı eğrisindeki pik oluşturan noktalardan yararlanılarak belirlenir. Katı çökelmesinin başladığı sıvı sıcaklığı liküdüs sıcaklığı (T_L) olarak adlandırılır. Soğuma eğrisi üzerindeki ilk duraklama sıcaklığı iken aynı zamanda soğuma hızı eğrisindeki ilk pik noktasıdır. Bu noktanın TE_{low} sıcaklığı ile eşit olması istenir ve soğuma hızı eğrisindeki 0°C/sn üzerindeki ilk noktadır. Ötektik katılaşmanın gerçekleşmesi eğri ile TE_{Gray} sıcaklığının kesiştiği noktada ötektik başlangıç sıcaklığı (TE_S) olarak belirlenir. Bu nokta teorik olarak ötektik katılaşmanın başladığı noktadır ve çok derin olmaması istenir. TE_{low} sıcaklığı düşük ötektik sıcaklığı olup, soğuma hızı eğrisindeki 0°C/sn üzerindeki ikinci noktadır. Bu noktada ekzotermik reaksiyon endotermik reaksiyona dönüşmekte olup, aşılama için en önemli değerlerden olan alt soğuma değerini belirlemektedir. Bu nedenle özellikle aşılama etkinliğinde en pratik takip noktasıdır. TE_{high} sıcaklığı yüksek ötektik sıcaklığıdır. Eğilimin tekrar

ekzotermiğe döndüğü noktadır. Yüksek soğutma hızlarında görülmemesi de olasıdır. Ve soğuma hızı eğrisindeki 0°C/sn üzerindeki üçüncü noktadır (Persson vd., 2010).



Şekil 3.2. Tipik bir soğuma eğrisi ve soğuma eğrisinin I. türevi (Persson vd., 2010)

Katılaşmanın bu evresinde türetilen denklemler ile yeni değerler üzerinden de değerlendirmeler yapılmaktadır. Bu değerlendirmelerin yapıldığı bölgeler katılaşmanın en önemli olduğu grafitleşme bölgeleridir. Bu değerler; TE_{low}, TE_{high} ile TE_{Gray} ve TE_{White} arasındaki potansiyel farklardan türetilmiştir. Aşırı soğuma sıcaklığı, TE_{low} sıcaklığının TE_{Gray} sıcaklığına olan uzaklığını göstermektedir. TE_{Gray} ve TE_{White} arasındaki potansiyel farktan büyük olması serbest karbürlerin oluşumunu işaret etmektedir. Aşılama aşırı soğumayı azaltacaktır. Eğer TE_{low} sıcaklığı ile TE_{White} sıcaklığı arasındaki fark, sıfırdan küçük olursa yani TE_{low} sıcaklığı TE_{White} sıcaklığı altında kalırsa çil oluşur. Aşılama TE_{low} sıcaklığını yükselteceğinden bu farkı da arttıracaktır. TE_{high} sıcaklığının TE_{White} sıcaklığına göre potansiyeli değerlendirildiğinde, 0'dan büyük olması halinde çil oluşumu görülmeyeceğinin göstergesidir. Aşılama TE_{low} sıcaklığına göre çok daha az TE_{high} sıcaklığını arttırmaktadır (Persson vd., 2010).

Aşı değerlendirmelerinde en kritik değerlerden birisi de "R" değeridir. Yeniden kristalleşme anlamına da gelen "recalescence" değeri (R) alt soğuma değeri olarak da adlandırılır. TE_{low} ile TE_{high} arasındaki farktır. Ötektik katılaşmanın ilk kısmı sırasında çökelen östenit ve grafit miktarını yansıtır. Dolayısıyla yumuşak kalıplarda çok yüksek R değeri zararlı olabilir. İdeal değerler, kalıp tipine ve döküm modülüne bağlı olmakla

birlikte 2-5°C aralığı ideal kabul edilir. Soğuma hızı eğrisinde bulunan kritik değerler ise, maksimum yeniden kristalleşme hızı (MaxR-rate) TE_{low} ve TE_{high} arasındaki soğuma eğrisinin soğuma hızı eğrisinde denk gelen I. türevin maksimum değeridir (Seidu ve Riposan, 2011).

Katılaşmanın son evresini incelediğimizde, katılaşma bitiş sıcaklığı (T_S), soğuma hızı eğrisinden gelen dT/dT_S değeri ve soğuma eğrisinden türetilen T_S-TE_{White} değerleri karşımıza çıkmaktadır. Düşük T_S değeri ters çil oluşumunun göstergesidir. Bu değer aynı zamanda çekintiye karşı yüksek hassasiyeti de göstermektedir. T_S-TE_{White} katılaşma sonundaki aşırı soğumayı göstermektedir. Genelde negatif bir değerdedir. Bu değerin -20°C'dan daha düşük olması halinde katılaşmada hücreler arası karbürler, ters çil ve mikro çekinti oluşumu artar. Aşılama ile bu değer düşer ve bu hataların görülme olasılığı da azalır. dT/dT_S katılaşma sıcaklığında, soğuma hızı eğrisinin verdiği derinliğin göstergesidir. Sfero dökümlerde bu değer -3.0'dan az olmalıdır (Seidu ve Riposan, 2011; Persson vd., 2010; Aytaçoğlu, 2012).

Bir numunenin katılaşması sırasında gerçekleşen olayları incelediğimizde, numunenin alınmasıyla soğuma başlar ve termal analizce kaydedilir. Liküdüs sıcaklığına numune sıcaklığı ulaştığında, soğuma hızı eğrisi 0°C/sn olarak görülür. Burada yarı yatay bir plato görülür, bunun anlamı alınan ve açığa çıkan ısının tam olarak dengelendiğidir. Numune kabında grafitin merkeze kadar büyümesi için geçen süre, soğuma hızı eğrisinde oluşan yatay platonun bir fonksiyonudur. Akabinde, hem sıvı hem de birincil grafitlerin kristalleşmesi sırasında ergiyikte büzülme olur. Sıcaklık düşüşü, hız eğrisinin en alt noktası olan TE_S'de ötektik katılaşma başlayana kadar ve TE_{low} sıcaklığına kadar devam eder. TE_{low} sıcaklığında aynı anda östenit ve grafitin çökeldiği ötektik reaksiyon başlar. Bu bölge ATAS termal analiz cihazında ise S1 alanı olarak tanımlanmaktadır (Şekil 3.1). T_L sıcaklığından, TE_{low} sıcaklığına kadar esas olarak birincil ostenit çökeltisi vardır. Hesaplanan S1, ötektik altı demirdeki birincil östenit ve ötektik üstü demirdeki birincil grafit miktarının bağıl değeri olup, dendiritik katılaşmayı temsil eder (Seidu ve Riposan, 2011; Persson vd., 2010; Aytaçoğlu, 2012).

Soğuma hızı eğrisinde, TE_{low} sıfır noktası olarak görülür ve bu noktadan sonra numune ısınmaya başlar. Bu sıfır noktasında, ötektik reaksiyon meydana gelir ve yeniden kristalleşme enerjisi, sıcaklığın grafit yeniden kristalleşme sıcaklığıyla TE_{high} sıcaklığına

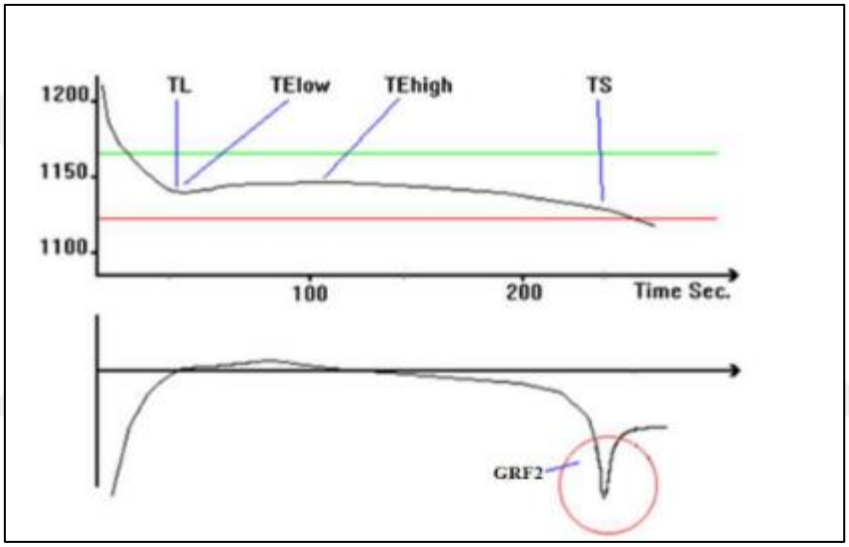
yükselmesine neden olur. TE_{high} sıcaklığında, soğuma hızı grafiğinde üçüncü kez sıfır noktası oluşur. Bu son iki sıfır noktası arası sıcaklık farkına yeniden kristalleşme (R) denir, aynı zamanda soğuma eğrisinde ilgili bölgenin altında kalan alan S2 alanı olarak adlandırılır. Dendritik katılaşma tamamlanmış, ötektik katılaşma başlamıştır bu bölgede (Seidu ve Riposan, 2011; Aytaçoğlu, 2012).

Aşılanmamış dökme demir, TE_{low} ve TE_{high} sıcaklıkları ile karakterize edilir. Aşılama bu sıcaklıkların her ikisini de artırsa da, artışın miktarı aşılayıcıların gücüne bağlıdır. TE_{low} değerinde baz metale göre artış ne kadar yüksekse, aşılayıcının veriminin o kadar yüksek olduğu söylenebilir (Seidu ve Riposan, 2011). TE_{high}, gizli ısı adı verilen doğal ısının salınması nedeniyle sıcaklıktaki artış sonucunda ulaşılır. R, ötektik katılaşmanın ilk kısmı sırasında çökelen östenit ve grafit miktarlarını da yansıtır. Hacim genişlemesi yüksek olduğundan ve kalıp boşluğunun boyutunu artırabileceğinden, özellikle yumuşak kalıplarda çok yüksek R değeri zararlıdır. R değerinin yüksek olması primer grafit oluşumunu gösterir, bu hem bu aşamada kalıp duvarlarının zorlanmasını, hem de genleşmenin dengelenmesini sağlayan ikincil grafit oluşumu için çözünmüş grafit rezervini azalttığını göstermektedir. Kalıp özelliklerine bağlı olmakla birlikte, ideal değer olarak 5°C sıcaklığı geçmemelidir. Daha düşük değerler aşının daha yüksek verimle çalıştığını göstermektedir (Seidu ve Riposan, 2011; Aytaçoğlu, 2012).

Adaptif termal analiz verileri kullanılarak matriks mikroyapısının belirlenmesine yönelik çalışmalarda GRF1 ve GRF2 olarak tanımlanan birincil ve ikincil grafitleşme süreçlerinin önemli bir yeri vardır. GRF1 değeri yüksek olursa birincil grafit miktarının düşük olduğu gözlemlenir. Etkinliği yüksek aşılayıcılar R değerini düşürürken, GRF1 değerini yükseltecektir. GRF1 değerini yükseltme nedeni, rezerv karbonu, birincil olarak değil geç çökelecek grafitler olarak saklanması ile ilgilidir. Doğal olarak erken çökelen grafit olmadığında, kalıp deformasyonu daha az olacaktır ve bu durumda birincil grafit genleşmesi ile ortaya çıkan boşlukların büzülme sırasında dengelenme gerekliliğini azaltacaktır. Farklı bir bakış açısıyla, R değeri yükseldikçe istenmeyen düşük nodül sayısı, duvar genişleme etkileri ve erken grafit genleşmesini de göstermektedir (Seidu ve Riposan, 2011).

