

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

**KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERDE TERMAL ANALİZ YÖNTEMİ İLE  
KARBON EŞDEĞERLİĞİNİN TAYİNİ, MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE  
ETKİSİNİN İNCELENMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Ali Yalçın YILMAZ**

**Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME  
MÜHENDİSLİĞİ**  
**Tez Danışmanı : Prof.Dr. Ahmet ÖZEL**

**Eylül 2019**

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

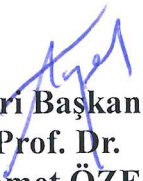
KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLERDE TERMAL ANALİZ YÖNTEMİ İLE  
KARBON EŞDEĞERLİĞİNİN TAYİNİ, MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE  
ETKİSİNİN İNCELENMESİ

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Ali Yalçın YILMAZ

Enstitü Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME  
MÜHENDİSLİĞİ

Bu tez 17 / 09 / 2019 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından oybirliği ile kabul edilmiştir.

  
Jüri Başkanı  
Prof. Dr.  
Ahmet ÖZEL

  
Üye  
Prof. Dr.  
S. Can KURNAZ

  
Üye  
Prof. Dr.  
Uğur ÖZSARAÇ

## **BEYAN**

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

Ali Yalçın YILMAZ

17/09/2019

## TEŞEKKÜR

Yüksek lisans eğitimim boyunca değerli bilgi ve deneyimlerinden yararlandığım, her konuda bilgi ve desteğini almaktan çekinmediğim, araştırmanın planlanmasından yazılmasına kadar tüm aşamalarında yardımlarını esirgemeyen, teşvik eden, aynı titizlikte beni yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. Ahmet ÖZEL'e teşekkürlerimi sunarım.

Laboratuvar olanakları konusunda anlayış ve yardımlarını esirgemeyen Kutes Metal A.Ő.'ne ve çalışanlarına teşekkür ederim.

Çalışmalarım boyunca maddi manevi destekleriyle beni hiçbir zaman yalnız bırakmayan aileme de sonsuz teşekkürler ederim.

## İÇİNDEKİLER

TEŞEKKÜR.....	i
İÇİNDEKİLER .....	ii
ŞEKİLLER LİSTESİ .....	v
TABLolar LİSTESİ.....	viii
RESİMLER LİSTESİ .....	ix
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ .....	x
ÖZET.....	xv
SUMMARY .....	xvi

### BÖLÜM 1.

GİRİŞ .....	1
1.1. Demir – Sementit Sisteminde Meydana Gelen Katılaşma Dönüşümleri..	6

### BÖLÜM 2.

DÖKME DEMİRLERİN YAPI VE ÖZELLİKLERİ .....	10
2.1. Ötektik Büyüme.....	12
2.2. Ötektik Alan.....	16
2.2.1. Ötektik altı katılaşma.....	17
2.2.2. Ötektik üstü katılaşma .....	18
2.2.3. Soğuma eğrileri .....	21

### BÖLÜM 3.

KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER .....	23
3.1. Küresel Grafitli Demirin Başlıca Özellikleri.....	25
3.2. Küresel Grafitli Dökme Demirin Mikroyapısı .....	28
3.2.1. Ferrit .....	28

3.2.2. Perlit .....	28
3.2.3. Grafit.....	29
3.2.4. Karbür .....	29
3.3. Kristal Büyümesi .....	30
3.4. Küresel Grafit Biçiminin Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkileri .....	36
3.4.1. Çekme dayanımı .....	36
3.4.2. Akma dayanımı .....	36
3.4.3. Uzama.....	37
3.4.4. Sertlik .....	37
3.4.5. Darbe dayanımı.....	37
3.4.6. Isı iletimi.....	38
3.5. Mekanik Özellikleri Etkileyen Diğer Mikroyapısal Etkenler.....	38
3.5.1. Matris yapısı .....	38
3.5.2. Küresellik derecesi .....	40
3.5.3. Küre sayısı .....	41
3.5.4. Kürelerin boy dağılımı.....	42
3.5.5. Yapıdaki karbür miktarı.....	43
3.6. Küresel Grafitli Dökme Demirin Sınıflandırılması .....	43
3.7. Alaşım Elementlerinin Etkileri .....	45
3.8. Küresel Grafitli Dökme Demirin Üretimi .....	48
3.8.1. Ergitme ve ocakta alaşımlama aşaması .....	50
3.8.2. Kükürt giderme.....	56
3.8.3. Karbonlaştırma (karbon oranının yükseltilmesi).....	58
3.8.4. Küreselleştirme işlemi (Mg tretmanı) .....	59
3.8.5. Küreselleştirme işleminin verimi .....	63
3.8.6. Küresel grafitli dökme demirin aşılması.....	67
3.8.7. Döküm parçanın soğuması .....	83
3.8.8. Hacimsel genleşme .....	86
3.8.9. Kalite kontrol.....	91

#### BÖLÜM 4.

TERMAL ANALİZ .....	101
---------------------	-----

## BÖLÜM 5.

DENEYSEL ÇALIŞMA .....	109
5.1. Küresel Grafitli Dökme Demir Üretiminde Ocak Şarjının Hazırlanması .....	110
5.2. Küreselleştirme Ve Aşılama Prosesi .....	110
5.3. Numune Kaplarının Hazırlanması Ve Döküm İşlemi .....	113
5.4. Deneysel Çalışma Verileri .....	125
5.5. Deneysel Sonuçlar Ve Tartışma .....	148
5.6. Sonuçlar .....	150
KAYNAKÇA .....	152
ÖZGEÇMİŞ .....	170

## ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 1.1. Demir - sementit sistemini temsil eden diyagram. ....	2
Şekil 1.2. YMK ve HMK yapıların gösterimi. ....	3
Şekil 1.3. Fe – C – Si Denge diyagramının %0,1,2,3,4 silisyuma göre değişimi. ...	5
Şekil 1.4. Ötektik reaksiyon. ....	7
Şekil 1.5. Peritekik reaksiyon. ....	7
Şekil 1.6. Poliformik dönüşüm. ....	8
Şekil 1.7. Ötektoid reaksiyon. ....	8
Şekil 1.8. Peritektoid reaksiyon. ....	8
Şekil 1.9. Katı eriyikten çökme. ....	9
Şekil 2.1. Dökme demirlerde ve çelikte C ve Si bileşim aralıkları. ....	11
Şekil 2.2. Fe – C sisteminde $\gamma$ -grafit büyüme modeli. ....	15
Şekil 2.3. Fe – C – Si sisteminde farklı büyüme yapıları. ....	16
Şekil 2.4. Ötektik altı kompozisyona sahip küresel grafitli dökme demirin katılaşma sırası. ....	18
Şekil 2.5. Ötektik altı kompozisyona sahip küresel grafitli dökme demirin katılaşma sırası. ....	19
Şekil 2.6 a-b. Fe – C – Si alaşımlarında eşli büyüme bölgesi (ötektik bölge). ....	21
Şekil 2.7. Yönlenmiş olarak katılaştırılmış Fe – C alaşımında eşli büyüme (ötektik alan) bölgesi. ....	21
Şekil 2.8. Fe – C sisteminde ötektik noktaların grafit tipine bağlı olarak değişmesi. ....	22
Şekil 3.1. Demir-karbon denge faz diyagramı (sadece ötektik kısım gösteriliyor). ....	26
Şekil 3.2. Demir-karbon alaşımlarının yaklaşık karbon – silisyum oranları. ....	27
Şekil 3.3. Dallanma frekansı teorisine göre bir grafit küresinin büyümesindeki muhtemel kademeler. ....	31



Şekil 3.4. Grafitin bazal ve prizmatik yüzeyi üzerine konan kükürtlü ve magnezyumla işlem görmüş demir eriyik damlacıklarının kontakt açıları. ....	31
Şekil 3.5. Yüzey enerjisi teorisine göre grafitin küresel bir biçimde büyüme olayı.	33
Şekil 3.6. Faz sınırı teorisine göre küresel grafitin büyüme kademeleri.....	33
Şekil 3.7. Fibresel grafit kristallerinin büyümesi ve küresel büyüme için analog oluşturması. ....	35
Şekil 3.8. Küresel grafit büyüme modeli. ....	35
Şekil 3.9. Perlit yüzdesinin mekanik özellikler üzerindeki etkisi. ....	39
Şekil 3.10. Perlitik bir yapıda küresellik ve karbür miktarının çekme dayanımına etkisi. ....	41
Şekil 3.11. Perlitik bir yapıda küresellik ve karbür miktarının akma dayanımına etkisi. ....	43
Şekil 3.12. Bazı alaşım elementlerinin mikrosegregasyon eğilimleri.....	47
Şekil 3.13. Döküm işlemi akış şeması. ....	50
Şekil 3.14. Karbon ve silisyum miktarlarına göre denge durumu ve kaynama başlangıç sıcaklıkları. ....	52
Şekil 3.15. Şarjda çelik hurdası kullanım miktarına ve pik özelliklerine bağlı olarak dokuda perlit miktarının değişimi. (A : Normal özelliklerdeki pik kullanımı, B : Yüksek özellikte sfero piki kullanımı). ....	55
Şekil 3.16. Açık pota yönteminin şematik gösterimi. ....	60
Şekil 3.17. Sandviç yönteminin şematik gösterimi.....	60
Şekil 3.18. Daldırma yönteminin şematik gösterimi.....	62
Şekil 3.19. Konvertör işleminin şematik gösterimi.....	63
Şekil 3.20. Sandviç yönteminde Mg verimini etkileyen faktörlerin özeti. ....	66
Şekil 3.21. Magnezyum faydalanma yüzdesinin işlem sıcaklığı ile değişimi.....	67
Şekil 3.22. Aşılama durumuna göre sıcaklığın etkisi.....	70
Şekil 3.23. 1370 <sup>0</sup> C’de uygulanan iki aşılama yönteminin karşılaştırılması.....	70
Şekil 3.24. Aşılama sonrası beyaz katılaşan derinliğin zamanla değişimi.....	71
Şekil 3.25. İndüksiyon ocağında çözünmeyen grafit parçacıkları .....	72
Şekil 3.26. Küresel grafit çekirdeklenmesi için sıvıda oluşması gereken fazlar.....	75
Şekil 3.27. Nodül sayısı üzerinde et kalınlığı ve aşılama tiplerinin etkileri .....	78

Şekil 3.28. Dökümün sonundan katılaşmanın bitişine kadar geçen süre ile modül arasındaki ilişki. ....	84
Şekil 3.29. Bentonit bağlayıcılı kuma dökümde, döküm sonundan katılaşma başlangıcı ve sonunda kadar geçen sürenin parça modülü ve döküm sıcaklığına bağlı olarak değişimi. ....	85
Şekil 3.30. Basit geometrik şekillerin modüllerinin hesaplanması. ....	86
Şekil 3.31. Katılaşma süresi boyunca meydana gelen basıncın, karbon eşdeğerine bağlı olarak değişimi. ....	88
Şekil 3.32. Karbon eşdeğerine bağlı olarak genişleme basıncı (farklı çaplardaki küreler için). ....	88
Şekil 3.33. Küresel grafitli dökme demirde sıvı-katı dönüşümünde hacim değişikliği. ....	89
Şekil 3.34. Parça soğuma hızının ve genişleme değerinin kum rutubeti ve zamana bağlı olarak değişimi. ....	91
Şekil 3.35. Grafit şekil faktörü. ....	93
Şekil 3.36. Ergitme ve işlem kademelerinden alınan numunelerin soğuma eğrileri. ..	96
Şekil 3.37. Küre (nodül) sayısı ile modül arasındaki ilişki. ....	100
Şekil 4.1. Ötektik dönüşüm sıcaklığının belirlenmesinde C, Si, P, O <sub>2</sub> ve Al miktarına göre değişimi (TL). ....	103
Şekil 4.2. Ötektik bir soğuma eğrisi. ....	103
Şekil 4.3. Ötektik katılaşmada birincil grafitlerin oluşma şekli. ....	104
Şekil 4.4. Ötektik altı katılaşmada grafitlerin oluşma şekli. ....	105
Şekil 4.5. Birinci çekirdekleşme ve grafit büyümesi. ....	105
Şekil 4.6. İkinci çekirdekleşme ve grafit büyümesi. ....	106
Şekil 4.7. Grafit tipi yapısına göre ısıl iletkenliğin değişimi. ....	107
Şekil 4.8. Dış beslemenin TE <sub>low</sub> sıcaklığının bitimine kadar olabileceğinin gösterimi. ....	108
Şekil 5.1. TL-TS Karşılaştırma grafiği. ....	128
Şekil 5.2. GRF1-GRF2 Karşılaştırma grafiği. ....	128
Şekil 5.3. R Faktörü-Primer Östenit-GRF1-GRF2 karşılaştırma grafiği. ....	129
Şekil 5.4. S1-S2-S3-GRF1-GRF2-Metallurgical Quality karşılaştırma grafiği. ...	129

Şekil 5.5. GGG40 Malzemede 2 Farklı tip aşının değişik oranlarda kullanılarak elde edilen sertlik değerlerinin karşılaştırılması.....	132
Şekil 5.6. GGG50 Malzemede 2 Farklı tip aşının değişik oranlarda kullanılarak elde edilen sertlik değerlerinin karşılaştırılması.....	133
Şekil 5.7. GGG40 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,05 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği. ....	142
Şekil 5.8. GGG40 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,10 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği. ....	142
Şekil 5.9. GGG40 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,20 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği. ....	143
Şekil 5.10. GGG40 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,30 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği. ....	143
Şekil 5.11. GGG40 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,40 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği. ....	144
Şekil 5.12. GGG40 Malzeme için, farklı oranlarda kullanılan SB5 aşısının mekanik değerlere etkisinin grafiği.....	144
Şekil 5.13. GGG40 Malzeme için, farklı oranlarda kullanılan ZM6 aşısının mekanik değerlere etkisinin grafiği.....	145
Şekil 5.14. GGG50 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,10 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği. ....	145
Şekil 5.15. GGG50 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,20 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği.....	146
Şekil 5.16. GGG50 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,30 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği. ....	146
Şekil 5.17. GGG50 Malzeme için, farklı oranlarda kullanılan SB5 aşısının mekanik değerlere etkisinin grafiği.....	147
Şekil 5.18. GGG50 Malzeme için, farklı oranlarda kullanılan ZM6 aşısının mekanik değerlere etkisinin grafiği.....	147

## TABLolar LİSTESİ

Tablo 3.1. EN-1563 standardı uyarınca küresel grafitli dökme demir sınıfları ve sağlanması gereken minimum dayanım ve uzama değerleri. ....	44
Tablo 3.2. EN-1563 standardı uyarınca küresel grafitli dökme demirlerin sertlik değerlerine göre sınıflandırılması ve denk gelen dayanım değerleri. ....	45
Tablo 3.3. Bekleme süresi ile çekme mukavemeti ve ötektik hücre sayısındaki değişim.....	59
Tablo 3.4. Küresel grafitli dökme demir üretiminde gözlenen hatalar ve kontrol parametreleri. ....	91
Tablo 3.5. Analiz değerlerinin karşılaştırılması. ....	92
Tablo 5.1. Üretilen numunelerin ocaktaki (mg tretmanı öncesi) nihai spektral analizleri. ....	109
Tablo 5.2. Küreselleştirme sonrası potadan alınan numunelerin spektral analiz sonuçları.....	112
Tablo 5.3. Deneyde kullanılan aşılardan kimyasal içerikleri .....	113
Tablo 5.4. Deneyde kullanılan numunelerin malzeme tipleri, aşı tipleri, miktarları ve AlTiB kullanımı.....	126
Tablo 5.5. Termal analiz cihazından elde edilen veriler. ....	127
Tablo 5.6. Numuneler üzerinden alınan kesitlerin sertlik değerleri.....	132
Tablo 5.7. Numunelerin çekme testi sonuçları.....	141

## RESİMLER LİSTESİ

Resim 2.1. Küresel grafitli dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı.....	11
Resim 3.1. Küresel grafitli dökme demire ait tipik bir mikroyapı görüntüsü. ....	28
Resim 3.2. Katmanlı perlit yapısının görüntüsü.....	30
Resim 3.3. Düşük küreselliğe sahip bir mikroyapı. ....	40
Resim 3.4. Geniş bir küre boyu dağılımı. ....	42
Resim 3.5. Kalın kesitli Küresel grafitli dökme demirde çok büyük boyutlu küre oluşumu .....	76
Resim 3.6. %0,15 Bi içeren aşırı ile geç aşılama .....	77
Resim 3.7. Ba içeren aşılama ile geç aşılama .....	77
Resim 3.8. Farklı et kalınlıklarında nodül sayılarının ve nodül büyüklüklerinin karşılaştırılması. ....	79
Resim 3.9. GJS-500-7; Pota aşılama (yukarıda), % 0,2 Pota ve ilaveten % 0,1 kalıp içi aşılama (aşağıda) 10 mm et kalınlığı, 100:1 oranında büyütme.....	80
Resim 3.10. Tipik bir tersine beyaz katılma ve 2.tip karbürler (x250, dağlama nital). ....	81
Resim 3.11. Yüksek Mn miktarı ve birikimi nedeni ile oluşan tane sınırı karbürleri. (x500, dağlama nital).....	82
Resim 4.1. Termal analiz için kullanılan kum kap.....	101
Resim 4.2. Spektrometre ve termal analiz yöntemleri ile belirlenebilen element ve bileşikler. ....	102
Resim 4.3. GRF2 faktörünün artması sonucu döküm parçada görülen çekinti hatası.....	107
Resim 5.1. Mg tretmanı için potaya ilave edilen mg ve kullanılan örtü malzemesi (sandviç metodu). ....	111

Resim 5.2. Sıvı metalin ocaktan potaya aktarılması işlemi (tretman işleminin başlangıcı). .....	111
Resim 5.3. Mg tretman işlemi bitimi sonrası sıvı metalin tandış haznesine aktarımı ve aşılama işlemi. ....	111
Resim 5.4.Çekme çubuğu dökümü. ....	114
Resim 5.5. Tellür içeren quickcab.....	114
Resim 5.6. Quickcab içerisine metal dökümü.....	114
Resim 5.7. 1 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	115
Resim 5.8. 2 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	115
Resim 5.9. 3 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	116
Resim 5.10. 4 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	116
Resim 5.11. 5 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	117
Resim 5.12. 6 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	117
Resim 5.13. 7 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	118
Resim 5.14. 8 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	118
Resim 5.15. 9 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	119
Resim 5.16. 10 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	119
Resim 5.18. 11 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	120
Resim 5.19. 12 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	120
Resim 5.20. 13 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	121
Resim 5.21. 14 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	121
Resim 5.22. 15 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	122
Resim 5.23. 16 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	122
Resim 5.24. 17 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	123
Resim 5.25. 18 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	123
Resim 5.26. 19 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	124
Resim 5.27. 20 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi. ....	124
Resim 5.28. Termal analiz numuneleri. ....	125
Resim 5.29. Emcotest Duravision sertlik ölçme cihazı. ....	131
Resim 5.30. Numunelerden kesilen kesitler (1 ve 5' nolu numuneler mikroyapı ve sertlik incelemesi için). ....	131
Resim 5.31. Nikon marka MA100 model optik metal mikroskobu. ....	133

Resim 5.32. 1 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).....	134
Resim 5.33. 2 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).....	134
Resim 5.34. 3 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).....	134
Resim 5.35. 4 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).....	134
Resim 5.36. 5 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).....	135
Resim 5.37. 6 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).....	135
Resim 5.38. 7 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).....	135
Resim 5.39. 8 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).....	135
Resim 5.40. 9 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).....	136
Resim 5.41. 10 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	136
Resim 5.42. 11 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	136
Resim 5.43. 12 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	136
Resim 5.44. 13 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	137
Resim 5.45. 14 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	137
Resim 5.46. 15 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	137
Resim 5.47. 16 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	137
Resim 5.48. 17 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	138
Resim 5.49. 18 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	138
Resim 5.50. 19 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	138
Resim 5.51. 20 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış)...	138
Resim 5.52. TSE EN ISO 6892-1: 2016 standardına göre çekme deneyi numunesi (küresel grafitli dökme demir numunesi).....	139
Resim 5.53. Alşa marka çekme cihazı. ....	140
Resim 5.54. Ekstansiyometre cihazı. ....	140

## SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

DIN	: Alman Norm Enstitüsü Normu (Deutsches Institut für Normung)
GGG40	: DIN EN 1563 Standardına göre ferritik küresel grafitli dökme demir.
GGG50	: DIN EN 1563 Standardına göre %50 ferritik %50 perlitik küresel grafitli dökme demir.
%	: Yüzde
Cu	: Bakır
Sn	: Kalay
Sb	: Antimon
As	: Arsenik
Al	: Alüminyum
Ti	: Titanyum
B	: Bor
Fe	: Demir
Ni	: Nikel
O	: Oksijen
V	: Vanadyum
Pb	: Kurşun
Zn	: Çinko
Zr	: Zirkonyum
C	: Karbon
Si	: Silisyum
Mg	: Magnezyum
Ce	: Seryum
Mn	: Manganez
P	: Fosfor
Cr	: Krom



Te	: Tellür
H <sub>2</sub>	: Hidrojen
S	: Kükürt
Sr	: Stronsiyum
Y	: Östenit
$\alpha$	: Ferrit
Fe <sub>3</sub> C	: Sementit
cm <sup>3</sup>	: Santimetreküp
mm <sup>2</sup>	: Milimetrekare
HMK	: Hacim merkezli kübik kristal yapı
YMK	: Yüzey merkezli kübik kristal yapı
CEV	: Karbon eşdeğerliği
SEV	: Sıvılaşma eşdeğerliği
<sup>0</sup> C	: Santigrat derece
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscop)
cm	: Santimetre
mm	: Milimetre
sn	: Saniye
MPa	: Megapaskal
HB	: Brinell sertliği (Brinell Hardness)

## ÖZET

Anahtar kelimeler: Küresel grafitli dökme demir, karbon eşdeğerliği, termal analiz, mikroyapı, mekanik özellikler.

Bu çalışmada, küresel grafitli dökme demirlerde farklı aşu malzemelerini farklı oranlarda kullanarak, termal analiz yöntemi ile karbon eşdeğerliğine aşu malzemesinin etkisi ve bu etkiye dayanarak malzemede oluşan mikroyapı ve mekanik değerlerdeki değişimler araştırılmıştır. Karbon eşdeğerliği tayini, küresel grafitli dökme demir içerisinde bulunan silisyum oranının değişimi ile yani aşu malzemesinin etkisi ile değişimi hesaplanmıştır.

DIN 1563 standardına göre GGG40 ve GGG50 tip malzemeler kullanılmıştır. GGG40 malzeme için %0,05, %0,10, %0,20, %0,30 ve %0,40 oranında, GGG50 malzeme için ise %0,10, %0,20, %0,30 oranlarında iki farklı tip aşılama malzemesi kullanılmıştır. İki farklı malzeme üzerinde değişik oranlarda aşılama malzemesi kullanılarak yapılan termal analiz tayinlerinde mekanik özelliklerin ve mikroyapıların değişimi gözlemlenmiştir. Bunlara ek olarak Alüminyum dökümlerde tane inceltici olarak kullanılan AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımı sisteme eklenerek GGG40 standart malzemesinde %0,05 ve %0,20 oranında farklı tip aşılar kullanılmış ve yine termal analiz yöntemi ile karbon eşdeğerliği tayini yapılmıştır. Bu alaşımlandırma da aşu miktarının azalması ile gözlemlenen sonuç, AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımlandırılmalı numunelerin diğer numunelere göre küre tanelerinin daha ince bir yapıya sahip olduğu, AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımlandırmasının küresel grafit oluşumunu olumsuz yönde etkilediği (compact grafit oluşumları) ve mekanik değerlerin diğer numunelere kıyasla daha zayıf kaldığı sonucuna varılmıştır.

Araştırmada elde edilen bulgulara göre, farklı aşu tipleri kullanılarak yapılan termal analiz sonuçlarında fazla miktarda aşu kullanmak mikroyapıyı ferritik, daha az aşu kullanmak ise mikroyapıyı perlitik düzeye getirmiş olup, AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) ile alaşımlandırma yapılan GGG40 dökümlerinde mikroyapı ve mekanik özelliklerin zayıfladığı görülmüştür.

# **INVESTIGATION OF THE DETERMINATION, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL EFFECT OF CARBON EQUIVALENCE BY THERMAL ANALYSIS METHOD IN NODULAR GRAPHITE CAST IRON**

## **SUMMARY**

Keywords: Spheroidal graphite cast iron, carbon equivalence, thermal analysis, microstructure, mechanical properties.

In this study, the effect of graft material on carbon equivalence and the changes in the microstructure and mechanical values in the material were investigated by using different inoculant materials in different ratios in spheroidal graphite cast iron.

The determination of carbon equivalence was calculated by the change of the ratio of silicon in the spheroidal graphite cast iron, by the effect of the inoculant material. In this study, according to DIN 1563, GGG40 and GGG50 type materials were used. Mechanical properties, microstructure changes were observed in two different materials by using different proportions of inoculant materials. In addition, AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alloy which is used as grain thinner in aluminum castings was added to the system and different type of inoculant were used in GGG40 standard material with %0,05, %0,20 ratio and carbon equivalence was determined by thermal analysis method.

The result observed in this alloying is that the spheroidal nodules have a thinner structure than the other samples and the mechanical values decrease to the lower levels compared to the other samples.

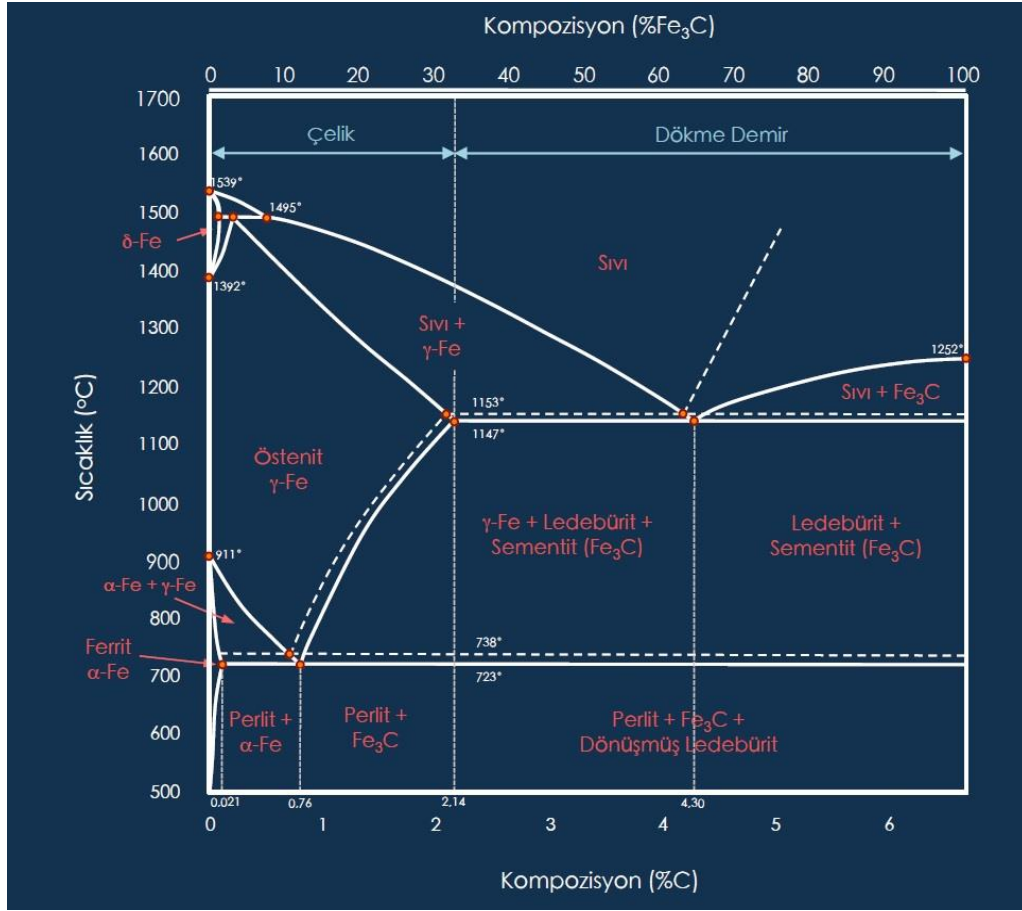
According to the findings obtained in the study, the use of large amounts of inoculant using different types of inoculant to use microstructure ferritic, the lesser use of the microstructure to bring the pearlite level, GGG40 alloyed with AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) casting and microstructure and mechanical properties were found to be weakened.

## BÖLÜM 1. GİRİŞ

Yüksek fırında veya diğer tesislerde demir cevherinin indirgenmesi ve ergitilmesi yoluyla elde edilen ve içinde %2'den fazla karbon ve diğer alaşım elementlerinin (Mn, Si, P, Cr,...) bulunduğu bir Fe-C alaşımına pik denir. Pikin ergitme fırınlarından tekrar ergitilerek bazı metalürjik işlemlerle değişiklik yapılması sonucu bir kalıp içine dökülmesine ve kalıp boşluğu şeklini alarak katılaşması ile meydana gelen malzemeye dökme demir denir.

Dökme demirler, çelikler gibi temelde Fe ve C'un alaşımıdır. Demir içindeki C oranı %2 değerinin üzerine çıktığında malzeme dökme demir, bu oranın altında düştüğünde çelik olarak isimlendirilir. Buna göre Fe-C denge diyagramı incelendiğinde dökme demirlerin %2'den %6,67'ye C içerdiği görülür. Ancak yüksek C oranı malzemeyi aşırı kırılgan yapar. Bu sebeple pratikte bu dökme demirler %4'e kadar C, %3,5'a kadar Si içerirler.

Dökme demirler, döküm alaşımlarının en önemli grubu olup bünyelerindeki yapı elemanlarının cins, şekil ve dağılımlarına göre sınıflandırılırlar. Gri (lamel, fleyk), fibresel (coral), silindirik (vermiküler), küresel (nodüler, düktil), beyaz (white) ve temper (malleable) dökme demirler diye anılan bütün türleri iyi döküm kabiliyeti ve çok iyi mekanik özelliklere sahiptir. Dökme demirlerin yapısal özellikleri Şekil 1.1.'de verilen diyagramda görülebilir (H.T., 1976).



Şekil 1.1. Demir - sementit sistemini temsil eden diyagram.

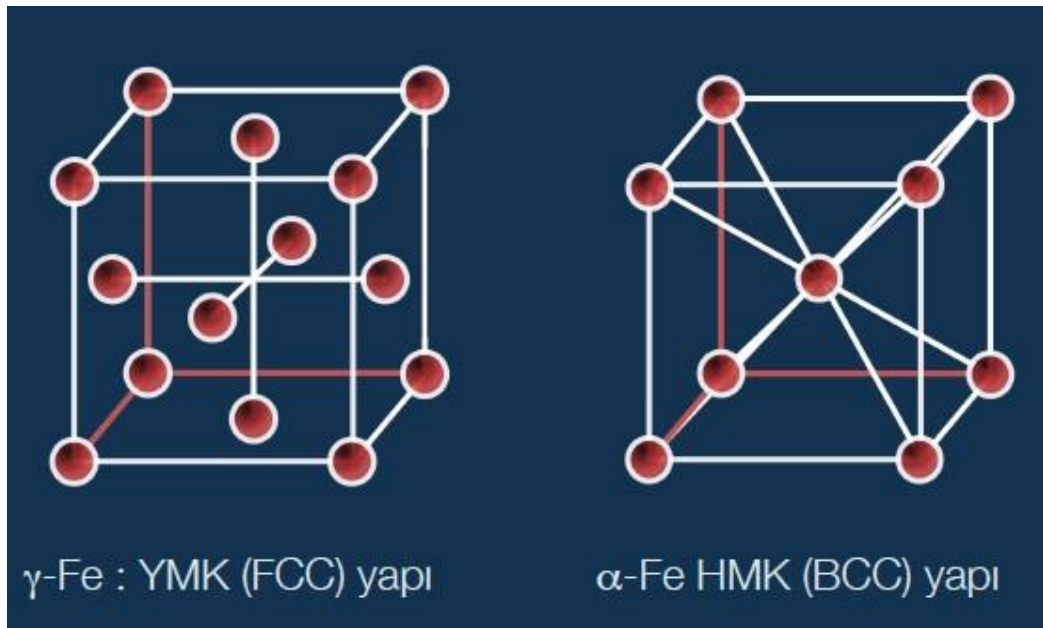
Diyagram üzerinde görülen fazların açıklamaları aşağıdaki gibidir;

**Sıvı faz:** Bu diyagramda görülen sıvı faz, tıpkı içinde şeker çözülmüş sıcak bir çay gibi, çözülmüş karbon içeren sıvı demirden meydana gelen fazdır.

**Östenit (γ-Fe):** Östenit, demirin yüksek sıcaklıkta kararlı yapısına verilen isimdir. Çok hızlı bir şekilde soğutulmadığı ya da alaşımında östenit yapıcı elementler bulunmadığı sürece, oda sıcaklığında demir ve çeliklerin yapısında bulunduğu görülmez. Paramanyetik özelliğe sahip olan östenit, yüzey merkezli kübik (YMK) yapı sergiler (Şekil 1.2.).

$\delta$ -Fe: Demir ergimeden önce ortaya çıkan son katı fazdır. 1394°C üzerinde kararlı olan bu katı faz 1538°C üzerinde erir. Bu faz, saf demir katılaştığında ilk ortaya çıkan katı faz olarak da değerlendirilebilir.

Ferrit ( $\alpha$ -Fe): Demirin oda sıcaklığındaki kararlı yapısına verilen isimdir. Çok az miktarda da olsa karbon çözebilme becerisine sahip olan bu katı faz, 911°C üzerinde östenit adı verilen bir diğer katı faza dönüşür. Manyetik özelliğe sahip olan ferrit fazı, hacim merkezli kübik yapı (HMK) sergiler (Şekil 1.2.).



Şekil 1.2. YMK ve HMK yapıların gösterimi.

Grafit: Grafit, standart koşullar altında karbonun en kararlı formu olarak ortaya çıkar. Çelikler içerdikleri karbonu tamamen çözebildikleri için, grafit oluşumunu bu malzemelerde görülmez. Fakat dökme demirlerde bulunan karbon, yapraksı (lamel), küresel ya da vermiküler grafit yapısına sahip olarak, ayrı bir faz halinde ayrışabilir.

Sementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ): Demir ve karbon atomlarından meydana gelen bu intermetalik bileşik, oda sıcaklığında yarı kararlı bir halde bulunur. 650 – 700°C gibi bir sıcaklığa ısıtıldığı zaman, çok yavaş bir şekilde de olsa, demir ve grafitte ayrışarak çözünebilir.