Ötektik hücre sınırlarının katılaşmasının tamamlanması nihai katılaşmanın gerçekleştiği TE_{White} sıcaklığına göre 100°C'ye kadar daha sonra gerçekleşebilir (Seidu ve Riposan,

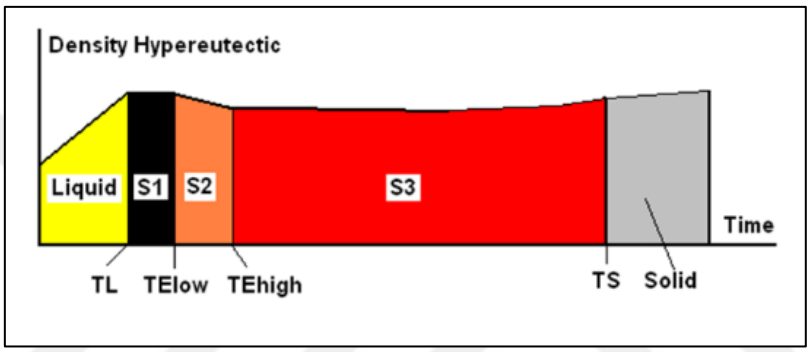
2011). Bu noktada ise devreye GRF2 değeri girer. GRF2 değeri katılaşmanın sonunda verilen soğuma hızının birinci türev eğrisinde verdiği derin pik değerinin açıklığı anlamına gelir (Şekil 3.3). Bu aralığın dar olması, dolayısıyla GRF2 değerinin düşük olması istenir. Bu değerin düşük olması yüksek nodül sayısının olduğunu gösterir. Mikro çekinti ile doğrudan bağlantılıdır. Yüksek olması halinde mikro çekinti oluşma potansiyeli yükselmektedir. Ayrıca TE_{high} ile T_S sıcaklıklarının altında kalan alana ise S3 alanı denir. Bu bölge ikincil grafit çökelmesini göstermekte olup, büyük bir alan değerine sahip olması istenir. İkincil grafitler, genleşme sırasında oluşan boşlukları büzülme hareketi sırasında dengeleyebilmektedir (Aytaçoğlu, 2012).



Şekil 3.3. Adaptif termal analiz ile elde edilen soğuma eğrisinde GRF2 bölgesinin gösterimi (Aytaçoğlu, 2012)

Katılaşma ısısının çoğu tükense bile demirdeki düşük ergimeli fazlar hala sıvı haldedir. Bu faz konsantrasyonları yüksekse, katılaşma sonu sıcaklığı daha düşük olacaktır. Solidus (ötektik katılaşma) sıcaklığı ile katılaşma sıcaklığının sonu arasındaki fark, bu düşük ergime noktalı fazların konsantrasyonunun bir göstergesidir. Bu nedenle T_S-TE_{White} farkı katılaşma sonu davranışının belirlenmesi için önemli bir parametredir (Seidu ve Riposan, 2011). Genel olarak, etkili dökme demir aşılamanın amacı, katılaşmayı ötektik katılaşma sıcaklık aralığında mümkün olan en yüksek sıcaklıkta başlatmaktır. Aşılama, kararlı östenit - grafit katılaşmasını destekler ve östenit - karbür katılaşmasını en aza indirir (Seidu ve Riposan, 2011). Katılaşma ve yoğunluk ilişkisine bakıldığında ise, katılaşma

süresince metalin nerelerde genleşip, nerelerde büzüştüğünü dolayısıyla nerelerde yoğunluğunun azalıp nerelerde arttığını görebiliriz (Şekil 3.4). Bu da metale olan besleme ihtiyacını ortaya çıkarmaktadır. Başlangıçta yoğunluk artar, bu da sıvı halde bir hacim düşüşüne neden olduğunu göstermektedir. T_L sıcaklığına ulaşıldığında birincil grafit çökelir ve genleşir. Bu fazda, S1 alanında genleşme ve büzülme hemen hemen aynıdır, yani yoğunluk değişmez. TE_{low} sıcaklığında, ötektik grafit çökelerek genleşmeye neden olur. TE_{high} sıcaklığına ulaşılana kadar ki ilk kısım, S2 ve R değerini gösterir. Daha sonra ötektik katılaşmanın ikinci aşaması başlar. Sonra yoğunluk katı halde daha da artar ve parçada büzülme görülür (Sillén ve Case, 2007).

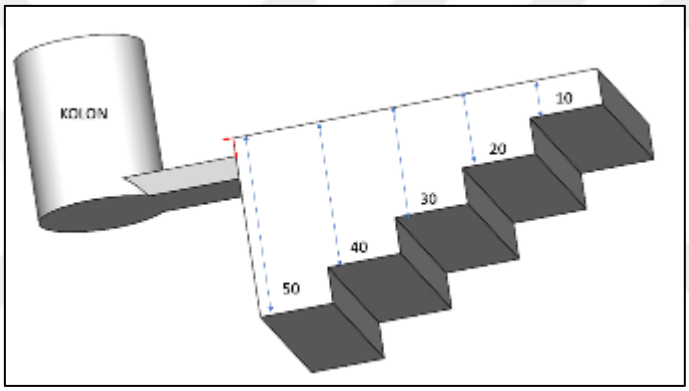


Şekil 3.4. Yoğunluğun ötektik katılaşma boyunca değişimi (Sillén ve Case, 2007)

4. MALZEME VE YÖNTEM

4.1. Ergitme, Aşılama ve Katılaşma Süreci

Tez çalışması kapsamında, EN-GJS-400-15 kalite malzeme dökümü hedeflenmiş ve tüm döküm çalışmaları Efesan Ferro Döküm A.Ş altyapı desteği ile gerçekleştirilmiştir. Döküm faaliyetlerinde Şekil 4.1'de şematik çizimi verilen 10-50 mm aralığında basamak numune kalıbı açma derece yardımıyla ve el kalıplama yöntemiyle dikey tesiste kullanılan yaş kalıplama kumu kullanılarak elde edilmiştir. Toplamda 20 adet basamak numunesi kalıplanmış olup, Tablo 4.1'de kalıplamada kumun ait bazı özellikler listelenmiştir.



Şekil 4.1. 10-50 mm aralığında basamak numunesine ait şematik bir çizim.

Tablo 4.1. Kalıplama kumuna ait bazı özelikler

Basma mukavemeti (g/cm^2)	2285	Dağılma-Shatter (%)	75
Kesme mukavemeti (g/cm^2)	519	Aktif kil (%)	8,95
Islak çekme mukavemeti(N/cm^2)	0,30	Kömür tozu + ölü kömür tozu (%)	9,09 + 1,16
Nem (%)	3,70	Yanma kaybı (%)	5
Gaz geçirgenliği (mm-H_2O)	89	Uçucu madde (%)	1,89
Kompaktibilite (%)	39	<0,002 inceler boyutlular (%)	10,80

Ocakta metal hazırlığı aşamasında 1200 kg pik, 1200 kg çelik hurda ve 1600 kg EN-GJS 400 dökümhane araişi ve 30 kg SiC (ağırlıkça %61-66 Si, %22-26 C içerikli ve %90 verimli) kullanılmıştır. Ergitme işlemi orta frekanslı 3500 kW güce ve 4000 kg kapasiteye sahip Inductotherm Dual-Track indüksiyon ocağında gerçekleştirilmiştir. Ocak içerisinde sıvı metalin 1520°C sıcaklığa erişmesini takiben bir analiz pulu ile karbon ve kükürt kontrolü için çapak numunesi alınmıştır. Kimyasal analizin belirlenmesinde tipik bir optik emisyon spektrometresi (Spectro-MAXx) kullanılmış olup, karbon ve kükürtün

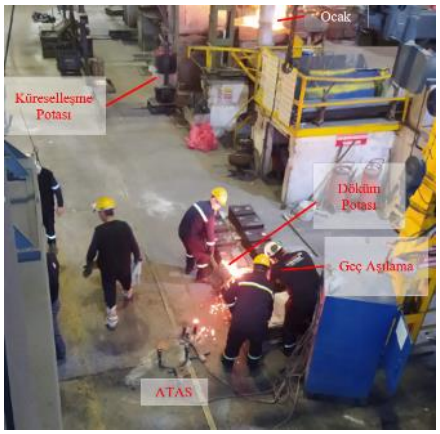
yanması sonrası oksit halindeki gazları tespit ederek yanma kayıplarını da belirleyen özgü bir spektrometreden (LECO-Cs230) de faydalanılmıştır.

Ocak analizi uygun bulunan şarj malzemesine üzerine Tablo 4.2'de kimyasal bileşimi verilen % 1,4 oranında Fe-Si-Mg katkısı ile küreselleştirme işlemi gerçekleştirilmiştir. Küreselleştirme için kullanılan cepli potaya Fe-Si-Mg ilavesi sonrası şarj metal üzerine kırpıntı çelik pulları ile cep dövülerek sıkıştırılmış ve bu sayede reaksiyonun tüm metal alındıktan sonra başlaması sağlanmıştır. Bu aşamada 200 kg sıvı metal potaya alınmıştır.

Tablo 4.2. Küreselleştirme işleminde kullanılan Fe-Si-Mg için kompozisyon (ağ.-%)

Si	Ca	Al	Mg	Fe
47,5	1,23	0,92	5,82	balans

Küreselleştiricinin tamamen reaksiyona girmesi (yaklaşık 2 dakika) sonrası sıvı metal küreselleştirme potasından döküm potasına aktarılmıştır (Şekil 4.2). Döküm potası yaklaşık 40 kg'lık olup, reaksiyon potasından aktarım sırasında pota aşılaması % 0,3 oranında ve 0,5-2,0 mm elek aralığında pota aşılayıcılarının sıvı metal eklenmesi ile gerçekleştirilmiştir. Curuf temizliği sonrası sıcaklık ölçümü yapılmış 1440-1450 °C arası bir sıcaklıkta döküme geçilmiştir. Bu aşamada sıvı metalden kimyasal analiz numunesi ve ATAS numuneleri de alınmıştır. Pota aşılaması gerçekleştirilmiş sıvı metalin kum kalıba dökümünde % 0,2 oranında ve 0,2-0,6 mm elek aralığında geç aşılayıcıların ilave edilmesi ile de geç aşılama işlemi yapılmıştır. Tüm bu işlemler sonrası döküm kütlesinin kimyasal analizi yeniden belirlenmiş ve elde edilen kompozisyon verisi Tablo 4.3'te listelenmiştir.



Şekil 4.2. Dökümün gerçekleştirildiği anı gösteren makro görüntü

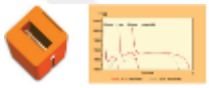
Tablo 4.3. Döküm kütlesine ait kimyasal kompozisyon (ağ.-%)

C	Si*	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mg	Ti	C_E
3,60	2,78*	0,18	0,033	0,017	0,053	0,028	0,011	0,037	0,015	4,52

* %Si ağız aşılayıcısından gelen kısmı teorik olarak hesaplanarak ilave edilmiştir.

Tablo 4.4'ten de görüleceği üzere, adaptif termal analiz çalışmaları için çok amaçlı numune kapları kullanılabilmektedir. Bu çalışma kapsamında, tellür içermeyen QC 4010 Heraus marka numune kabı içerisine döküm yapılarak adaptif termal analiz cihazı ATAS-5.2 her bir aşılama durumuna karşılık soğuma eğrileri elde edilmiştir. 0,375 gramlık kap içerisine geç aşılamayı simüle edebilmek için % 0,2 oranında 0,2-0,6mm aşı ilavesi yapılmıştır.

Tablo 4.4. Adaptif termal analiz çalışmalarına yönelik soğuma kapları ve kullanım nedenleri (Electro Nite Heraus Thermal Analysis).

	Termal analiz kabının türü			
	QC4010	QC4011	QC4012	QC4000
İçeriği	Tellür içermez	Tellür içerir	Tellür ve kükürt içerir	Aşı için hacim azaltılmış
Soğuma kabı (Quick Cup)				
Kullanım nedeni	Ötektik altı için ACEL alt soğuma ölçümü	ACEL ölçümü LGDD için C ve Si tayini	ACEL ölçümü KGDD için C ve Si tayini	Aşı kontrolleri için

Çalışmanın odağında esasen Ellingham diyagramı yardımıyla yüksek oksijen afiniteli lantanın, düşük oksijen afiniteli bizmut ve diğer bazı farklı oksijen afiniteli aşılayıcıların etkileşimlerinin soğuma eğrilerine, mikroyapılara ve mekanik özelliklere etkileri incelenmiştir.

Aşılama işlemlerinde lantanlı ve bizmutlu aşılayıcılar ön aşılayıcı olarak kullanılırken, lantanlı, bizmutlu, aluminyumlu, antimonlu ve zirkon-manganlı aşılayıcılar geç aşılayıcı olarak kullanılmıştır. Dolayısıyla çalışmada 5 farklı tip aşılayıcı pota (0,6-3mm) ve geç aşılayıcı (0,2-0,6mm) olarak eşleştirilerek dökümler gerçekleştirilmiştir. Tablo 4.5'te kullanılan aşılayıcıların kimyasal bileşimleri listelenmiştir.