Ledebürit: Ledebürit de perlit gibi bir karışımdır. Östenit ve sementitin ortaya çıkardığı ötektik karışıma ledebürit adı verilir. Bu karışım genellikle dökme demirlerde ve yüksek karbonlu çeliklerde ortaya çıktığı görülmektedir. Ledebürit içinde yer alan östenit bir yüksek sıcaklık fazı olduğu için, sıcaklık düştüğünde bu faz ledebürit-II adı verilen bir karışıma dönüşür. Bu dönüşmüş karışım içinde sementit doğal olarak kalır. Fakat buna ek olarak, östenitin dönüşmesi sonucunda ortaya çıkan ikincil bir sementit oluşumunu da gözlemlenir. Sonuç olarak oda sıcaklığındaki ledebürit yapısı birincil ve ikincil sementite ek olarak perlitten oluşur.

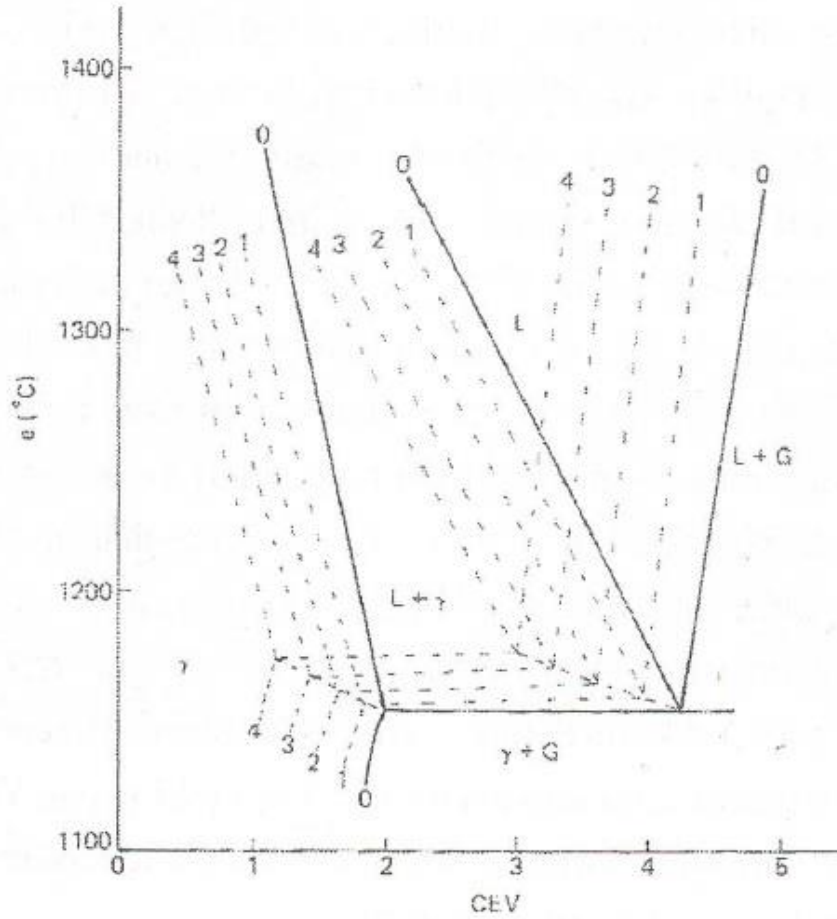
Perlit: Perlit aslında bir faz değildir. Ferrit ve sementit fazlarının katmanlar halinde sıralanması sonucunda ortaya çıkan bir karışıma verilen isimdir. Bu karışım hem çeliklerin, hem de dökme demirlerin yapısında görülebilir.

Endüstride kullanılan dökme demirlerin %80'ından fazlasını lamel grafitli dökme demirler oluşturur. Bu, katılaşmadan sonra içerdiği C'un büyük bir kısmı serbest halde veya başka bir deyişle grafit lamelleri halinde bulunacak bileşime sahip dökme demir tipidir.

Dökme demirler, gerek döküm kolaylığı gerekse de mamul parça özellikleri nedeni ile çok çeşitli iç yapılara sahiptir. Bu özelliklerinden başlıcaları şunlardır;

- a) Düşük ergime sıcaklığı (1150-1300<sup>0</sup>C),
- b) İyi akışkanlık (ötektik bileşime yakın),
- c) Döküm ve kalıp şeklini alabilme kabiliyetinin yüksek olması,
- d) Ergitme işlemlerinin kolaylığı ve ucuzluğu,
- e) Kimyasal bileşim sınırlarının geniş tutulabilmesi,
- f) Çeşitli kısımlardan ibaret bir iş parçasının tek bir işlemle elde edilebilmesi,
- g) Talaşlı imalat tekniğinde iyi işlenebilmesi,
- h) Titreşim söndürme özelliğinin çok iyi olması,
- i) Basma mukavemetinin yüksek olması,
- j) Aşınma ve korozyona dayanıklılık.

Dökme demirlerin katılaşma yapı ve şartları Fe-C-Si üçlü faz diyagramı ile kritik edilebilir. Şekil 1.3.'te ötektik bileşime yakın alaşımlarda, sıvılaşma (likidüs), katılaşma (solidüs), katı erirlik sınırı ile ötektik bileşimin Si ve C seviyesinde nasıl etkilendiği gösterilmiştir (J.R., 1996).



Şekil 1.3. Fe - C - Si Denge diyagramının %0,1,2,3,4 silisyuma göre değişimi.

Karbon eşdeğerliği formülü ile Si ve P'un etkisi karbon cinsinden yazılabilir. Bu yolla diyagram Fe-C ikili denge diyagramı şeklini alır. Si ve P, ötektik bileşimdeki C seviyesini düşürürler, diğer bir deyimle ötektik noktayı sola kaydırır. Karbon eşdeğerliği (CEV) formülü aşağıdaki gibi yazılabilir.

$$CEV = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3}$$



Bu formül ile alaşımın ötektik, ötektik altı ve ötektik üstü kompozisyonda olup olmadığı test edilir. CEV değeri %4,25 ise ötektik, %4,25'den az ise ötektik altı, %4,25'den çok ise ötektik üstü yapı vardır. Ötektik altı kompozisyona sahip alaşımlarda sıvılaştırma sıcaklığı bileşime bağlı olarak değişir. C ve Si'un sıvılaştırma sıcaklığına etkisi de incelenebilir. Si ve P'un sıvılaştırma sıcaklığına olan etkisi sıvılaştırma eşdeğerliği (SEV) formülü ile aşağıdaki gibi yazılabilir.

$$SEV = \%C + \frac{\%Si}{4} + \frac{\%P}{2}$$

SEV formülü ile sıvı-sıvı+ $\alpha$  sıcaklığı aşağıdaki gibi hesaplanabilir,

$$T = 1664 - 124 \left( \%C + \frac{\%Si}{4} + \frac{\%P}{2} \right) ^\circ\text{C}$$

Ötektik altı bileşime sahip bir alaşımın katılaşması oldukça karışıktır. Kalıp cidarlarında önce östenit çekirdeklenmesi ve dendritik büyüme görülür. Dendrit kolları arası karbon ve diğer elementler bakımından zenginleşir. Sıcaklık belirli bir seviyeye düştüğünde, dendrit kolları arasındaki sıvı ötektik katılaşır. Bu katılaşma yapısı ya yarı düzenli Fe-Fe<sub>3</sub>C ötektiği ya da Fe-grafit ötektiklerinden biridir. Fe-grafit ötektiklerinin yapısı; bileşim, aşılama, empürite ve ilaveler ile soğuma hızına bağlıdır. Katılaşma; östenitlerin (dendritik ve ötektik) perlitte katı hal dönüşümleri ile takip edilir. Ötektik ve ötektik üstü bileşime sahip dökme demirler de benzer şekilde katılaşırlar (Lux B. K. W., 1968).

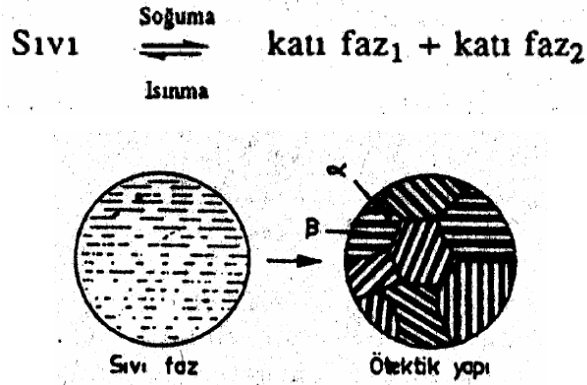
### **1.1. Demir – Sementit Sisteminde Meydana Gelen Katılaşma Dönüşümleri**

#### a) Katı eriyik oluşumu

Sıvı eriyikten katı eriyik oluşumu belirli bir sıcaklık aralığında tamamlanır ve sonuçta tek bir katı faz meydana gelir (Lux B. K. W., 1968).

## b) Ötektik reaksiyon

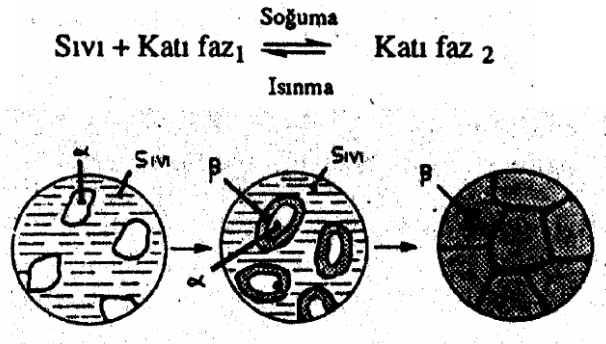
Birbirini sınırlı oranda eriten bazı sistemlerin belirli bir bileşimdeki alaşımları sabit sıcaklıkta katılaşıyor ve ötektik reaksiyon sonucu sıvı faz, aynı anda iki ayrı katı faza dönüşür. Bu yapı çok ince ve sık tabakalıdır. Üstün mekanik özelliklere sahiptir (Lux B. K. W., 1968).



Şekil 1.4. Ötektik reaksiyon.

## c) Peritektik reaksiyon

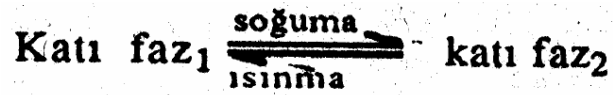
Katılma süresinde bir arada bulunan sıvı fazla katı fazın sabit sıcaklıkta başka bir katı faza dönüşmesine peritektik reaksiyon denir (Lux B. K. W., 1968).



Şekil 1.5. Peritektik reaksiyon.

## d) Poliformik dönüşme

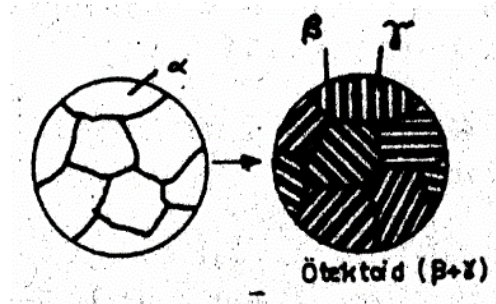
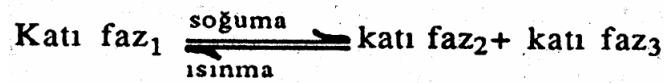
Bazı saf metallerde kafes yapı sabit sıcaklıkta diğer bir tür kafes yapısına dönüşür. Buna poliformik dönüşme ya da allotropik özellik denir (Lux B. K. W., 1968).



Şekil 1.6. Poliformik dönüşüm.

e) Ötektoid reaksiyon

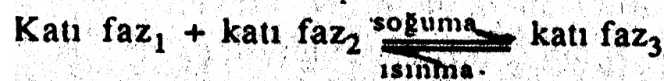
Bir katı faz sabit sıcaklıkta aynı anda İki ayrı katı faza dönüşür (Lux B. K. W., 1968).



Şekil 1.7. Ötektoid reaksiyon

f) Peritektoid reaksiyon

İki katı faz sabit sıcaklıkta diğer bir katı faza dönüşür (Lux B. K. W., 1968)

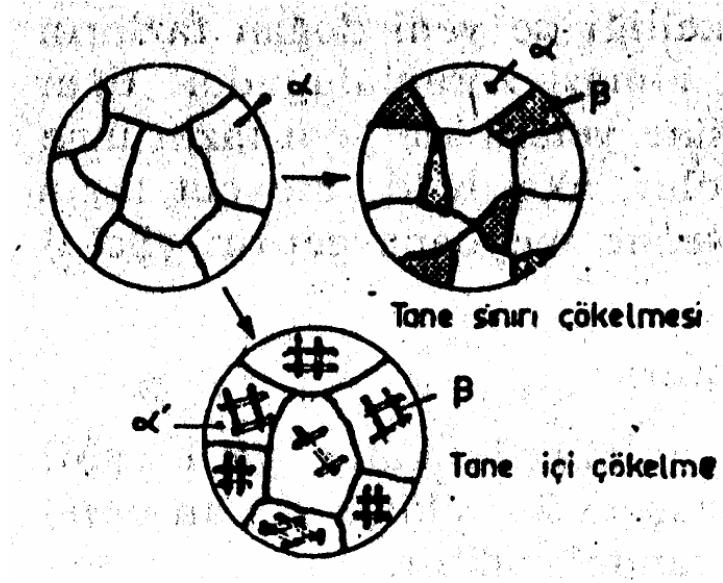


Şekil 1.8. Peritektoid reaksiyon.

g) Katı eriyikten çökeltme

Tek fazlı bir katı eriyik soğurken belirli bir sıcaklık düzeyinde doymuş hale gelir. Bu doyma noktasında katı eriyikte bulunan yabancı atomların bir kısmı ayrıyarak ikinci bir faz halinde çökeltir. Çökelen fazın miktarı sıcaklık düştükçe artar. Uygulamada bu çökelen fazın miktarı, çökeltme yeri ve büyüklüğü kontrol edilerek daha yararlı

yapılar oluşturulabilir. Alüminyum alaşımlarına uygulanan yaşlanma sertleşmesi işlemi bu gerçeğe dayanır (Lux B. K. W., 1968).



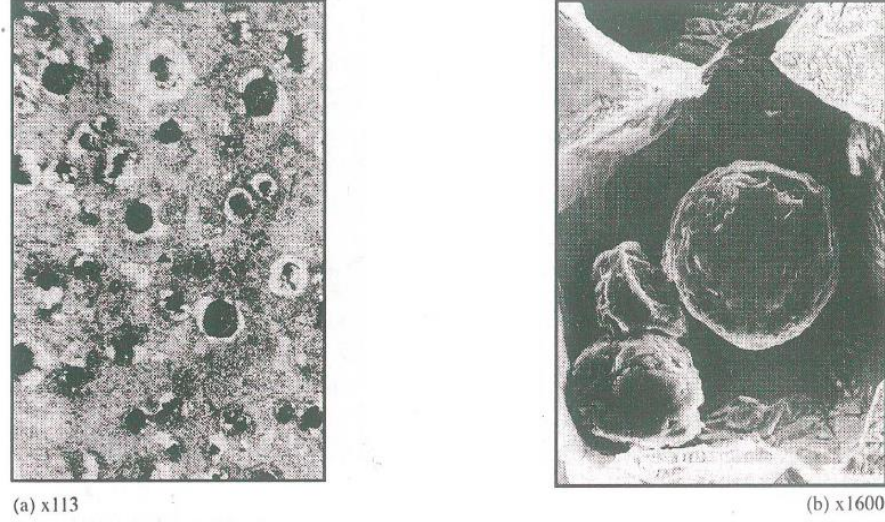
Şekil 1.9. Katı eriyikten çökme.

## **BÖLÜM 2. DÖKME DEMİRLERİN YAPI VE ÖZELLİKLERİ**

Dökme demirlerin fiziksel ve mekanik özellikleri mikroyapılarının fonksiyonu olarak gelişir. Dendritler yapıyı kuvvetlendirir ve kompozitlerdeki fiberlere benzerler. Kuvvetlendirici etkiler bileşim, yapı, süreklilik ve inceliğe bağlıdır. Süreklilik ve incelik çekirdeklenmenin az olduğu döküm şartlarında sağlanır. Yüksek döküm sıcaklığı, yüksek sıvı sıcaklık gradyanında yönlendirilmiş katılaşma, düşük büyüme hızı ve düşük eriyen oranı bu şartları sağlar. Dendrit özelliği, östenit bileşimi ve soğuma hızına bağlı olarak gelişen perlit dönüşümünden de çok etkilenir. Alaşımız gri dökme demirlerde ferrit ve grafit oluşumu düşük soğuma hızlarında, yüksek silisyumlu alaşımlarda, yüksek CEV ve ince grafit çekirdeklenmesi şartlarında gelişir. Düşük soğuma hızı karbon difüzyonu için yeterli zamanı sağlarken, yüksek silisyum grafit oluşumunu hızlandırır. Alaşımın mukavemetini arttıran perlit oluşumu yüksek soğuma hızı, düşük CEV şartlarında görülür. Alaşım elementlerinden Mn, Ni ve Cr ile iz elementlerinden Cu, Sn, Sb ve As'de perlit oluşumunu hızlandırır. Östemperleme veya beynitik yapı için izotermal ısıl işlem küresel grafitli dökme demirlerde iyi bir uzama ile yüksek mukavemet kazandırır. Bu dökme demirler ziraat makineleri ve otomobillerdeki çelik dövme parçaların yerine kullanılır. Grafit yapısının tipine bağlı olarak dökme demirlerde mukavemet artışı ya da düşüşü gözlemlenebilir. Özellikle S ve H<sub>2</sub> grafit irileşmesini teşvik eder. CEV'nin yüksek olduğu alaşımlarda iri primer grafit oluşumu olağandır. Ötektik reaksiyonun tipi ve grafit yapısı dökme demir özelliklerini birinci derecede etkiler. Ötektik hücredeki ikinci faz östenit mukavemeti arttırıcı etki yapar. Yapı ve özellikler; ilave, empürite ve katılaşma şartlarından çok fazla etkilendiklerinden aynı CEV'a sahip demirden farklı kalite yapılar elde edilebilir (R., Cast Iron Technology, 1988).

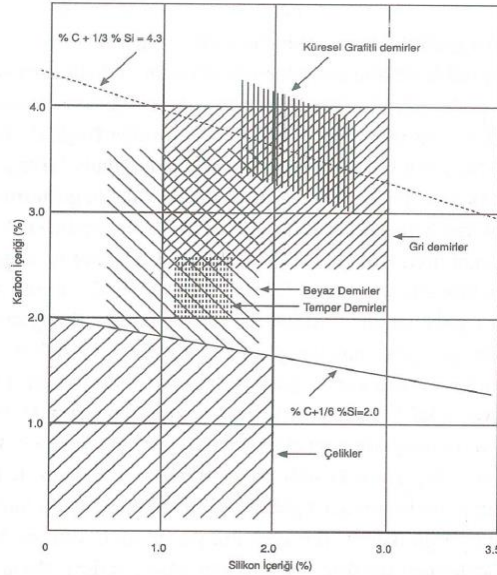
Bunun sonucu olarak, dökme demirler bileşim değil özellikleriyle tanınır ve sınıflandırılırlar. Örneğin; fleyk grafitli dökme demirlerden iri fleyk yapı (C-Tipi)

malzeme ince fleyk yapılı (A-Tipi) tipe göre daha düşük mukavemetlidir. Küresel grafitli dökme demirlerde ise ferritik matristen perlite geçiş, mukavemeti arttırırken uzama kabiliyetini azaltmaktadır (Stefanescu, 2009).



Resim 2.1. Küresel grafitli dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı.

Dökme demirlerden önemli iki alaşım elementi karbon ve silisyumdur. Bu bileşimlere bağlı olarak önerilen sınır şartlar ve bileşim aralıkları Şekil 2.1.'de gösterilmiştir.



Şekil 2.1. Dökme demirlerde ve çelikte C ve Si bileşim aralıkları.

## 2.1. Ötektik Büyüme

Küresel grafitli ötektiklerde her bir grafit kristali bir ötektik tane sayılabilir. Grafit kristallerinin ayrı ayrı çekirdeklenme ve büyümesi ile bu ötektik oluşur. Nasıl ki; yıldız şekilli kristal büyüyen katı/sıvı cephesi önünde serbestçe çekirdeklenir, dallanma ve kollanmalarla bir ötektiğin kaynağı olursa, her küresel yapı dallanma gösterememiş bir yıldız şekilli yapıdır. Ötektik tane içindeki bütün grafit kristalleri tam bir bağlanmaya sahiptirler ve tane sayısı katılma parametrelerine bağlı olarak değişir. Bu durum, derin dağlanmış numunelerde SEM mikroyapılarında rahatça görülebilir.

Aşırı dallanma göstermeyen iri grafit kristalleri primer östenit gibi serbestçe büyürler. Aralarında aşırı soğumuş fleyk yapıları ötektik de bulundurulur. Bu primer grafit kristalleri arasında bağlanma yoktur ve östenit ile eşli büyüme görülmez. Yüksek kükürlü sıvılarda büyüyen grafit kristallerinin iri ve uzun plakalar halinde geliştiği ve bunların primer kristal olarak anılmaları gerektiği üzerinde genel kabul vardır. Gerçekten de bu kristaller sıvıya doğru aşırı uzaman gösterirler. Böyle kristallerin primer olarak anılmasını zorunlu kılan ikinci sebep ise aralarında oluşan girintilerinin yeni aşırı soğumuş grafit büyümesine imkan tanımalarıdır. Diğer sebep ise bu kristallerin de primer kristallerini saran hale oluşumuna imkan vermeleridir.

Fe-C-Si sisteminde kükürt sıvı-katı dönüşüm sıcaklığını düşürür. Fe-Si denge diyagramında görülebileceği gibi %1 kükürlü alaşımda bu düşüş 400C'ye varmaktadır. %1 Si içeren Fe-C-Si alaşımında ara yüzeyde %1'den fazla kükürt birikir. Bunun nedeni kükürtün grafit ve  $\gamma$  içinde çok az çözünmesidir. Kükürdün fazların büyüme kinetiklerini ve kontak açılarını değiştirdiği ve her türlü fleyk yapıyı kararlı kıldığı kabul edilmiştir.

Gri dökme demirlerde katı-sıvı arayüzeyi düz değildir ve engebe S ve P ilavesi ile artar. Kritik deneylerle ara yüzeyi profilinin düz, hücreli ve tam engebeli hale geçişi incelenmiştir. Tam engebeli halde, katı/sıvı arayüzey önünde yıldız şekilli grafit büyüme görülür. Kükürtçe zengin sıvılarda artan yapısal aşırı soğuma nedeniyle daha

yüksek oranda yıldız şekilli kristal oluşumu görülür. Burada ilk kristalleşen  $\gamma$  dendritlerinin kustuğu karbon atomları karbonca zengin sıvıyı oluştururlar. Karbonca zengin sıvıda oluşan ilk çekirdek kompozisyon ve ısıl dalgalanmalar nedeniyle dengesiz yıldız şekilli grafit oluşumu sağlanır. Bu kristallerin büyüklüğü  $\gamma$  dendritlerinin tıkama öncesi sıvıda bulunuş süresine bağlıdır.

Fe-C-Si ötektiklerinde grafit; fleyk-levhasal, fibresel-koral, silindirik-vermiküler ve nodüler-küresel şekillere sahiptir. Ötektikler ile ilgili genellemede; belirli kritik limitin altındaki hacim oranlı faz ana faz içindeki çubuksal-fibresel dağılım gösterir. Gri dökme demirde grafit hacim oranı silisyum seviyesine bağlı olarak %6-13,5 arasında değişir. Buna göre eğer  $\gamma$  ile grafit arasında yönelim bağı yoksa yapının çubuksal olması gerekir. Halbuki bu yapı (fibresel) yalnızca saf Fe-C-Si alaşımlarında ve yüksek katılma hızında gelişir. Normal şartlarda levhasal (fleyk) yapının gelişmesi anormal ötektik karakteristiğini yansıtır. Katışıkların (özellikle S, Se, Te) yüzey aktif oldukları grafit kristalinin yüzey enerjisine etki ederek levhasal yapıyı kararlı yaptıkları sanılmaktadır.

Gri dökme demir alaşımlarında hafif ötektik üstü bileşimler tercih edilir. Bu yolla ötektik altı bileşimlerde ilk kristalleşme ürünü olan primer  $\gamma$  dendrit oluşumu önlenip katı/sıvı arayüzey dalgalılığa düşürülür.

Yönlendirilmiş katılma deneylerinde  $\gamma$ -Gr. ötektiğinde grafit fleyklerin arayüzeye tam dik olarak büyümedikleri gözlemlenmiştir. Verilen katılma hızında grafit kristalleri arası uzaklığın muhafazası için grafit fleykleri tekrar dallanma gösterirler. Bu dallanmanın nedeni ilerleyen arayüzey önündeki bileşim ve sıcaklık oynamalarıdır. Özellikle büyüyen östenit fazının önünde karbon yüzdesi yüksek iken grafitte değme noktalarında azdır. Östenit merkezinde yüksek oranda karbon birikimi grafit çekirdeklenmesine yol açtığı gibi daha önceki grafitin merkeze göre dallanmasına da neden olabilir. Östenit merkezinde gelişen grafitler aşırı soğumuş grafitler için tipik örnektir. Yan yana gelişen grafit-östenit ötektiğinde grafitin yana dallanması ya da eğilme göstermesi bir miktar C-büyüme gösterir. Bu büyüme, özellikle karbon konsantrasyonu (ve dolayısıyla aşırı soğuma) çok yüksek olursa görülür. <0001>

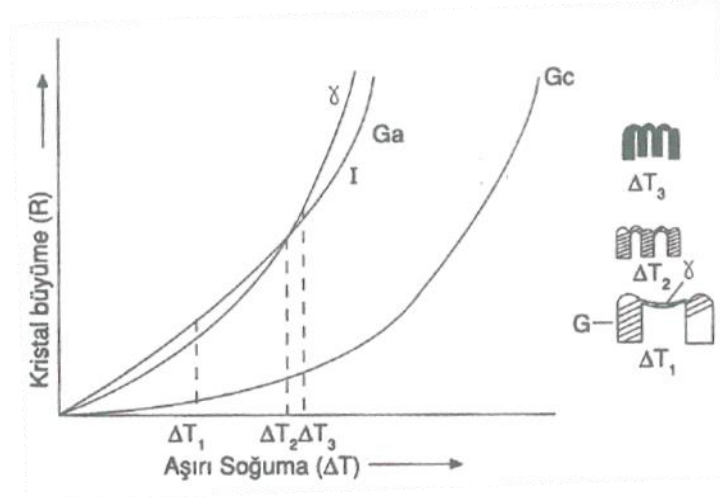


yönünde büyüme ile östenit önündeki aşırı karbon birikimlerinin dengelenmesi ikizlenme ile de olur. İkizlenme ile yön değiştirme için (0001) düzlemine dik ön büyüme gerekir. İkizlenmeden sonra yeni kristal yine [1010] yönünde gelişir. <0001>yönünde büyüme az ise eğrilme veya kıvrılma görülür. Büyüyen grafit cephesinin hafif yön değiştirerek kıvrılması, ikizlenme yoluyla dallanmadan daha kolaydır ve daha az aşırı soğuma gerektirir. Bu kıvrılma olayı normal ötektiklerde levhasal hatalara benzer.

Büyüyen grafit kristalleri zaman zaman  $\gamma$  tarafından kesikliğe uğratılır. Bunun sonucu fleyk veya levhasal kristal kendi düzlemi içinde kesik büyüme gösterir. Bu durum ana büyüme doğrultusunda dallanmaya neden olur. Söz konusu grafit dallanma veya yönlenmeleri aşağıda verilen 4 grupta toplanabilir.

- 1) Grafitin ana büyüme yönüne ters yönde dallanması ve östenit üstünü kaplaması,
- 2) Grafit büyüme cephesinin levhasal hatalara benzer tarzda kıvrılması,
- 3) Grafit fleyk kristalinin östenit tarafından kesikliğe uğratılması ve eksen içinde dallanma,
- 4) Grafitin östenit merkezinde çekirdeklenmesi.

Katılma şartlarının bu dört ayrı dallanma mekanizmasına doğrudan etki ettiği sanılmaktadır. Yüksek G/R şartlarında arayüzey kararlı olup östenit/sıvı ile grafit/sıvı aynı hattı paylaşırlar. Burada G sıcaklık gradyanını ( $^{\circ}\text{C}/\text{cm.}$ ), R ise büyüme hızını ( $\text{cm./sn.}$ ) vermektedir. Dallanma az ise tamamen levhasal yapı oluşur. Halbuki düşük G/R şartlarında östenit/sıvı arayüzeyi zaman zaman grafit/sıvı arayüzeyinin önüne geçer ve grafitin büyümesi tıkanır. Aşırı dallanma görüldüğü gibi fibresel grafitli yapıya dönüşümde söz konusudur. Bu farklılık alternatif fazların büyümeleri için gerekli aşırı soğuma ile açıklanabilir (Şekil 2.2.).



Şekil 2.2. Fe – C sisteminde Y-grafit büyüme modeli.

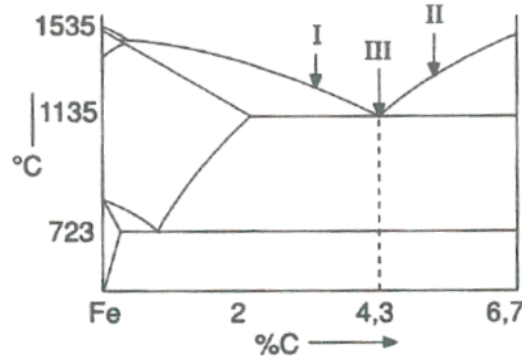
Şekil 2.2.'de görülebileceği gibi düşük aşırı soğumada ( $\Delta T_1$ ) grafit hızlı büyürken, yüksek aşırı soğumada ( $\Delta T_3$ ) östenit büyümesi hızlıdır. Ga, fleyk-fibre dönüşümünü gösterir, Gc ise küresel grafit büyümesini gösterir.

Verilen bir aşırı soğumada ( $\Delta T_1$ ) fleyk grafit östenitten hızlı büyümektedir. Fleykler sıvıya doğru çıkıntı gösterirken östenit merkezleri cep şeklinde geri çökme gösterir.  $\Delta T_2$  gibi daha yüksek bir aşırı soğumada fazla eşit hızda gelişebilir.  $\Delta T_3$ 'te ise östenit fleykten daha hızlı büyümekte ve fleyk büyümeyi sık sık kesmektedir. Daha yüksek aşırı soğumada fleyk yapı fibresel yapıya dönüşmektedir. Fibresel grafit ile östenitin büyümesi her ne kadar normal ötektik büyümeyi andırıyorsa da bu şartlarda Y'nın sık sık grafit büyüme cephesini tıkaması aşırı grafit yönelmelerini sağlar.

Katı/sıvı arayüzeyinde C gibi S birikimi arayüzey morfolojisini etkiler. Kükürt östenit önünde aşırı birikme göstererek östenitin gerilemesini sağlar. Özellikle bu etki östenit ile grafitin birleşme yüzeylerinde çok görülür. Bu nedenle karbonun tek başına yaptığı etkiden daha farklı etki ile arayüzey dengesizleşir. Grafitin ileri hareketi yerine, yana dallanması sonucu östenit çökmesinde yok gibi gözükür. Az miktarda S içeren alaşımlarda grafit kristalleri arası uzaklığın, kükürtsüz veya orta seviyede kükürtlü alaşımlara göre düşük olmasının sebebi bu dallanma olayıdır (Elliot, 1977).

## 2.2. Ötektik Alan

Fe – C – Si sisteminde görülen büyümeler 3 ana bölgeye ayrılarak incelenebilir (Şekil 2.3.).



Şekil 2.3. Fe – C – Si sisteminde farklı büyüme yapıları.

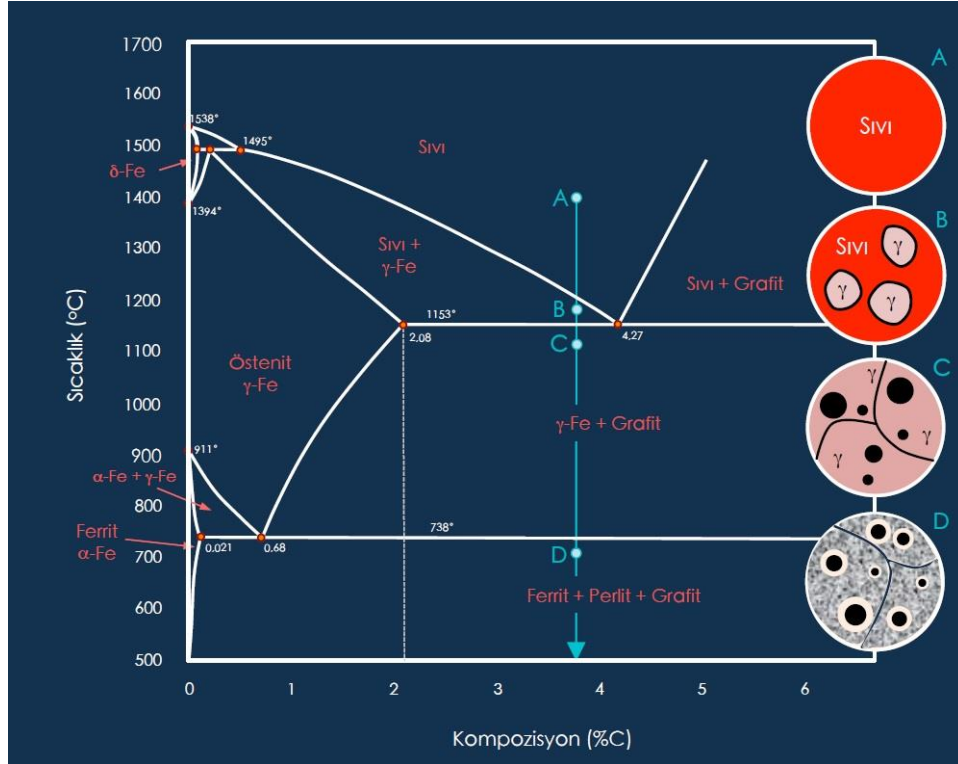
Birinci bölgede  $\gamma$ -demir fazı primer faz olarak gelişir. Bu fazın büyümesi, demir atomlarının difüzyonla herhangi aktif yüzeye yerleşmesi ile olur. İkinci bölgede düzlemsel cephede büyüme gösteren grafit fazı primer faz olarak gelişir. Burada sıvıdaki karbon atomları tercihli ve belirli yüzeylere yerleşirler.  $\alpha$ -demir yani ferrit oda sıcaklığında hacim merkezli kübik,  $\gamma$ -demir (östenit)  $912^{\circ}\text{C}$ 'de yüzey merkezli kübik yapıdadır (bir elementin farklı sıcaklıklarda farklı kafes yapısı göstermesi özelliğine allotropi denir), demir bu özelliği ile allotropik özellik göstermektedir. Östenit fazı ferrit fazına göre daha çok karbon atomu çözer. Çünkü alaşım elementleri kübik yapıda ana metalin atomlarından kalan boşluklara, yani oktahedral ve tetrahedral bölgelere yerleşirler. Demir birim kafesinde yapının yüzey merkezli veya hacim merkezli kübik yapı olmasına göre boşlukların büyüklükleri de farklıdır, demir içerisinde karbon atomları genellikle oktahedral boşluklara yerleşirler, çünkü tetrahedral bölgeler karbon atomunun çapından oldukça küçüktür. Yüzey merkezli kübik yapıda oktahedral boşlukların büyüklüğü hacim merkezli kübik yapıda bulunan oktahedral boşlukların yaklaşık 4 katıdır. Bu nedenle yüzey merkezli kübik yapıda hacim merkezli kübik yapıya nazaran karbonun yerleşebileceği daha büyük boşluklar bulunur. Fe-C denge diyagramında gördüğümüz hacim merkezli kübik yapıdan (max. %0,02 karbon çözünürlüğü) yüzey merkezli kübik yapı (max. %2,08 karbon çözünürlüğü) geçişinde karbon çözünürlüğünün artması bu olayın bir

sonucudur. Yani birim hacimde yapı daha fazla karbon atomunu çözmeye elverişlidir. Difüzyon yerine kinetik faktör büyümeyi kontrol eder. Kristal büyüme hususi güçlüklerle gerçekleştiği için hatalar (dönme sınırları, ikiz, vida dislokasyonu) büyümeye aktif olarak katılırlar. Üçüncü bölge ise ötektik bölgedir. Burada  $\gamma$  ve grafit beraberce fakat her biri kendi karakteristiğini koruyarak gelişir. Hızlı gelişen faz ötektikte yapıyı kontrol eder. Eğer grafit fazı hızlı gelişirse yapı düzenli fleyk,  $\gamma$  hızlı gelişirse kesikliğe uğramış fleyk ya da fibresel grafitli yapı gelişir. Küresel grafitli yapı ise tekrarlı çekirdeklenme sonucu oluşurken, silindirik yapı ilk grupla küresel arası özellik taşır.

### 2.2.1. Ötektik altı katılaşma

Küresel grafitli dökme demirlerde ötektik altı alaşımların katılaşması istisnasız dendritler şeklinde primer östenitle başlar. Bu olgunun devamı süresince soğuma olur ve artık eriyik ötektik sıcaklığa erişir. Bu sıcaklıkta grafit ve östenit beraberce büyümeye başlarlar ve sıcaklık yükselerek, ötektik sıcaklığa çıkılır.

Ötektik katılaşma kısmen östenit dendritlerinin sürekli büyümeleri ve kısmen de östenit ve grafitin beraberce kristalleşmesi şeklinde olur. Östenit grafiti çepeçevre sarar. Grafit östenit taneleri birbirleri ile ve östenit dendritleri ile temas halindedir. İstatistiki bir tane dağılımı gösteren bu grafit-östenit kristalleri eriyik demir ile birbirinden ayrılmış gruplar oluştururlar. Bu gruplara ötektik hücre ya da nüve adı verilir. Katılaşma süresi sonlarına doğru eriyik karbonca fakirleşir ve tane sınırlarında katılaşma grafitsiz olur. Böylece döküm parçaların orta kısmında kalan bölgelerde karbürler mevcut olabilir. Katılaşmanın bu özelliği soğuma eğrisindeki kavisin nedeni olmaktadır (Şekil 2.4.).

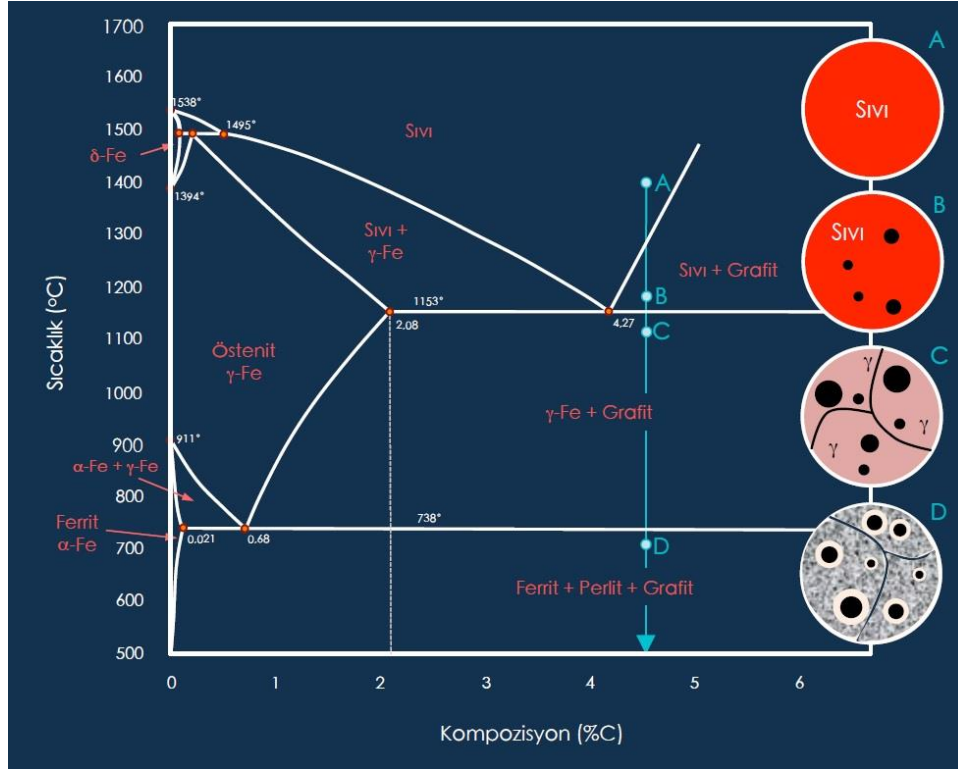


Şekil 2.4. Ötektik altı kompozisyona sahip küresel grafitli dökme demirin katılaşma sırası.

### 2.2.2. Ötektik üstü katılaşma

İlk katılaşan fazın küre şeklinde grafitler olması dışında ötektik üstü küresel grafitli dökme demirin ötektik altından bir farkı yoktur. Eriyiğin sıcaklığı ötektik sıcaklığın altına düştüğünde, demir yani östenit ve grafitin beraberce katılaşmaları vukuu bulur. Bu olayı, yine kısmen ayrışan grafitsiz östenit ve kısmen de ötektik östenitle çevrilmiş küresel grafitlerin bulunduğu tanelerin katılaşması meydana getirir.

Ötektik üstü küresel grafitli dökme demirlerde azami parça et kalınlığı 40 mm. olmalıdır. Aksi takdirde primer ayrışan grafit kürecikleri, parça üst yüzeyine yakın kısımlarda toplanırlar. Buna grafit yüzmesi hatası adı verilir. Et kalınlığı 40 mm.'ye kadar olan parçalar uygun soğuma şartlarında, karbon eşdeğerliği 4,3'ün biraz üzerinde de olsa grafit yüzmesi meydana gelmeksizin katılaşırlar (Şekil 2.5.).

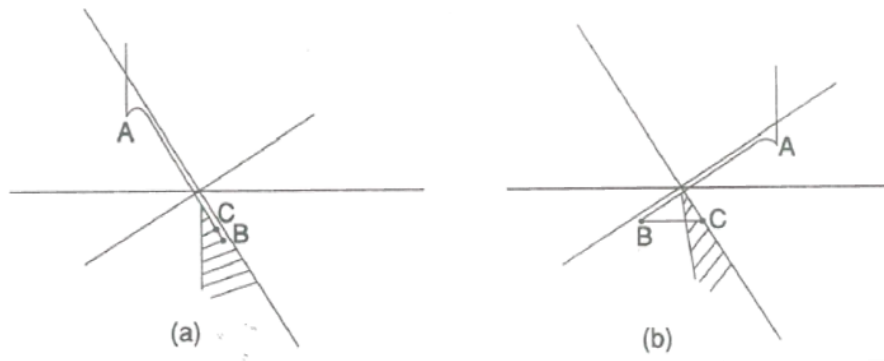


Şekil 2.5. Ötektik altı kompozisyona sahip küresel grafitli dökme demirin katılaşma sırası.

Alaşımelerde sadece ötektiğin büyüdüğü ve hiçbir primer fazın olmadığı yapıya salt ötektik büyüme yapısı denir. Bu yapının gelişmesi belli koşullarda olur. Bu yapı, ötektik noktanın sağına ve/veya soluna taşarak bir alan içinde gelişir. Sıcaklık ve bileşimin bir fonksiyonu olan ve sadece ötektik yapıyı içeren bu bölge çok önemlidir. Ötektik alanın sağında veya solunda primer fazlardan biri ötektikle birlikte bulunur. Gri dökme demirde oluşan primer fazlar yapı ve dağılım bakımından diğer alaşımlara göre çok farklıdır. Alaşımlarda genellikle ötektik alanın iki yanında benzer yapıya sahip primer faz bulunur. Örneğin Pb-Sn alaşımında sol bölgede kurşun primer dendritleri, sağ bölgede ise kalay primer dendritleri vardır. Bu sistemde ötektik alan ötektik noktaya göre ter V şeklinde simetriktir. Halbuki; gri dökme demirlerde sol bölge östenit dendritleri ve ötektik içerirken, sağ bölgede primer grafit ve ötektik vardır. Primer grafit dendritik şekle sahip olmadığı gibi ötektik grafitten ayırt edilmesi de oldukça güçtür. Bunlar, ötektikten iriliği, az dallı olması ve serbest çekirdeklenme izlenimi vermeleri ile ayırt edilirler. Gri dökme demirde grafit büyümesi özel güçlüklerle gerçekleştiğinden ötektik alanda bu yönde asimetrik eğilme gösterir.

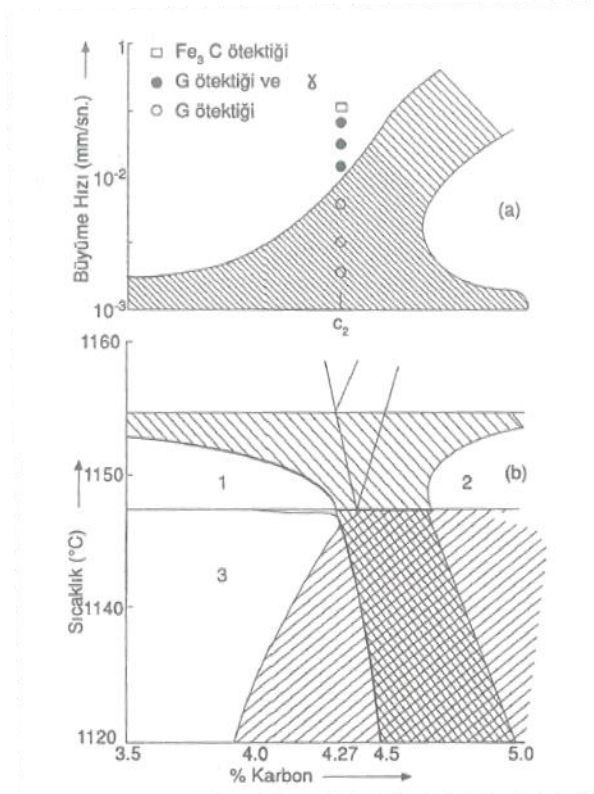
Ötektik ya da hafif ötektik üstü bileşimlerde bile primer  $\gamma$  dendritleri oluşumunun sebebi budur. Bu durum detaylı olarak aşağıdaki gibi açıklanabilir.

1. Ötektik altı bileşime sahip dökme demirde önce primer  $\gamma$  dendritleri çekirdeklenmeyi takiben büyümeye başlarlar (Şekil 15a, A noktası). Büyüyen dendrit cephesinde karbon konsantrasyonu artar ve grafit çekirdeklenmesi (B noktası) ve ötektik büyüme (C noktası) görülür.
2. Ötektik üstü bileşime sahip dökme demirde ise önce primer grafit kristalleri çekirdeklenir ve büyürler (Şekil 15b, A noktası). Büyüyen grafit önünde demir konsantrasyonu artar. Grafit etrafında  $\gamma$  çekirdeklenir (B noktası) ve büyüme başlar. Östenit büyürken sıvı kompozisyon ötektik alana doğru kayar. Östenit önünde biriken karbon yeteri kadar yoğunluğa sahip olduğunda grafit çekirdeklenmesi ve ötektik büyüme gerçekleşir (C noktası). Primer grafitlerin  $\gamma$  hale ile sarılması ve ötekiğin ondan sonra oluşması bu aşımelerde çok görülür. Bu durumda üçlü büyüme; primer grafit,  $\gamma$ -hale ve ötektik gelişir. Küresel grafit kristallerinin de  $\gamma$  hale ile sarılması olağandır. Burada özellikle ötekiğe yakın ve ötektik kompozisyonda üçlü büyüme görülmez. Ötektik üstü kompozisyonda küresel grafit yüksek aşırı soğumada, ilk çekirdeklenmeyi takiben büyüme ile radyal yönde gelişir. Etrafındaki sıvıda giderek demir zenginleşir. Bu aşırı soğumada ve oluşan kompozisyonda  $\gamma$  grafite göre daha hızlı büyür ve  $\gamma$  fazı grafiti tamamen sarar.  $\gamma$  büyümesi belirli bir mertebeye vardıktan sonra ise ötektik büyüme yukarıdaki adımlar doğrultusunda gerçekleşir.
3. Ötektik bileşimde ise Şekil 2.6.a'ya benzer olaylar gelişir ve özel durumlar hariç tamamen ötektik yapı elde edilemez. G/R çok yüksek ise veya soğuma hızı çok düşükse yalnız ötektik yapı gelişir (Şekil 2.7.) (Elliot, 1977).



Şekil 2.6 a-b. Fe - C - Si alaşımlarında eşli büyüme bölgesi (ötektik bölge).

- Ötektik altı bileşime ( $C < \%4,3$ ) sahip Fe - C - Si alaşımında katılaşma
- Ötektik üstü bileşime ( $C > \%4,3$ ) sahip Fe - C - Si alaşımında katılaşma



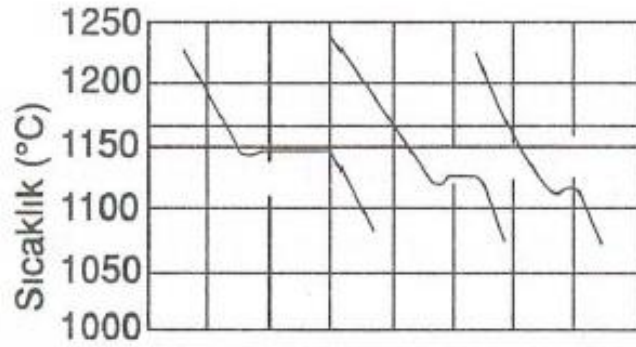
Şekil 2.7. Yönlenmiş olarak katılaşırılmış Fe - C alaşımında eşli büyüme (ötektik alan) bölgesi.

### 2.2.3. Soğuma eğrileri

Flyk ve fibresel grafitli dökme demirlerde ötektik tane sayısı azdır. Aşırı soğumuş sıvıda oluşan bir çekirdekten ötektik tane geniş bir alana yayılarak oluşur. Bundan dolayı, flyk ve fibresel grafitli ötektiklerde, çekirdeklenme ve büyüme sıcaklıkları arası fark azdır. Küresel büyümede küresel grafitler ayrı ayrı çekirdeklenirler.



Bundan dolayı çekirdeklenme ve büyüme sıcaklıkları arası fark çoktur. Silindirik grafitli ötektik ise küresel ile fleyk grafitli ötektikler arası özellik taşır. Aynı alanda, fleyk ötektik taneye göre 200-300 kere daha çok küresel ötektik tane (her küresel grafit bir ötektik) bulunurken, silindirik grafitli ötektik tane sayısı bunların arası kadardır. Söz konusu yapılar için soğuma eğrileri Şekil 2.8.'de gösterilmiştir (R., Eutectic Solidification Processing, 1983).



Şekil 2.8. Fe – C sisteminde ötektik noktaların grafit tipine bağlı olarak değişmesi.

### **BÖLÜM 3. KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİRLER**

20. Yüzyılın ilk yarısını, özellikle iki büyük dünya savaşına sahne olması nedeniyle, lamel grafitli olarak da bilinen gri dökme demir ve temper dökme demir üretiminde önemli gelişmelerin kaydedildiği bir dönem olarak gösterebiliriz. Savaş döneminde ülkelerin silahlanma kapasitesi ve doğal olarak askeri gücü, demir-çelik alanında yaptığı yatırım ve ilerlemelere bağlı olarak gelişmiştir.

Küresel grafitli dökme demirin ortaya çıkışını anlamak için, bu sürece farklı bir açıdan daha bakmamız gerekir. Çünkü bu dönemde kaydedilen ilerlemeler sadece dökme demir üretimiyle ilgili değil: Mekanik alanında, özellikle malzemelerin mekanik özelliklerini etkileyen faktörlerin tespiti alanında yapılan çalışmalarda da önemli başarılar elde edilmiştir. Örneğin Birinci Dünya Savaşı sırasında İngiltere’de havacılık mühendisi olarak görev yapan A.A. Griffith, malzemelerin içinde bulunan çatlakların, aslında malzemeleri nasıl kırılğanlaştırdığı üzerine önemli bir kuram geliştirmiştir.

Gri ya da lamel grafitli dökme demirin yapısına baktığımızda, faz içerisindeki grafitler lahana yaprağını andırır şekilde yapraksı (lamel) bir yapı sergilerler. Mikroskop altında sivri uçlara sahip, iğnemsî bir yapı görülür. Griffith’in geliştirmiş olduğu kuram sayesinde, o dönemde yaşayan mühendisler, gri dökme demirdeki bu sivri grafit parçacıklarının birer çatlak gibi davranıp malzemeyi zayıflatabileceğini düşünmüşlerdir. Durum böyle olunca, daha güçlü ve daha sünek bir dökme demir için ne yapılması gerektiği de kendiliğinden ortaya çıkmış ve grafit yapraklarının küreselleşmesi ve sivri uçlarının gitmesi gerekliliği ortaya çıkmıştır.

1940’lı yıllarda Amerika’lı araştırmacılar aşınmaya dirençli malzeme geliştirme çalışmaları yürütmekteydiler. Pik (gri) dökme demire tüm akla gelen elementler ilave

edilmekteydi. Doğal olarak Magnezyum etkileri de araştırılmaktaydı. Nisan 1943'te %3,2 karbon, %1.75 silisyum ve %1 nikel ihtiva eden (klas 440, gri döküm GG28) dökme demir ile bir diğer dökme demire (%3,5 karbon, %2,25 silisyum ve %2 nikel, Klas 20 GG14), 80-20 NiMg alaşımı, kalıcı magnezyum miktarı %0,15, %0,3, %0,4 ve %0,5 olacak şekilde verilmiştir. Bu işlemde sonra potada %0,5 FeSi ile aşılama yapılarak deney çubukları dökülmüştür. Çekme dayanımı deneyleri neticeleri, sadece gri dökme demirin özelliklerinin çok yüksek değerlere ulaştığını göstermekle kalmayıp, yepyeni bir malzemenin de üretilmiş olduğu nu ortaya koymuştur. Gri dökme demirde 130 MPa olan çekme dayanımı değeri %0,5 kalıcı magnezyum içeren yeni malzemede 5 kattan fazla (720 MPa) çıkmıştır. Yapılan mikroskobik çalışmalar grafitin lamel şeklinde olmayıp o zamana kadar gözlemlenmemiş bir şekilde küresel olduğunu ortaya koymuştur. Böylece, yüksek karbon miktarına sahip, dokusunda küresel grafitlerin mevcut olduğu, mekanik özellikler bakımından çelik döküme özdeş, üretim yöntemi yönünden dökme demir karakteri taşıyan yepyeni bir malzeme endüstriye kazandırılmış oldu.

1948 yılında düzenlenen AFS kongresinde, bu iddialı hayalin gerçekleştiği, yani küresel grafitli dökme demirin gerçekten de üretildiği İngilizler tarafından duyurulmuştur. British Cast Iron Research Association'dan kongreye katılan Henton Morrogh, yaptığı sunumda dökme demir içine az miktarda seryum (Ce) ekleyerek grafit yapraklarını küreselleştirmeyi başardıklarını anlatmıştır.

İngilizlerin bu duyuruyu gururla yaptıkları bu sunumdan çok daha önce, Amerikalılar grafit parçacıklarını küreselleştirmenin yolunu zaten bulmuşlardı. Fakat bu önemli keşfi bir kongrede duyurmak yerine, ticari açıdan belki daha akıllıca olanı yaparak patent alma yoluna gitmişlerdi. Yaptıkları patent başvurusu 25 Ekim 1949 tarihinde kabul edildi ve küresel grafitli dökme demir keşfinin altına, International Nickel Company'de görev yapan Keith D. Millis, Albert P. Gegnebin ve Norman B. Pilling'in isimleri yazılmış oldu.

2500 yıllık tarihi olan gri dökme demir hala önemlidir ve geniş kullanım alanına sahiptir. 50 yıllık tarihi olan düktil demir ise endüstride atılım ve yeni uygulamaların

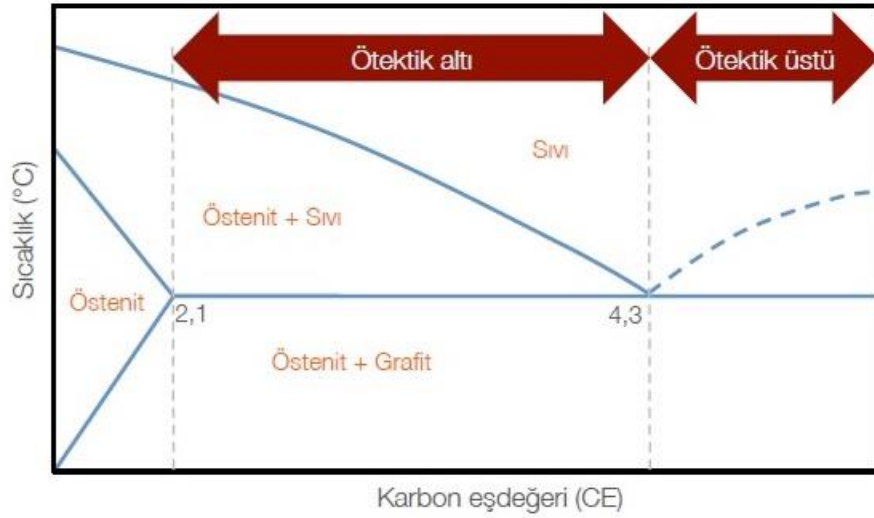
doğmasını sağlamıştır. Düktil demir ve östemperlenmiş düktil demir pahalı çelik döküm ve dövme çeliğin yerini almaktadır. Örnek olarak dişlilerde, kalıplarda, otomobil krank millerinde ve birçok başka makine parçalarında düktil demir ve türevlerinin kullanımı hızla artmaktadır.

Dökme demirler; otomotiv endüstrisi, isale hatları, tarım makineleri, makine yapımı, konstrüksiyon elemanları, merdaneler, ev eşyaları gibi geniş kullanım alanına sahiptir. Dökme demir ailesinin en prestijli üyesi düktil demir için ise tek tek örnek verilecek olursa binlerce sektör ve parça sayılabilir. Gri döküm gibi kolay dökülebilme, çelik döküm gibi yüksek mukavemet düktil demiri en önemli seçenek haline getirmiştir (Simpson, 1969).

### **3.1. Küresel Grafitli Demirin Başlıca Özellikleri**

Küresel grafitli dökme demir aslında nispeten yeni bir malzemedir. Sanayide kullanılmaya başlanması aslında 1950'li yıllardan sonrasına denk gelmektedir. Fakat her ne kadar nispeten yeni bir malzeme denilse de küresel grafitli dökme demir sonuçta özünde bir dökme demirdir, yani mikroyapısına bakıldığı zaman ferritik ve/veya perlitik bir matris üzerinde dağılmış grafit parçacıklarından oluşan bir yapı görülür. Bu dökme demiri diğer bilinen dökme demir türlerinden ayıran en önemli fark ise, grafit parçacıklarının küresel bir şekle sahip olmasıdır.

Gri dökme demirle birebir aynı perlit/ferrit oranına sahip bir küresel grafitli dökme demirde, sırf bu biçimsel fark yüzünden, yani lamel grafitlerin küreselleşmiş olması nedeniyle, mekanik özellikler ve ısı özelliklerin önemli sayılabilecek derecede farklılık gösterdiği görülür.

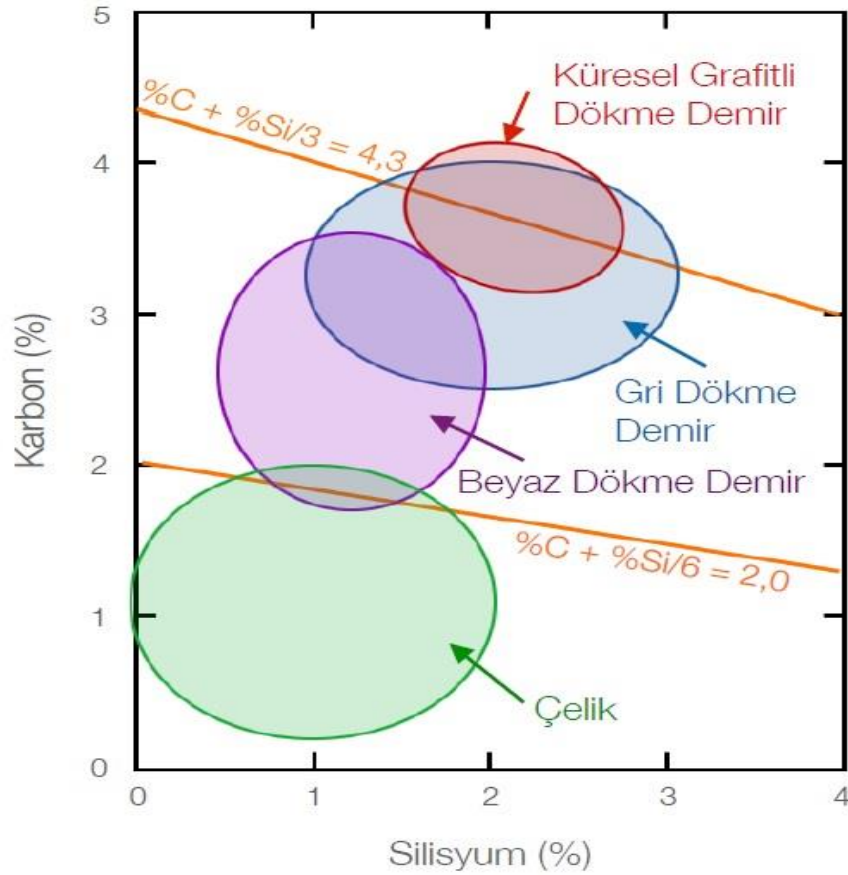


Şekil 3.1. Demir-karbon denge faz diyagramı (sadece ötektik kısım gösteriliyor.).

Dökme demir katılaşmasında karbon çok önemli bir etkiye sahiptir. Bir dökme demirin ötektik noktaya referansla nasıl bir kompozisyona sahip olacağını en ciddi şekilde karbon belirler. Fakat bu özelliğe sahip olan tek element karbon değildir. Benzer şekilde silisyum (Si) ve fosfor (P) elementleri de ötektik noktaya referansla malzemenin nasıl bir kompozisyona sahip olacağını belirleyebilir. Daha teknik bir deyişle alaşımda bulunan silisyum ve fosfor, ötektik noktanın denge faz diyagramı üzerindeki konumunu sola kaydırarak, %4,3'ten daha düşük miktarda karbon içeren bir dökme demirin bile ötektik üstü kompozisyona sahip olmasına yol açabilir. Silisyum ve fosforun ortaya çıkardığı bu etkiyi değerlendirmek için, aşağıdaki matematiksel ifadeden faydalanılır.

$$CEV = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3}$$

Bu eşitlikte CEV ile gösterilen terim karbon eşdeğerini (İngilizce: carbon equivalent) temsil eder. Dökme demir için uygun olan tek bir karbon eşdeğeri yoktur. Fakat üretim yaparken arasında kalınması gereken bazı aralıklar mevcuttur. Şekil 3.2. üzerinde, küresel grafitli dökme demir için uygun kabul edilen yaklaşık karbon eşdeğeri aralığı görülmektedir.



Şekil 3.2. Demir-karbon alaşımlarının yaklaşık karbon – silisyum oranları.

Bu şekil üzerinde verilen değerler tretmana girmiş ve aşılama yapılmış alaşımdaki nihai değerlerdir. Yani, kalıba dökülen alaşımın kompozisyonudur.

Bahsedilen değişkenlere ek olarak, dökümhanelerin kullandığı ocağın tonajı, tretmanda kullandığı potanın ölçüleri ve tretman yöntemi de ilk ocak ayarını değiştiren parametrelerdir. Büyük ocaklarda açık yüzey alanı nispeten düşük olduğu için, beklemler sırasında yanan karbon oranı düşüktür. Tretmanda kullanılan potanın ölçüleri, boy/çap oranı ve tretman yöntemi de (tel tretman, devirmeli pota, sandviç ya da açık pota gibi) tretman sırasındaki karbon kaybını etkiler. Zaten bu tür değişkenlerin çok fazla olması nedeniyle ocak başlangıç değerleri dökümhaneden dökümhaneye farklılık gösterir (J.D., 2006).

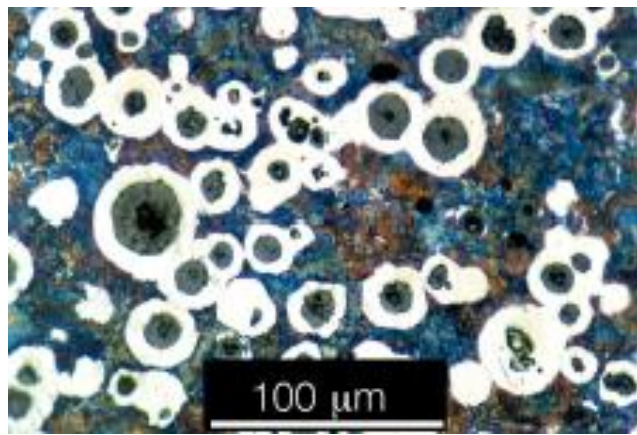
## 3.2. Küresel Grafitli Dökme Demirin Mikroyapısı

### 3.2.1. Ferrit

Ferrit denilen faz, aslında az miktarda çözünmüş karbon içeren demirdir. Ferriti, basit bir çelik gibi düşünülebilir. Ferrit tek başına ele alındığında çok üstün mekanik özellikler sergileyen bir faz değildir. Her ne kadar çok kesin bir şey demek zor olsa da, ferrit denilen bu yapıyı tek başına ele alıp mekanik değerleri ölçüldüğünde, yaklaşık 280 MPa gibi bir mukavemete ve 80 HB gibi bir sertlik değerine sahip olduğunu görülür. Bu nedenle bir dökme demirin ferritik bir yapıya sahip olması, malzemenin nispeten düşük bir mukavemet ve sertliğe, fakat yüksek bir sünekliğe ve tokluğa sahip olacağını gösterir.

### 3.2.2. Perlit

Perlit, sementit ( $Fe_3C$  - demir karbür) adı verilen karbür yapısının ve ferritin bir karışımıdır. Perlit yapısı içinde bu iki faz oldukça ince katmanlar halinde sıralanarak ortaya çıkarlar. Perlitte tek başına bir faz değil de, iki fazın (sementit ve ferrit) katmanlı bir karışımı olarak değerlendirmek daha doğru olur. Perlit içindeki ince karbür katmanları, araya dizilen ince ferrit katmanlarını desteklediği için, bu yapı ferrite kıyasla daha üstün bir dayanım ve sertlik sergiler.



Resim 3.1. Küresel grafitli dökme demire ait tipik bir mikroyapı görüntüsü.

Resim 3.1.'de görülen mikroyapı fotoğrafında koyu mavimsi alanlar perlit, beyaz alanlar ferriti, siyah renkli alanlar ise küresel grafitleri temsil etmektedir.

### 3.2.3. Grafit

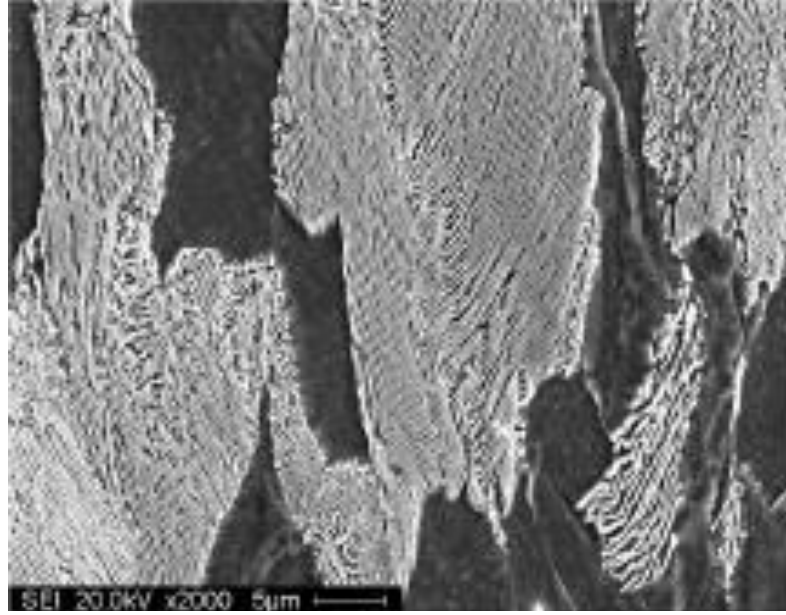
Grafit, saf karbon atomlarından meydana gelen bir fazdır. Dökme demir perspektifinden bakıldığında, grafitin sahip olduğu en önemli özellikler arasında oldukça yüksek bir ısı iletkenliği yanında, düşük bir yoğunluğa sahip olması gösterilebilir.

Bir grafit parçacığı, aynı ağırlığa sahip saf demire kıyasla dört kat büyük bir hacim sergiler. Bu bilgi, özellikle küresel grafitli dökme demirde oluşan ufak çekinti gözeneklerinin giderilmesi açısından büyük önem taşır. Katılma sırasında oluşan grafit küreleri düşük yoğunlukları nedeniyle bir balon gibi şişip, kendilerini çevreleyen sıvı alaşımı çekinti oluşmaya başlayan konumlara doğru itebilir.

### 3.2.4. Karbür

Karbür denilen yapı, demir ve karbon atomlarının oluşturduğu bir bileşiktir ( $Fe_3C$ ). Sementit adıyla da bilinen bu faz, oldukça sert ve kırılgan bir yapıya sahiptir. Bu yüzden malzemenin yapısında bulunması bir yandan malzemeyi kırılganlaştırırken, aynı zamanda işleme açısından da zorluk yaratır. Karbür yapısının oluşması için karbon atomlarının grafit halinde ayrışmalarını engellemek gerekmektedir. Bunun için de ya alaşımında karbür yapıcı elementlerin olması (krom ve vanadyum gibi), ya da soğuma hızının yüksek olması gereklidir. Karbürler dökme demirin yapısında genellikle pek istenmediği için, grafitin katılma sırasında ayrışmasını kolaylaştırmak amacıyla aşılama adı verilen bir işlem uygulanır ve böylece karbür oluşumunu engellenebilir (Ductile Iron Society, 2013).