Tablo 4.5. Pota ve geç aşılayıcıların kimyasal bileşimi (ağ.-%)

Aşı kodu	Si	Ca	Al	Bi	Sb	Zr	Mn	La	RE
Bizmutlu	73	1,44	0,78	1,51	-	-	-	-	0,70
Aluminyum	70	0,92	3,81	-	-	-	-	-	-
Zirkonyum-Mangan	67	0,62	0,93	-	-	3,87	3,50	-	-
Lantanlı	48	1,60	-	-	-	-	-	1,88	-
Antimonlu	72	1,79	1,22	-	1,22		-	-	0,67

Çalışma kapsamında toplamda 10 farklı basamak numunesi dökülmüştür. Bu basamak numunelerine yönelik aşılar gruplandırılmış ve Tablo 4.6'da gruplar tanıtılmıştır. Bu gruplara ait numuneler dökülürken, termal analiz cihazı ATAS hazır bulundurulmuş ve her bir numuneden termal analiz numunesi alınmıştır. Alınan termal analiz numunelerinde ağız aşılamayı simüle edebilmek adına soğuma kabı içerisine 0,2-0,6 mm aşılayıcı numune kaplarına ilave edilmiştir. Dökümü takiben yaklaşık 1 saat sonrasında kalıp bozma işlemi gerçekleştirilmiş olup, yüzey kumunun giderilmesi için askılı yüzey temizleme makinasında numuneler 20 dakika tutulmuştur.

Tablo 4.6. Farklı tür aşılayıcı içeriğinde dökümü yapılan numune grupları

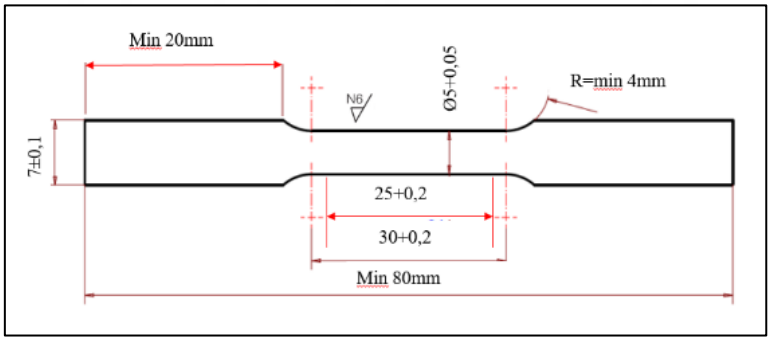
Grup No	**Pota aşılama içeriği**	**Geç aşılama içeriği**	
		Ağız aşılama (akış)	**Soğuma kabı içine aşılama**
1	Bizmutlu	Bizmutlu	Bizmutlu
2	Bizmutlu	Lantanlı	Lantanlı
3	Bizmutlu	Aluminyumlu	Aluminyumlu
4	Bizmutlu	Zirkonyum-Manganlı	Zirkonyum-Manganlı
5	Bizmutlu	Antimonlu	Antimonlu
6	Lantanlı	Lantanlı	Lantanlı
7	Lantanlı	Bizmutlu	Bizmutlu
8	Lantanlı	Alüminyumlu	Aluminyumlu
9	Lantanlı	Zirkonyum-Manganlı	Zirkonyum-Manganlı
10	Lantanlı	Antimonlu	Antimonlu

4.2. Yapısal Karakterizasyon

Farklı tür aşılayıcılar ile dökümü gerçekleştirilen numuneler salkım halinde x-ray cihazına (Yxlon Mu 2000) yerleştirilmiş ve radyoskopik ölçümler yapılmıştır. Bu aşamada numunelerin 320 kV ve 5,6 mA eşliğinde radyoskopisi gerçekleştirilmiştir. Döküm malzemelerin mikroyapısal karakterizasyonu için metalografik örnekler hazırlanmıştır. Başlangıçta numune yüzeyleri SiC esaslı farklı zımpara kağıtları kullanılarak yüzeyler zımparalanmıştır. Nihai parlatma işlemi 3 µm'luk elmas pasta ile

yapılmıştır. Mikroyapısal bileşenlerin açığa çıkarılmasında % 3 nital çözeltisi kullanılmıştır. Döküm matriksi içerisinde grafitlerin morfolojisi, dağılımı, nodüleritesinin belirlenmesi aşamasında çoğunlukla parlatılmış konumunda malzeme içyapısında çoklu görüntülemeler yapılmış olup, görüntü analiz çalışmaları (Clemex) da yapılmıştır. Görüntüleme hem ışık mikroskobu (IM, Nikon Exlipse MA200N) hem de taramalı elektron mikroskobu (SEM, Jeol JSM 6060) kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Üretilen döküm malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi için hem çekme testleri hem de sertlik ölçümleri yapılmıştır. Basamağın 20 mm et kalınlığına sahip II. basamağından Şekil 4.3'te teknik çizimi verilen TSE EN 1563'e göre 5x25 mm ölçülerinde çekme numuneleri hazırlanmıştır. Oda sıcaklığında ve 5mm/dk çekme hızında Schimadzu Autograph AG-IS test düzeneği kullanılarak döküm malzemelerin çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Aynı basamaktan alınan numunelerde çoklu sertlik ölçümleri BMS 3000-OBPC Brinell sertlik ölçeri kullanılarak yapılmıştır. Bu ölçümde 5 mm çapında bilyenin 750 kg altında malzeme ile etkileşimi sağlanmıştır. Çoklu ölçümler sonrasında malzemeye ait mekanik değerler ortalama bir değer olarak kayıt altında alınmıştır.



Şekil 4.3. Çekme testlerinde kullanılan numuneye ait teknik bir çizim

5. BULGULAR VE TARTIŞMA

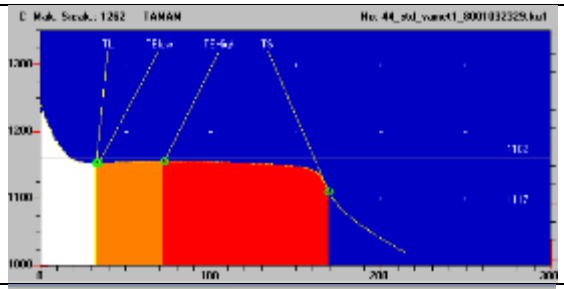
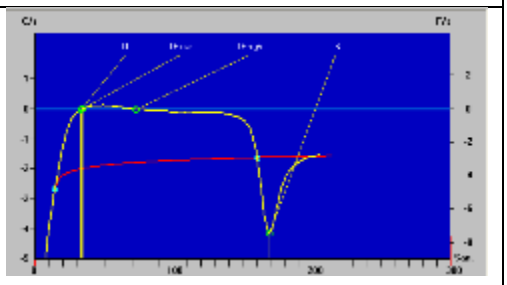
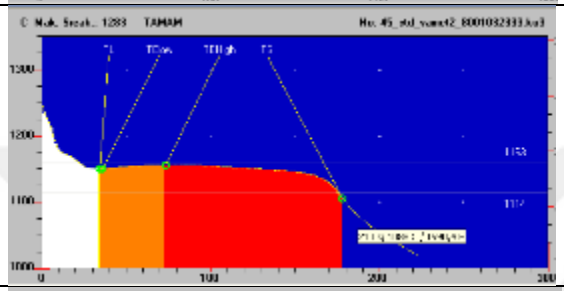
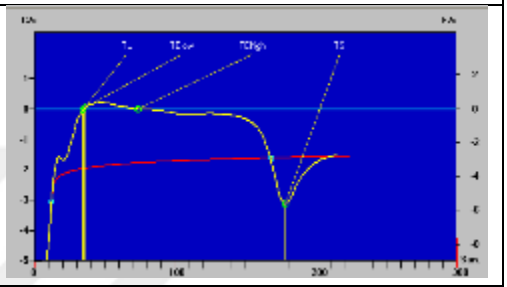
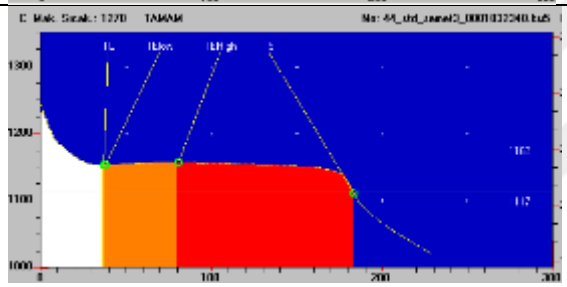
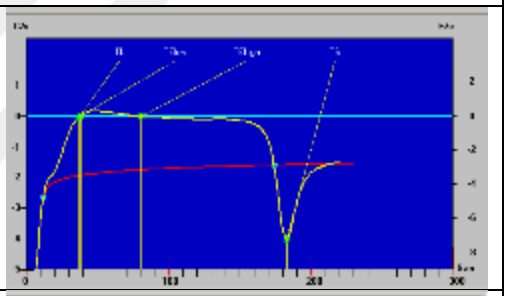
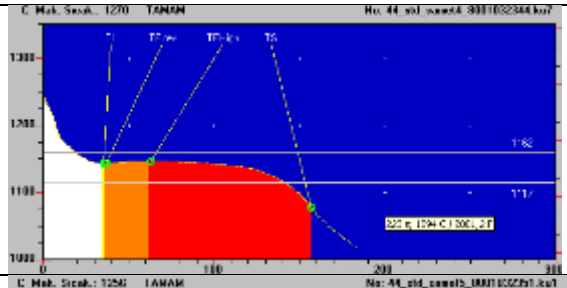
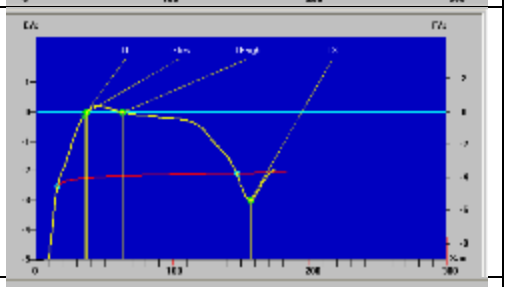
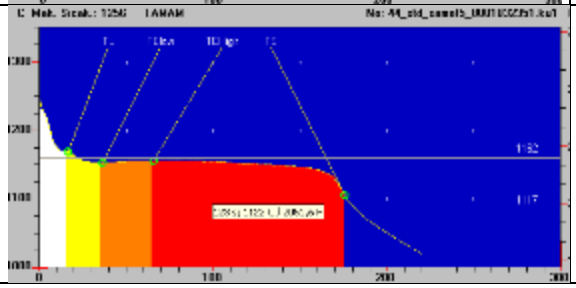
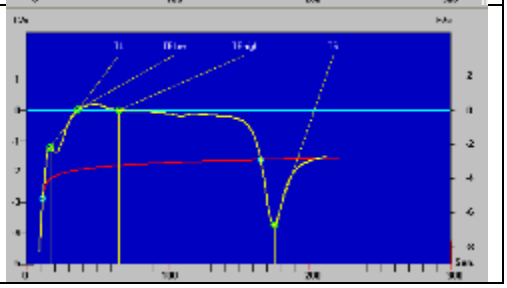
5.1. Termal Analiz Verilerinin Değerlendirilmesi

Şekil 5.1'de pota aşılayıcısı olarak bizmutun kullanıldığı ve daha sonrasında farklı tür geç aşılayıcı kullanımı ile üretilmiş numunelere ait soğuma eğrileri verilmiştir. Soğuma eğrilerinin değerlendirilmesinde bizmut pota aşılayıcısı+geç aşılayıcı olarak sistemler değerlendirilmiş olup, bu sistemler için soğuma eğrilerinden elde edilen veriler Tablo 5.1'de de listelenmiştir.

Bi+Bi sistemine ait soğuma eğrisi değerlendirilecek olunursa, T_L sıcaklığı ~1154°C olarak ölçülmüştür. Bu sıcaklık özellikle Bi+La (~1152°C) ve Bi+Al (~1154°C) sistemlerinde de benzer bir değer olarak ölçülmüş olmakla birlikte baz metale ait T_L sıcaklığına (~1157°C) oldukça yakın bir değerdedir. Ancak bu sıcaklık değeri Bi+Sb (~1145°C) sisteminde azalmışken, Bi+Zr-Mn sisteminde (~1170°C) belirgin bir artış göstermiştir. Sistemlere ait T_S sıcaklıkları da karşılaştırılacak olunursa; baz metal için bu sıcaklık ~1084°C seviyesinde iken, Bi+Bi (~1113°C), Bi+La (~1107°C), Bi+Al (~1113°C) ve Bi+Zr-Mn (~1110°C) sistemlerine ait sıcaklık değerleri bu değerin bir miktar üzerinde ölçülmüştür. Ancak Bi+Sb sistemi (~1080°C) için T_S sıcaklık en düşük değer olarak belirlenmiştir.