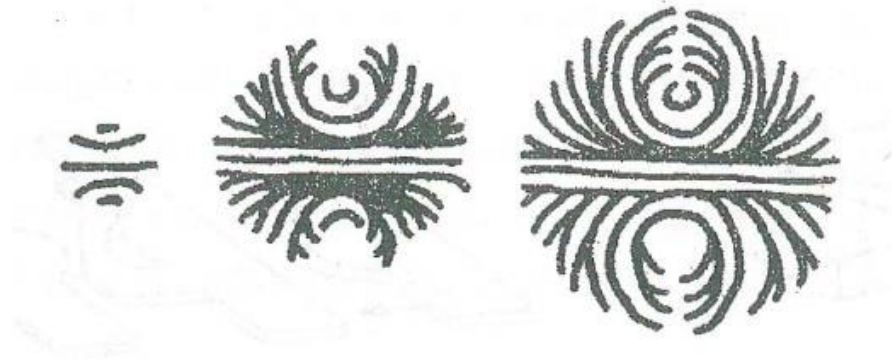
Resim 3.2. Katmanlı perlit yapısının görüntüsü.

### 3.3. Kristal Büyümesi

Grafitli dökme demir yapı Fe-C sisteminde en çok rastlanan yapıdır. Beyaz dökme demir hariç (sementitli) diğer bütün dökme demirler grafitlidir. Grafitli dökme demirlerin çok çeşitli olmaları hem soğuma hızı hem de yapıda bulunan çeşitli elementlerden (Si ve Ni gibi) dolaydır. Ayrıca çeşitli ilavelerde (Mg, Sr, S, Ti gibi) grafit yapı oluşumuna etki eder. Bu etkenlerden dolayı yapıdaki grafit, şekil ve dağılım bakımından önemli farklılıklar gösterir. Bu farklılıklar grafitli dökme demirlerin sınıflandırılmasından esas olmuştur. Diğer yapı elemanı olan primer östenit veya ötektik östenit ( $723^{\circ}\text{C}$ 'nin altında perlite dönüşür) ikinci derecede önemlidir. Küresel grafitli dökme demirler de diğer grafitli dökme demirler gibi anizotropik büyüme özelliği gösteren grafit yapısına sahiptir.

Küresel grafitli dökme demirlerde grafit kristalizasyonunun açıklanması birkaç değişik teori ile yapılmaktadır. Bunlardan birincisi küresel grafitin bu şekilde büyümesini meydana getiren grafit kafesinin heterojen nükleler üzerinde oluşmasıdır. Bu heterojen nüklelere örnek magnezyumdur. Bu elementin oluşturduğu heterojen nükle grafit kristalizasyonunun her yönde aynı hızla, yani bir küreyi meydana getirecek biçimde olmasını sağlamaktır. (Double D.D, 1969)

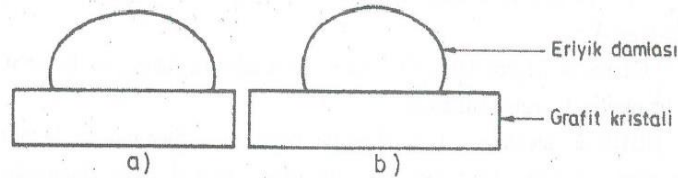
2.teori, küresel grafit kristalizasyonu, büyüyen grafit dendritlerinin dallanma olasılığının artması ile meydana gelmektedir (Şekil 3.3.). Bu açıklama bir küresel grafit kristalinin, lamel biçiminde büyümesi gibi olduğu varsayımından yola çıkılmaktadır. Dallanma olasılığı az ise, grafit lamel, yapraksı biçimini alacak, ancak küreselleşmeyi etkileyen elementlerin var olması haline, dallanma ve dolayısı ile küreselleşme meydana gelecektir. Bu teorinin deneysel olarak geçerliliği maalesef tespit edilememiştir.



Şekil 3.3. Dallanma frekansı teorisine göre bir grafit küresinin büyümesindeki muhtemel kademeler.

3.Teoriye göre, küreselleşme, eriyiğin yüzey geriliminin artması ile meydana gelmektedir. Deneysel çalışmalar, demir eriyiğin Fe – Si – Al – Mg ile işlem görmesi sonucu, eriyik yüzey geriliminin %30-50 dolaylarında arttığını göstermektedir. Böylece grafit kristal kafesi c eksenine, prizma yüzeyi yönünde büyümektedir.

Diğer bir ilginç araştırmada eriyik demir damlacıkları ısıtmalı mikroskopta farklı yönlerde bulunan grafit plakalar üzerine (bazal yüzeyi veya prizma yüzeyi) bırakılmışlar ve sınır enerji gerilimleri saptanmıştır. Damlacık plaka kontakt açılarını bakılarak grafit büyümeleri izah edilmeye çalışılmıştır (Şekil 3.4.).

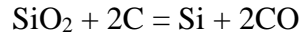


Şekil 3.4. Grafitin bazal ve prizmatik yüzeyi üzerine konan kükürlü ve magnezyumla işlem görmüş demir eriyik damlacıklarının kontakt açıları.

Bazal sınırı veya gaz kabarcığı teorisi: Bu teoriye katılanlar az sayıda olmalarına rağmen, grafit kürelerinin bu teori ile tariflendiği şekilde olduğunu kanıtlayan ve birçok pratik bulgulara cevap veren, durumlar mevcuttur (Double D.D., 1974).

Grafitin kristalizasyonu bilindiği gibi, çatlak gaz boşluğu ve inklüzyon gibi belirli yüzeylerden başlamaktadır. Gaz kabarcığı teorisi de grafitin kristalleşmesinin yalnız herhangi türde bir faz sınırı ile desteklendiğinde gerçekleşebileceğini öne sürmektedir. Bu faz sınırı mevcut değilse kristalleşme karbür olarak meydana gelecektir.

Yine bu teoriye göre gerekli faz sınırları sıvı metal içerisindeki CO gaz kabarcıkları ile aşağıdaki reaksiyon sonucu oluşmaktadır.



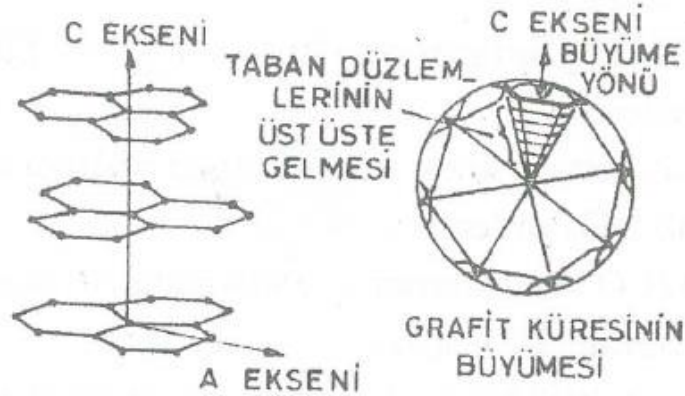
Kristalleşme için  $\text{SiO}_2$ 'nin mevcut olmasının gerekliliği bir çok çalışmayla kanıtlanmış olup özetle:

- a) Eriyik grafitin kristalleşmesi için heterojen çekirdekler gereklidir. Bu çekirdekler kural olarak  $\text{SiO}_2$ 'dirler.  
 $\text{SiO}_2 + 2\text{C} = \text{Si} + 2\text{CO}$  denge durumu sıcaklığının  $50^\circ\text{C}$  üzerinde eriyikteki silisyum oksijen alımına yol açar.
- b) Eriyiğin uzun süre belli bir sıcaklıkta tutulması, oksijen kaybına ve dolayısıyla grafitin şeklen bozulmasına neden olur. Bu olay vakumda ergitme şartlarına benzer etkiye sahiptir (D tipi grafit ve karbürlerin oluşması)
- c) Oksijen kaybı aşılama ile giderilemez.
- d) Mangan ile aşılama heterojen grafit çekirdekleşmesine engel olur.
- e) Eriyiğin aşılamaya cevap verebilmesi için, yeterli oksijen miktarına sahip olması gerekir.
- f) Ca, Ba, Sr, Al gibi aktif aşılama ajanları stabil oksitler meydana getirirler ve  $\text{SiO}_2$  bu oksitler üzerinde kristalleşir.

Küresel grafitli dökme demir üretiminde küreselleştirme işlemi oksijen miktar 74 ppm'den 10 ppm değerine düşer. Aynı zamanda kükürt miktarı da azalır. Bunu takip eden aşılama işlemi ile eriyik çok sayıda aktif aşılama elementlerinin oluşturduğu heterojen oksit çekirdeklerince zenginleşecektir.

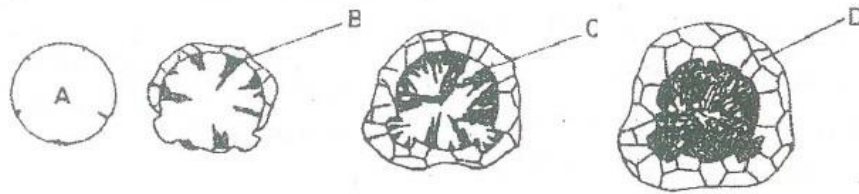
Ya yüzey aktif elementlerle kükürtün giderilmesi veya diğer yüzey aktif elementlerin mevcut oluşu (Mg) karşısında grafitin lamel şeklinde büyümesi engellenmektedir.

Dislokasyonlar grafit kristalinin büyümekte olan taban düzlemini kendi üzerinde katlamaya zorlar (vida dislokasyonu) ve spiral tipi bir büyümeye neden olur (Şekil 3.5.).



Şekil 3.5. Yüzey enerjisi teorisine göre grafitin küresel bir biçimde büyüme olayı.

Dolayısı ile grafitin küre şeklinde büyüme kademeleri Şekil 3.6.'da verilen şekilde olacaktır.



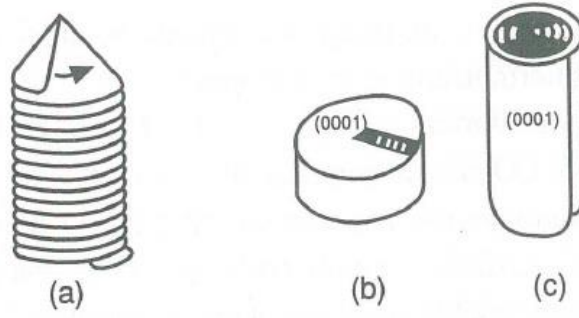
Şekil 3.6. Faz sınırı teorisine göre küresel grafitin büyüme kademeleri.

Gaz kabarcığı teorisinin ana adımları:

- Oksijen miktarının azalması ve CO gazı kabarcıklarının toplam hacminin kristalleşecek grafitlerin hacmine eşit olması.

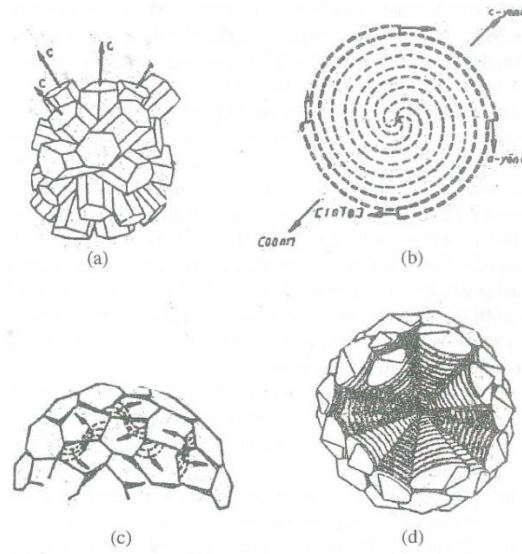
- b) Eriyiğin aşılama malzemesinin meydana getirdiği çok sayıda ince oksit tanecikleri ile zenginleşmesi.
- c) Soğuma esnasında C ile denge durumunda bulunan  $\text{SiO}_2$  taneciklerinin aşılama oksitlerinin üzerinde kristalleşmeleri.
- d) Heterojen denge durumuna erişmek için  $\text{SiO}_2$  taneciklerinin bir bölümünün karbon ile CO gaz kabarcıkları oluşturmaları. Faz sınırı teorisinin geçerliliğinin kanıtlanması için yapılan bir çalışmada demir eriyik farklı özelliklerdeki gazlarla zenginleştirilmiştir. Ortalama gaz kabarcığı çapı 0,01 mm. olacak şekilde şu üç uygulama yapılmıştır:
- e) Hidrojenin bazı metallerdeki çözünürlüğü sıcaklıkla azalmaktadır. Örneğin, Ce, La, Y, Ti, ve Zr. Bu 5 elementte küreselleşmeyi sağlamaktadır. Buna karşın bu elementlerle zengin olan eriyiğin vakum altında oksijen gazı tasfiyesine tabii tutulması ile küresel grafitler meydana gelmemektedir.
- f) Eriyik demirde azotun çözünürlüğü basınçla artmaktadır. Eriyik demir yüksek azot gazı basıncı altında katılaşma öncesine kadar bırakılır ve aniden atmosfer basıncına düşürülürse, küresel grafitler meydana gelmektedir.
- g) İnce poröz bir tapanın yardımı ile eriyiğin içerisine çeşitli gazlar verildiğinde gazın cinsine bağlı olmaksızın, azot, karbonmonoksit, argon, küresel grafit oluşmaktadır. Bu incelemede eriyik demir kükürt miktarı %0,09 ve Ti miktarı %0,27 olmasına rağmen küreselleşme mevcut olmaktadır.

Kristolografik olarak; dökme demirlerde ayrı ayrı çekirdeklenme sonucu oluşan küresel grafitlerin büyümesi ile ilgili iki ayrı görüş vardır. Bunlardan ilki küresel grafitlerin kendini saran (0001) yüzeylerinde iki boyutlu çekirdeklenme mekanizması ile büyüdüğüdür. (0001) yüzeylerine dik yönde gelişen (C-yönü) bu büyüme vida dislokasyonu yardımıyla da olur (Şekil 3.7(a)). İkinci görüş ise küreleri saran (0001) bazal düzlemlerin A yönünde gelişmekte ve küreyi paketlemektedirler. Fibresel büyüme için verilen Şekil 3.7(c). bu şekilde oluşan top lahana benzeri küresel büyümeye zemin oluşturmuştur (Double D.D., 1974).



Şekil 3.7. Fibresel grafit kristallerinin büyümesi ve küresel büyüme için analog oluşturması.

Gerçekte küresel grafit yüzeyleri engebeli, eğme ve dönme sınırlarına sahiptir. Dağlanmış küresel grafitler optik mikroskopta tabanı dışa dönük koni biçimini andıran segmentler bütünü olarak görülürler. Yapı içinde simetrik bütünlüğe sahip bu alt birimler helis şeklinde paketlenmeyi andırırlar (Şekil 3.8.).



Şekil 3.8. Küresel grafit büyüme modeli.

Fibresel grafit modelinde olduğu gibi burada da (0001) yüzeylerinin A yönünde kıvrılarak geliştiği kabul edilmiştir. Silindirik grafitlerin, fibresel grafitler gibi helis şeklinde paketlenmiş veya kıvrılmış bazal düzlemlerden alın büyüme ile geliştiği söylenebilir (Liu P.C., 1980).

### **3.4. Küresel Grafit Biçiminin Mekanik Özellikler Üzerindeki Etkileri**

Dökme demirlerin yapısında ortaya çıkan temel fazlara bakıldığında, gri dökme demir ve küresel grafitli dökme demir arasında bir fark olmadığını görülebilir. Her iki malzeme de ferritik ve/veya perlitik bir matris üzerinde dağılmış grafit parçacıklarından oluşmuştur. Fakat ısı ve mekanik özellikleri incelendiğinde, bu iki malzeme arasında önemli oranda farklılıklar meydana geldiğini gözlemlenilebilir.

İki malzeme arasında bu farkı yaratan temel etken grafitin biçimidir. Yani gri dökme demirde yapraksı, (lamel) yapıda oluşan grafitin, küresel grafitli dökme demirde küreselleşmiş olmasıdır.

#### **3.4.1. Çekme dayanımı**

Grafit yapısının mekanik özellikleri önemli derecede etkiler. Gri dökme demirin sergileyebildiği en yüksek çekme dayanımı, küresel grafitli dökme demirde görülen en düşük çekme dayanımına denk gelir. Yani sünekliği en yüksek, dolayısıyla da dayanımı en düşük küresel grafitli dökme demir 400 MPa gibi bir çekme dayanımı sergilerken, bu değer lamel grafit yapısına sahip gri dökme demir için az çok bir üst limit olarak kabul edilir. Küresel grafitli dökme demirin çekme dayanımı, uygun üretim parametreleriyle 900 MPa ve üzerine çıkartılabilir.

#### **3.4.2. Akma dayanımı**

Gri dökme demirde aslında gerçek anlamda bir akma dayanımından bahsedilemez. Bunun nedeni lamel grafitli dökme demirlerin mikroyapılarından kaynaklı olarak gevrek kopması veya kırılmasıdır. Fakat 400 MPa çekme dayanımı sergileyen bir küresel grafitli dökme demirde, akma dayanımının 250 MPa gibi bir değere geldiği görülür.

### 3.4.3. Uzama

Küresel grafitli dökme demir, uzama değerleri açısından da gri dökme demire kıyasla üstün özellikler sergilemektedir. Örneğin düşük mukavemete, dolayısıyla da yüksek sünekliğe sahip EN-GJS-400-18 gibi bir küresel grafitli dökme demirin uzama değerleri %18'den başlayıp, %30'a kadar çıkabilmektedir. Gri dökme demirde bulunan yapraksı grafitin sivri uçları malzemenin sünekliğini olumsuz etkilediği için, böyle yüksek uzama değerlerini gri dökme demirde görmek mümkün değildir. Küresel grafitli dökme demirin mukavemeti arttıkça doğal olarak uzama değerleri düşme göstermektedir. Bunun sebebi ise, malzemeye mukavemet kazandıran faz olan perlitik yapının artması, uzamayı olumsuz yönde etkilemesidir. Fakat bu malzemenin sunduğu özellikler doğru bir şekilde manipüle edilebilirse malzeme 600 MPa gibi yüksek bir mukavemet sergilerken, uzamasının da %10'un üzerinde olması sağlanabilir (örneğin EN-GJS-600-10 gibi).

### 3.4.4. Sertlik

Bir malzemenin sertliği genellikle çekme dayanımıyla doğru orantılı olarak artmaktadır. Dolayısıyla, daha yüksek çekme dayanımı sergileyen küresel grafitli dökme demirlerin, gri dökme demirlere kıyasla sertlikleri bir miktar daha fazladır. Sertlik değerlerinin esas olarak karbürlerin varlığından önemli şekilde etkilendiğini ve bu nedenle sertliği arttırmak için yapıdaki perlit oranını ve/veya karbür miktarının artması gerekmektedir.

### 3.4.5. Darbe dayanımı

Küresel grafitli dökme demir, darbe dayanımı açısından da gri dökme demire kıyasla üstün özellikler sergiler. Gri dökme demirde bulunan yapraksı grafit parçacıklarının sivri uçları, gerinimi yoğunlaştırarak yapıda çatlakların oluşmasını kolaylaştırdıkları için, gri dökme demirin darbe dayanımı ister istemez küresel grafitli dökme demire kıyasla daha düşüktür. Matris yapısı incelendiğinde ise ferritin yumuşak ve sünek bir faz olması sebebiyle tokluğu arttırdığı görülür. Bu nedenle en yüksek darbe



dayanımına sahip dökme demirlerin, tamamen ferritik yapıya sahip küresel grafitli dökme demirler olduğu söylenebilir.

#### **3.4.6. Isı iletimi**

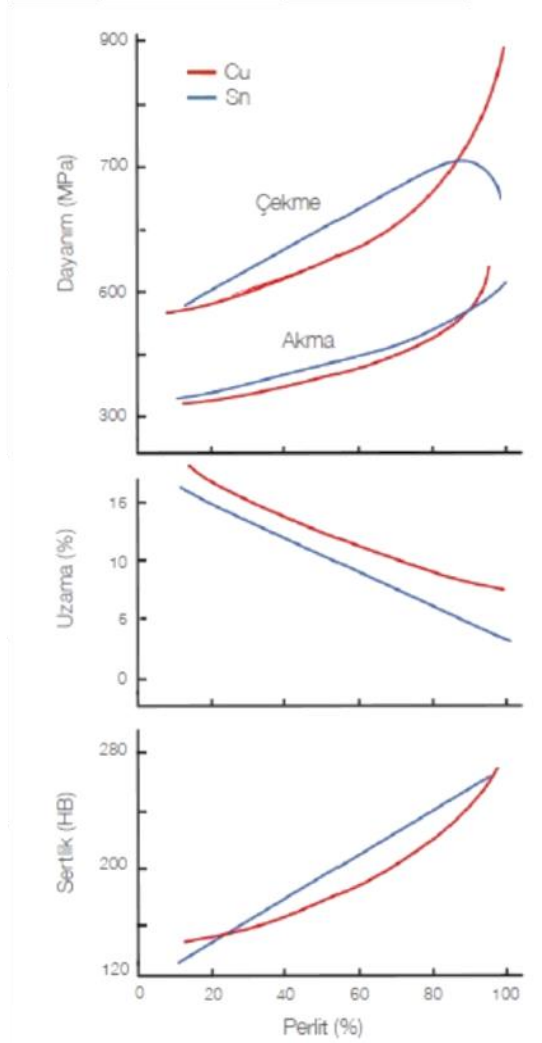
Diğer özelliklerden farklı olarak, ısı iletimi konusunda gri dökme demirler daha iyi bir performans gösterirler. Bunun sebebi, ısı iletimini arttıran grafit fazının, gri dökme demir içinde geniş yüzey alanı sergileyen yaprak biçiminde ortaya çıkmasıdır. Küre biçimindeki grafit parçacıklarında birim hacim başına düşen yüzey alanı daha düşük olduğu için, küresel grafit ısı iletimi açısından daha düşük bir performansa yol açar. Bu yüksek ısı iletimi becerisi nedeniyle, fren diski gibi ısı iletiminin önemli olduğu uygulamalarda gri dökme demirin tercih edilir (H.T., 1976).

### **3.5. Mekanik Özellikleri Etkileyen Diğer Mikroyapısal Etkenler**

#### **3.5.1. Matris yapısı**

Üretilen çoğu küresel grafitli dökme demirin matris yapısı ferrit ve perlitten oluşur. Bazı özel dökme demir türlerinde yapıda östenit ya da martensit gibi farklı fazların da olabilir.

Küresel grafitli bir dökme demir parçanın sergileyeceği mekanik özellikler önemli ölçüde yapıda bulunan ferrit ve perlit miktarlarına bağlıdır.



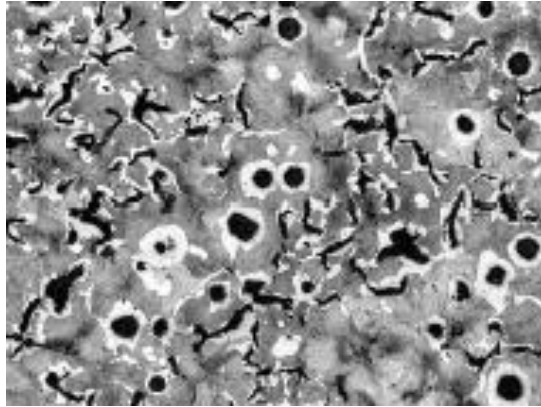
Şekil 3.9. Perlit yüzdesinin mekanik özellikler üzerindeki etkisi.

Bakır eklenerek üretilen perlitik dökme demirlerde perlit oranı %100'e geldiğinde dayanımın hızlı bir artış gösterdiği görülmektedir (Şekil 3.9.). Bunun nedeni, malzeme tamamen perlitik yapı sergilemesine rağmen daha da fazla bakır eklediğimiz zaman, eklenen bu fazla bakırın, katı çözelti sertleşmesi (solid solution strengthening) sayesinde malzemeyi daha da güçlendiriyor olmasıdır. Tamamıyla perlitik yapı sergileyen bir dökme demire daha fazla kalay (Sn) eklediğimizde ise bunun tersi bir etki görülür. Çünkü yüksek miktarda eklenen kalay, grafit şeklinde bozulmalara (lamelleşmeye) yol açar. Bunun doğal sonucu olarak, kalay miktarının yüksek olduğu durumlarda dayanımın bir noktadan sonra tekrar düştüğü görülmektedir.

### 3.5.2. Küresellik derecesi

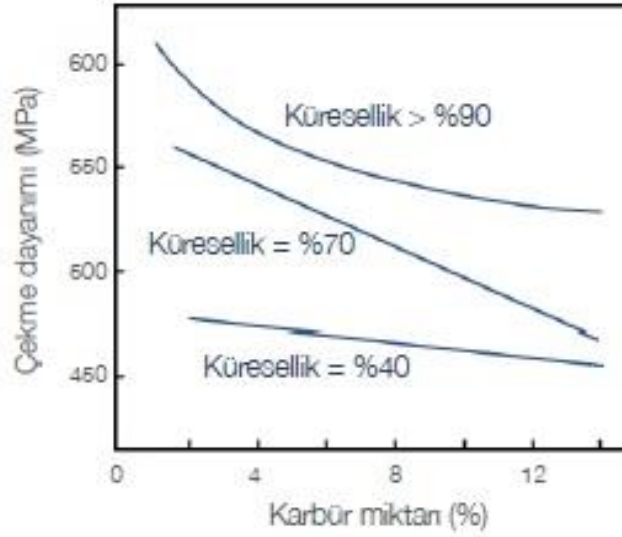
Küresellik ifadesi genellikle küre sayısı ile karıştırılmaktadır. Küre sayısından farklı olarak “küresellik” denildiği zaman, grafit parçacıklarının küre biçimine ne oranda yaklaşıklarını kastedilmektedir. Yani grafit parçacıkları mikroskop altında kusursuz kürelerden alınmış kesitler halinde görünüyorsa, o zaman küreselliğin yüksek olduğunu söylenebilir. Eğer parçacıkların biçiminde az da olsa çarpılma ve bozulma varsa ve kusursuz birer küre olarak görünmüyorsa, bu durumu düşük bir küresellik olarak ifade edilir.

Küresellik derecesi, küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerini önemli derecede etkileyen bir faktördür. Grafit parçacıklarının şekli kusursuz küre formundan uzaklaştıkça, küre yapısının ortaya çıkardığı yüksek dayanıma ek olarak, yüksek uzama değerlerinin de düşmeye başladığı görülür.



Resim 3.3. Düşük küreselliğe sahip bir mikroyapı.

Küresellik derecesinde hafif bir düşüş olması bile, mekanik özellikleri önemli ölçüde düşürür. Örneğin Şekil 3.10.’da küreselliğin etkisi, karbür miktarının etkisi ile birlikte verilmiştir. Dikkat edilirse karbür miktarının %0 olduğu durumda, küreselliğin %90 seviyesinden %70 seviyesine gerilemesi, çekme dayanımında 50 MPa civarında bir düşüşe yol açar. Eğer mikroyapıda karbürler de varsa mekanik özelliklerde önemli düşüşler gözlemlenir (Lux B. M. I., 1974).



Şekil 3.10. Perlitik bir yapıda küresellik ve karbür miktarının çekme dayanımına etkisi.

### 3.5.3. Küre sayısı

Küreselliğe ek olarak, küre sayısı da dökme demirin özelliklerini etkileyen önemli parametrelerden bir tanesidir. Küre sayısı (bazı kaynaklarda nodül sayısı olarak da geçer) genellikle  $1 \text{ mm}^2$ 'lik bir alana düşen küre adedi üzerinden değerlendirilir. Örneğin  $300 \text{ küre/mm}^2$  tarzı bir ifade,  $1 \text{ mm}^2$  alan içinde 300 küre olması gerektiğini ifade eder. Kürenin tanımı gereği üç boyutlu olması gereklidir. Fakat küre sayısını tanımlanırken  $1 \text{ mm}^2$ 'lik bir alanı, yani 2 boyutlu bir büyüklük incelenir. Bu ifade ile metalografik bir yüzeyde gördüğümüz kürelerin iki boyutlu kesitleri incelenmektedir. Küre sayısının değişmesi, dökme demirin mikroyapısını ve doğal olarak çeşitli özelliklerini etkilemektedir. Örneğin küre sayısının artması, mikroyapının incelmesi ve homojenleşmesi demektir. Bu nedenle küre sayısının artması durumunda, alaşımda eser miktarda da olsa bulunan bazı zararlı elementler de homojen bir şekilde dağılır ve bu elementlerin belli konumlarda birikmeleri ve istenmeyen fazları ya da yapısal problemleri ortaya çıkarmaları engellenir.

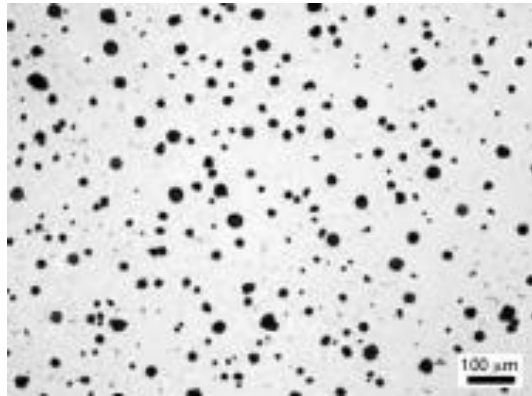
Küre sayısının artması, mekanik özellikler üzerinde birbiriyle çelişen etkiler yaratabilir. Örneğin küre sayısının artması, tek başına ele alındığında çekme dayanımını arttıran bir etki ortaya çıkarır. Kürelerin sayısı artınca kürelerin boyutları küçülür ve bu incelme etkisi malzemenin güçlenmesine yol açar. Fakat diğer yandan

küre sayısı artınca, perlit oranının düştüğünü gözlemlenir. Perlitin azalması nedeniyle malzeme mukavemetini bir miktar kaybederken, sünekliği artar.

Küre sayısının mekanik özellikler üzerinde yarattığı etkiler sadece bu çelişen iki durumdan ibaret değildir. Küre sayısı arttıkça yapının homojenleşmesi neticesinde, karbür oluşma riski de azalır. Bu da doğal olarak malzemenin hem çekme dayanımını, hem sünekliğini, hem de işlenebilirliğini artırır.

#### 3.5.4. Kürelerin boy dağılımı

Mikroskop altında grafit kürelerini incelendiğinde eğer tüm küreler benzer bir büyüklükte görünüyorsa, bu durum istenilen bir durum değildir. Mikroyapı incelendiğinde hem küçük, hem de büyük kürelerin bir arada bulunduğu durum istenilen bir durumdur. Bunun nedeni mekanik özelliklere olan etkiden ziyade, çekintinin giderilmesiyle ilgili bir durumdur. Grafitin farklı büyüklüklerde ortaya çıkmış olması, katılaşmanın son evresine kadar grafitin çekirdeklenmeye devam ettiğini göstermektedir. Dökülen parçada oluşan mikroçekinti gözeneklerini gidermek için, grafitin katılaşma süresi boyunca mümkün olduğunca uzun bir süre boyunca çekirdeklenmeye devam etmesi istenmektedir.

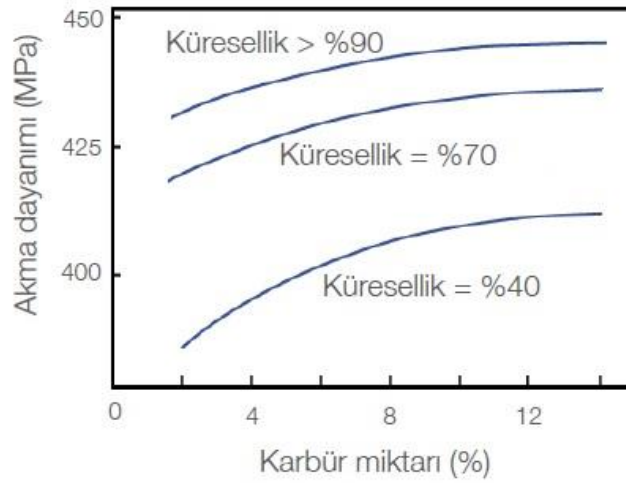


Resim 3.4. Geniş bir küre boyu dağılımı.

Kürelerin boy dağılımının genişlemesi, küçük ve büyük kürelerin bir arada yer aldığını gösterir (Resim 3.4.).

### 3.5.5. Yapıdaki karbür miktarı

Küresel grafitli dökme demirin mekanik özellikleri üzerinde oynamanın bir diğer yolu da, yapıda bulunan karbür miktarını değiştirmektir. Karbür yapıcı elementler kullanarak malzemenin hem akma dayanımını, hem de çekme dayanımı değiştirilebilir. Fakat karbürlerin varlığı bu iki dayanım değerini farklı şekillerde etkiler. Yapıdaki karbür miktarı arttıkça akma dayanımının arttığını görülür. Fakat çekme dayanımı ters yönde bir eğilim göstererek azalmaya başlar. Karbür miktarının akma dayanımı üzerindeki güçlendirici etkisi Şekil 3.11. üzerinde incelenebilir. Yapıda karbürlerin bulunması özellikle küreselliğin nispeten düşük olduğu durumlarda akma dayanımının ciddi bir artış sergilemesine yol açar. Çekme dayanımında ise her açıdan tam ters bir etki görülür. Yani karbürlerin varlığı, özellikle küreselliğin yüksek olduğu durumlarda çekme dayanımını ciddi bir şekilde aşağı çeker (H.T., 1976).



Şekil 3.11. Perlitik bir yapıda küresellik ve karbür miktarının akma dayanımına etkisi.

### 3.6. Küresel Grafitli Dökme Demirin Sınıflandırılması

Küresel grafitli dökme demirler EN-1563 standardı uyarınca sergiledikleri mikroyapı özellikleri ve mekanik özellikler dikkate alınarak sınıflandırılırlar. Bu standart uyarınca tanımlanan küresel grafitli dökme demir sınıfları ve beklenen minimum dayanım ve uzama değerleri, aşağıdaki Tablo 3.1. üzerinden görülebilir.

Tablo 3.1. EN-1563 standardı uyarınca küresel grafitli dökme demir sınıfları ve sağlanması gereken minimum dayanım ve uzama değerleri.

Gösterim	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
EN-GJS-350-22-LT	350	220	22
EN-GJS-350-22-RT	350	220	22
EN-GJS-350-22	350	220	22
EN-GJS-400-18-LT	400	240	18
EN-GJS-400-18-RT	400	250	18
EN-GJS-400-18	400	250	18
EN-GJS-400-15	400	250	15
EN-GJS-450-10	450	310	10
EN-GJS-500-7	500	320	7
EN-GJS-600-3	600	370	3
EN-GJS-700-2	700	420	2
EN-GJS-800-2	800	480	2
EN-GJS-900-2	900	600	2

Tablo 3.1.'de belirtilen LT düşük sıcaklıkta (Low Temperature) yapılan test sonuçlarını, RT ise oda sıcaklığında (Room Temperature) yapılan test sonuçlarını temsil etmektedir. Mekanik özellikleri tespit etmek için dökülen parçalar nasıl üretilmiş olursa olsun, test numunelerinin aynı kum kalıba ya da benzer ısı yayılımı (thermal diffusivity) özellikleri sergileyen bir kum kalıba ayrı bir şekilde dökülmeleri gerekmektedir.