Numunelerin ötektik katılaşma geçen süreleri dikkat alındığında; baz metale (154 s) kıyasla Bi+Bi, Bi+La, Bi+Al, Bi+Sb, Bi+Zr-Mn sistemleri için bu değer sırasıyla 130 s, 145 s, 150 s, 125 s ve 155 s olarak belirlenmiştir. Ötektik katılaşma süresinin uzunluğu tek başına kesin yargılar vermemekle birlikte, özellikle besleyici uygulamalarında, katılaşma sürecinin uzunluğu ile ilgili ipuçları sunmaktadır. Termal analizde esas önemli olan, ötektik katılaşma sürecinde görülen ekzotermik ve endotermik etkilere yol açan alt soğuma değeri, alt soğuma değerinin esnasında ve akabinde oluşan grafitlerin oranı ve katılaşma sürecinin en sonundaki ani katılaşmanın oluşum hızıdır.

Sistemlere ait TE_{low} sıcaklık değerleri baz metale kıyasla farklılık göstermektedir. Baz metal bu sıcaklık değeri ~1136°C olarak ölçülmüştür. Baz metalin TE_{low} sıcaklığı, baz metalin metalurjik kalite olarak yeterli çekirdeğe sahip olmadığını göstermektedir. Saha pratikleri böylesi bir baz metalde aşı etkinliğinin kritik önemi olduğunu göstermektedir.

Numune	Soğuma eğrisi	Soğuma hızı
Bi+Bi		
Bi+La		
Bi+Al		
Bi+Sb		
Bi+Zr-Mn		

Şekil 5.1. Bizmut ile pota aşılaması yapılmış ve sonrasında farklı geç aşılayıcıların kullanımı ile elde edilmiş numuneler için soğuma eğrileri

Tablo 5.1. Bizmut pota aşılayıcısı+geç aşılayıcı olarak sistemlerin adaptif termal analiz verilerinin değerlendirilmesi

Analiz verisi	Sistem					
	Bi+Bi	Bi+La	Bi+Al	Bi+Sb	Bi+Zr-Mn	Baz metal
Ötektik katılaşma süresi, s	130	145	150	125	155	154
T_L, °C	1154,31	1152,07	1153,98	1144,82	1169,99	1156,98
TE_{low}, °C	1154,31	1152,12	1153,98	1144,82	1153,95	1136,12
TE_{high}, °C	1157,63	1157,15	1158,15	1148,45	1157,51	1138,11
R, °C	3,32	5,02	4,17	3,63	3,56	2,00
Max R-rate	0,13	0,21	0,17	0,21	0,20	0,15
GRF1	85,50	81,00	84,10	70,40	91,40	94,50
GRF2	28,20	49,90	29,30	62,90	33,80	47,50
dT/dt T_S	-4,098	-3,097	-3,972	-2,962	-3,69	-3,193
T_S, °C	1112,66	1106,52	1113,43	1079,75	1109,59	1083,99
S1	2	2	2	2	13	15
S2	29	26	29	22	19	11
S3	69	72	69	76	68	74

Bi+Bi sistemi için TE_{low} değeri ~1154°C seviyesinde olup, Bi+La (~1152°C), Bi+Al (~1154°C) ve Bi-Zr-Mn (~1154°C) sistemlerinde önemli bir değişkenlik gözlenmemiştir. Ancak Bi+Sb sistemi için bu sıcaklık değeri tüm sistemlere kıyasla en düşük sıcaklık değerde (~1145°C) belirlenmiştir. Ötektik katılaşmaya özgü olarak takip edilebilen bir diğer sıcaklık TE_{high} sıcaklığı olup, baz metal için bu değer ~1138°C seviyesindedir. Her ne kadar Bi+Bi (~1158°C), Bi+La (~1157°C), Bi+Al (~1158°C) ve Bi-Zr-Mn (~1158°C) sistemleri için baz metale kıyasla daha yüksek TE_{high} sıcaklık değerlerine ulaşılsa da, Bi+Sb sisteminde bu sıcaklık değeri diğer sistemlere göre ölçülen en düşük seviyededir (~1148°C).

TE_{low} sıcaklığı, alt soğuma sıcaklığının belirleyici değeri olduğundan, aşı etkinliğini gösteren en önemli değer olarak öne çıkmaktadır. TE_{low} sıcaklığının yükselmesi, R değerinin de düşmesini sağlamakta, böylelikle çekinti eğiliminin azalmasını sağlamanın yanında, TE_{White} sıcaklığından da uzaklaşmasından dolayı da çil riskini de ortadan kaldırmaktadır. Bu veriler ışığında Bi+Sb grubu numunelerin, zayıf aşı etkinliği gösterdiği görülmektedir.

Aşı değerlendirmelerinde en kritik değerlerden birisi de "R" değeridir. Bu değer katılaşmada sistemler için özellikle alt soğuma değerini de yansıtmaktadır. Baz metal için bu değer 2,00 olarak belirlenmiştir. Çalışılan tüm sistemler için R değeri baz metalin sahip olduğu değerin üzerinde olup, en yüksek Bi+La sisteminde 5,02 olarak tespit edilmiştir. Daha önceden de belirtildiği üzere, soğuma hızı eğrisinde bulunan kritik değerlerden biri

de maksimum yeniden kristalleşme hızı (Max R-rate) olarak değerlendirilebilir. Bu hız esasen TE_{low} ve TE_{high} arasındaki soğuma eğrisinin soğuma hızı eğrisinde denk gelen I. türevin maksimum değeridir. Tablo 5.1'den de görüleceği üzere bu hız bileşeni sadece Bi+Bi sistemi için baz metalin sahip olduğu değerin altındadır. Bi+La ve Bi+Sb sistemlerde bu hız en yüksek (0,21) değere ulaşmıştır. Farklı aşılayıcıların kullanımı ile üretilen numunelerde grafitleşmeye işaret eden GRF1 ve GRF2 değerlerinde de farklılaşma tespit edilmiştir. Baz metal için GRF1 değeri 94,5 olarak tespit edilmiştir. Bu değere en yakın olarak Bi+Zr-Mn sisteminde (91,4) ulaşılsa da, diğer tüm sistemlerde daha da düşmüştür. En düşük değer Bi+Sb sistemi için 70,4 olarak belirlenmiştir. Baz metalin GRF 2 değeri ise 47,5 olarak belirlenmiş olup, Bi+Sb sistemi tüm diğer sistemlere kıyasla en yüksek değere (62,9) sahiptir. Bilindiği üzere dT/dt T_S değerinin -3.0'dan az olması sfero döküm karakteristiğinin kazandırılması açısından önemlidir. Çalışılan sistemlerde bu koşul Bi+Sb sistemi hariç çoğunda sağlanmış sayılabilir. S1 alanının darlığı, özellikle S2+S3 bölgesinin genişliği geç grafit çökelmesinin göstergesidir ki, oluşan yüksek hacim ihtiyacını, düşük yoğunluklu grafit çökelmesi ile geç katılaşma döneminde kompanze edilmesi açısından bu değerlerin önemi ortaya çıkmaktadır. Tüm gruplarda yüksek görülen S2+S3 alan toplamı, Bi+Zr-Mn sisteminde nispeten düşüktür.

Bizmutun ön aşılayıcı olarak kullanıldığı numunelere özgü adaptif termal analiz verileri bütüncül olarak değerlendirilecek olunursa; Bi+Bi sistemi için belirlenen TE_{low} değeri (1154°C) ile iyi bir çekirdeklenme sayısına ulaşıldığı, düşük R değeri nedeniyle düşük çekinti eğiliminin var olduğu, yüksek GRF1 değerine karşılık düşük GRF2 değerinin bir sonucu olarak birincil grafitleşmenin düşük ancak ikincil grafitleşmenin yüksek olduğu söylenebilir. Tüm bunların bir sonucu olarak katılaşma matriksinde yüksek nodül sayısına karşılık düşük nodül çaplarına ulaşılabilmektedir. Aynı zamanda bu sistemin sahip olduğu derin dT/dtT_S'nin bir sonucu olarak ters çil oluşum olasılığı artarak çekinti eğilimi azaltılabilmektedir.

Bi+La sisteminde ~1152°C olarak belirlenen TE_{low} sıcaklığı katılaşmada istenen bir çekirdeklenme sayısına ulaşıldığına işarettir. Ancak bu sistemde R değerinin nispeten yüksek olması mikro çekinti eğiliminin daha yüksek seviyede gerçekleştiğini göstermektedir. Bu sisteme ait sığ dT/dtT_S değeri çekinti seviyesindeki yükselmeye iyi bir kanıttır. Sisteme ait GRF1 ve GRF2 değerlerinin diğer sistemlere kıyasla yüksek

seviyede olması nodüllerin büyüyerek çoğunlukla birincil grafit olarak matriks içerisinde bulunacağına işaret etmektedir.

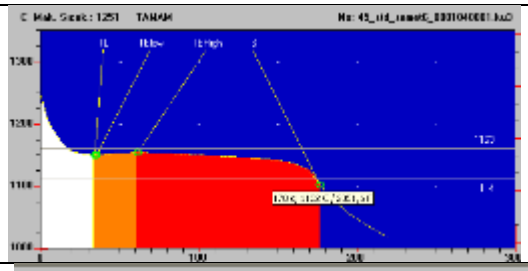
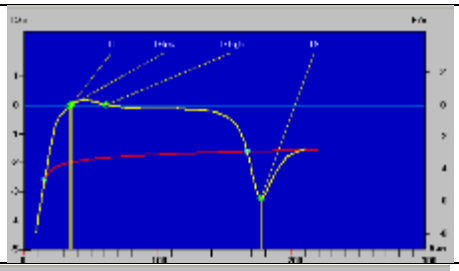
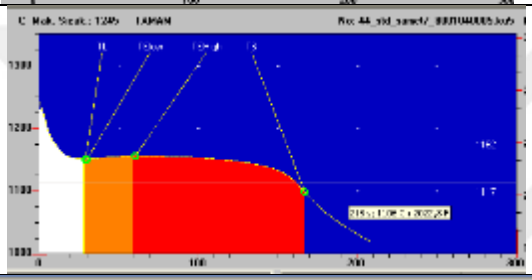
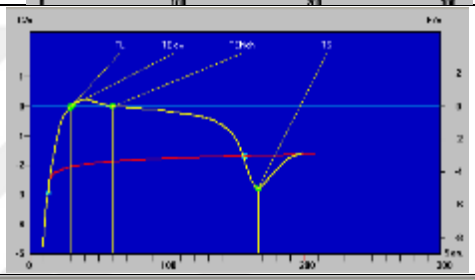
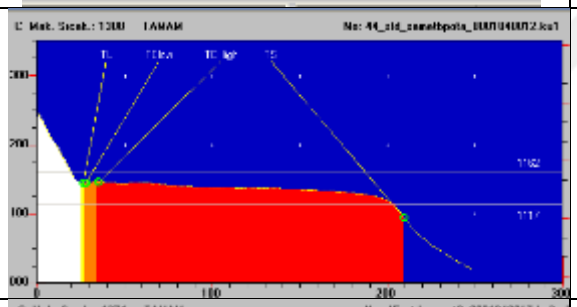
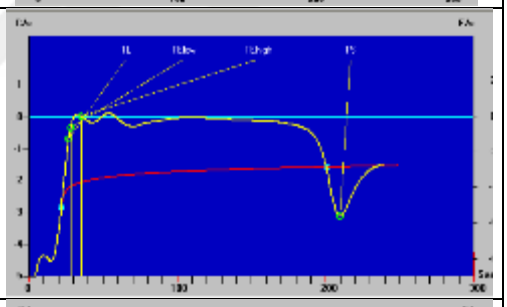
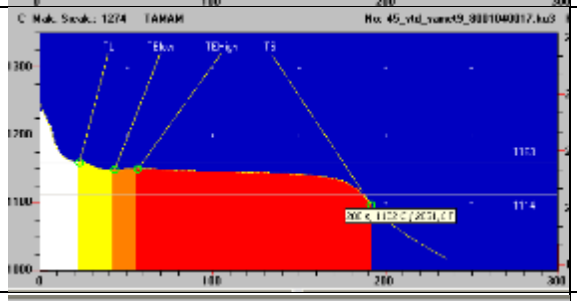
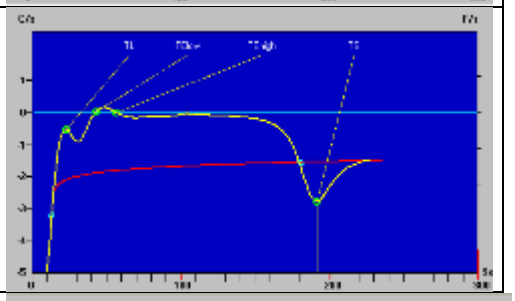
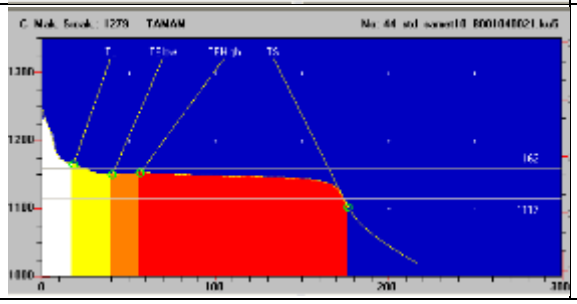
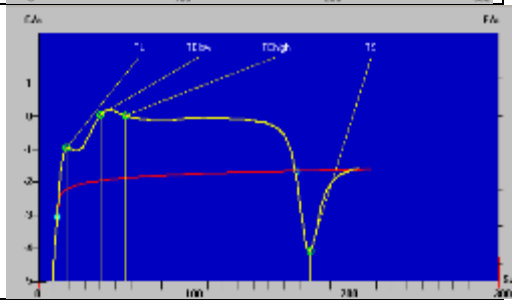
Bi+Bi ve Bi+La sistemine benzer olarak Bi+Al sisteminde de TE_{low} sıcaklık değerinin ~1154°C seviyesinde olması katılaşmada çekirdeklenmenin yeterli seviyede olduğunu göstermektedir. Her ne kadar R değeri yüksek olsa da derin bir dT/dtT_S değerinin olması bu sistemde çekinti olasılığını azaltmaktadır. GRF1 değerinin yüksek, GRF2 değerinin nispeten düşük olması ise istenen bir nodül sayısında grafitleşmenin birincilden ziyade ikincil süreç ile sağlanabildiğini göstermiştir.