Tablo 3.2. EN-1563 standardı uyarınca küresel grafitli dökme demirlerin sertlik değerlerine göre sınıflandırılması ve denk gelen dayanım değerleri.

Gösterim	Sertlik Aralığı (HB)	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)
EN-GJS-HB 130	< 160	350	220
EN-GJS-HB 150	130 – 175	400	250
EN-GJS-HB 155	135 – 180	400	250
EN-GJS-HB 185	160 – 210	450	310
EN-GJS-HB 200	170 – 230	500	320
EN-GJS-HB 230	190 – 270	600	370
EN-GJS-HB 265	225 – 350	700	420
EN-GJS-HB 300	245 – 335	800	480
EN-GJS-HB 330	270 – 360	900	600

### 3.7. Alaşım Elementlerinin Etkileri

Mekanik özellikleri elde etmek için kompozisyonun tam olarak nasıl ayarlanması gerektiği konusunda net bir bilgi verilemez. Çünkü her dökümhanenin üretim alışkanlıkları, kendi koşulları ve döktüğü parçalar çerçevesinde şekillenir.

Dökme demirdeki başlıca alaşım elementleri arasında, dikkate alınması gereken en önemli element doğal olarak karbon (C)'dur. Grafitin temel taşı olan karbonun alaşımında yüksek oranda bulunması, sıvının akışkanlığını, dolayısıyla da malzemenin dökülebilirliğini olumlu yönde etkiler. Yüksek karbon, doğru aşılama pratiği ile birleştiği zaman, yapıda bulunan küre sayısının artmasına da yol açar. Küre sayısının artması bir yandan karbür oluşumunu engellerken, diğer yandan matris içindeki karbonu tüketerek perlit miktarını azaltır, ferrit oranını ise artırır.

Benzer şekilde ferrit oluşumuna yol açan bir diğer temel alaşım elementi de silisyum (Si)'dur. Silisyum, grafit yapıcı özelliği sayesinde grafitin ayrışmasına destek verir ve ötektik katılaşma sırasında gözlenen aşırı soğuma ( $\Delta T$ ) miktarını düşürür. Grafit



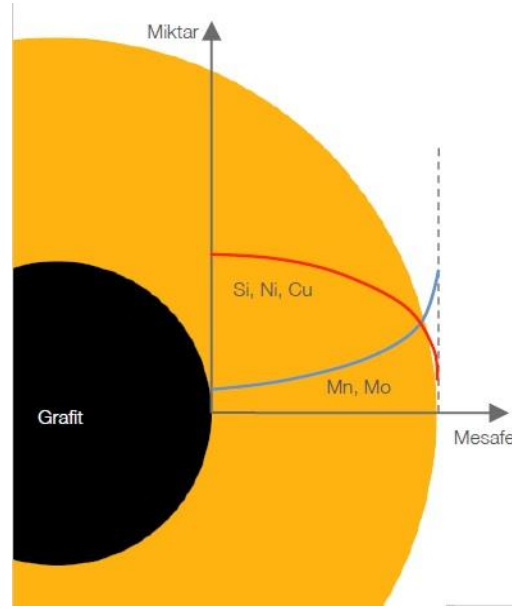
oluşumunu desteklediği için, matristeki karbon miktarının azalmasını ve dolayısıyla da ferritik bir yapı elde edilmesini sağlar. Bu ferrit yapıcı etkisi nedeniyle EN-GJS-600-10 gibi yüksek miktarda Si içeren özel sfero alaşımlarında tamamen ferritik bir yapı olduğu gözlemlenir.

Eğer yapıda perlit oluşması isteniyorsa, genellikle %1 oranında bakır eklenmesi, küresel grafitli dökme demirin tamamıyla perlitik bir yapı sergilemesi için yeterli gelir. Bu tutarlı etkisi nedeniyle perlitik yapı elde etmek için dökümhanelerde genellikle bakırın tercih edildiği görülür. Benzer bir amaçla kullanılabilen bir diğer element ise kalay (Sn)'dir. Kalay, bakıra kıyasla çok daha kuvvetli bir perlit yapıcı etkiye sahiptir. Bu nedenle çok daha düşük oranlarda kullanılması gerekmektedir. Genellikle %0,1 – %0,15 oranında eklenen kalay, yapıyı tamamen perlitite dönüştürmek için yeterli gelir. Bu elementin gereğinden fazla kullanılması, lamelleşmeye yol açabilir. Çok düşük miktarda bile ciddi etkiler ortaya çıkarması nedeniyle, kalay miktarının mutlaka hassas bir şekilde kontrol edilebiliyor olması gerekmektedir. Kalayın bu zorlayıcı yönleri nedeniyle, dökümhanelerin perlit oluşturmak için genellikle bakırı tercih ettikleri görülmektedir.

Nikel (Ni), östenit yapıcı bir element olması nedeniyle genellikle östenitik dökme demirlerin üretiminde kullanılır. Her ne kadar perlit yapıcı bir element olarak değerlendirilmese de, düşük oranlarda kullanıldığında perlit oluşumunu destekliyor ve perlit yapısının incelmesini sağlayabilir. Böylece matris yapısının tokluğunu arttırdığı gibi, parçanın farklı kesitleri arasında bulunan sertlik farklarının giderilmesini de sağlar.

Mangan (Mn), perlitik yapı oluşumunu destekleyen elementlerden bir diğeridir. Fakat yapıda karbür oluşması durumunda, bu karbürlerin yapısına da eklenebilir. Benzer bir etkiye sahip bir diğer element ise molibden (Mo)'dir. Perlit oluşumunu destekleyen molibdeni, yüksek segregasyon eğilimi nedeniyle çoğunlukla düşük oranlarda, bakır ve nikelle birlikte eklenir. Yüksek oranda molibden eklenen alaşımlarda, tane arası bölgelerde karbür oluştuğunu görülür. Şekil 3.12.'de çeşitli

alaşım elementlerinin nasıl bir segregasyon (birikme) eğilimi gösterdikleri görülmektedir.



Şekil 3.12. Bazı alaşım elementlerinin mikrosegregasyon eğilimleri.

Hem mangan, hem de molibden, grafit küresinden uzaklaştıkça miktarları artacak şekilde bir birikme eğilimi gösterir. Sergiledikleri bu eğilim nedeniyle tane aralarında birikip karbür oluşumuna yol açarlar (R.A.Gongaza, 2009).

Oldukça kuvvetli bir karbür yapıcı olan krom (Cr), karbür (çil) oluşumunu destekleyerek malzemenin hem çekme dayanımının, hem sünekliğinin, hem de işlenebilirliğinin azalmasına yol açar.

Küreselleştirme amacıyla kullanılan en yaygın element olan magnezyum (Mg), küreselleştirme işlemi sonrasında işlemin verimi ve alaşımda bulunan kükürt miktarına bağlı olarak yapıda %0,035 – %0,055 civarında kalır. Türkiye’de her ne kadar pek örneği görülme de, küreselleştirme amacıyla seryum (Ce), tellür (Te) ve itriyum (Y) elementleri de kullanılır. Magnezyum sıvıdaki oksijen ve kükürtü bağladığı için, gereğinden fazla kullanılması durumunda aşının etkinliğini düşürür. Çünkü aşının çalışabilmesi için, sıvı içinde mutlaka belli bir miktar kükürt ve oksijen

bulunması gerekmektedir. Oksijen ve kükürtün düşük olması sıvının yüzey gerilimini, dolayısıyla da akma hızını (viskozite) arttırdığı için, yüksek oranda magnezyum kullanılması mikro çekinti gözeneklerinin oluşumunu tetikler (Nieswaag H., 1974).

Bor (B) elementinin etkisi olarak oldukça güçlü bir karbür yapıcı olduğu bilinmektedir. Ductile Iron Society'nin 1991'de yayımladığı Kalite Kontrol El Kitabında bu element, bilinen en güçlü karbür yapıcılardan biri olarak tanımlanmıştır. Yapıda 10-20 ppm (%0,0010 – %0,0020) aralığında bulunması bile, sferodaki perlit miktarının azalması için yeterlidir. Bor içeren bir sıvıyla sfero dökme demir üretirken perlitte tekrar arttırabilmek için dökme demir alaşımına bakır ya da kalay takviyesi yapılmalıdır.

Dökümhanelerin kapısından eser miktarda bor girmiş olsa bile, bu element döndülerle tekrar tekrar ocağa girip birikmeye başlar. Alaşımdaki miktarı yaklaşık 20 ppm (%0,0020) üzerine çıktığı zaman da, ısıtma işlemiyle giderilmesi mümkün olmayan karbür parçacıklarının oluşumuna yol açar.

Bor'un etkilerini özellikle kalın kesitli parçalarda görülür. Örneğin kalın kesitli silindirik yapıdaki parçalarda bor bulunması, ters çil adı verilen duruma yol açar. Küre sayısı üzerinde de olumsuz etkileri olan bu element, yaklaşık 15 cm çapında bir parçanın uzamasını %50'ye varan oranlarda aşağı çekebilir (J.D., 2006).

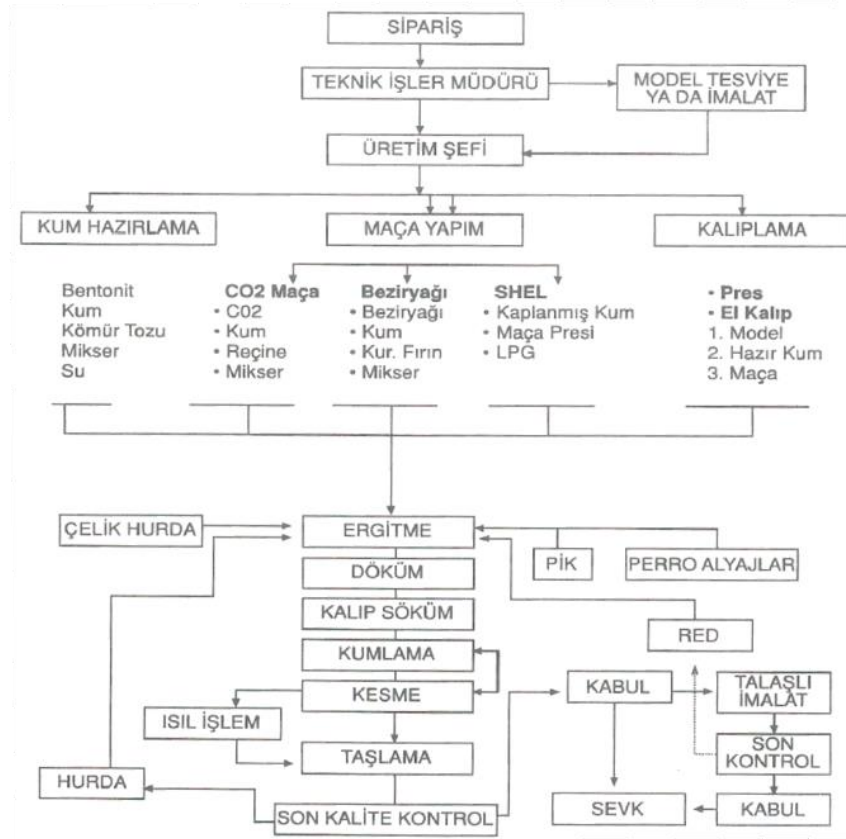
### **3.8. Küresel Grafitli Dökme Demirin Üretimi**

Küresel grafitli dökme demirler çoğunlukla yaş veya kuru kum kalıba dökülürler. Küresel grafitli dökme demir için döküm ortamı, gri dökme demirle olan için aynıdır, ancak küresel grafitli dökme demir üretiminde kumdaki nem oranı daha dikkatli kontrol edilmelidir, bunun nedeni, magnezyum ilave edilmiş sıvı metalin kolay oksitlenebilmesidir. Kum içindeki toplam yanıcı madde oranı %6-7 ile sınırlanır. Kullanılan kum karışımı ve kalıplama işlemleri gri dökme demir için belirtilen prensiplere uymaktadır.

Magnezyum ilavesi ve aşılama sonrası dökme demirin son kimyasal bileşimini tespit etmek için numune alınır. Burada önemli olan, artık magnezyum oranının belirlenmesidir. Bu amaçla grafitli (hızlı soğutulmuş) numunelerin spektrografik analizi tercih edilir.

Bileşim kontrolü açısından basit bir yöntem karbon eşdeğerliği değerini soğuma eğrisinden elde etmektir. Ancak ölçümün doğru olması, soğuma eğrisinin alınacağı numunenin beyaz dökme demir olarak katılaşmasını (grafitli) gerektirir. Karbon eşdeğerliği soğuma eğrisindeki ilk duraklama ile ötektik duraklaması arasındaki sıcaklık farkına bağlı olmaktadır. Diğer elementlerin küçük etkileri ihmal edildiğinde ötektik duraklamasının mutlak değeri Si miktarına bağlıdır. Dolayısıyla: Toplam karbon =  $C_1T_b - C_2T_0 - C_3$  bağıntısı ile belirlenir. Burada  $C_1$ ,  $C_2$  ve  $C_3$  malzeme ile ilgili sabitlerdir.  $T_b$  ve  $T_0$ , birinci ötektik duraklama sıcaklıklarını göstermektedir. Sabit değerler tablo veya ilgili cetvellerden bulunabilir. Toplam karbon ve karbon eşdeğerliği bilindiğinde silisyum oranı  $\%Si = C_4$  (karbon eşdeğerliği – toplam %C) bağıntısından bulunacaktır. Burada  $C_4$  yaklaşık olarak 3,4'tür, ancak kesin değer ayrı olarak yapılan silisyum analizi ile saptanabilir.

Döküm malzeme özellikleri; yapısal ve termal şartlar dışında dökümhane şartlarından çok etkilenir. Örnek bir dökümhanede işlem adımları, uygulama ağırlıklı faaliyetler ve yöntemler Şekil 3.13.'de gösterilmiştir (R., Cast Iron Technology, 1988).



Şekil 3.13. Döküm işlemi akış şeması.

### 3.8.1. Ergitme ve ocakta alaşımlama aşaması

Kaliteli bir sfero döküm parçanın üretimi, her şeyden önce ocakta doğru bir alaşım oranı tutturılmadan ve temiz bir eriyik hazırlamaktan geçer. Dökme demir için hazırlanan eriyiğin metalürjik kalitesi birçok farklı şekilde istenen seviyeye getirilebilir.

Küresel grafitli dökme demir üretiminde en önemli adım sıvı demirin ekonomik olarak hazırlanması, tretmanı ve kalıba boşaltılmasıdır. Bu, bileşim ve sıcaklık kontrolü gerektirir. Öngörülen dökme demir bileşimi için doğru grafitleşme potansiyeli, doğru aşılama ve küreleştirme sağlam döküm yapısı için gereklidir. Ergitme işlemi metal kalitesini direkt olarak etkiler. Normal demir ergitme prosedürü, kesin çekirdeklenme derecesinde (grafitizasyon) sıvı elde etmeyi kapsar. Bu, çil derinliği olarak ölçülür ve çekirdeklenmeyi kontrol eden sıcaklık ve aşırı soğumadır.

Farklı dökümhaneler oldukça farklı ocak kompozisyonları, aşı oranları ve çeşitleri ve kalan %Mg değerleriyle çalışarak optimum değerler ile küresel grafitli dökme demir üretimi yapabilirler. Bu farklılıklar karbon eşdeğeri gibi temel noktalarda farklılık gösterebildiği gibi, küreselleşme için belirledikleri kalan Mg oranı ya da perlit oranını ayarlamak için kullanılan bakır miktarı gibi daha ince noktalarda da farklılık gösterebilir (S., 1988).

### 3.8.1.1. İndüksiyon ocakları ile ergitme

Küresel grafitli dökme demir üretiminde en çok kullanılan ocak tipi indüksiyon ocaklarıdır. Bu ocaklar soğuk şarjdan başlayarak ergitme için olduğu kadar dublexing (mevcut sıvı metali aşırı ısıtma) içinde kullanılabilirler. İndüksiyon ocaklarında dökme demir için şarj edilen malzemenin bileşimi kontrol altında olmalıdır; çünkü hurda üzerindeki pas veya diğer cüruf yapıcı bileşenler ocak astar malzemesini hızla tahrip ederler. İndüksiyon ocaklarında metal bileşimi ve sıcaklığının çok yakın kontrolü mümkün olduğundan kaliteli bir üretim gerçekleştirilebilir (S., 1988).

Dökme demirlerin çok büyük bir kısmı indüksiyon ocaklarında üretilir. Bunun nedeni, iyi çalışma koşulları, ekonomik bir üretim ve hedeflenen analiz değerlerinin çok az sapmalarla sağlanmasıdır. İndüksiyon ocaklarında ergitme gücü frekans ile artar. Küresel grafitli dökme demir üretiminde genellikle orta frekanslı ve asidik astar malzemeli indüksiyon ocakları kullanılmaktadır. Cüruf baziklik derecesi (B.D.), aşağıdaki eşitlik ile hesaplanabilir.

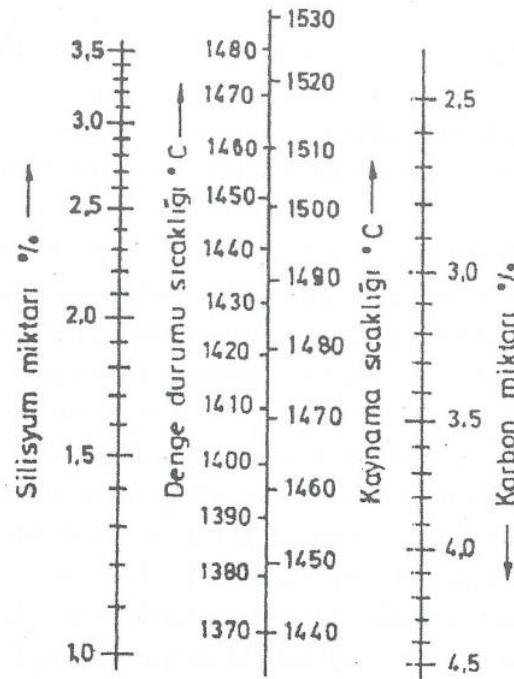
$$B.D. = \frac{\%CaO + \%MgO}{\%SiO_2}$$

Bu oran cürufu meydana getiren bazik oksitlerin asidik okside oranıdır. Asidik ocaklarda bu oran 1 civarındadır.

Ergitme işleminde, ocak %90 doldurulduktan sonra, analiz düzeltmesi 1400°C civarında yapılmalı ve sonra en yüksek kademe ile döküm sıcaklığına çıkılmalıdır.

Dolu ocağın %60'ı dökülmeli ve akabinde hemen yeni malzeme şarj edilerek aynı şartlarda ergitme yapılmaya devam edilmelidir. Böylece çekirdekleşme durumu için ideal şartlar oluşmuş olur.

Ocak kapasitesi yanında çalışma sıcaklığı astar ömrünü ön planda etkileyen bir faktördür. Karbon ve silisyum miktarlarına bağlı olarak asidik astar ile eriyik karbon miktarı arasındaki reaksiyonun denge durumu Şekil 3.14'de gösterilmiştir (S., 1988).



Şekil 3.14. Karbon ve silisyum miktarlarına göre denge durumu ve kaynama başlangıç sıcaklıkları.

Denge durumu sıcaklığı arttıkça eriyik silisyum miktarı artacak, ocak astarı aşınacaktır. Örnek olarak, karbon %3,7, silisyum %1,2 ise denge durumu sıcaklığı yaklaşık 1390°C, kaynama başlangıç sıcaklığı ise yaklaşık 1455°C'dir. Ergitme tekniğinde temiz bir eriyiğin sağlanması için denge durumu sıcaklığının 60-80°C üzerinde döküm alınması gerekmektedir.

### 3.8.1.2. Şarj malzemeleri ve indüksiyon ocaklarında kullanılan alaşımlar

Küresel grafitli dökme demir üretiminde kullanılan metalik şarj malzemeleri:

1. Ham demir – pik
2. Küresel grafitli dökme demir devir daim malzeme (besleyiciler ve yolluklar)
3. Çelik hurdası
4. Ferro alaşımlar
5. Silisyum karbür'dür

İşletme şartlarına bağlı olarak yukarıda verilen malzemelerden biri veya birkaçı şarj malzemelerini temsil eder (S., 1988).

#### 3.8.1.2.1. Ham demir (pik)

Ham demir pahalı bir hammadde olmasına rağmen, belirli bir kimyasal analize erişilmesinde, karbür içermeyen bir döküm dokusunun var olmasında ve etkili bir aşılamanın yapılabilmesinde önemli bir görev üstlenir. Küresel grafitli dökme demir üretiminde kullanılan ham demir, lamel grafitli dökme demir pikinden sadece kimyasal analiz ile farklılık gösterir. Lamel grafitli dökme demir üretiminde yüksek kükürtlü pik kullanılabilirken, küresel grafitli dökme demir üretiminde düşük kükürtlü ya manganezli pik demirler tercih edilir (max. %S 0,01, max. %Mn 0,2). Bunun nedeni küresel grafitli dökme demir üretiminde küreselleştirici malzeme olarak kullanılan magnezyum'un kükürte karşı afinitesinin çok yüksek olmasından dolayıdır. Eğer yüksek kükürtlü pik kullanılarak küresel grafitli dökme demir üretilmeye çalışılırsa, tretman potasına eklenen magnezyum eriyik metaldeki kükürt ile reaksiyona girerek mikroyapıda küresel grafitlerin bozunumuna yol açarak istenilen küresel yapı elde edilemez. Bu durumda mikroyapıda patlak veya lamel grafit oluşumları gözlemlenir.

Bu şartların yanında ayrıca karbür yapıcı ve stabilleştirici elementlerin hem en düşük miktarlarda hem de belirli sınırlarda kalmaları gerekir. Bu nedenle yüksek fırın pikleri küresel grafitli dökme demir için genellikle uygun özelliklerde değildirler.



Özellikle yüksek kükürtlü olduklarından bir kükürt giderme işlemi gerekmektedir. Yüksek fırın pikleri küresel grafitli dökme demir üretiminde bulunmaması gereken elementleri de içerir (S., 1988).

#### **3.8.1.2.2. Küresel grafitli dökme demir devir daim malzeme (besleyiciler ve yolluklar)**

Küresel grafitli dökme demir üretiminde kullanılması elzem olan malzeme kendi devir daimidir. Bunun için önemli nedenler mevcuttur. Fiyat yönünden ele aldığımızda, değeri ortalama şarjı teşkil eden malzemelerin fiyatına eşittir. Bunun yanında devir daim malzeme kullanımı arttıkça, malzeme faydalanma yüzdesi artar.

Hem lamel hem küresel grafitli dökme demir üreten dökümhanelerde her iki ürünün hurdaları ile üniform bir şarj kullanılabilir, fakat bu durumda fosfor, kükürt ve manganez içeriği kontrol altında tutulmalıdır (S., 1988).

#### **3.8.1.2.3. Çelik hurdası**

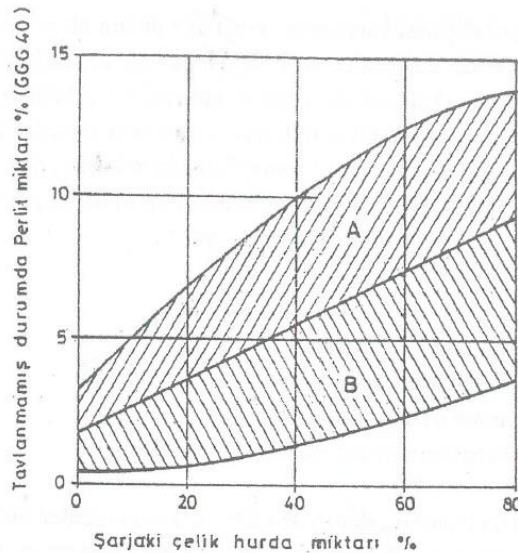
Küresel grafitli dökme demir üretiminde şarjın teşkilinde çelik hurdası önemli bir malzeme olarak yerini korumaktadır. Çelik hurda temininde iyi kalite ana unsur olmalıdır. İyi kalite bir taraftan kimyasal analiz, diğer taraftan şekil ve büyüklük özelliklerini kapsar.

Çelik hurda manganez miktarı ne kadar az ise, gerekli sfero piki miktarı o denli az olacaktır. Manganez miktarı yanında önemli olan diğer elementler karbür yapıcı özellik taşıyan Cr, B, V ve Mo'dir. Ayrıca küreselleşmeyi engelleyen veya bozan S, Pb ve Zn gibi elementlerde göz önünde tutulmalıdır. Hataların nedeni olarak görülen parametrelerin fazlaşması karşısında, çoğu kez üretimsel olarak bir sorun olur. Bu nedenle yukarıda verilen elementler değişmeyen ve cüzi denilebilecek miktarlarda bulunmalıdır. Soğuk şekillenen sac artıkları kuvvetli bir şekilde paslandıklarından, indüksiyon ocaklarında cüruf miktarının artmasına da neden olurlar. Bütün bu sorunlara rağmen çelik hurdası, hem çok bulunabilirliği, hem de ekonomik oluşu

nedeni ile kullanılmaktadır. Çelik hurdasının kullanılmasında ekonomik olarak aşağıdaki faktörlerin dikkate alınması gerekir:

- Karbonlaştırma için gerekli masraf nedir?
- Oksidasyon kaybı ne kadardır (pas vs...)?
- Enerji sarfiyatındaki artış ne kadardır?
- Ocak astarının daha çabuk aşınması,
- Ergitme kapasitesinde meydana gelecek azalma.

Bu faktörler bire bir ekonomik olarak değerlendirildiğinde çelik hurdası fiyatının gerçek maliyetin tespitinde kabaca %50 daha fazla olarak alınmasının gerekeceğini ortaya koymaktadır. Böylece %50 çelik hurdası, %50 sfero pikinden ibaret olan bir şarjın sadece çelik hurdasından üretilenle karşılaştırması bize %5 miktarında daha pahalı olacağını göstermektedir. Bu fark kabullenilmesi gereken riskler karşısında, çelik hurdası kullanımının her zaman ekonomik sayılmayacağını kanıtı olmaktadır. Ayrıca sadece çelik hurdasının kullanılması belli bir et kalınlığına kadar (30 mm.) ferritik küresel grafitli dökme demir üretimini mümkün kılmaktadır (Şekil 3.15). Bu kalınlığın altında sfero piki kullanımı zorunludur (S., 1988).



Şekil 3.15. Şarjda çelik hurdası kullanım miktarına ve pik özelliklerine bağlı olarak dokuda perlit miktarının değişimi. (A : Normal özelliklerdeki pik kullanımı, B : Yüksek özellikte sfero piki kullanımı).

#### 3.8.1.2.4. Ferro alaşımlar ve silisyum karbür

Küresel grafitli dökme demirin üretiminde ferro alaşımların kullanılması istenen analize, kullanılan şarj malzemeleri cins ve analizlerine bağlı olarak değişir. Bu malzemelerin kullanımı söz konusu olduğunda, kimyasal analizlerinin bilinmesi gerekir.

Silisyum karbürün kullanılması ile eriyikte hem silisyum hem de karbon miktarının istenen düzeye getirilmesi sağlanır. Fakat esas elverişlilik; eriyiğin metalürjik kalitesinin ön bir aşılama işlemi yapılmışçasına olumlu kılınması ile, döküm durumunda karbürlerin mevcudiyetinin önlenmesi olmaktadır (S., 1988).

#### 3.8.2. Kükürt giderme

Bu işlemin uygulanmasının zorunluluğu şarjı teşkil eden malzemelerin özelliklerine ve seçilen ergitme yöntemine bağlıdır.

Küresel grafitli dökme demir üretiminde düşük kükürt miktarlarında bir eriyiğin mevcut olması zorunlu olduğundan kullanılacak karbonlaştırıcının da yüksek karbon düşük kükürt miktarlarına sahip olması gerekir. Bu karbonlaştırıcılara tipik bir analiz aşağıda verilmiştir.

C yüzdesi %99

S yüzdesi max. %0,1

N yüzdesi max. %0,01

Eriyik demirde kükürt giderme işleminin gerekli olduğu kükürt miktarı sınırı özel magnezyum işlemleri uygulanmadıkça %0,03 olarak verilebilir. Bu değer üzerinde kükürt miktarı ekonomik ve nitelikli bir küresel grafitli dökme demir üretimini olanaksız kılmaktadır.

Magnezyumun kükürde karşı afinitesi çok güçlüdür. Magnezyum tretmanı esnasında zaten çok az miktarda bulunan kükürt MgS bileşimi oluşturur. Eriyik demirin kükürt

miktarı ile küreselleştirme için gerekli olacak magnezyum miktarı aşağıdaki eşitlikte verildiği gibi artar.

$$\text{Gerekli Mg ilavesi} = \frac{0,75 \times S + Mg}{Mg - \% \text{ faydalanım}} \times 100$$

S : Mg tretmanı öncesi eriyik miktarı

Mg : eriyikte istenen Mg miktarı

Mg tretmanı yöntemlerinde faydalanım derecesi her yöntem için farklı bir değer olup, örneğin sandviç yönteminde %40-50 arasında kalır. Bu yöntem için yukarıdaki eşitliği sadeleştirirsek;

$$\text{Gerekli Mg ilavesi \%} = 2,5 (0,75 \times S + Mg)$$

olarak yazılır.

Eriyik demirde istenen Mg miktarı bir taraftan magnezyumun karbür yapıcı etkisi diğer taraftan MgS inklüzyonlarının olumsuz etkileri nedeniyle %0,02 – 0,05 arasında kalacak şekilde sınırlandırılır. Örneğin küresel grafitli döküm segmanlarda, küreselleştirme yöntemi olarak sandviç yöntemi uygulanmakta %1,8 olarak verilen FeSiMg alaşımı ile, eriyik demir kükürt miktarı max. %0,015 olması durumunda, eriyikte istenen Mg miktarı max. %0,04 olur.

Yukarıda verilen eşitlikte bu şartlardaki pratik değer hesaplanmaktadır. Kükürt miktarı arttıkça gerekli magnezyum miktarı da artış gösterecektir. FeSiMg ile kükürt giderme diğer yöntemlere göre pahalıdır. Örneğin CaC<sub>2</sub> ile kükürt giderme işlemine göre iki kat daha pahalıdır. Bu nedenle küreselleştirme işlemi öncesi kükürt gidermenin uygulanması için kükürt miktarının eriyik metalde %0,04'ün üzerinde olması gerekir (R.B.Gundlach, 1992).

### 3.8.3. Karbonlaştırma (karbon oranının yükseltilmesi)

Küresel grafitli dökme demirlerin üretiminde kullanılan özel piklerin karbon miktarları yüksektir. Ancak yüksek oranda çelik hurdasının kullanılması halinde veya karbon yanma kayıplarının fazla olduğu ergitme yöntemlerinin uygulanması durumunda, eriyiğin karbon miktarı istenilen düzeye getirilmesi gerekir.

Karbonun yükseltilmesi işlemini etkileyen faktörler:

- a) Eriyik sıcaklığı ile karbonlaştırma sıcaklığı artar
- b) Karbon vericinin kalitesi, tane büyüklüğü
- c) Sıvı metal ile karbon vericinin temas yüzeyi
- d) İstenen karbon miktarı arttıkça verimlilik azalır.

Karbonlaştırıcı malzeme ocağa ilk şarj ile verilecekse, en altta kalacak şekilde karbonlaştırıcı verilmeli, üzerine sıra ile hafif hurda, ağır hurda, küresel grafitli dökme demir devir daim malzemeleri ve en üste pik konulmalıdır. İndüksiyon ocağında eriyik demir mevcutsa bu durumda şarj kovası yukarıda belirtilen şekilde yüklenmeli, karbonlaştırıcı malzeme şarj kovasının boşaltılmasından önce banyo yüzeyine verilmelidir.

Eriyiğin karbon alımını etkileyen önemli faktörler, sıcaklık, süre ve ön karbon miktarıdır. 100 kg.'lık asidik, orta frekanslı bir indüksiyon ocağında farklı özelliklerde karbonlaştırıcılar üzerine yapılan çalışmada, ön karbon miktarı %0,05 olan eriyik 1540-1560<sup>0</sup>C arasında karbonlaştırılmıştır. Azami karbon miktarının %95'ine erişilinceye kadar yapılan değerlendirme, karbonlaştırma hızının en yüksek, grafit elektrotlarla sağlandığını ve 10,3x0,01 %C/dak. Olduğunu ortaya koymuştur.

Karbonlaştırma bir elektrik ergitme ocağında petrol koku veya saf grafitle yapılır. Saf grafitin kuvvetli çekirdeklenme etkisi aşırı ısıtma süresi ve sıcaklığını sıvıdaki yeterli çekirdeklenme için standart hale getirebilir. Tablo 3.3.'te orta frekanslı bir ergitme ocağında 1500<sup>0</sup>C'deki değerler görülebilir (R.B.Gundlach, 1992).

Tablo 3.3. Bekleme süresi ile çekme mukavemeti ve ötektik hücre sayısındaki değişim

	Çekme Mukavemeti	Ötektik Hücre Sayısı
Bekleme Yok	346 N/mm <sup>2</sup>	9,3 mm <sup>2</sup>
10 Dakika Bekleme	249 N/mm <sup>2</sup>	3,1 mm <sup>2</sup>

#### 3.8.4. Küreselleştirme işlemi (Mg tretmanı)

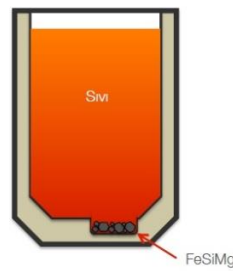
Küresel grafitli dökme demir üretiminde, grafitin küresel bir şekilde çökmesini sağlayabilmek için, sıvı alaşım bir magnezyum işleminden geçirilmelidir. Bu işlem, sıvı dökme demirin yüzey gerilimini azaltan ve dolayısıyla grafitin yapraksı biçimde büyümesine yol açan oksijen ve kükürt miktarlarını düşürmek için uygulanır. Magnezyum, sadece oksijen ve kükürtle tepkimeye girebilen bir element olduğu için değil, aynı zamanda demirle herhangi bir bileşik oluşturmaması, ve yüksek denge buhar basıncı sayesinde karıştırmaya gerek kalmadan sıvı içine kolaylıkla yayılabilmesi nedeniyle dökümhaneler tarafından tercih edilir. Magnezyum dışında zaman zaman seryum (Ce) içeren bazı nadir toprak elementi karışımlarının da (lantan, neodimyum ve praseodimyum gibi) bu amaçla kullanıldığı bilinmektedir.

Küreselleştirme işlemi ile aşılama işleminin birçok yönden birbirlerini etkilediğini vurgulamak gerekir. Küreselleştirici elementler ön görülen bu işlem için gerekli miktarın üzerinde kullanıldıklarından, aşılama etkisi de gösterirler.