Tüm sistemler içerisinde Bi+Sb sistemi için düşük bir TE_{low} sıcaklığı belirlenmiş olup, azalan bu sıcaklığa karşılık düşük çekirdek sayısına ulaşılması kaçınılmazdır. GRF1 değerinin oldukça düşük ve GRF2 değerinin oldukça yüksek olması ile bu sistemde istenilen etkinlikte grafitleştirme sağlanamamıştır. Katılaşma sonrası yapıda hızlı soğumanın da bir sonucu olarak karbür çökelmesinin gerçekleşmesi olasıdır. Kalıpta genleşme ve büzülme dengelenememiş ve bu durumda artan bir mikro çekinti eğilimi ortaya çıkmış olabilir.

Bi+Zr-Mn sistemi için geçerli TE_{low} sıcaklığı ~1154°C seviyesinde olduğu için katılaşmada ideal bir çekirdeklenme sayısına ulaşılmıştır. Bu sistem için S1 alanı geniş görülmektedir. Bu ise yapıda primer östenit genleşmesinin fazla olduğuna işarettir. Ancak istenen bir R değerine karşılık ve yüksek GRF1 değeri ile düşük sayılabilecek GRF2 nedeniyle düşük mikro çekinti olasılığı da mümkündür.

Şekil 5.2'de pota aşılayıcısı olarak lantanın kullanıldığı ve daha sonrasında farklı tür geç aşılayıcı kullanımı ile üretilmiş numunelere ait soğuma eğrileri verilmiştir. Bu sistemler için soğuma eğrilerinden elde edilen veriler Tablo 5.2'de listelenmiştir. Soğuma eğrilerinden elde edilen verilerin bütüncül olarak değerlendirilecek olunursa, La+Bi sistemi için belirlenen TE_{low} sıcaklık değeri ~1152°C seviyesindedir. Bu sistem için baz metale göre yüksek R (3,2) değerine karşılık GRF1 (87,4) ve GRF2 (48) değerleri belirlenmiştir. GRF1 değerinin yüksek bir değerde olması birincil grafitin az miktarda olmasına karşılık GRF2 değerinin yüksek olması ise yüksek mikro çekinti eğilimi olacağına işaret etmektedir. Bu bilgiler ışığında büyük nodüllerle birlikte küçük

nodüllerin de var olduğu ve grafit sayısının yüksek olduğu bir matriks yapısına ulaşılabileceği açıktır.

Numune	Soğuma Eğrisi	Soğuma Hızı
La+Bi		
La+La		
La+Al		
La+Sb		
La+ZrMn		

Şekil 5.2. Lantan ile pota aşılaması yapılmış ve sonrasında farklı geç aşılayıcıların kullanımı ile elde edilmiş numuneler için soğuma eğrileri

Tablo 5.2. Lantan pota aşılayıcısı+geç aşılayıcı olarak sistemlerin adaptif termal analiz verilerinin değerlendirilmesi

Analiz verisi	Sistem					
	La+Bi	La+La	La+Al	La+Sb	La+Zr-Mn	Baz metal
Ötektik katılaşma süresi, s	140	135	180	170	160	154
T_L, °C	1152,48	1146,63	1161,68	1166,99	1152,48	1156,98
TE_{low}, °C	1152,1	1152,48	1146,53	1150,22	1151,29	1136,12
TE_{high}, °C	1155,3	1157,02	1147,63	1152,23	1153,97	1138,11
R, °C	3,20	4,54	1,10	2,01	2,68	2,00
Max R-rate	0,18	0,24	0,07	0,16	0,20	0,15
GRF1	87,4	76,4	101,3	99,4	103,8	94,50
GRF2	48,0	70,8	45,4	62,9	28,8	47,50
dT/dT_S	-3,176	-2,715	-3,093	-2,744	-4,047	-3,193
T_S, °C	1102,51	1100,81	1094,37	1100,25	1105,23	1083,99
S1	2	2	1	12	15	15
S2	19	22	5	9	11	11
S3	79	76	94	79	74	74

La+La sisteminde TE_{low} sıcaklık değeri ~ 1152 °C seviyesindedir ve ötektik katılaşma süresi diğer sistemlere göre nispeten azalmaktadır. Bu sistem için yüksek bir R değeri (3,2) belirlenmiş olup, düşük GRF1 (87,4) ve yüksek GRF2 (48,0) değerlerine ulaşılmasından dolayı bu sistemde aşı etkinliğinin düşük olduğu ve yüksek çekinti eğilimin var olduğu söylenebilir. Bu sistemin katılaşma yapısında bir taraftan düşük nodül sayısına ulaşılması diğer taraftan da yüksek nodül çaplarına ulaşmak mümkündür. Düşük nodül sayısı katılaşmada %-grafit olarak değerlendirilebilir. Bu durumda esasen patlak grafit olarak bilinen dejenere grafitlerin oluşması da mümkündür.

La+Al sisteminde nispeten düşük bir TE_{low} değeri (~1147°C) belirlenmiş olup, hem düşük çekirdek sayısı hem de oldukça düşük bir R değeri (1,1) ölçülmüştür. Her ne kadar GRF1 değeri istenen bir değerde olsa da GRF2 değeri kabul edilebilir bir seviyede değildir. Bu sistemde matriks içerisinde ortalama nodül çapının yüksek olması ve yeteri nodül sayısına ulaşılmanın yanı sıra düşük çekinti eğiliminin olması beklenmektedir. Bu sistemin en dikkat çekici özelliği esasen en uzun sürede ötektik katılaşma sergilemesidir. Bu tür bir süreç besleyicili çalışılan sistemlerde daha uzun süreli besleyici boyunlarının katılaşmadan kalacağı ve etkili besleme süresinin uzayacağı anlamına gelmektedir.

La+Sb sisteminde belirlenen TE_{low} sıcaklığının (~1150°C) düşük olmasında bir fonksiyonu olarak düşük çekirdeklenmenin gerçekleşmesi kaçınılmazdır. Düşük bir R

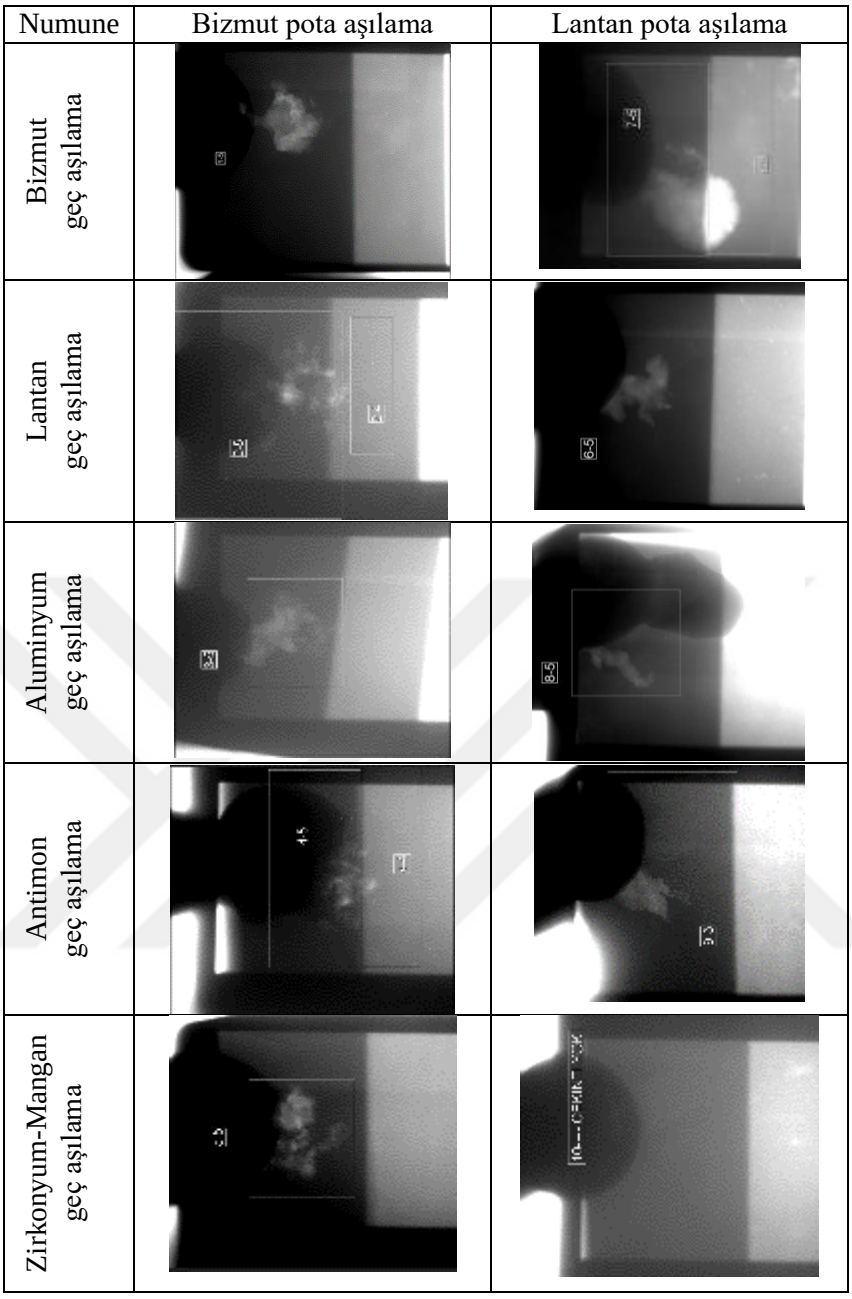
değerine (2,01) sahip olan bu sistemde alt soğuma değeri yeterli seviyededir. Yüksek GRF1 değerine (99,4) karşılık birincil grafitleşmenin sağlanması da mümkündür. Ancak sahip olduğu GRF2 değeri (62,9) ikincil grafitleşmede rezerv eksikliğine işaret etmektedir. Sistemin çekinti eğilimi oldukça düşük olsa da özellikle grafit miktarının düşüktür.

La+Zr-Mn sisteminde TE_{low}, R, GRF1 ve GRF2 değerleri bütünleşik değerlendirilecek olunursa, seçilen aşı ikilisinin dengeli aşılama performansı ortaya koyduğu görülmektedir. Yüksek nodülariteye sahip yeteri nodül sayısına sahip ve mikro çekinti eğilimi düşük bir katılaşma yapısının eldesi söz konusudur. Bi+Zr-Mn sistemi ile kıyaslandığında, daha çok nodül sayısına karşılık, daha düşük çapa sahip nodüllerin eldesi mümkündür. La+Zr-Mn sisteminin uzun sayılabilecek ötektik katılaşma aralığına (160 s) sahip olması da uzun süreli etkin besleme özelliğini göstermektedir.

Tüm sistemler göz önüne alındığında bazı noktalarda kıyaslama yapmak mümkündür. Elde edilen veriler; (i) bizmutun geç aşılayıcı olarak daha etkin bir aşılayıcı olduğunu, (ii) lantanın ise daha etkin bir ön aşılayıcı olduğunu, (iii) modifiye edilmiş Zr-Mn aşılayıcının her 2 grupla da rahatlıkla çalışabildiğini, (iv) oksijen afinitesine göre ise modifiye aşılayıcılara yakın Al aşılayıcılarında benzer sonuçlar verdiğini ortaya koymuştur. Bunun dışında oksijen afinitesi yüksek olan bir ön aşılayıcı ve nispeten daha düşük oksijen afinitesi olan ama her iki gruplada çalışabilen geç aşılayıcılar etkin görülmektedir. Geç aşılayıcı olarak düşük oksijen afinitesine sahip aşılayıcılar nodül sayısını çok arttırırken, çekinti eğilimi hususunda zayıf kaldığı görülmektedir. Bizmut, lantana göre daha yüksek alt soğuma vermektedir. Çekinti konusunda lantanın daha başarılı bir aşılama elementtir. Bizmutun ise başarılı bir nodül arttırıcı olduğu teyit edilmiştir.

5.2. Radyoskobik Bulguların Değerlendirilmesi

Parçaların çekinti kontrollerini yapmak için beş basamaktan oluşan numuneler havşaları ile birlikte x-ışın kontrolleri yapılmış, kontrollerde beklendiği gibi havşaların aynı zamanda besleyici gibi davrandığı görülmüştür. Çekinti görünümleri, çekintinin tipi, boyutu ve yayıldığı kesitler üzerinden bir değerlendirme yapılmıştır (Şekil 5.3).



Şekil 5.3. Aşılama sistemlerine göre katılaşma yapılarında mikro çekinti eğilimini gösteren radyoskopiler

Radyoskobik görüntüler; (i) La+Bi sistemi dışında lantanlı ön aşılayıcıya sahip grupların daha az çekinti oranlarına sahip olduğunu, (ii) modifiye aşılayıcı olan Zr-Mn geç aşılayıcı, lantanlı ön aşılayıcı ile mükemmel bir çekinti performansı gösterebildiğini, (iii) Zr-Mn aşılayıcısının bizmutlu ön aşılayıcıyla nispeten iyi sonuç verse de lantanlı ön aşılayıcıya kıyasla yüksek bir performans sergileyemediğini, (iv) en yüksek çekinti oranı La+Bi sisteminde gözlenirken, Bi+La ve Bi+Sb sistemlerinde de yüksek çekintinin var olduğunu göstermiştir.

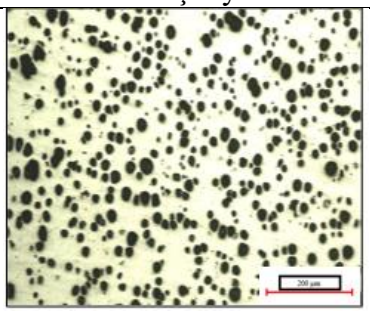
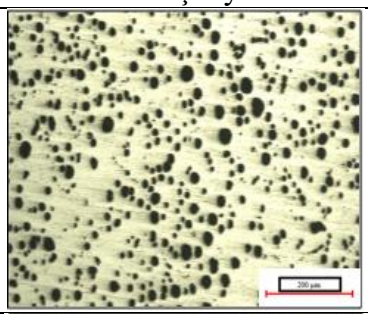
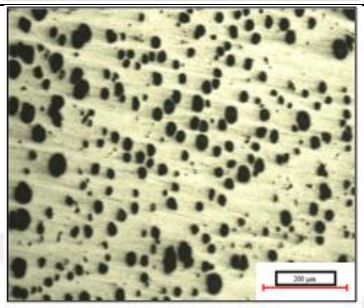
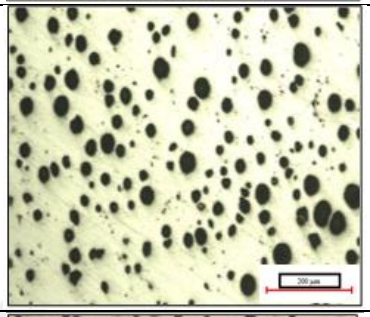
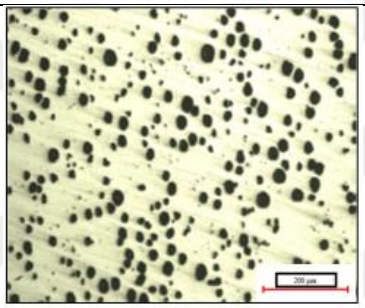
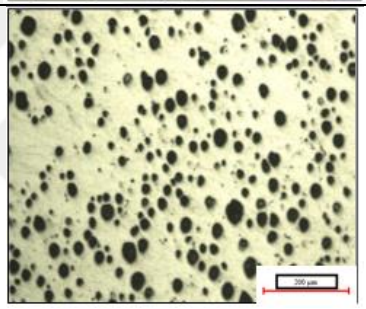
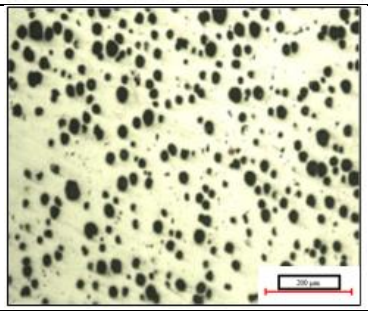
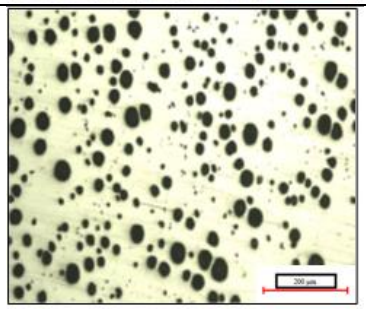
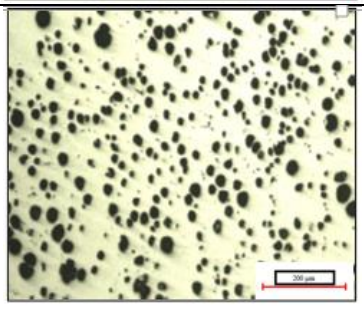
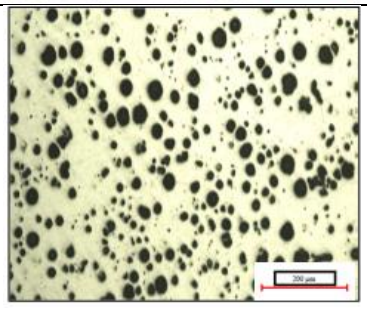
5.3. Mikroyapısal ve Mekanik Karakterizasyon

Farklı aşılama ve aşılayıcı kullanımı ile gerçekleştirilen dökümler sonrası EN-GJS-400-15 kalite dökme demirin mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir. Özellikle her bir sistemde hem grafit nodülaritesinin belirlenmesi hem de grafit dağılımı ve miktarının belirlenmesi için katılaşma yapısının parlatılmış konumuna ait çoklu incelemeler yapılmıştır. Şekil 5.4'ten de görüleceği üzere, grafit boyut ve dağılımında önemli bir değişim gözlenmiştir.

Tablo 5.3'te verilen görüntü analiz verileri grafit nodülaritesi, boyutu ve dağılımı üzerine aşılama ve aşılayıcıların ne denli etkin olduğunu özetlemektedir. En yüksek grafit miktarına Bi+Bi sistemi (%22) ile ulaşılmış olup, bu sisteme hem Bi+La (%19,87) hem de La+Al (%19,20) sistemleri rağbet etmektedir. Matriks içerisinde bulunan nodüllerin sayıca değerlendirilmesine bakıldığında La+Bi sistemi en yüksek sayıda (1135) nodülün varlığını yansıtmaktadır. Ancak en yüksek grafit miktarına sahip Bi+Bi sisteminde de nodül sayısı (1104) oldukça yüksektir. Sistemlerin oluşturduğu grafit nodülaritesi esasen %80'nin üzerinde olup, en yüksek nodülarite yüzdesi La+Sb sisteminde (%88) tespit edilmiştir. Bi+La sisteminde en düşük nodülarite (%80) tespit edilmiş olup, matriks incelemeleri katılaşma yapısında Şekil 5.5'te verilen taramalı elektron mikroskop (SEM) görüntüleri çoklu patlamış grafit morfolojisinin yer aldığını göstermiştir.

Ortalama nodül çapı dikkate alındığında ise en yüksek çap değerine Bi+La sistemi ve en düşük çap değerine La+La sistemi ile ulaşılmıştır. Şekil 5.6'da dökme demirin dağlanmış yapısına ait bir SEM görüntüsü verilmiştir. Matriks çoğunlukla ferrit fazı içermekte olup, lamelli yapısı ile bir miktar perlit ve daha evvelinden de görüntü analizleri ile değerlendirilmiş yoğun bir grafit fazı içermektedir. Aşılama ve aşılayıcı farklılığı perlit miktarı üzerine de etkendir.

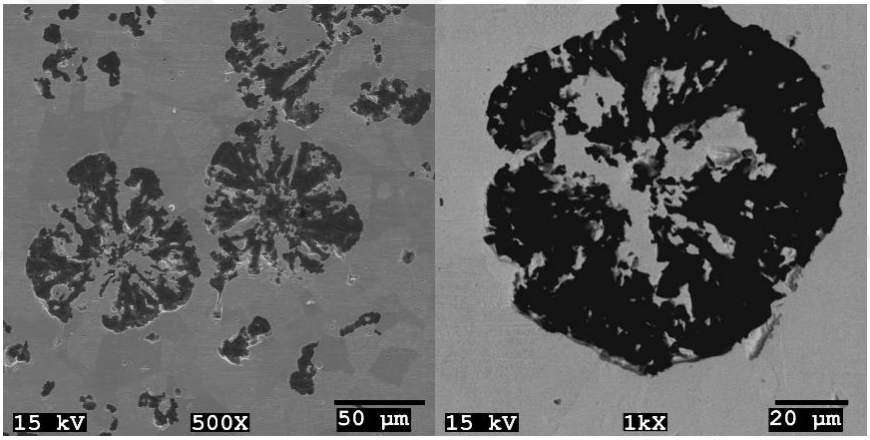
Tablo 5.3'ten de görüleceği üzere, matriks içerisinde en yüksek perlit miktarına La+Sb sisteminde (%13) ulaşılmış olup, Bi+Zr-Mn sistemi de bu sisteme oldukça yakınbir değerde (%12,26) perlitin matriks içerisinde kararlı olmasına katkı sağlamıştır. La+Bi sisteminden hemen hemen hiç perlit yapısı gözlenmezken, La+Zr-Mn sisteminde perlit miktarı % 0,76 değerindedir.

Numune	Bi ön aşılayıcılı	La ön aşılayıcılı
Bi geç aşılama		
La geç aşılama		
Al geç aşılama		
Sb geç aşılama		
Zr-Mn geç aşılama		

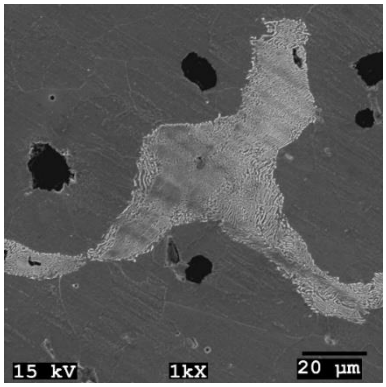
Şekil 5.4. Farklı aşılama ve aşılayıcıların kullanımı ile gerçekleştirilen dökümler sonrası katılaşma yapısı içerisinde grafitlerin dağılımını gösteren IM görüntüleri

Tablo 5.3. Aşılama ve aşılayıcı sistemlerinin katılaşma yapılarına ait görüntü analiz verileri

Faz	Bi+Bi	Bi+La	Bi+Al	Bi+Sb	Bi+Zr-Mn	La+La	La+Bi	La+Al	La+Sb	La+Zr-Mn
Grafit (%)	22,00	19,87	16,68	17,67	18,39	16,33	18,42	19,20	17,32	18,65
Perlit (%)	3,86	3,64	3,22	10,53	12,26	1,67	0,01	1,19	12,88	0,76
Nodül sayısı	1104	650	775	809	941	556	1135	852	696	997
Nodülarite (%)	86,00	80,00	85,00	85,00	85,00	86,00	84,00	85,00	88,00	86,00
Ortalama nodül çapı (µm)	21,25	26,19	21,42	22,04	21,12	18,83	24,02	22,32	23,33	19,70



Şekil 5.5. Bi+La sisteminde patlamış grafitleri gösteren SEM görüntüleri



Şekil 5.6. Bi+Bi sisteminin nihai katılaşma yapısının dağlanmış konumuna ait SEM görüntüsü.