Magnezyumun yüksek bir denge buhar basıncına sahiptir. Bu özelliği sayesinde magnezyum işlem sırasında buharlaşıp bir kaynama etkisi yaratarak, oksijen ve kükürtü etkin bir şekilde temizler. Fakat denge buhar basıncının yüksek olması, magnezyumun aynı zamanda buharlaşarak sıvıdan kaçma eğiliminde olduğu anlamına da gelir. Bu yüzden işlem sonrasında uzun bir süre beklemeden, sıvı alaşım mutlaka kalıba dökülmelidir (R.B.Gundlach, 1992).

### 3.8.4.1. Açık pota yöntemi

Magnezyum tretman işlemi, birkaç farklı şekilde yapılabilir. Bunlardan en basit olanı, magnezyumu bir potanın dibine ferroalyaj formunda (FeSiMg) yerleştirip, ocakta hazırlanan sıvı alaşımı bu potaya almaktır (Şekil 3.16.). Açık pota işlemi adı verilen bu yöntemde, sıvı dökme demire kıyasla daha hafif olan FeSiMg bir yandan tepkimeye girerken, diğer yandan yüzme eğiliminde olduğu için, işlemin verimi %20-%30 gibi nispeten düşük değerlerde kalır (J.D., 2006).



Şekil 3.16. Açık pota yönteminin şematik gösterimi.

### 3.8.4.2. Sandviç yöntemi

FeSiMg alaşımının yüzmesini engellemek için, potanın dibine yerleştirilen ferroalyajın üzerine örtü görevi gören bir malzeme yerleştirip, dökme demiri ondan sonra bu potaya alınır (Şekil 3.17.). Sandviç yöntemi adını verilen bu yöntemde, FeSiMg üzerine genellikle çelik hurdası ya da FeSi ile bir battaniye yapıldığı görülür. Bekletme süresinin daha uzun olması istenen uygulamalarda, reçineli kum ya da kalsiyum karbür de battaniye olarak kullanılabilir (J.D., 2006).



Şekil 3.17. Sandviç yönteminin şematik gösterimi

FeSiMg'nin yüzmesini engellemek için alınan bu basit önlem sayesinde, işlemin verimi %40-%45 aralığına kadar çıkartılabilir.

Oldukça basit bir yöntem olması nedeniyle Türkiye'deki çoğu dökümhane bu yöntemi tercih etmektedir. Bu yöntemin bir dezavantajı olarak, battaniye olarak kullanılan malzeme miktarının fazla olması durumunda sıvı sıcaklığı çok azalabilir. Bu durumda ise FeSiMg sıvı eriyik metal ile tam olarak reaksiyona girmez ve kalıcı Mg miktarı azalır. Kalıcı Mg miktarının azalması ise mikroyapıda küresel olmayan grafitlerin oluşmasına neden olur.

Bu yöntemde iki unsur önem kazanmaktadır:

1. Ocaktan dökülen eriyik, magnezyum alaşımı malzemesi üzerine direkt olarak gelmemelidir.
2. Pota hızlı bir şekilde doldurulmamalıdır.

Bazı durumlarda, kaplama örtü malzemesi olarak FeSi alaşımı kullanılmaktadır. Pratikte bu uygulamanın kesinlikle yapılmaması önerilir.

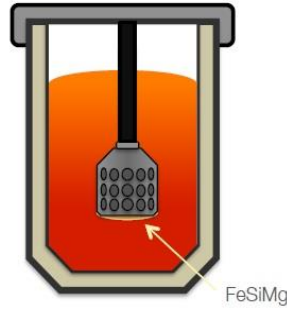
Sandviç yönteminin diğer bir uygulama şekli kaplama malzemesi olarak sıcak sertleşen reçineli kumun kullanılmasıdır. Bu kum FeSiMg alaşımı üzerine konulduğunda sertleşir (sıcak ve işlem görmüş potalarda), böylece reaksiyon meydana gelen sert kabuğun bir çelik çubukla delinmesine kadar başlayamaz. Bu yöntem trigger yöntemi adı verilmiştir. Bu yöntemin az sayıdaki uygulayıcıları, iyi bir magnezyum faydalanma derecesine ve düşük sıcaklık kayıplarına eriştiğini bildirmişlerdir.

Magnezyumu baz element olarak içeren alaşımların kullanılması reaksiyonun hızlı ve hareketli olmasına yol açar. Magnezyum yanma kayıplarının azaltılması ve eriyiğin reaksiyon sürecinde pota dışına sıçramamasının önlenmesi için ince ve uzun potaların kullanılması gerekir. Bu nedenle potalar, hacimlerinin azami 2/3'üne kadar doldurulmalıdır (J.D., 2006).



### 3.8.4.3. Daldırma yöntemi

FeSiMg'nin yüzmesini engellemek için uygulanabilecek bir yöntem daha vardır. Daldırma yöntemi adı verilen bu yöntemde, tüm ferroalyajı bardak yapısında refrakter bir kaba doldurup, ters bir şekilde sıvı içine daldırılır (Şekil 3.18).



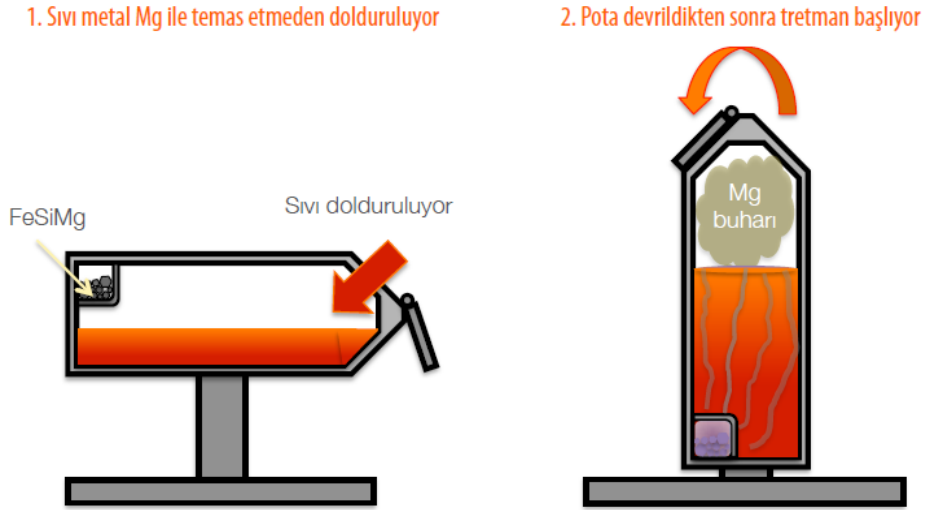
Şekil 3.18. Daldırma yönteminin şematik gösterimi

Diğer yöntemlerde ferroalyaj potaya yerleştirildikten sonra, sıvı pota içine dökülüyordu. Bu yöntemde ise, sıvı alaşım pota içindeyken, ferroalyaj daldırılır. Oldukça yüksek bir verime sahip olan bu işlem, %50'ye varan verimiyle sandviç yönteminin önüne geçmektedir. Bu yöntemin dezavantajı ise, sıvı içine daldırılan düzeneğin soğuk olması nedeniyle, sıvı sıcaklığının azalmasına yol açıyor olmasıdır (J.D., 2006).

### 3.8.4.4. Devirmeli pota (konvertör) yöntemi

Devirmeli pota ya da konvertör işlemi adı verilen bu yöntemde, ilk aşamada yatay pozisyonda duran ve üst kısmında cep bulunan bir pota kullanılır. Basit bir devirmeli pota kullanılan durumlarda genellikle FeSiMg alaşımları kullanılırken, konvertör olarak anılan sistemlerde zaman zaman saf magnezyum da kullanılabilir.

Magnezyum alaşımı potanın içindeki bu cebe, yani üst kısma yerleştirildikten sonra, sıvı alaşım pota içinde doldurulup, potanın kapağı kapatılır. Ardından, pota dikey pozisyona getirilip, sıvı alaşımın cepte duran magnezyum alaşımıyla tepkimeye girmesi sağlanır. Kapak sayesinde magnezyum buharı pota içinde kaldığı için prosesin verimi artar (Şekil 3.19.).



Şekil 3.19. Konvertör işleminin şematik gösterimi

Yaklaşık %50'ye varan oranda verim sağlayabilen bu yöntemin en büyük dezavantajı, potanın soğuk olması durumunda sıvı metalin de soğumasına yol açıyor olmasıdır. Bu işlemin sıcaklık kaybı olmadan efektif bir şekilde kullanılabilmesi için, konvertörün sürekli olarak (bir saat içinde en az iki ya da üç defa) kullanılması gerekmektedir ya da bir brülör vasıtası ile sürekli alev üflenerek sıcak tutulması gereklidir (J.D., 2006).

### 3.8.5. Küreselleştirme işleminin verimi

Mg ile yapılan küreselleştirme işleminin verimini hesaplamak için teknik literatürde verilen bazı eşitlikler mevcuttur. Fakat küresel grafitli dökme demir üreten çoğu işletmelerde çalışan görevlilerin bildiği üzere, küreselleştirme işlemi için aynı ferroalyajı aynı miktarda kullanılsa da, zaman zaman işlemin verimi beklentilerden oldukça farklı olabilir. Bu farkın nedeni, Mg işleminin veriminin aslında çok fazla sayıda parametreye bağlı olmasıdır (R.B.Gundlach, 1992).

#### 3.8.5.1. Potadaki sıvı metalin ağırlığı

Potadaki sıvı metalin ağırlığı küreselleştirme işlemi için potaya ilave edilen FeSiMg miktarını dikkatli bir şekilde tartılsa da, aynı hassasiyet ocaktan tretman potasına

alınan sıvı metalin ağırlığına gösterilmediği görülebilir. Örneğin bir dökümhane, yaklaşık %0,040 oranında kalan Mg elde etmek için FeSiMg miktarını %1,3 magnezyuma denk gelecek şekilde ayarlıyor ve ona göre tartıp tretman potasının altına yerleştiriyor diyelim. Eğer bu hassasiyet sıvı dökme demir ocaktan tretman potasına alınırken gösterilmiyor ve göz kararı bir şekilde pota dolduruluyorsa, ister istemez Mg işleminin veriminde değişik sonuçlar görülebilir Bu nedenle küreselleştirme işlemi ister sandviç yöntemiyle, ister konvertör işlemiyle yapılıyor olsun, potadaki sıvı metalin ağırlığına da aynı hassasiyeti göstermek gereklidir (R.B.Gundlach, 1992).

### **3.8.5.2. Ferroalyajdaki %Mg miktarı**

Verimi etkileyen bir diğer faktör de, ferroalyaj içindeki %Mg miktarıdır. Tedarikçi firmalardan alınan ferroalyajdaki magnezyum miktarı için tedarikçi her ne kadar bir değer veriyor olsa da (örneğin %5,6 gibi), ferroalyajın gerçek magnezyum içeriğinde %1'e varan oranlarda sapmalar görülebilir. Bu ilk bakışta önemli bir fark gibi görünmeyebilir, fakat bir ferroalyajdaki Mg miktarının %5 civarında olduğu düşünülürse, %1'lik bir farkın ne kadar önemli bir etki ortaya çıkartacağı anlaşılabilir (R.B.Gundlach, 1992).

### **3.8.5.3. Oksijen aktivitesi**

Dökümhaneler tarafından çoğu zaman gözden kaçırılan, fakat dikkate alınması gereken önemli faktörlerden bir diğeri de sıvıdaki oksijen aktivitesidir. Çoğu dökümhane Mg verimini hesaplarırken öncelikli olarak kükürtü dikkate alır. Fakat aslında oksijen, bu işlemin verimi üzerinde kükürte kıyasla daha baskın bir etkiye sahiptir.

Bunun nedeni, oksitlerin oluşum enerjisinin sülfütlere göre daha düşük olmasıdır. Yani oksitlerin Ellingham diyagramında sülfütlere kıyasla daha aşağıda yer almasıdır. Diğer bir deyişle, magnezyumun oksijenle bileşik oluşturma eğiliminin, kükürtle bileşik oluşturma eğiliminden daha yüksek olmasıdır. Bu nedenle sıvıdaki oksijen aktivitesini tamamen göz ardı ederek sadece kükürt miktarı üzerinden bir

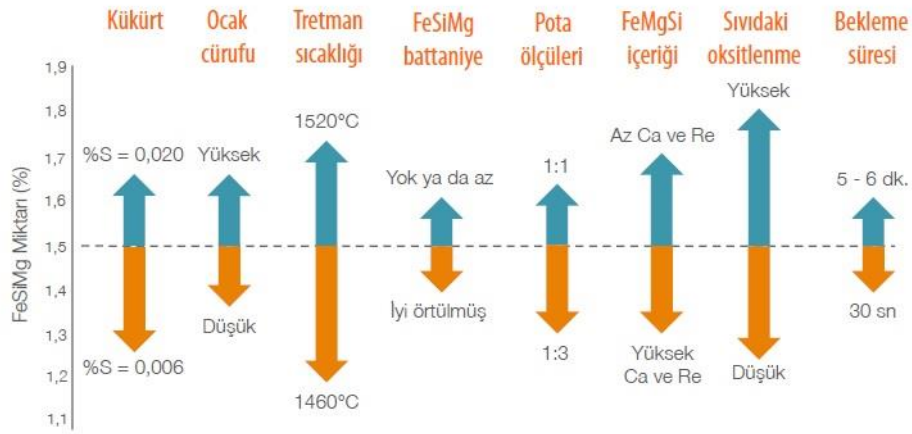
değerlendirme yapmak, Mg verimi hesabı için verilen çoğu eşitliğin en zayıf noktasını oluşturur (R.B.Gundlach, 1992).

#### **3.8.5.4. Kükürtün etkisi**

Kükürt de tıpkı oksijen gibi Mg ile bileşik oluşturma eğiliminde olan bir elementtir. Bu nedenle Mg işleminin verimini doğru hesaplayabilmek için, tretman öncesinde sıvı alaşımda bulunan kükürt oranını bilmek büyük önem kazanır. Küreselleştirme işlemi sonrasında sıvıdaki oksijen aktivitesinin 0,1 ppm'in altına düştüğü düşünülürse, kükürt miktarını ölçmek için oksijen aktivitesi kadar hassas bir ölçüm yöntemi gerekmeyeceğini anlaşılabilir. Fakat yine de, kükürtü doğru bir şekilde analiz etmek de çoğu zaman kolay değildir. Spektrometre analizleri kükürt miktarı hakkında ortalama bir değer verir. Fakat daha hassas bir ölçüm yapmak için, mutlaka yakma temelli yöntemlerden yardım almak gerekir. Bu nedenle kükürt tayini için C-S analiz cihazları kullanmak S tayini açısından daha kesin sonuçlar verir (R.B.Gundlach, 1992).

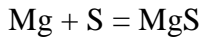
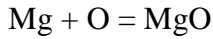
#### **3.8.5.5. Bekleme süresi**

Sıvı alaşımın sıcaklığı ve tretman sonrasındaki bekleme süresi de küreselleştirme işleminin verimini etkiler. Mg işleminin verimini hassas bir şekilde kontrol edebilmek için, sıvı metalin magnezyum ile ilk temasından sonra döküme kadar geçen sürenin mümkün olduğunca sabit tutulması gerekir. Bu süre zarfında birçok işlem birden yapmak gereklidir. Küreselleştirme işlemi, ardından sıvı alaşımın tretman potasından döküm potasına alınması, cüruf temizliği, aşılama ve kalıplama hattındaki farklı kalıplara döküm yapılması gibi. Bu nedenle bu süreyi sabitlemek her zaman söylendiği kadar kolay olmaz. Ama bu süreyi mümkün olduğunca belli bir aralıkta tutmak, Mg verimi konusunda tekrarlanabilir sonuçlar elde etmeye yardımcı olacaktır.

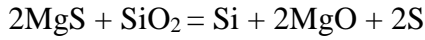
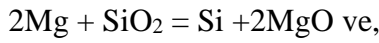


Şekil 3.20. Sandviç yönteminde Mg verimini etkileyen faktörlerin özeti.

Magnezyum reaksiyonları:



$\text{Mg} + \text{S} + \text{O} = \text{MgO} + \text{S}$  ve oksijen bir oksitten alınıyorsa, örneğin  $\text{SiO}_2$  bu durumda,



reaksiyonları geçerlidir.

Küreselleştirme etkisinin azalması şu faktörlere bağlıdır;

- Ön magnezyum miktarı ne kadar fazla ise etki kaybı o kadar hızlıdır.
- Sıcaklıkla etki kaybı artmaktadır.
- Cüruf miktarı etki kaybını arttırmakta olup, silika astar (asidik astar) ile çalışmada etki kaybı bazik astara nazaran daha fazladır.

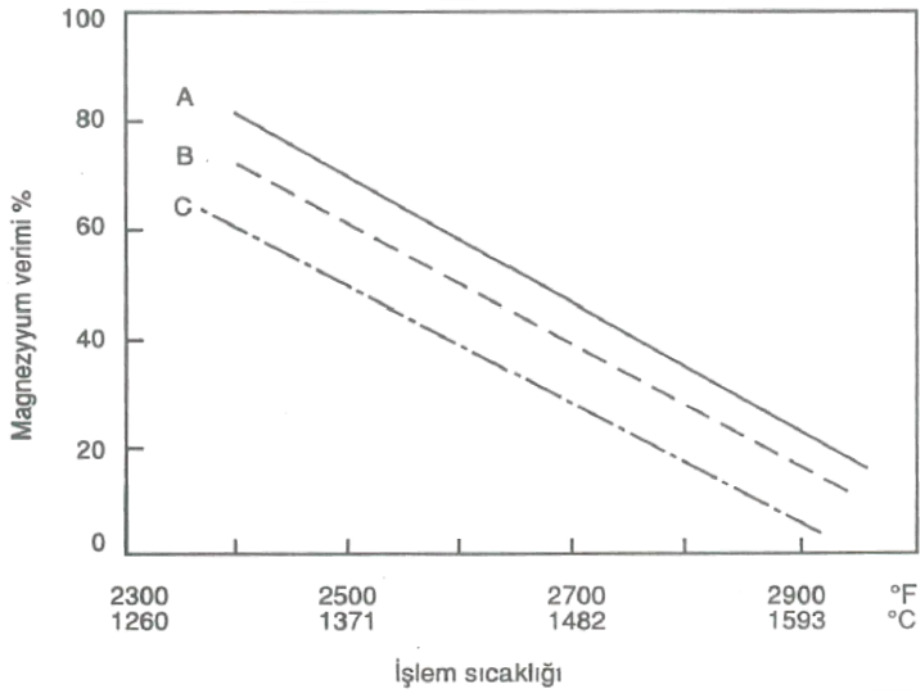
Etki kaybının artması kendisini hücre sayısının azalması ve grafit şeklinin bozulması ile gösterir (R.B.Gundlach, 1992).

### 3.8.5.6. Sıcaklık

Sıvı alaşımın sıcaklığı Mg verimi açısından çok önemli bir faktördür. Sıvı alaşım ne kadar sıcaksa, magnezyumun sıvıyla ilk temasında o derece şiddetli bir tepkime gerçekleştirir. Bunun sonucu olarak da, işlemin veriminin azaldığını görülür. Dolayısıyla, tıpkı döküm süresi gibi, tretman sırasında sıvı alaşımın sıcaklığını da

kontrol etmek ve tretmanı benzer sıcaklıklarda gerçekleştirmek, küreselleştirme işleminin aynı verimde tekrarlanabilmesi için öne çıkan etkenlerden bir tanesidir.

Dar sıcaklık aralığında sıcaklık kontrolü yapılmalıdır. 1450<sup>0</sup>C'nin altında grafit çözünmesi tam olmaz, 1500<sup>0</sup>C'nin üstünde ise çil seviyesi hızla yükselir (R.B.Gundlach, 1992).



Şekil 3.21. Magnezyum faydalanma yüzdesinin işlem sıcaklığı ile değişimi.

A : %15 Mg, %85 Ni

B : %15 Mg, %50 Ni, %35 Si

C : %9 Mg, %48 Si, %1 Ca, %42 Fe

### 3.8.6. Küresel grafitli dökme demirin aşılması

Dökme Demirlere aşılmalı ilavesi tavsiye edilen, hatta istenilen kalitede döküm parça üretimi için gerekli bir uygulamadır. Lamel ve küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özellikleri ve işlenebilirlikleri mikro yapıları ile direkt olarak ilişkilidir. Hem mekanik özellikler hem de mikro yapı önemli ölçüde aşılmadan etkilenir.

“Dökme demirlerin aşılması” sıvı metale çekirdek ilave edilerek, katılaşma mekanizmasını ve mikroyapısını istenilen özellikleri elde edebilmek için etkilemek anlamına gelmektedir. Çekirdekler  $\leq 4 \mu\text{m}$  boyutunda, grafit presipitasyonu için kristalleşme merkezleri işlevini gören ince parçacıklardır.

Aşılama teorileri arasında en yaygın kabul görmüş olanı oksit çekirdeklenme teorisidir. Bu teoriye göre, aşılama sırasında  $\text{SiO}_2$  çekirdekleri çökeler ve daha sonra bu çekirdekler üzerinde grafit oluşumu ve büyümesi gerçekleşir. Ancak,  $\text{SiO}_2$  çekirdeklerinin oluşabilmesi için sıvı metal içerisinde bu çekirdeklerin oluşmasına yardımcı olacak diğer yabancı çekirdeklerinde bulunması gereklidir. Bu yabancı çekirdekler, genellikle oksijenle bağ kurma (birleşme) eğilimi yüksek olan elementler tarafından oluşturulur.

Aşılama, hem grafit çökmesini (sayı, boyut, şekil açısından) hem de katılaşmayı (gri katılaşmayı teşvik etmek, ledebürite soğumayı engelleme) etkilemek için tasarlanmalıdır. Etkin bir aşılama, hem parça genelinde homojen mekanik özellikler hem de değişik et kalınlıklarında bile homojen bir sertlik dağılımı sağlar. Aşılama ayrıca, Östenit- grafit ötektik reaksiyonu üzerindeki etkili olduğu için parça sızdırmazlığı ve besleme özelliklerine de etki eder.

Aşılamanın etkinliği, aşılama öncesi sıvı metalin ergitme sırasındaki metalürjik özellikleri, kimyasal kompozisyonu, ergitme ve aşılama sıcaklıkları, sıvı metalin aşılama öncesi ve sonrası bekleme süresi gibi değişkenliklere bağlıdır.

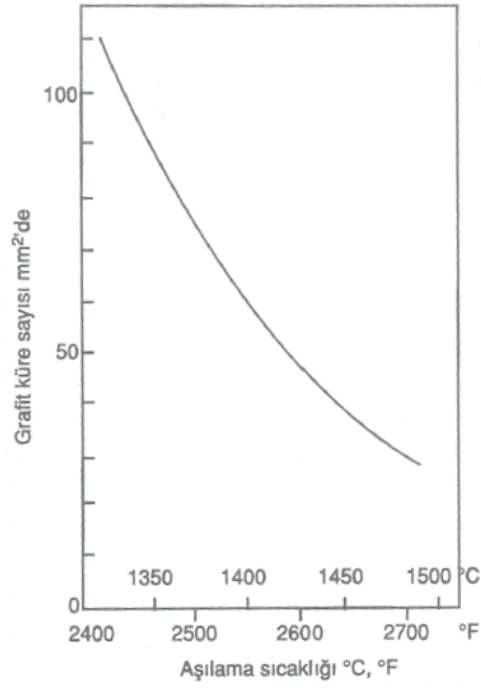
Aşılama birçok farklı aşamada uygulanabilir ancak en etkili uygulama dökümden hemen önce veya döküm sırasında yapılan aşılama. Çekirdeklerin etkinliğine ve soğuma koşullarına bağlı olarak aşılama, ergitme ocağında veya bekletme ocaklarında yapılabilir ancak bu çok nadiren görülen ve önerilmeyen bir uygulamadır. En yaygın uygulamalar ergitme ocağından metal potaya aktarılırken, kalıp içerisine akan metale ve kalıp içinde uygulanan aşılama yöntemleridir.

Alaşımsız veya düşük alaşımlı dökme demirlerde, %1,5 ila % 3 silisyum ve % 2 ila % 4 karbon bulunur. Yavaş ve dengeli bir soğuma şartlarında, sıvı, belli bir süre sonra ötektik kompozisyonuna erişir (% 4,3 karbon eşdeğeri) ve böylece ötektik katılma başlamış olur. Ötektik katılma sırasında ortaya çıkan karbon tamamen grafitte dönüşür. Ancak dökümhane şartlarında yavaş ve dengeli soğuma şartları gerçekleşmez. Bunun sebepleri, kimyasal kompozisyondaki farklılıklar, et kalınlığı veya soğuma hızı ve döküm sıcaklıklarıdır. Laboratuvar şartları ve gerçek uygulama arasındaki bu farklılıklar sonucu, sıvı metal, ötektik reaksiyon başlamadan önce Östenit-Grafit denge sıcaklığının altındaki sıcaklıklara kadar soğur.

Aşılamanın amacı, ötektik katılmanın başlangıcında grafit kristalleşmesi için yeterli miktarda çekirdeğin mevcut olduğunu garanti altına almak ve bu şekilde demir karbür (sementit, Fe<sub>3</sub>C) oluşumunu engellemektir. Dolayısıyla aşı ilavesi, grafit kristalleşmesinin Östenit-Grafit denge sıcaklığında veya çok az altında bir sıcaklıkta (alt soğuma) gerçekleşmesini sağlayacak oranda yapılmalıdır. Bunun sağlanabilmesi durumunda; lamel grafitli dökme demirlerde eşit büyüklüklerde ve homojen dağılmış A tipi grafit, küresel grafitli dökme demirlerde ise çok sayıda, küçük ve tam yuvarlak görünümlü nodüller içeren mikro yapılar elde edilir.

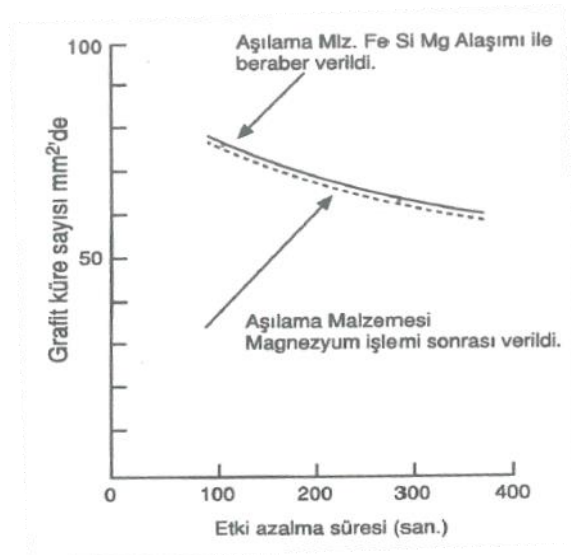
Şekil 3.22.'de aşılama sıcaklığı ile grafit küre sayısı arasındaki ilişkiyi göstermekte ve eriyik sıcaklığı düştükçe, aşılama daha etkili olmaktadır (W. Maschke).





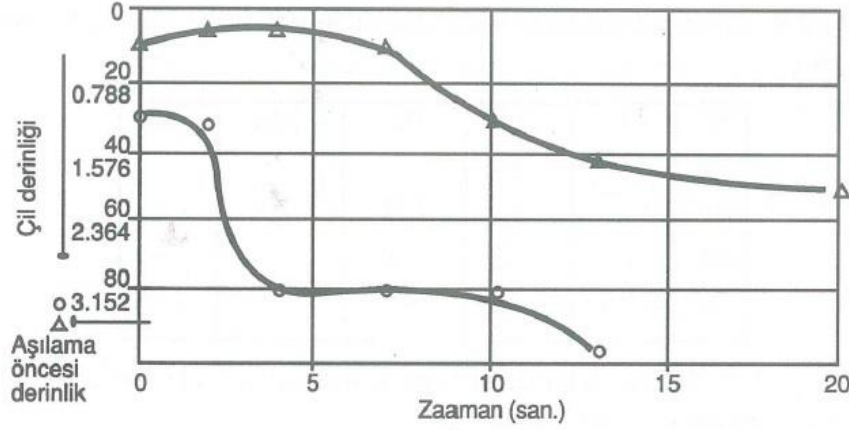
Şekil 3.22. Aşılama durumuna göre sıcaklığın etkisi.

Şekil 3.23.'de FeSiMg ile birlikte aşılama verilmemiş ve sıcaklığa bağlı olarak grafit küre sayısı tespit edilmiştir. 1370<sup>0</sup>C'de eriyik sıcaklığında yapılan bu karşılaştırma grafit sayısı bakımından bir farklılığın mevcut olmadığını göstermektedir.



Şekil 3.23. 1370<sup>0</sup>C'de uygulanan iki aşılama yönteminin karşılaştırılması.

Aşılama malzemesinin etkinliği, FeSiMg'un etkinliğine nazaran zamanla daha hızlı bir şekilde azalmaktadır (Şekil 3.24.).



Şekil 3.24. Aşılama sonrası beyaz katılaşan derinliğin zamanla değişimi.

Δ : Kalıp içerisinde yerleştirilmiş aşılama malzemesi bloğu, o : Mum bağlayıcılı FeSi 90 tozu.

### 3.8.6.1. Aşılama malzemeleri

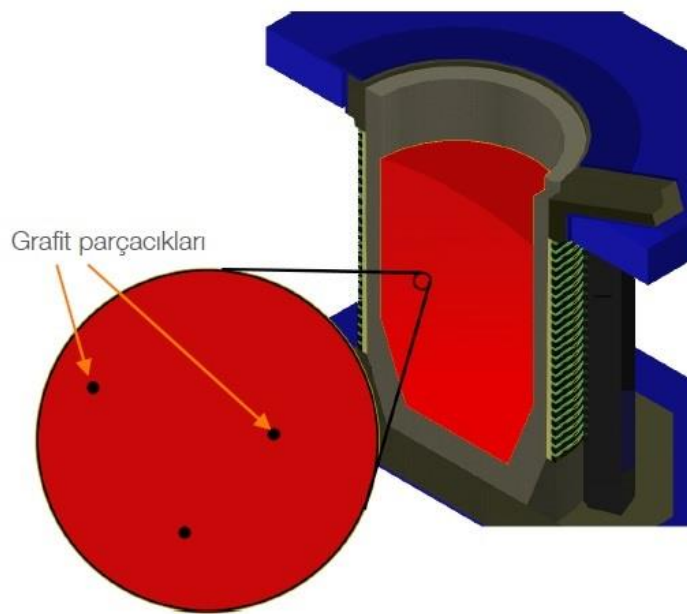
Genellikle, Ferrosilis alaşımları dökümhanelerde aşılama malzemesi olarak kullanılmaktadır. Ferrosilislere, aşılama etkinliğini arttırmak için, oksijen'e karşı afinitesi yüksek Kalsiyum, Alüminyum, Baryum, Zirkon, Stronsiyum ve Nadir Toprak Metalleri gibi elementler ilave edilir. Bunun sebebi, başarılı bir aşılama için, sıvı metal içinde çözülen oksijenin bağlanması gerekliliğidir. Bunun yanısıra, bazı aşılama malzemeleri, grafit çekirdeklenmesi üzerinde olumlu etkiye sahip Bizmut, Titanyum, Manganez, Kükürt ve Oksijen gibi elementler de içerir. Bunların yanısıra, grafit ilave edilmiş FeSi aşılama malzemeleri de vardır. Bu tür aşılama malzemeleri, oksit oluşturmanın yanısıra, metale grafit çekirdekleri ilave edilmesini sağlar. Grafit, aşılama malzemesi olarak kullanılacaksa, bunun yüksek ısılarında (2500°C) üretilen kristalleşmiş grafit olduğundan emin olmak gerekir. Kalsiyum ve Alüminyum gibi aşılama etkinliğini arttıran bazı elementler FeSi içinde doğal olarak bulunur. Bu nedenle, alaşımsız olarak FeSi'lerde aşılama malzemesi olarak kullanılabilir ancak bu tür aşılama malzemelerinin etkinlikleri azdır. Aşılama etkinlikleri yüksek olan kompleks aşılama malzemelerinde hem Kalsiyum ve Alüminyum konsantrasyonu daha fazladır hem de bu tür aşılama malzemelerinin içinde aşılama malzemesinin sıvı metal içinde kolay çözünebilirliğini sağlamak için

özel katkı malzemeleri bulunmaktadır. Aşılama olarak saf ferrosilis kullanımının etkisiz olduğu kanıtlanmıştır (W. Maschke).

### 3.8.6.2. Ön koşullandırıcı

Ön koşullandırıcı aslında tam anlamıyla bir aşılama işlemi sayılmaz. Ön koşullandırıcıları sıvıyı aşılama için değil, sonradan yapılacak aşının çalışması için, yani sıvıyı “canlı” tutabilmek için yapılır. Aşılama benzemesi nedeniyle bazen ocak aşısı olarak da isimlendirilir.

Ocakta yeni erimiş durumda bulunan sıvı dökme demir, her ne kadar tamamen sıvı fazdaymış gibi görünse de, aslında içinde 1 mikrondan daha küçük boyutta grafit parçacıkları barındırır (Şekil 3.25.). Bir sıvı içinde çözünmeden kalan ve sıvı içinde asılı kalmışçasına sıvıyla birlikte hareket eden bu ufak parçacıklara, kimyada koloit, ya da asıntı (İngilizce: colloid) adı verilir.



Şekil 3.25. İndüksiyon ocağında çözünmeyen grafit parçacıkları

Sıvı içinde hâlihazırda çözünmemiş çok ufak grafit parçacıklarının bulunması, ister istemez bu sıvı metal kalıba dökülüp katılaşmaya başladığında, grafitin ayrışmasını ve gri yapı oluşmasını kolaylaştırır. Fakat bu minik grafit parçacıkları sıvı içinde çözünmeden uzun süre kalmaz. Eğer sıvı metal ocakta uzun bir süre beklemişse,

ya da sıvı sıcaklığı bir nedenden yüksek değerlere çıkartılmışsa, o zaman bu parçacıkların tamamen çözüldüğünü gözlemlenir. Bu parçacıkların çözünmesi sonucunda bir anlamda çekirdeklenme potansiyelini iyice kaybeden sıvı metali tekrar “canlandırmak” için, ön koşullandırıcı adını verilen işlem yapılmaktadır.

Ön koşullandırıcı, en basit tarifıyla, grafit ayrışmasını kolaylaştırmak için, ocaktaki sıvı dökme demire eklediğimiz bir takviye malzemesidir. Aşı malzemelerinden farklı olarak ön koşullandırıcılar, ocakta bulunan sıvı metaldeki grafit parçacıklarını stabilize etmek ve böylece grafit ayrışmasını kolaylaştırmak amacıyla kullanılırlar.

Geleneksel olarak ön koşullandırıcı olarak ferrosilis ya da silisyum karbür gibi malzemeler kullanılır. Özellikle silisyum karbür, kuvvetli bir grafit yapıcı element olan silisyuma ek olarak ocağa karbon da verdiği için, sıvı metalin canlı kalmasını sağlar. Tabii kullanılan bu takviye malzemelerinin etkisinin de belli bir süre sonra geçebilir. Bu geleneksel malzemelerin dışında, yüksek oksitlenme potansiyeline sahip Al ve Zr gibi elementler içeren ve yine yüksek silisyum içeriğine sahip olan farklı ön koşullandırıcılar kullanılmaktadır.