Sistemlerin katılaşma yapılarına ait görüntü analiz verilerinden yola çıkarak aşağıda özetlenen bazı olguların/etkilerin gerçekleşmesi mümkündür.

(i) Bi+Bi ve La+Bi sistemlerinde yüksek nodül sayısına ulaşılmış olup, ortalama nodül çap değerleri söz konusu iken Bi+Bi sistemi ile daha düşük çaplı nodüller elde edilmiştir. Bu ise La+Bi sisteminin çekinti açısından daha zayıf bir aşılayıcı performansı ortaya koyduğunu göstermektedir. Bu durumda birincil grafitlerin yoğun olması ve ikincil (geç) grafitleşmenin nispeten daha az olması kaçınılmazdır. La+La sisteminde düşük nodül çaplarının olması geç grafitleşme etkinliğinin yüksek olduğuna işarettir. Ancak hem düşük nodül sayısına hem de düşük grafitleşme oranına bağlı olarak mekanik özelliklerin zayıflaması da mümkündür. Bi+La sisteminde düşük nodül sayısı, düşük grafitleşme oranı yanı sıra düşük %-nodülarite dikkat çekicidir. Etkin olmayan hızlı soğuma bu tür bir duruma neden olabilmektedir. Bu durumda östenit tabakasının kopması ve grafitin daha biçimsiz bir halde çökelmesini mümkündür. Düşük nodülarite nedeni ile mekanik özelliklerden %-uzama nispeten azalacaktır.

(ii) Bi+Al ve La+Al sistemlerine ait mikroyapısal bileşen dağılımları incelendiğinde, La+Al sisteminde ortalama nodül çaplarının büyük olmasına rağmen, aynı zamanda yüksek seviyede grafit (%) ve yüksek nodül sayısı hem grafit genleşmesinin geç olarak gerçekleştiğine hem de çekinti eğiliminin nispeten azaltılabildiğini göstermektedir. Yapısı gereği La+Al sisteminde daha sertlik ve yüksek %-uzama değerlerine ulaşılabilir.

(iii) Bi+Sb ve La+Sb sistemleri hem mikroyapısal bileşenleri açısından benzer kantitatif değerler içermekte hem de mikro çekinti eğilimleri benzer karakteristiktedir. La+Sb sisteminde daha yüksek nodülariteye sahip grafitlerin var olmasının da bir sonucu olarak nispeten yüksek %-uzama ve dayanım değerlerine ulaşmak mümkündür. Öte yandan Bi+Zr-Mn ve La+Zr-Mn sistemleri göz önüne alındığında, her iki sistemin de grafit miktarı, nodül sayısı, nodülaritesi ve ortalama nodül çapları yakınsak değerlere sahiptir. Her iki sistem yüksek nodül sayısına sahip olup, La+Zr-Mn sisteminde ortalama nodül çağının bir miktar düşük olması bu sistemde geç grafit çökelmesinin gerçekleştiğine işaret etmektedir. Aynı zamanda La+Zr-Mn sisteminde düşük perlit (%) bulunmaktadır. Bu durumda Bi+Zr-Mn sistemine göre dayanımın bir miktar düşmesi kaçınılmazdır.

Tablo 5.4'te oda sıcaklığında yapılan çekme testleri ve sertlik ölçümleri sonrası elde edilen verilen listelenmiştir. Mekanik değerlere bütüncül bakılacak olunursa, bizmutun ön aşılayıcılı olarak kullanıldığı sistemler lantanın ön aşılayıcı olarak kullanıldığı sistemlere kıyasla daha yüksek çekme ve akma mukavemet değerlerin eldesini mümkün kılmıştır. Bizmut ön aşılayıcı sistemlerinin kullanımı sonrasında malzemelerin %-uzama değerlerinde de nispeten bir azalma tespit edilmiştir. Ön aşılayıcıların kuvvetli etkisinin %-uzama değerleri üzerine olduğu söylenebilir. Esasen en yüksek %-uzama değerine La+Bi sisteminde (%22) ulaşılmış olup, bu sistemde perlitin oldukça düşük miktarda olması malzemenin daha yüksek seviyede plastik akışı sergilemesine katkı vermektedir. Özellikle Bi+Sb ve Bi+Zr-Mn sistemlerinde yüksek perlit içeriğinin bir sonucu olarak mukavemet değerlerinin yüksek olması mümkündür. La+Sb sisteminde de perlit içeriğinin diğer lantan ön aşılanmış olanlara kıyasla nispeten yüksek dayanım değerinin eldesine nedendir.

Tablo 5.4. Farklı aşılama ve aşılayıcı kullanılarak üretilen dökme demirlere ait mekanik özellikler

Sistem	Çekme mukavemeti (MPa)	Akma mukavemeti (MPa)	Uzama (%)	Setlik (HB)
Bi+Bi	488 ± 5,0	358 ± 8,0	19,0 ± 1,0	166 ± 2,0
Bi+La	487 ± 13,0	348 ± 8,0	18,0 ± 1,0	161 ± 4,0
Bi+Al	493 ± 5,0	359 ± 10,0	21,0 ± 1,0	163 ± 4,0
Bi+Sb	517 ± 5,0	367 ± 6,0	16,0 ± 1,0	164 ± 5,0
Bi+Zr-Mn	493 ± 7,0	352 ± 8,0	17,0 ± 2,0	165 ± 4,0
La+Bi	482 ± 10,0	341 ± 4,0	22,0 ± 2,0	162 ± 3,0
La+La	467 ± 15,0	348 ± 7,0	15,0 ± 3,0	164 ± 4,0
La+Al	481 ± 10,0	356 ± 2,0	21,0 ± 2,5	170 ± 4,0
La+Sb	492 ± 12,0	346 ± 8,0	20,0 ± 1,0	173 ± 5,0
La+Zr-Mn	468 ± 10,0	345 ± 7,0	18,0 ± 1,0	168 ± 5,0

6. SONUÇLAR

Tez çalışması kapsamında, farklı aşılama teknikleri ve aşılayıcı sistemleri kullanılarak EN-GJS-400-15 sünek dökme demir mikroyapısındaki ve mekanik özelliklerindeki değişimler incelenmiştir. Aşılamada hem pota aşılama hem de geç aşılama süreci işletilmiş ve 10 aşılayıcı sistemi oluşturulmuştur. Tüm sistemlerin adaptif termal analiz verileri eşliğinde katılaşmada soğuma karakteristiği incelenmiş olup, sistemlere ait birçok kritik veriye (sıvılaşma/katılaşma sıcaklığı, ötektik katılaşma süresi, düşük/yüksek ötektik sıcaklığı, grafitleşme oranı vb) ulaşılmıştır. Termal analiz verileri aynı zamanda sistemlerin mikro çekinti eğilimini de ortaya koymuştur. Bu bölümde EN-GJS-400-15 sünek dökme demirin katılaşma karakteristiği, mikroyapısı ve mekanik özelliği üzerine sistemlerin etkinliği aşağıda özetlenmiştir.

Bizmutun pota aşılayıcı olarak kullanıldığı sistemlerde göz önüne alındığında; (i) sıvılaşma sıcaklığı Bi+Bi, Bi+La, Bi+Al sistemleri için yaklaşık 1154°C seviyesinde olup, Bi+Sb sistemi (1145°C) için bu sıcaklık daha düşük iken Bi+Zr-Mn sistemi (1170°C) için daha yüksek değerdedir. (ii) Bu sistemlerin katılaşma sıcaklıkları arasında da benzer bir ilişki bulunmakla birlikte katılaşmada yeteri kadar çekirdeklenme sayısına ulaşıldığı öngörülmüştür. (iii) Bi+Bi sistemi (130 s) için en düşük ötektik katılaşma süresi gözlenirken, Bi+Zr-Mn sisteminde (155 s) en uzun sürede ötektik katılaşma gerçekleşmiştir. (iv) Alt soğuma değeri (R) baz metal için 2,00 değerinde iken çalışılan tüm sistemler için bu değer > 2,00 olarak belirlenmiştir. (v) Sistemlerin grafitleşme eğilimleri açısından GRF1 ve GRF2 değerleri Bi+Zr-Mn sistemi için baz metale en yakın değerdedir.

Lantanın pota aşılayıcı olarak kullanıldığı sistemlerde göz önüne alındığında; (i) sıvılaşma sıcaklığı La+Bi ve La+Zr-Mn sistemleri için yaklaşık 1152°C seviyesinde olup, La+La sistemi (1147°C) için bu sıcaklık daha düşük iken La+Al ve La+Sb sistemler (>1160°C) için daha yüksek değerdedir. (ii) Bu sistemlerin katılaşma sıcaklıkları arasında da benzer bir ilişki bulunmakla birlikte bizmut ön aşılayıcı sistemlerine kıyasla nispeten daha düşük çekirdeklenme sayılarına ulaşılmıştır. (iii) La+La sistemi (135 s) için en düşük ötektik katılaşma süresi gözlenirken, La+Al sisteminde (180 s) en uzun sürede ötektik katılaşma gerçekleşmiştir. (iv) Alt soğuma değeri (R) baz metal için 2,00 değerinde iken La+Al (1,10) çalışılan tüm sistemler için bu değer > 2,00 olarak

belirlenmiştir. (v) Sistemlerin grafitleşme eğilimleri açısından GRF1 ve GRF2 değerleri La+Zr-Mn sistemi için en yüksek değerdedir.

Katılaşma yapısında bulunan grafitlerin miktarı, nodülaritesi ve nodül çapları mekanik özellikler üzerine yüksek etken faktöre sahiptir. Öte yandan çoklu aşılayıcılar kullanılarak gerçekleştirilen katılaşma süreçleri sonrası matriks içerisinde yüksek nodül sayısına ulaşılması halinde çekinti miktarını azalabileceği de tespit edilmiştir. La+Zr-Mn sisteminde bir taraftan yüksek nodül sayısına ulaşılmış ve bu sistem için önemli bir çekinti eğilimi tespit edilmemiştir. Bu sistem ile EN-GJS-400-15 sünek dökme demirde istenen mikroyapısal bileşenlere ve mekanik özelliklere ulaşıldığı kabul edilmiştir. Bu açıdan bakıldığında, bizmutlu ön aşılayıcı içeren sistemler EN-GJS-400-15 sünek dökme demir için istenen yapısal özellikleri kazandırsa da lantanlı ön aşılayıcıların ve seçilen geç aşılayıcılarının etkinliği daha yüksektir.

Sistemlerin birincil grafit oluşturma eğilimleri dikkate alındığında, düşük nodül sayılı ancak yüksek ortalama nodül çapına ulaşılması halinde mikro çekinti miktarının daha yüksek olacağı açıktır. Bu da ikincil grafitlerin az oluştuğu, birincil grafitlerin genleşmeye destek olduğu ancak büzülmeyi dengeleyecek kadar rezerve ikincil grafitleşmeye taşımadığı anlamına gelir. Sistemlere ait GRF2 değerinin azalmasına bağlı olarak matriks içerisinde nodül sayısında bir artma tespit edilmiştir. Bu tür bir etkinin ortaya çıkmasında özellikle geç aşılayıcıların etkisi yüksektir.

Sistemler için belirlenen R değeri ile nodül sayısı arasında bir ilişki kurmak da mümkündür. Sistemlerin R değeri arttıkça nodül sayısında net bir azalma belirlenmiştir. Alt soğuma değerinin azalması, daha ideal bir katılaşma sağlanmasının yanında, etkin bir aşılamanın göstergesidir. Katılaşma sürecinde daha etkin bir aşılama ve/veya aşılayıcı daha yüksek nodül sayısı vermektedir. Şimdiye kadar her ne kadar R değerleri ile %-uzama arasında geçerli bir korelasyon kurulmamış olsa da, yapılan çalışmalar azalan R değerine karşılık katılaşma yapılarında daha yüksek %-uzama değerlerinin olabileceğini göstermiştir. Aynı geç aşılayıcılı, ancak farklı ön aşılayıcılı gruplara bakıldığında R değeri düşük olanın diğer kıyas sistemine oranla daha fazla %-uzama değerine sahip olduğu tespit edilmiştir. Sistemlerin %-uzama değerlerini esasen sahip oldukları nodül çapları da belirleyebilmektedir. Artan nodül çapına bağlı olarak %-uzama değerlerinde de bir artış gözlenmiştir. Ancak ortalama nodül çapında istisna yaratan

sistemlerin nodül sayılarının da düşük olduğu bilinmelidir. Aşılama ve aşılayıcı etkisi ile katılaşma yapısında perlit miktarı da değişebilmektedir. Artan perlit miktarı (%) ile sertlik ve dayanımın artması mümkündür. Matriks içerisinde bulunan ve ferrite göre farklı bir plastik deformasyon davranışı gösteren perlitin %-uzama değerlerin etkisi de yadsınamaz.

KAYNAKLAR

Alagarsamy, A. (1992). *Ductile iron handbook.* American Foundrymen's Society.

Alonso, G., Ştefănescu, D. M., De la Fuente, E., Larrañaga, P., & Suarez, R. (2018). The influence of trace elements on the nature of the nuclei of the graphite in ductile iron. In *Materials Science Forum* (Vol. 925, pp. 78-85). Trans Tech Publications Ltd.

Alonso, G., Stefanescu, D. M., Larrañaga, P., & Suarez, R. (2020). Graphite nucleation in compacted graphite cast iron. *International Journal of Metalcasting*, *14*(4), 1162-1171.

Aydoğuş, A. (2019). Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Aşılayıcıların Mekanik Özellikler, Mikroyapı ve Kükürt Üzerine Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 574798.

Aytaçoğlu, L. C. (2012). Dökme Demirlerde Termal Analiz Ve Matematiksel Yaklaşım, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü. Sakarya, 304708.

Bartošová, M., Pribulová, A., Bibko, J., & Futaš, P. (2015). Influence of Metallurgical Treatment on Properties of Ductile Cast Iron GJS 400-18 LT. In *Key Engineering Materials* (Vol. 635, pp. 177-181). Trans Tech Publications Ltd.

Cheng, C. P., Lui, T. S., & Chen, L. H. (1999). Effect of residual magnesium content on thermal fatigue cracking behavior of high-silicon spheroidal graphite cast iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, *30*, 1549-1558.

Çekici, M. (2022). GGG-60 Küresel Grafitli Dökme Demirde Kullanılan Baryum Ve Lantanlı Aşıların Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Konya Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 721548

Çetin, A. (2016). *Dökümcünün El Kitabı 02 Küresel Grafitli Dökme Demir* (1. baskı). Dokumhane.net, Ankara.

Davis, J. R. (Ed.). (1996). *ASM Specialty Handbook: Cast Irons* (1st ed.). USA: ASM International.

de Albuquerque Vicente, A., Moreno, J. R. S., de Abreu Santos, T. F., Espinosa, D. C. R., & Tenório, J. A. S. (2019). Nucleation and growth of graphite particles in ductile cast iron. *Journal of Alloys and Compounds*, *775*, 1230-1234.

Dommarco, R. C., Sousa, M. E., & Sikora, J. A. (2004). Abrasion resistance of high nodule count ductile iron with different matrix microstructures. *Wear*, *257*(11), 1185-1192.

Ekinci, E. (2009). Düktil Demirlerde Aşılayıcının Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 245372.

Electro Nıte Heraus Thermal Analysıs “Thermal analysis of cast iron”

Elkem, A. S. (2009). *Cast Iron Inoculation—The Technology of Graphite Shape Control*. Foundry Products Division, Oslo.

Fay, A., Pinel, P. (2020). Inoculation Solutions Against Metallurgical Problems. *International Journal of Metalcasting*, 14, 1123-1135.

FerroPem Grafidin/ Inolate 10 Technical Data Sheet

Fourmann, J. (2005). Preconditioning effect of barium in ductile iron production. *In Proceedings of the AFS Cast Iron Inoculation Conference*, Illionisis, USA, 29-30 Eylül 2005

Fras, E., Górny, M. (2012). An Inoculation Phenomenon In Cast Iron. *Archives of Metallurgy and Materials, 57*(3), 767-777.

Friess, J., Sonntag, U., Steller, I., & Bührig-Polaczek, A. (2020). From Individual Graphite Assignment to an Improved Digital Image Analysis of Ductile Iron. *International Journal of Metalcasting, 14*(4), 1090-1104.

Gagn, M. (2003). *The Sorelmetal Book of Ductile Iron* (1st ed.). Rio Tinto Iron & Titanium INC, Canada, Sorelmetal.

Gagne, M., Paquin, M. P., & Cabanne, P. M. (2011). Dross in ductile iron: source, formation and explanation. *Indian Foundry Journal*, *57*(9), 39-44.

Gençer, M. (2012). Farklı Bileşimlerdeki Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mikroyapı Ve İşlenmiş Yüzey Kalitelerinin İncelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü,Ankara, 330672

Gençsoy, U. (2016). GGG-40 küresel grafitli dökme demirin mikro yapı ve mekanik özelliklerine östemperleme ve indüksiyonla yüzey sertleştirme işleminin etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Elazığ, 446520

Gorka, A. M. (2019). Nucleation and Growth of Graphite in Cast Iron, *PhD Thesis*, Faculty of Materials Science and Engineering, Transilvania University of Braşov.

Górny, M., & Tyrała, E. (2013). Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of thin-walled ductile iron castings. *Journal of Materials Engineering and Performance, 22*, 300-305.

Hartung, C., White, D., Copi, K., Liptak, M., & Logan, R. (2014). The continuing evolution of MgFeSi treatments for ductile and CG irons. *International Journal of Metalcasting, 8*, 7-15.

Holtzer, M., Górny, M., Dańko, R. (2015). *Microstructure and properties of ductile iron and compacted graphite iron castings: the effects of mold sand/metal interface phenomena* (1st ed.). London: Springer Briefs.

Howard, S. M. (2006). Ellingham diagrams. *SD School of Mines and Technology*, 1-31.

Ingole, P. P. M., Awate, A. U., & PSV, S. (2012). Effect of basic chemical element in sgi (ductile iron). *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*, *1*(7), 1-7.

International Organization for Standartization. (2019). *Microstructure of cast irons – Part 1: graphite classification by visual analysis* (EN-945). Switzerland.

Karaman, S. (2011). Küresel Grafitli Dökme Demirlerin (GGG40, GGG50, GGG60, GGG70) Üretim Sürecinin Ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne, 755941

Kırcalı, K. K. (2006). Farklı Matriks Yapılara Sahip Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mekanik Ve İşlenebilirlik Özelliklerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, 202274

Koch, M., Soulas, K. (2014). Inoculation Of Grey And Ductile Iron. In 7th International Ankiros Foundry Congress, Istanbul, Turkey, 11-13 September 2014 .

Labrecque, C., Gagne, M. (1998). Ductile iron: Fifty years of continuous development. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 37(5), 343-378.

Lacaze, J., Sertucha, J., Castro-Román, M. J. (2020). From atom scale to casting: A *contemporary monograph on cast irons microstructure*, 81-98

Lekakh, S., Robertson, D., & Loper, C. R. (2006). Thermochemistry and kinetics of iron melt treatment. In *World Foundry Congress Proceedings, UK*.

Maschke, W., & Jonuleit, M. (2013). *Inoculation of cast iron*. Technical Article, ASK Chemicals LP, Dublin, Ohio, USA, 1-11.

Mourad, M., El-Hadad, S., & Ibrahim, M. (2020). Influence of inoculant type on the microstructure characteristics and mechanical properties of ductile iron. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, *73*(4), 1027-1041

Mullins, J. D. (2006). The most important part of ductile iron production-inoculation. *Sorelmetal Technical Services*, *88*, 1-2.

Murcia, S. C., Ossa, E. A., & Celentano, D. J. (2014). Nodule evolution of ductile cast iron during solidification. *Metallurgical and Materials Transactions B*, *45*, 707-718.

Olawale, J. O., Ibitoye, S. A., & Oluwasegun, K. M. (2016). Processing techniques and productions of ductile iron: A review. *International Journal of Scientific & Engineering Research*, *7*(9), 397-423.

Ovalı, İ., & Erdoğan, M. (2012). Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Yüzeyde Çil Oluşumu ve Çil Derinliğinin Araştırılması. *Politeknik Dergisi*, *15*(1), 43-49.

Persson, P. E., Udroiu, A., Vomacka, P., Xiaojing, W., & Sjögren, T. (2010). ATAS® as a tool for analyzing, stabilizing and optimizing the graphite precipitation in grey cast iron. *In Proceedings 69th World Foundry Congress*, FICMES, Hangzhou, China.

Sangame, B. B., & Shinde, V. D. (2013). The effect of inoculation on microstructure and mechanical properties of Ductile Iron. *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering*, *5*(6), 17-23.

Santos, I., Nieves, J., Bringas, P. G., Zabala, A., Sertucha, J. (2013). Supervised Learning Classification For Dross Prediction İn Ductile İron Casting Production. *IEEE 8th Conference on Industrial Electronics and Applications (ICIEA),* Melbourne, Australia, 19-21 June 2013.

Seidu, S. O., & Riposan, I. (2011). Thermal analysis of inoculated ductile irons. UPB Buletin Stiintific, *Series B: Chemistry and Materials Science*, *73*(2), 241-254.

Sheikh, M. A., Iqbal, J. (2007). Effect of lanthanum on nodule count and nodularity of ductile iron. *Journal of Rare Earths*, *25*(5), 533-536.

Siclari, R., Margaria, T., Berthelet, E., Fourmann, J. (2003). Micro-shrinkage in ductile iron/mechanism & solution. *2003 Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron*, South Carolinai USA, 20-23 October 2003.

Sillén, R., & Case, A. (2007). *Why primary graphite is bed. Report RS*, NovaCast Foundry Solution AB.

Stan, I., Anca, D., Stan, S., Riposan, I. (2021). *Solidification Pattern of Si-Alloyed, Inoculated Ductile Cast Irons Evaluated by Thermal Analysis. Metals, 11*(5), 846.

Stefanescu, D. M. (1990). ASM Handbook, Vol. 1: Properties Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, Chapter 1: Classification and Basic Metallurgy of Cast Iron, 10th Ed., 3-11, ASM International, USA.

Toktaş, G., Toktaş, A., Tayanç, M. (2008). Influence of matrix structure on the fatigue properties of an alloyed ductile iron. *Materials & Design*, *29*(8), 1600-1608.

Trojan, P. K., & Flinn, R. A. (1965). Fundamentals of Magnesium Addition to Ductile Iron. *SAE Transactions*, 265-294.

Türk Standartları Enstitüsü. (2018). *Dökümler- Küresel Grafitli Dökme Demirler* (TS EN 1563). Ankara.

URL-1: https://dokumhane.net/kutuphane/kuresel-grafitli-dokme-demirde-kuresellik-derecesi/ (Ziyaret Tarihi: 23 Kasım 2022)

Upadhyaya, R., Singh, K. K. (2018). Effect of some inoculants on the structure and properties of thin wall ductile iron. *Materials Today: Proceedings*, *5*(2), 3595-3601.

Yamamoto, S., Chang, B., Kawano, Y., Ozaki, R., & Murakami, Y. (1975). A proposed theory of nodularization of graphite in cast irons. *Metal Science*, *9*(1), 360-369.

Yılmaz, A. Y. (2019). Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Termal Analiz Yöntemi İle Karbon Eşdeğerliğinin Tayini, Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 582466

Yılmaz, İ. Ö. (2012). Otomotiv Sac Şekillendirme Kalıplarında Kullanılan Malzemelerin Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi, Doktora Tezi, Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Balıkesir, 312980

KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

Şahiner, S., Atapek, Ş. H., (2021). GGG40 küresel grafitli dökme demirlerde aşılayıcıların kristalizasyona ve mikroyapıya etkisi, *VII. Uluslararası Marmara Fen Bilimleri Kongresi*, Bildiriler Kitabı, 524-530, Kocaeli, 10-11 Aralık 2021.

Şahiner, S., Atapek, Ş. H., (2022). GGG40 küresel grafitli dökme demirlerde lantanlı pota aşılamanın farklı tipteki geç aşılayıcılar kullanılarak etkilerinin termal analiz yoluyla incelenmesi, *TÜRKDÖKÜM Dergisi, 63*, 96-103.

ÖZGEÇMİŞ

Nihat Erim İlköğretim Okulu'nda ilköğretimini tamamladı. 2000-2004 yılları arasında Haydarpaşa Lisesi (Anadolu Lisesi)'nde lise öğrenimini bitirdi. 2004 yılında Yıldız Teknik Üniversitesi, Kimya-Metalurji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği'ne girdi ve 2010 yılında mezun oldu. Mezun olduğundan beri EKU Fren ve Döküm Sanayi A.Ş, Hanon Systems ve Sumiriko Hose Fluid Systems firmalarında mühendislik pozisyonlarında çalıştı. 2020 Aralık ayından beri Efesan Grup, Ferro Döküm Sanayi A.Ş firmasında Mühendislik ve AR-GE bölümüne bağlı olarak Döküm Teknoloji Şefi olarak çalışmaktadır.