Al ve Zr gibi elementler sıvı içine girdiklerinde hızlı bir şekilde oksitlenip kararlı oksit inklüzyonları oluşmasını sağlarlar. Bu oksit inklüzyonları da grafitin ayrışmasını kolaylaştırarak, ocakta bekleyen sıvı metalin uzun bir süre canlı kalmasını sağlar (J.R., 1996).

### **3.8.6.3. Potada aşılama**

Potada aşılama, oldukça yaygın bir şekilde kullanılan bir aşılama yöntemidir. Genellikle küresel grafitli dökme demir üretiminde, Mg tretmanından hemen sonra gerçekleştirilen bu işlemde, potadaki metalin miktarına göre 0,6 mm. ile 6 mm. arasında değişen tane boylarında aşılama malzemesi kullanılır. Bu yöntemde aşılama sıvı içine direkt elle verilebileceği gibi, özlü tel içinde de verilebilir.

Bu noktada hangi aşı malzemelerinin bu işlemler için uygun olduğuna dikkat etmekte fayda vardır. Farklı aşı türlerinin etkilerine örnek vermek adına, mesela baryum içeren aşılarda potada kullanılmasının uygun olduğu söylenebilir. Sıvı içindeki oksijen ve kükürtü bağlayan baryum, bu özelliği sayesinde tretman sonrasında magnezyumun etkisinin daha uzun sürmesini sağlar. Fakat küre sayısı üzerinde önemli bir etkisi olmadığı için, genellikle bir ön aşama aşısı olarak tercih edilmesi ve farklı bir aşıyla desteklenmesi önerilir (J.R., 1996).

#### **3.8.6.4. Geç aşılama**

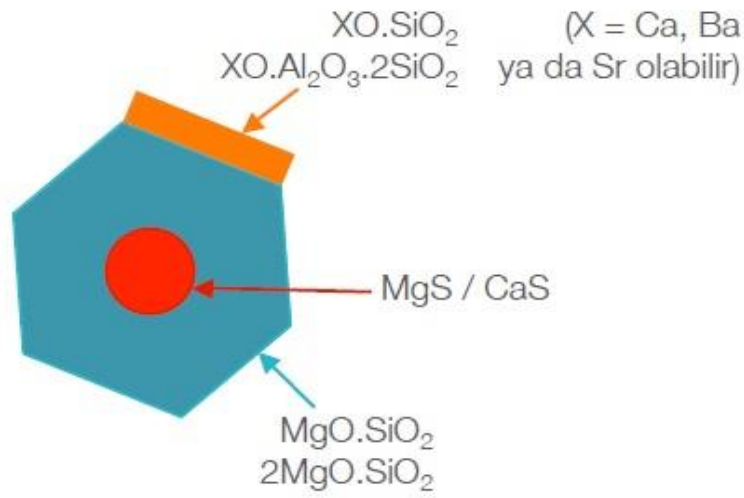
Geç aşılama iki şekilde yapılabilir; Ya döküm sırasında kalıp içine akan metale aşı malzemesi verilir (ağız aşısı), ya da aşığı kalıp içine blok halinde yerleştirilir. Baryum içeren aşılarda geç aşı olarak etkinliği zayıftır. Baryum, özellikle oksijen ve kükürtü tutma becerisi sayesinde, tretman sonrasında magnezyumun etkisinin daha uzun sürmesini sağladığı için tercih edilir. Baryumlu aşılarda özellikle tretmandan hemen sonra, pota aşısı olarak kullanıldığı zaman faydalıdır. Etkinliği çok çabuk geçen fakat aşılama potansiyeli çok daha yüksek olan, örneğin stronsiyum gibi elementlerin akışa az miktarda verilmesi geç aşılama için çok daha etkili sonuçlara yol açar.

Geç aşılamanın özellikle küre sayısının düşük olduğu (100-200 küre/mm<sup>2</sup>) ve küre sayısını arttırmakta zorluk çekiliyorsa bir çözüm yöntemidir. Küre sayısının düşük olması ve mikroyapıda sadece büyük kürelerin görünüyor olması sadece çekinti problemi değil, aynı zamanda karbür oluşumu gibi sorunlara da yol açabilir. Etkili bir geç aşılama uygulamasıyla küre sayısını arttırabilir, sıvıda bulunan karbür yapıcı elementlerin belli konumlarda birikmesini engelleyebilir ve mikro çekinti yanında ters çil adını verilen problemde giderilebilir (J.R., 1996).

#### **3.8.6.5. Aşılamanın mekanizması**

Grafitin eklenen aşı partikülleri üzerinde çekirdeklendiği yönünde yanlış bir algı mevcuttur. Aşı eklendikten sonra sıvı içinde nelerin olup bittiğine dair bazı farklı kuramlar olsa da, teknik literatürde en çok kabul gören kuram, oksit ve sülfid

oluşumuna dayanır (Şekil 3.26.). Bu kurama göre sıvı içine eklenen aşı ilk olarak çözünür. Ardından, sıvı içinde boyu yaklaşık 1 µm civarında CaS ve MgS gibi inklüzyonların oluştuğunu görülür. Daha büyük olanlar cürufa gider, küçük olanlar sıvı içinde kalır. Devamında gelen süreçte bu sülfid inklüzyonlarının üzerinde MgO.SiO<sub>2</sub> gibi silikatların oluştuğunu görülür. Sonrasında bu silikatların üzerinde de Al, Ba, Ca ve Sr gibi elementleri içeren farklı silikatlar çekirdeklenir. Grafit ise son aşamada oluşan bu silikat katmanını üzerinde çekirdeklenir. Zaten bu yüzden küresel grafitli dökme demir üretiminde kullanılan aşılarda Al, Ca ve Ba gibi elementleri içermesi gerekmektedir (J.R., 1996).

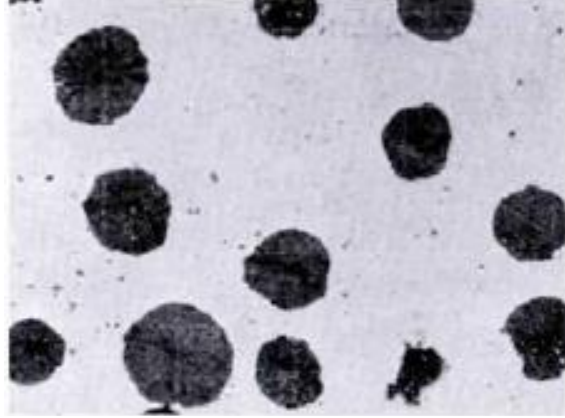


Şekil 3.26. Küresel grafit çekirdeklenmesi için sıvıda oluşması gereken fazlar.

### 3.8.6.6. Etki süresi

Aşılama işleminin etkisi sıcaklığa fakat en önemlisi zamana bağlıdır. Aşılama işlemi zamanla olan bağımlılığı, aşının sönümlenme (etkisini kaybetme) süresi olarak adlandırılır. Sönümlenme zamanı, aşının ilave edilmesiyle başlar ve ötektik katılma sıcaklığına ulaşıldığında sona erer. Bu süreçte, aşılama etkisi gösterecek inklüzyonların sayısı azalır, tekrar oksitlenmeye bağlı olarak çekirdek oluşturacak inklüzyonlar irileşir ve çözünür. Bu da aşılama etkinliğinin katılma süresine bağlı oluşunun bir göstergesidir. Seri üretim şartlarında 5 mm. ile 50 mm. et kalınlığındaki parçaların katılması birkaç saniye ile birkaç dakika arasında gerçekleşirken, el kalıplama ile üretilen, ağır ve 60 mm.'nin üzerinde et kalınlıkları olan parçalarda katılma süresi, döküm sıcaklığına bağlı olarak, saatler sürebilir. Katılma süreleri

arasındaki bu farklar, kesitleri kalın ağır parça dökümünde aşılama malzemelerinin etkinliğinin kaybolmasına neden olur, oluşan çekirdek sayısı azalır ve oluşan kristallerin büyüme süreleri uzar. Bu nedenle kalın kesitli parçalarda ötektik hücreler ve oluşan grafitlerin sayısı az ve boyutları büyük olur (Resim 3.5.).



Resim 3.5. Kalın kesitli Küresel grafitli dökme demirde çok büyük boyutlu küre oluşumu  
(20 nodül/mm<sup>2</sup>, 100 µm'ye kadar nodül çapı)

Kalın kesitli parçalarda aşılama etkilerini kaybetmesinin önüne geçmek için düşük döküm sıcaklıklarında döküm ve geç aşılama yapılması gerekir. Bu sayede, aşılama miktarını arttırmadan, aşılama etkinliği artar. Kalın kesitlerde geç aşılama ile elde edilen aşılama etkinliği , pota aşılamasında elde edilemez.

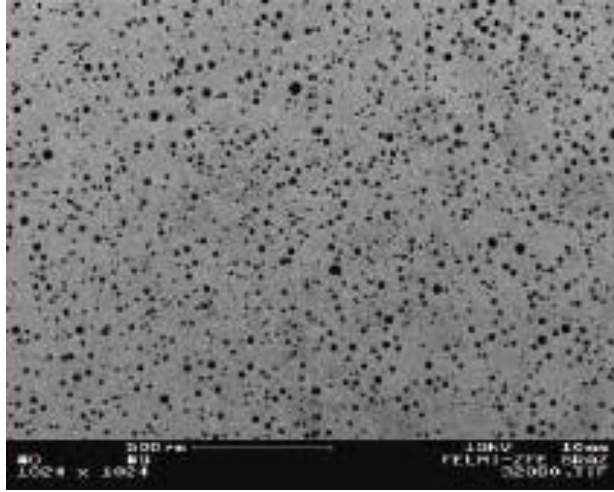
Çökelti veya aşılama süreleri aşılama malzemelerinin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak değiştiği için aşılama malzemelerinin kimyasal kompozisyonları çok önemlidir ve dikkatlice seçilmesi gerekir. Örneğin, en güçlü aşılama malzemeleri en hızlı şekilde etkinliklerini yitirirler. Diğer taraftan, baryum ve seryum içeren aşılama malzemelerinin etkinliği çok uzun sürer. İki kademeli aşılama yapılacağı durumlarda bu durum dikkate alınmalıdır (J.R., 1996).

### 3.8.6.7. Grafit oluşumu üzerindeki etkisi

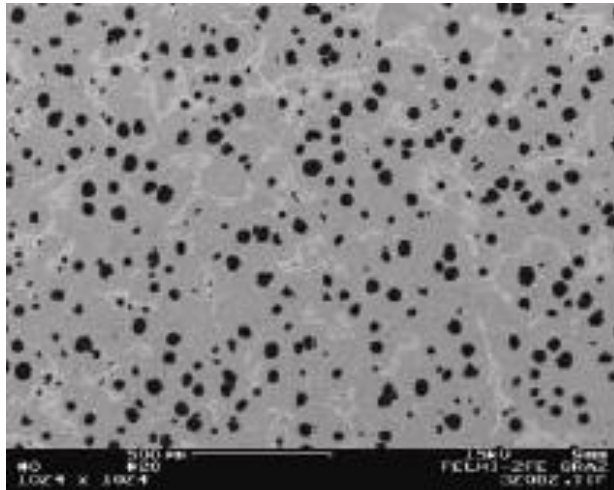
Sıvı dökme demirde çekirdeklenmeyi etkilediği için aşılamanın, grafit sayıları, boyutları, miktarı ve kısmen şekli üzerinde etkisi vardır.

Küresel grafitli dökme demirlerde, yetersiz çekirdeklenme, düşük nodül (küre) sayıları, bozuk grafit oluşumu ve aynı zamanda daha yüksek perlit oluşumuna neden olur. Çekirdek sayısı eğer çok az ise, tercih edilmeyen karbür oluşumu meydana gelir.

Aynı soğuma şartlarında (duvar kalınlığı), bizmut içeren aşı malzemesi ile aşıl原因 küresel grafitli dökme demirde, baryum içeren aşıl原因ıcı ile aşıl原因an dökme demire göre, Resim 3.6. ve Resim 3.7.'de gösterildiği gibi çok daha fazla nodül sayısı elde edilir.



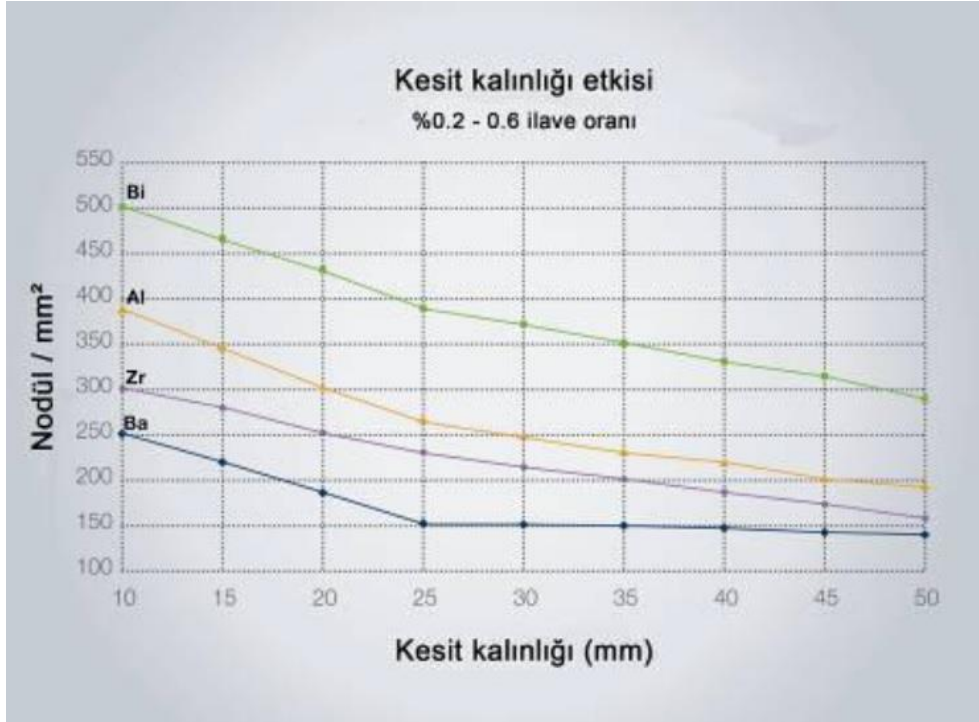
Resim 3.6. %0,15 Bi içeren aşı ile geç aşıl原因ma



Resim 3.7. Ba içeren aşıl原因ıcı ile geç aşıl原因ma

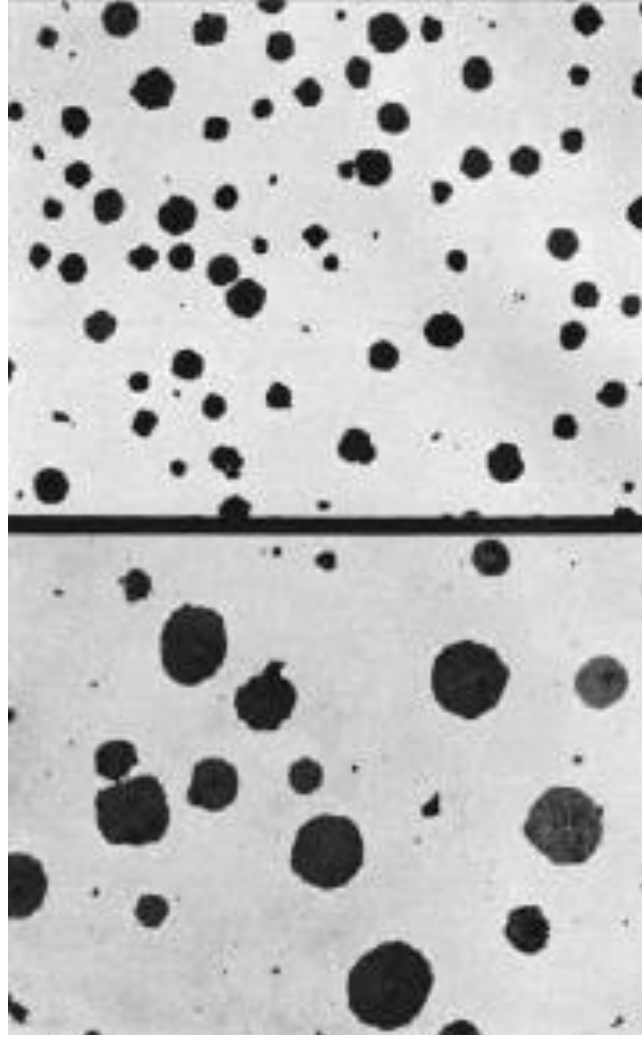


Bunun yanında, aynı duvar kalınlığı ve aynı miktarda aşılavecıyla, elde edilecek nodül sayısı kullanılan aşılavecı tipine (aşılama etkili elementlere) bağı olarak farklılık gösterir (J.R., 1996).



Şekil 3.27. Nodül sayısı üzerinde et kalınlığı ve aşılavecı tiplerinin etkileri

Şekil 3.27.'de et kalınlığı veya soğutma hızının, çeşitli aşılavecı tipleri ile ilişkili olarak nodül sayısı üzerindeki etkisi gösterilmektedir. Katılaşmanın çok hızlı olduğu ince cidarlı parçalarda, bütün aşılavecıların etkin olduğu görülmektedir. Et kalınlığı arttıkça, katılaşma süresinin uzamasına bağı olarak aşılavecıların etkinliklerinin azaldığı, nodül sayısındaki azalmadan, görülmektedir. Başka bir ifade ile, kalın kesitlerde, optimum aşılavecı ile bile, ince kesitli parçalarda elde edilen nodül sayısına ulaşmak mümkün değildir. Çok kalın kesitlerde, mm<sup>2</sup> başına bazen sadece 40 ila 60 nodül sayısı elde edildiği görülürken, çok ince kesitli parçalarda nodül sayısının > 500/mm<sup>2</sup> olması oldukça normaldir. Kesit artışına (soğuma hızına) bağı olarak nodül sayısında görülen azalma paralelinde oluşan grafitlerin irileşmesine neden olur (Resim 3.8.) (J.R., 1996).



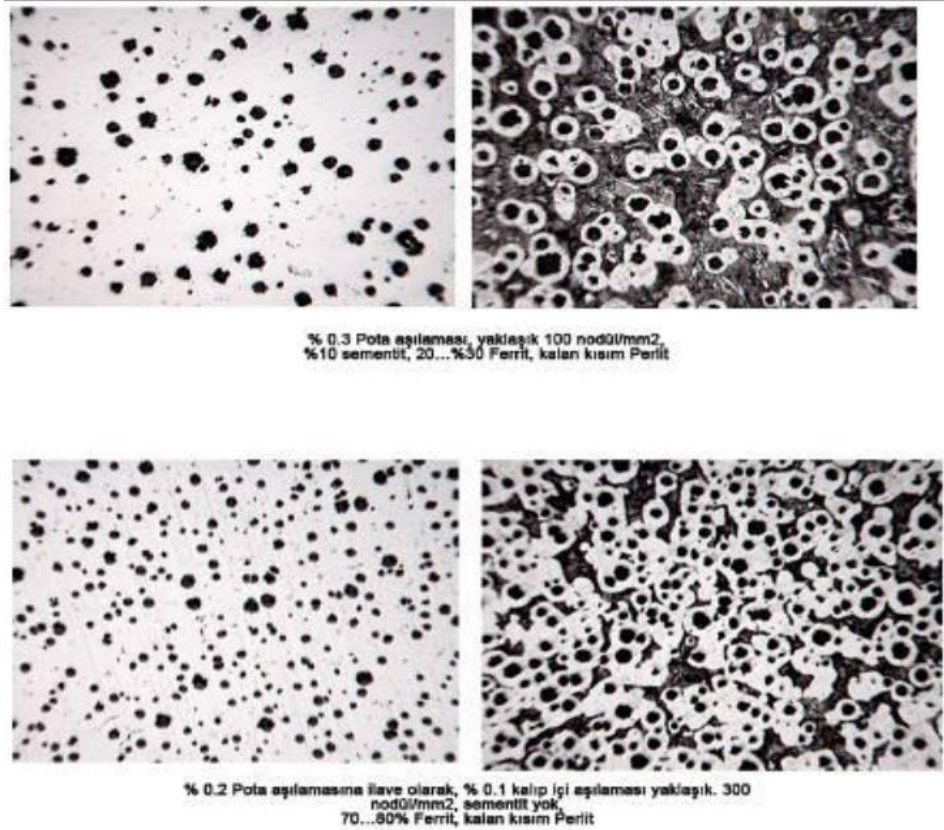
Resim 3.8. Farklı et kalınlıklarında nodül sayılarının ve nodül büyüklüklerinin karşılaştırılması.

### 3.8.6.8. Matriks üzerindeki etkisi

Küresel grafitli dökme demirler, magnezyum tretmanının bir sonucu olarak, alt soğuma eğiliminin yüksek olması nedeniyle, aşılamadıkları takdirde, beyaz veya kır demir olarak katılırlar. Gri katılma ancak aşılama ile elde edilebilir. Aşılama ile, küre sayısı artar, küreleşme iyileşir, ferrit oluşumu artar ve hepsinden önemlisi çil veya karpür oluşumu eğilimi azalır.

Resim 3.9. magnezyum tretmanından sonra % 0,3 pota aşılması ve % 0,2 pota aşılmasına ilave olarak % 0,1 kalıp içi aşılama yapılmış metallerin mikro yapılarını göstermektedir. Mukayese edildiğinde, % 0,1 kalıp içi aşılama yapılmış metalin mikro yapısındaki nodül sayısı, nodüllerin küreselliği ve ferrit miktarı fazladır.

Orta ve kalın kesitli parçalarda, geç aşılama ile mikro yapı önemli ölçüde iyileştirilebilir. Küresel grafitli dökme demirden imal edilmiş kalın kesitli parçalarda ise, geç aşılama (ingot kalıplarının dökümü hariç), nodül sayısını arttırmak, segregasyonu önlemek, grafit bozulmalarının önüne geçmek ve ters çil oluşumuna mani olabilmek için tek seçenektir (J.R., 1996).



Resim 3.9. GJS-500-7; Pota aşılması (yukarıda), % 0,2 Pota ve ilaveten % 0,1 kalıp içi aşılama (aşağıda) 10 mm et kalınlığı, 100:1 oranında büyütme.

### 3.8.6.9. Tersine beyaz katılma

Döküm parçalarının özünde, yani en son katılma kısımlarında karbür oluşumu olarak gözlenen bu şaşırtıcı olgu, faz sınırı teorisi ile kolayca açıklanabilir.

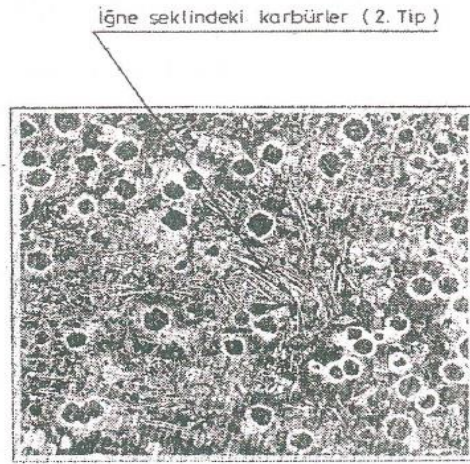
Faz sınırı teorisine göre grafit kristalizasyonu ancak bir faz sınırının mevcut olması ile vuku bulmaktadır. Bu faz sınırı, ince gaz boşlukları, çatlaklar ve inklüzyonlardır. Bu faz sınırı mevcut değilse kristalleşme karbür olarak meydana gelmektedir. Böylece pratik olarak gözlenen birçok olgunun açıklanması da mümkün olmaktadır.

Tersine beyaz katılaşmada, küreselleştirme ve aşılama sonrası demir eriyik oksijen miktarı az ise katılaşma dıştan içe doğru stabil sisteme göre olmakta, parça özünde artık oksijen miktarı azaldığından, bu bölgelerde karbürler meydana gelecektir. Tersine beyaz katılaşma olgusunu azaltıcı tedbirler olarak şu üç etken yazılabilir.

- a) Eriyiğin oksijen miktarının artırılması, bunun için  $\text{SiO}_2\text{-C}$  denge durumu sıcaklığı üzerinde uzun süre eriyiğin tutulması ve yine uzun ısıtma işlemlerinden kaçınılması gerekir.
- b) Optimal küreselleştirme işleminin yapılması.
- c) Yeterli bir düzeyde aşılama yapılması.

Parça soğuma nedeniyle metalürjik faktörlerin kontrol altına alınmaması genelde karbür oluşumunu sağlayan ana etkidir.

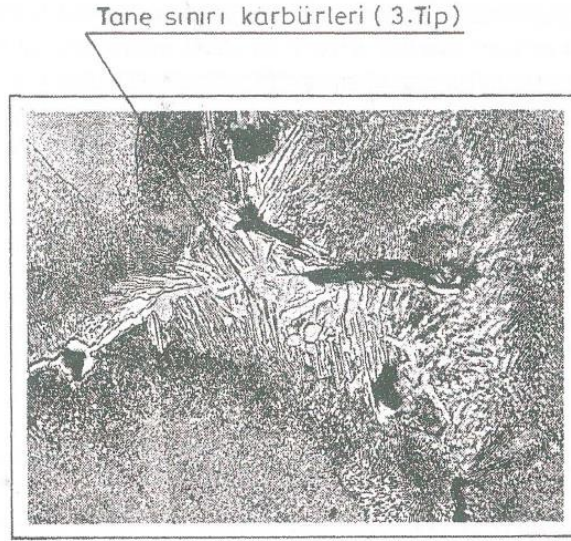
Birbirleriyle kümeleşmiş adacıklar şeklindeki karbürler ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ), 1.tip karbürler olarak adlandırılırlar. 2.tip karbürler mikroskop altında uzun ince iğneler şeklinde görülür. Meydana geliş nedenleri yüksek miktarlarda küreselleştirici elementlerin eriyikte var olmasıdır. Örneğin magnezyum (Resim 3.10).



Resim 3.10. Tipik bir tersine beyaz katılaşma ve 2.tip karbürler (x250, dağlama nital).

Bu şekle benzer bir görünüme tersine beyaz katılaşmış bölgelerdeki karbürler sahiptirler. Ağır, yani kalınlığı fazla olan küresel grafitli dökme demir parçalarında, manganez, krom, vanadyum ve molibden gibi elementlerin miktarları yüksek

olduğunda, özellikle tane sınırlarında 3.tip karbürler gözlenir (Resim 3.11.) (J.R., 1996).



Resim 3.11. Yüksek Mn miktarı ve birikimi nedeni ile oluşan tane sınırı karbürleri. (x500, dağlama nital).

### 3.8.6.10. Aşılama ve aşılama sonuçlarının kontrol edilmesi ve takibi

Aşılama sırasında ortaya çıkabilecek hataların önüne geçmek için dökümden sonra parça üzerinde veya ayrı dökülmüş numune üzerinde yapılacak kontroller yeterli değildir. Bu tür hatalara mani olmak için aşılama, üretimin her safhasında ve üretim şartlarına uygun olacak şekilde, kalite emniyet sisteminin bir parçası olarak planlamak gerekir. Aşılama ile ilgili verilerin kayıt altına alınması ve istatistik proses kontrol yöntemleri ile kontrol edilmesi gerekir. Aşılama ile ilgili verilerin, aşılama seçimi, gelen aşılama ön kontrolü, stoklama şartları, döküm sıcaklıkları, aşılama ilave oranlarının tartılarak doğrulanması, otomatik aşılama makinalarının rutin bakımı ve kalibrasyonu, aşılama ile döküm bitimi arasında geçen süre, titreşimli aşılama ünitelerinde frekans ölçümü ve kontrolü, aşılama malzemesinin doğru bir şekilde sıvı metal içine verilip verilmediği gibi bir çok parametrenin dikkate alınması gerekir.

Aşılama sonuçlarının takibi için uygulamacıların kullanabileceği değişik yöntemler vardır. Bunlardan geleneksel olanı, kama testi (çil derinliğinin ölçülmesi) ve mikroskop altında mikroyapı incelemesidir (grafit şekli, tipi, matriks yapısı, ötektik hücre sayısı, nodül sayısı). Diğer bir uygulama ise günümüzde yaygın olarak kullanılmaya başlayan termal analiz sistemleridir. Metalin soğuma eğrisi incelenerek,

aşılamanın etkinliğinin yanı sıra ölçülen metalin metalürjik özellikleri ile ilgili bir çok faydalı bilgiler elde edilebilmekte ve döküm öncesi sıvı metalin katılma eğilimi, çekinti eğilimi, oluşacak grafitin şekli ve miktarı gibi bir çok konuda ön bilgi elde edilebilmektedir (J.R., 1996).

### 3.8.7. Döküm parçanın soğuması

Küresel grafitli dökme demir parçasının soğuması aşağıdaki faktörlere bağlıdır;

1. Dökülen sıvının termik özellikleri
2. Kalıp malzemesi termik özellikleri ve
3. Parça şekil ve büyüklüğüdür.

Küresel grafitli dökme demirin özgül ve ergime ısısı bilinen belli değerlerdedir. Değişen ve özellikle döküm şartlarına bağlı olan 2 faktör ise, döküm sıcaklığı ve metalürjik kalite olarak tanımlanan stabil veya metastabil sistemlere göre katılma eğilimidir.

Bentonit bağlayıcılı kalıp kumları kuvars olduklarından kalıp malzemesi ısı iletkenlik katsayısı da, sıkıştırma ve rutubet miktarına bağlı çok az değiştiğini vurgulamak gerekir. Böylece soğuma hızını veren en önemli büyüklük ilk defa Chorvinov'un tanımladığı parça modülü, yani parça hacminin soğuyan yüzeye oranı olmaktadır.

Chorvinov'a göre bir parçanın soğuması esnasındaki ısı iletimi, modülü ile ters orantılı olarak artar. Böylece küresel grafitli dökme demir için yapılan çalışmalarla tespit edildiği gibi, katılma süresi sonuna kadar geçen süre ile modül arasındaki ilişki aşağıda verilmiştir.

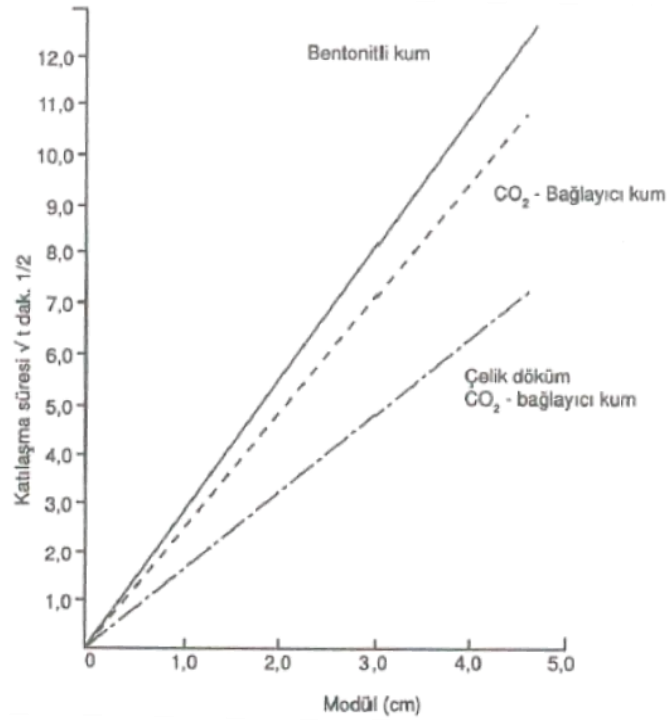
$$t = k \times M^2 \times ( ( T_y - 1150 ) + 250 )$$

k = kalıplama malzemesi ve alaşım özelliklerine bağlı olarak değişen sabit bir değer.

$T_y$  = döküm sonu eriyik sıcaklığı

t = süre

Deneysel çalışmalara k değeri, bentonit bağlayıcılı kum için 0,086 olarak tespit edilmiştir (Şekil 3.28).



Şekil 3.28. Dökümün sonundan katılaşmanın bitişine kadar geçen süre ile modül arasındaki ilişki.

Bu değerle küresel grafitli dökme demirin bentonit bağlayıcılı kuma dökümünde katılaşma süresi şu şekilde verilir;

$$t^{1/2} = 0,086 \times M \times ( ( T_g - 1150 )^{1/2} - 250^{1/2} )$$

Toplam katılaşma süresi, döküm sonunda katılaşma başlangıcına kadar geçen süre ile katılaşma süresi sonuna kadar geçen süre olmak üzere 2 kısımda tekrar eşitlikler ile ifade edilebilir.

$$t_1 = M ( ( 1,05 + 0,0028 ( T_g - 1300 ) )$$

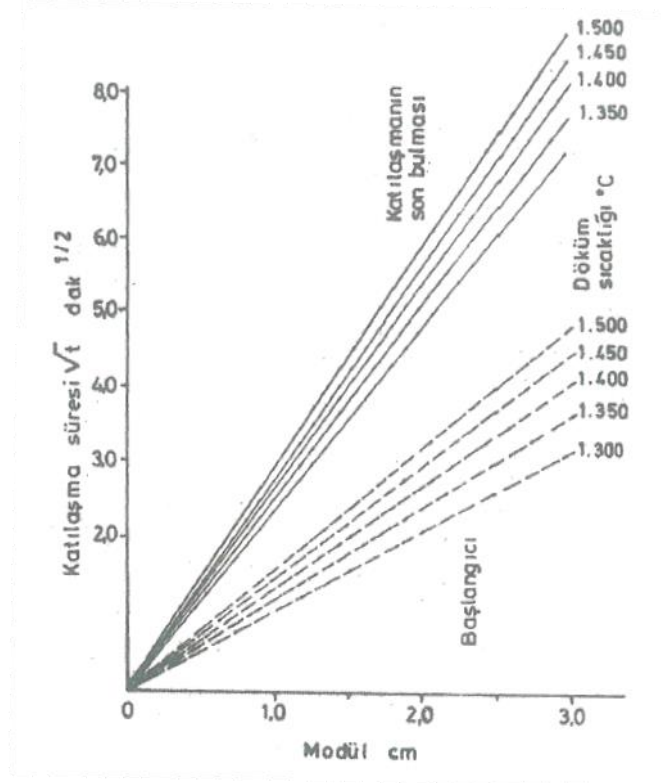
$$t_2 = M ( ( 2,4 + 0,0028 ( T_g - 1300 ) )$$

$t_1$  = Döküm sonundan katılaşma başlangıcına kadar geçen süre (dak.)

$t_2$  = Döküm sonundan katılaşma sonuna kadar geçen süre (dak.)

$T_g$  = döküm sıcaklığı ( $^{\circ}\text{C}$ )

Şekil 3.29.'da katılaşma başlangıcı ve sonu sürelerinin döküm sıcaklığına ve modüle bağlı olarak değişimini göstermektedir. (I.C.H., 1968)

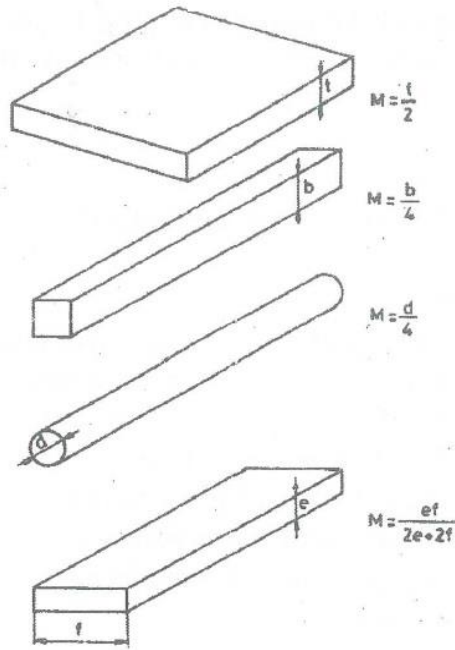


Şekil 3.29. Bentonit bağlayıcılı kuma dökümde, döküm sonundan katılma başlangıcı ve sonunda kadar geçen sürenin parça modülü ve döküm sıcaklığına bağlı olarak değişimi.

### 3.8.7.1. Modül'ün saptanması

Şekil 3.30'da basit geometrik şekiller ve bunların modül değerleri verilmiştir. Sonsuz uzunlukta olan parçalar için geçerli olan basitleştirilmiş eşitlikler, parçaların modüllerinin hesaplanmasında da geçerli olmaktadır. İyi bir yaklaşım, parçanın en küçük boyutunun, büyük boyutun 1/4 - 1/5 olması halinde sağlanmaktadır. Bilindiği gibi döküm parçaları farklı şekillerdedir. Bu durumda parçalar tek tek kısımlara ayrılarak benzer parça yöntemi ile modüllerinin saptanmasına gidilir ve soğumaya katılmayan yüzeyler soğuma yüzeyi büyüklüğünden çıkartılır. Farklı basit şekillere ayrılarak modül ve hacim oranları saptanarak bir diyagramda gösterilir (I.C.H., 1968).





Şekil 3.30. Basit geometrik şekillerin modüllerinin hesaplanması.

### 3.8.8. Hacimsel genleşme

Küresel grafitli dökme demirde katılaşma esnasında meydana gelen genleşme olgusunun nedeni grafitin kristalleşmesi ve demir ile grafit özgül ağırlıklarının farklılığında aranmaktadır. Eriyik demirin döküm sıcaklığında özgül ağırlığı 7 gr./cm<sup>3</sup>, grafitin ise 2,2 gr./cm<sup>3</sup>'tür.

Karbon miktarı %3,45 ve silisyum miktarı %2,5 olan küresel grafitli dökme demir eriyiğinden 100 cm<sup>3</sup> alındığında, katılaşma sıcaklığında;

$$100 ( 3,45 - 1,1 ) / 98,9 = 2,38 \text{ ağırlık } \% \text{ si kadar grafit kristalleşecektir.}$$

Karbonun ana dokuda azami çözünürlüğü %1,1'dir. Katılaşan demir miktarı da;

$$100 - 2,38 = 97,62 \text{ ağırlık } \% \text{ dir.}$$

100 cm<sup>3</sup> eriyiğin ağırlığı 700 gr ve kristalleşen grafit ağırlığı da;

$$700 \times 0,0238 = 16,66 \text{ gr. hacmi ise,}$$

$$16,66 / 2,2 = 7,57 \text{ cm}^3 \text{ bulunur.}$$

Demir'in hacmi ise toplam çekme %4 alındığında;

$$700 - 16,66 = 683,4 \text{ gr. ve}$$

$$( 683,4 / 7 ) \times 0,96 = 94,69 \text{ cm}^3 \text{ ve toplam hacim böylece,}$$

$$94,69 + 7,57 = 102,26 \text{ cm}^3 \text{ ve hacimsel genleşme de } \%2,26 \text{ dır.}$$

Araştırmalarla tespit edilen genleşme değeri %3-6 arasındadır ve bu değer genleşme olgusunun sadece özgül ağırlık farkı ile ifade edilemeyeceğini göstermektedir (Lakeland K.D., 1968).

Hacimsel genleşmeyi aşağıdaki beş faktör etkilemektedir, bunlar;

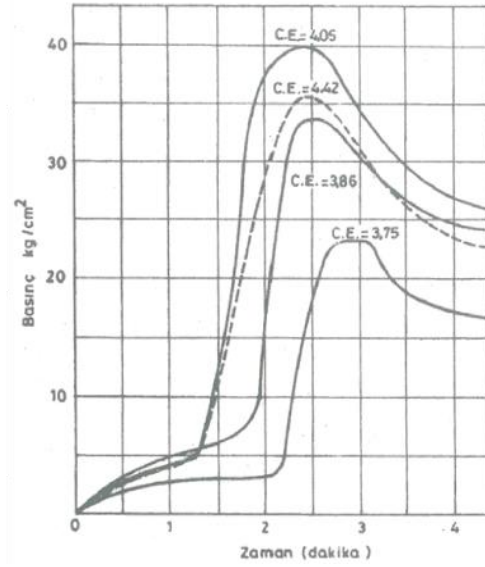
1. Metalürjik kalite
2. Karbon eşdeğerinin (CEV) etkisi
3. Parça modülünün etkisi
4. Kimyasal analizin etkisi
5. Kalıp malzemesinin genleşmesi'dir.

#### **3.8.8.1. Metalürjik kalite**

Metalürjik kalitenin artması ile eriyik çekmesinin daha az olduğu görölmektedir. Eriyik çekintisinin az oluşunun nedeni eriyik durumda oluşan grafit çekirdekleri ile dengelenmesidir. Bu olgu 1350<sup>0</sup>C'nin üzerinde başlamaktadır. Metalürjik kalite ile birlikte ikincil çekinti (lunker) olumu da azalmaktadır. Genleşme-zaman diyagramında görölen bu farklılıklar metalürjik kalitenin artması ile gerekli besleyici ebadının daha küçük alınabileceğini göstermektedir.

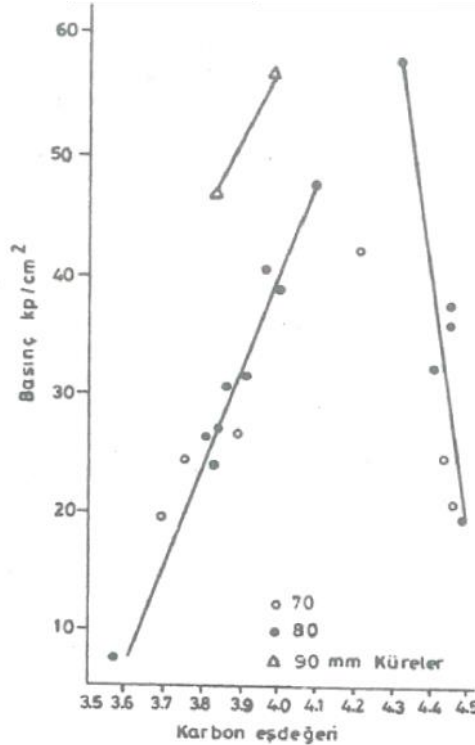
#### **3.8.8.2. Karbon eşdeğerinin (CEV) etkisi**

Ötektik altı analize sahip bir küresel grafitli dökme demirde genleşme karbon eşdeğerinin yükseltilmesi ile artmaktadır. Bu artış ötektik analizde, karbon eşdeğeri 4,26 azami değerine erişmekte ve bundan sonra tekrar azalmaktadır (şekil 3.31).



Şekil 3.31. Katılma süresi boyunca meydana gelen basıncın, karbon eşdeğerine bağlı olarak değişimi.

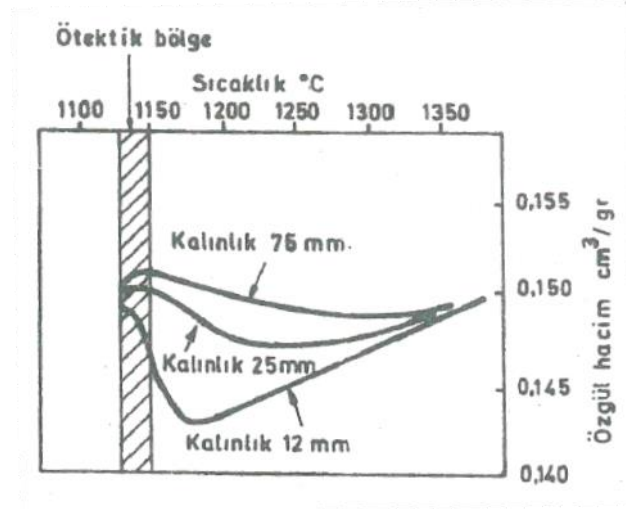
Karbon eşdeğeri ve parça modülüne bağlı olarak genişleme basıncı Şekil 3.32’de verilmiştir. Her iki büyüklükte genişleme basıncı ötektik analizde en üst değerine erişmektedir. Modül arttıkça, aynı karbon eşdeğerinde genişleme daha fazla olmaktadır (S., 1988).



Şekil 3.32. Karbon eşdeğerine bağlı olarak genişleme basıncı (farklı çaplardaki küreler için).

### 3.8.8.3. Parça modülünün etkisi

Parça modülü ile eriyik durumda çekinti azalmakta, karı durumda da daha az bir genişleme olmaktadır (Şekil 3.33) (S., 1988).



Şekil 3.33. Küresel grafitli dökme demirde sıvı-katı dönüşümünde hacim değişikliği.

### 3.8.8.4. Kimyasal analizin etkisi

Karbon ve silisyum gibi grafit küre sayısını arttıran elementler yüksek metalürjik etkilerin sağlanmasında olumlu etkiye sahiptir. Nikel ve bakır etkisiz kalır. Manganez, krom ve magnezyum ise olumlu etkiler. Genel kural, bilindiği gibi iyi bir metalürjik kaliteyi sağlayacak asgari kalıcı magnezyum miktarı ile üretim yapılmasıdır.

Manganez, krom, vanadyum ve molibden gibi en son katılan eriyikte zenginleşen elementlerin var olması halinde modül arttıkça ikincil çekintide fazlalaşacaktır. Bu durum karşısında manganez miktarının, modül değeri 2 cm.'nin üzerinde olan parçalarda azami %0,2 olması lazımdır (S., 1988).

### 3.8.8.5. Kalıp malzemesinin genişmesi

Bilindiği gibi bentonit bağlayıcılı kalıp kumları 570°C'de alfa kuvarsın beta kuvarsa dönüşümü ile genişirler. Bu genişleme değeri %4,2 olmasına rağmen, pratik değerler

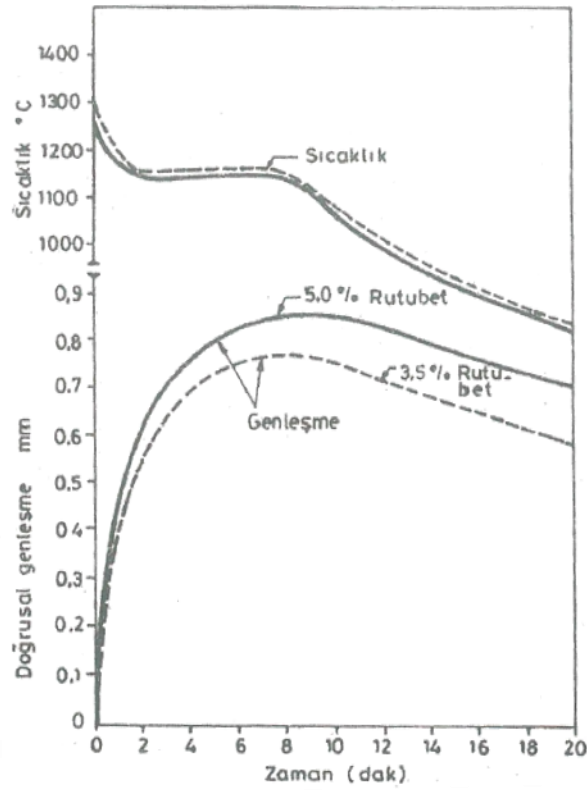
daha düşüktür. Besleyici tasarımı yönünden önemli bir büyüklük olan kalıp kumunun döküm şartlarında genleşme özelliği birçok çalışmaya konu olmuştur.

Bentonit bağlayıcılı kum kalıplar basma basıncına bağlı olarak 3 grupta incelenilebilir;

1. Düşük basınçlı kalıplama azami  $0,14 \text{ N/mm}^2$
2. Orta basınçlı kalıplama  $0,24 - 0,276 \text{ N/mm}^2$
3. Yüksek basınçlı kalıplama asgari  $0,586 \text{ N/mm}^2$

Kalıbın genleşme özelliklerine rutubet, kömür tozu ve diğer katkıların etkileri aşağıda verilmiştir.

- a) Rutubet miktarının artması ile kalıp genleşmesi yükselir (Şekil 3.34.).
- b) Özellikle düşük rutubet miktarlarında kuma kömür tozu ilavesi daha etkili olmaktadır.
- c) Odun unu kömür tozu yerine kullanılabilir.
- d) Zirkon kumu, daha az rutubet ve bentonit gerektirdiğinden kalıp genleşmesi daha azdır.
- e) Kil miktarının artması ile genleşme değeri kuvvetli bir yükselme göstermektedir (S., 1988).



Şekil 3.34. Parça soğuma hızının ve genişleme değerinin kum rutubeti ve zamana bağlı olarak değişimi.

### 3.8.9. Kalite kontrol

Küresel grafitli dökme demir üretiminde gözlenen hatalar ve kontrol parametreleri Tablo 3.4.'te verilmiştir.

Tablo 3.4. Küresel grafitli dökme demir üretiminde gözlenen hatalar ve kontrol parametreleri.

Grafit Şekil Bozukluğu	Ana Doku	Yüze Hataları (curuf v.s.)	Çekinti (İç Hataları)
Mg-miktarı	Şarj Malzemesi	Mg-Miktarı	Analiz
Toprak alkali miktarı	Analiz	Mg-alaşımı cinsi	Kalıp malzemesi
Şarj malzemeleri	Parça kalınlığı	Aşılama	Kalıplama şekli
Aşılama	Aşılama	Yolluk tasarımı	Döküm sıcaklığı
Parça kalınlığı	Isıl işlem	Kaplama malzemesi	Yolluk-Besleyici tasarımı
Eriyik dağıtımzamanı	Döküm sıcaklığı	Döküm sıcaklığı	Aşılama
Analiz	Yolluk-Besleyici tasarım	Analiz	Döküm parça tasarım
Kalıplama, maça malzemesi		Döküm parça tasarımı	

Küresel grafitli dökme demir üretiminde başlıca kontrol adımları aşağıdaki gibidir;

1. Kimyasal analiz kontrolü,
2. Küresellik kontrolü,

3. Soğuma eğrisinden kalite belirlenmesi,
4. Küresel grafit şeklinin belirleyen diğer test yöntemleri,
5. Aşılama döküm arası geçen süre,
6. Döküm parçasının dereceden çıkartılma sıcaklık kontrolü,
7. Döküm parça veya numune kontrolü,
8. Gözle muayene (kalite kontrol),
9. Sertlik ölçümü,
10. Mekanik ve teknolojik kontrol,
11. Grafit küre sayısının tespiti.

### 3.8.9.1. Kimyasal analiz kontrolü

Kimyasal analiz değerlerinin doğruluğu numune alışı ve numune hazırlanması şekline bağlıdır. Özellikle bu hususlara karbon, kükürt ve magnezyum analizleri ilave edilmelidir.

Karbon miktarı, tam doğru olmasa bile, termal analiz yöntemi ile tespit edilebilir. Analitik yolla tespit için alınan numunenin beyaz katılaşmış olması gerekir, bunun içinde numuneler bakır kalıplara dökülürler. 2,5 mm. kalınlığında ve 40 mm. çapında pul şeklindeki numune ile gri katılaşmış numuneden matkapla elde edilen talaşların karbon analizleri Tablo 3.5.'te karşılaştırılmıştır.

Tablo 3.5. Analiz değerlerinin karşılaştırılması.

Dency No	Pul Numune (%C)	Matkapla alınan numune (%C)	Fark (%C)
1	3.98	3.88	0.1
2	3.86	3.59	0.27
3	3.65	2.88	0.77

### 3.8.9.2. Küresellik kontrolü

Küreselleştirme işlemi için gerekli olan magnezyum miktarı %0,1 civarında olup, bu değer üzerindeki kısım eriyikte MgS halinde bulunan magnezyumu içerir.

Tretman potasına verilen komponentlerin ağırlık kontrolleri büyük bir öneme sahiptir. FeSiMg alaşımları ağırlıkları kontrol altında tutulmalıdır.






Bir pota ile birkaç adet derece sırayla dökülecekse bu durumda en son dökülen parça numune olarak alınmalı ve incelenmelidir. Böylece aşılamanın etkinliğinin azalması ve döküm sıcaklığının düşmesi gibi iki önemli faktörün etkisi göz önüne alınmış olur. Numune döküldükten sonra 5 dakika beklenir, suda soğutulur, bir tarafı kırılır ve taşlanır. Doğal olarak döküm parçası soğuma hızı çok daha yavaştır.

Numunede grafit küre sayısı, döküm parçası ile karşılaştırmada farklı olabilmesine rağmen, iyi bir grafitleşmenin tespit edilmesi durumunda, bu döküm parçası grafit şekli için de bir ölçüdür. Et kalınlığı 50 mm.'nin üzerinde olan döküm parçalarında chunk tipi grafit mevcut olabilir, ancak numune parçada bu tip grafit hiçbir zaman var olmaz. Numunenin mikroskopik incelenmesi ana doku yönünden döküm parçası özellikleri hakkında bir fikir veremez.

Ana dokuda ki ferrit miktarının tespiti mikroskopik çalışma ile yapılır ve zaman alıcı bir yöntemdir. Dokudaki ferrit miktarının mikroskopik olarak saptanılmasında küresel grafit sayısı (na) ve grafitleri çevreleyen ferrit bölgeleri kalınlığı d büyüklükleri ile aşağıda verilen eşitlik geçerlidir.

$$\text{Ferrit \% hacim} = 183 \times d \times na - 49 (d \times na)^2 - 3 \times 6$$

Grafitin küresel şekilden farklılığı, yani uzaklaşma derecesi şekil faktörü ile tanımlanır (Şekil 3.35).

Grafitin kesiti					
$\frac{\text{Grafit yüzeyi}}{\text{Daire yüzeyi}} \times 100$	90,8	79,5	57,5	34,6	12,7
Grafit şekil Faktörü	0,91	0,80	0,58	0,35	0,13

Şekil 3.35.Grafit şekil faktörü.



Bu faktör grafitin ortalama yüzeyinin, büyüklüğünü çap kabul eden daire alanına oranıdır. Mekanik, teknolojik incelemeler grafit şekil faktörünü 0,75 – 1 arasında kaldığında mekanik özelliklere etkileşiminin çok az olduğunu ortaya koymuştur. Şekil faktörü 0,75'in altında olduğunda, bu özellikler olumsuz etkilenmektedir. Patlamış bir görünüme sahip olan grafit ince et kalınlığındaki parçalarda, numunelerde, ender görülen ve mekanik özellikleri olumsuz etkilemeyen grafit şeklidir. Döküm parçasında flotasyon, grafit zenginleşmesi hali mevcut olmadığı sürece mekanik özellikler etkilenmez.

Grafit küre şeklinin küreselleşme özelliğini veren diğer bir tanım küreselleşme (nodülarite)'dir. Bu tanım mevcut grafit sayısının % kaçının kabul edilebilir sınır içinde olduğunu verir. Kabul edilebilir grafit şekli Şekil 46.'da verilmiştir.

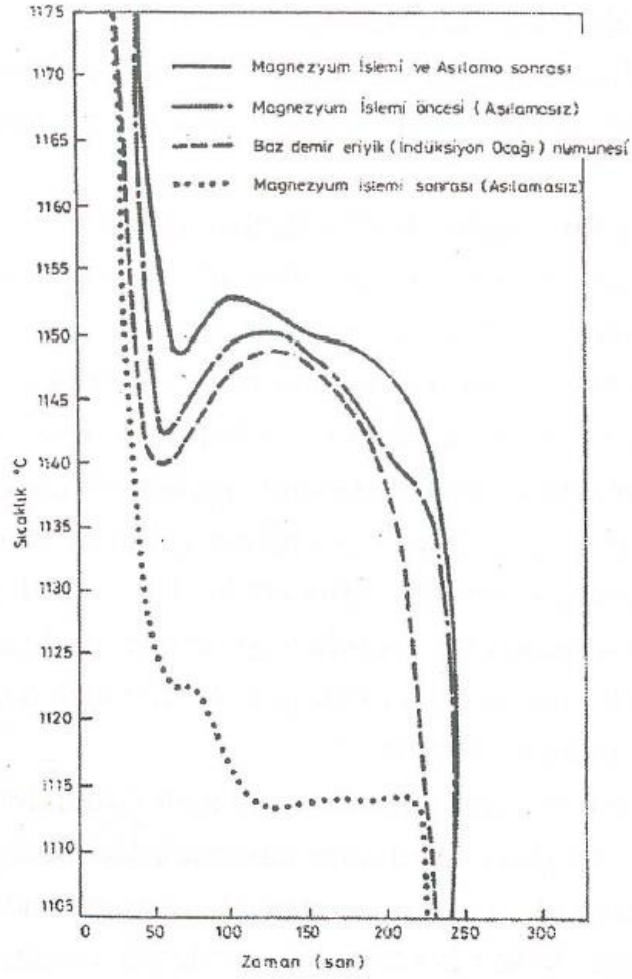
Genel olarak küresel grafitli dökme demirlerin kontrolünde küreselleştirmenin asgari %90 – 95 olması istenir. Bu koşul grafitlerin kalan kısmının yarı fleyk yani lamel, yapraksı şekline benzer bir biçimde bulunmaları halinde geçerlidir. Buna karşın sadece %5 oranında lamel grafitlerin tane sınırlarında mevcut olmaları halinde mekanik özelliklerin olumsuz etkilendiğini unutmamak lazımdır. Küreselleşmenin bu durumda %90 olması halinde bile parçanın kabul edilmemesi gerekir. Metalürjik kaliteyi en hassas ve doğru bir şekilde veren büyüklük grafit tane sayısıdır. Grafit tane sayısının asgari sınırı 100 na/mm<sup>2</sup> olarak kabul edilebilir. Tane sayısının tespitinde, hazırlanmış, dağlanmamış numunelerin 100 defa büyütülerek mikroskopik fotoğrafları çekilir ve grafit tane sayısı sıralama resimleri ile karşılaştırma yapılır. Bu işlemin belli zaman aralıkları ile tekrarlanması lazımdır. Özellikle grafit tane sayısının tekrar tespit edilmesi, yöntemsel bir değişikliğin söz konusu olduğu durumlarda, parça metalürjik özellikleri hakkında seri ve kolay bir biçimde bilgiler verecektir (S., 1988).

### 3.8.9.3. Soğuma eğrisinden kalite belirlenmesi

Termal analiz, karbon eşdeğeri yanında karbon ve silisyum miktarlarını vermektedir. Son yıllarda yapılan araştırmalar soğuma eğrisinin ciddi bir şekilde izlenmesi ile mikroyapı özellikleri hakkında bilgi sahibi olunacağını ortaya koymuştur. Katılaşma esnasında meydana gelen her olay, örneğin çekirdekleşme, bir veya birkaç fazın çözülmesi veya dönüşümü, büyümesi sistemde enerji farklılıkları doğurur yani enerji açığa çıkar veya tüketilir. Bütün bu olaylar az veya çok soğuma eğrisinde etkinliklerini göstermektedir. Eğer ideal yani teorik soğuma eğrisinden farklılıklar hassas bir şekilde tespit edilir ve değersel tanımlamaları yazılım şeklinde ifade edilirse, oda sıcaklığında var olacak doku hakkında bile ön bilgilere sahip olma imkanı yaratılır.

Termal analiz yönteminin uygulanması ile beyaz katılaşan numuneden elde edilen bulgular, karbon eşdeğeri, silisyum ve karbon miktarlarıdır. Bu değerler spektrometre ile elde edilen değerlerle çok az bir farklılık göstermektedirler.

Gri katılaşan numunenin termal analizi ergime ve ötektik sıcaklıkları verdiği için, çekirdekleşme durumu hakkında bilgi edinme imkanı doğmuş olmaktadır. Küresel grafitli dökme demir üretimi kademelerine paralel olarak alınan numunelerin soğuma eğrileri toplu olarak Şekil 3.36'da gösterilmiştir.



Şekil 3.36. Ergitme ve işlem kademelerinden alınan numunelerin soğuma eğrileri.

#### 3.8.9.4. Küresel grafit şeklini belirleyen diğer test yöntemleri

Bazı tipik basit yöntemler küresel grafitli dökme demirler hakkında ön bilgi verebilmektedir. Bunlar, küresel grafitli dökme demir parçalarının kırma yüzeylerinin rutubetli hava ortamında tipik karpit kokusu vermeleri, kırma yüzeyinin lamel grafitli dökme demire nazaran daha açık renkte olması, bir çekiçe vurmada işitilen tiz sese sahip olmasıdır. Çok düşük karbür miktarlarının veya %5 miktarında tane sınırlarında oluşan lamel tip grafitlerin mevcut olup olmadığı bu basit yöntemlerle tespit edilemez.

### 3.8.9.5. Aşılama ile döküm arasında geçen süre

Döküm süresi mümkün olduğu kadar kısa olmalıdır. Bazı dökümhanelerde, ikaz mahiyetinde sinyal ve ışıklı kontrol yöntemleri uygulanarak, örneğin belli bir süre sonunda (5 – 10 dakika) sesle veya ışıkla döküm süresinin aşıldığı, blok dökümün yapılması gerektiği bildirilmektedir. Düşünüleceği gibi, parçaların hatalı dökümleri, blok olarak dökümlerinden daha pahalı bir işlemdir.

### 3.8.9.6. Döküm parçasının dereceden çıkartılma sıcaklık kontrolü

Dökümle ilgili olarak iki önemli hususu belirtmek gerekir;

1. Döküm sıcaklığının, döküm anında yani döküm hattında ölçümü kesinlikle yapılmalıdır.
2. Döküm potaları olarak, ibrikli potalar güncelliklerini korumaktadırlar.

Östenit – ferrit dönüşümü sıcaklık bölgesinde soğuma hızı, perlit/ferrit oranını önemli derecede etkilemektedir. Eğer perlitik küresel grafitli dökme demir üretimi ön görülmüşse, parçanın dereceden erken bozulması gerekir. Fakat iç gerilimlerin artmaması için bu sıcaklığın 815<sup>0</sup>C'nin üzerinde olmaması gereklidir. Yüksek süneklilik özelliklerine sahip ferritik küresel grafitli dökme demir için dereceler 650<sup>0</sup>C'nin altında bozulmalıdırlar.

### 3.8.9.7. Döküm parça veya numune kontrolü

Dökümhanelerde kalite emniyetinin sağlanması yüksek bir güvenilirlik sınırı içinde parçaların kontrol edilmeleri gerekmekte, diğer taraftan bu işlemin kabul edilebilir bir masrafla yapılması istenir. Kontrol ve parça sayısı arttıkça kalite emniyeti ve güvenilirliği yükselmektedir. Bu nedenle parça özellikleri üzerine baz edilmiş istatistik kalite kontrolün yapılması yegane yöntem olmaktadır.

### 3.8.9.8. Özle muayene (kalite kontrol)

Küresel grafitli dökme demir parçaları teker teker gözle muayene edilmelidir. Bu işlem ikinci defa parçaların stok yerine alınmalarından öncede yapılabilir. Bu kontrolle kalıplama, maça malzemesi ve cüruf hata nedenli parçalar hemen ayrılırlar. Her zaman unutulmaması gereken husus, döküm parçasının dökümhaneden hatalı olarak ayrılmasının, müşterinden iade edilmesinden daha ekonomik olduğudur.

### 3.8.9.9. Sertlik ölçümü

Küresel grafitli dökme demirin mikro dokusu homojen olmayıp, bu özellik parça kesiti kalınlaştıkça daha da artar. Bu nedenle küresel grafitli dökme demirlerin sertliklerinin ölçümünde ideal olarak uygulanan yöntem Brinell sertlik ölçümü yöntemidir. Yük 3000 kg. bilye çapı 10 mm. ve yükleme süresi 30 sn. alınarak ölçümlerin yapılması gerekmektedir.

Rockwell (Rc) sertlik değerlerinin güvenilirliği az olup, sadece yüzey sertleştirilmiş parçaların sertlik ölçümünde kullanılmalıdır. Sertlik ölçümü için numunenin hazırlanmasında yüzeyden 0,8 mm. derinliğe kadar doku ile parça özü dokusunun farklı olduğunu unutmamak lazımdır. Kalın etli küresel grafitli dökme demir parçalarda, yüzey tabakası lamel tip grafitte sahip olabilir ve döküm durumunda ana doku ferritiktir. Bu nedenle sertlik ölçümü öncesi parçaların bu derinliğe kadar taşlanmaları gerekir.

### 3.8.9.10. Mekanik ve teknolojik kontrol

Bazı durumlarda çekme dayanımı yerine sertlik değerleri yeterli görülebilir. Çekme dayanımı ve sertlik arasındaki basit eşitlik;

Çekme dayanımı = K x HB' dir.

K değerleri döküm durumunda veya ferritik tavlınmışta 2,9 N/mm<sup>2</sup>, normalize edilmiş veya beynitikte 3,27 N/mm<sup>2</sup>'dir.

Bütün bunlara rağmen çekme deneyi çekme çubukları dökülmeli ve muhafaza edilmelidir. Böylece herhangi bir problemin mevcut olması halinde numunenin incelenerek nedenlerinin araştırılması imkanı doğar.

### 3.8.9.11. Grafit küre sayısının tespiti

Küresel grafitli dökme demirlerin kalitesinin belirlenmesinde alınan en önemli ölçü grafit küreleri sayısıdır. Bu değer, dokuda karbür oluşumunun etkinliğini ve çekinti hatalarına yatkınlığını verir.

Grafit küre sayısı ile katılma hızı arasında yakın bir ilişki mevcuttur. Inmold (kalıp içi) yöntemi dışındaki yöntemlerle aşılama yapıldığında küre sayısı  $k$  ile katılma süresi arasındaki ilişki aşağıda verilmiştir.

$$k = 712 \times t^{-0,3675}$$

$k$  : Küre sayısı ( $a/mm^2$ )

$t$  : Toplam katılma süresi (sn.)

Kalıpta aşılansmış numunelerden elde edilen değerlerle yine benzer bir ilişki yazılabilir;

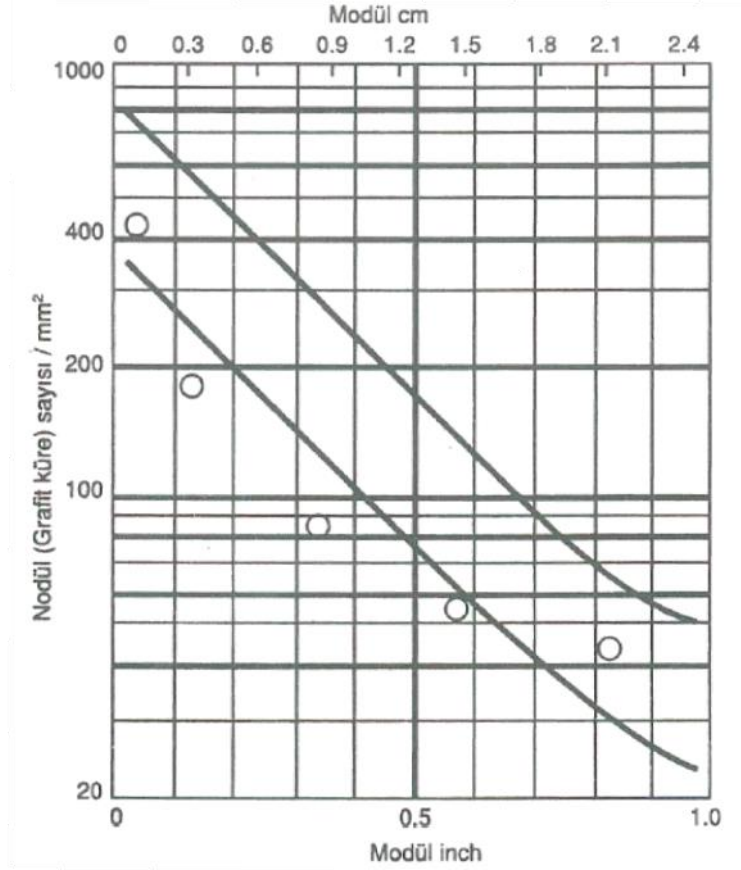
$$k = 2025 \times t^{-0,419}$$

Katılma süresinin sonuna kadar geçen sürede;

$$t^{1/2} = M \times (2,4 + 0,0028 \times (T_g - 1300))$$

olduğundan modüle bağlı olarak grafit küre sayısı kalıpta aşılansmış ve aşılansmamış numuneler için saptanabilir.

Dökülen küresel grafitli dökme demirin yüksek metalürjik özelliklere sahip olup olmadığı ise Şekil 3.37.'den tespit edilebilir.



Şekil 3.37. Küre (nodül) sayısı ile modül arasındaki ilişki.

Bu şekilde, modüle bağlı olarak parçanın sahip olması gereken asgari küre sayısı ile azami sayı görülmektedir. Örneğin, modülü 0,76 cm. olan bir parça yüksek metalürjik özelliklere sahip ise asgari küre sayısı 140 olmalıdır. Bu parçada küre sayısı 140 – 300 arasında olabilir. Aynı şekilde 15 mm. çapındaki bir parçada, modül  $15/4=0,375$  cm. olduğundan küre sayısının 225 – 500 arasında kalması lazımdır. Diyagram üzerinde kalıpta aşılammış numuneler için geçerli olan eşitlik ve katılma süresi eşitliğinden modüle bağlı olarak küre sayıları saptanmış ve gösterilmiştir. Bu diyagram normal aşılama şartları değerlerini vermektedir.

## BÖLÜM 4. TERMAL ANALİZ

Ergimiş sıvı haldeki demirin 0,80 cm. modüle sahip kum kap içerisinde (Resim 4.1.) soğumaya bırakılıp zaman içerisinde sıcaklığındaki değişimin takip edilmesi, kritik noktalar ve bölgelerin sayısal olarak tanımlanıp değerlendirilmesi esasına dayanmaktadır.



Resim 4.1. Termal analiz için kullanılan kum kap.

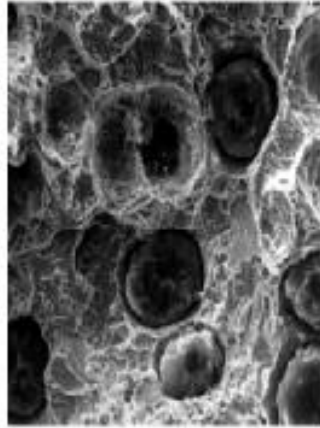
Sıvı demirin iki aşamalı yapılan kontrollerinden spektrometre ile elementlerin miktarları, termal analiz de ise element ve bileşiklerin katılaşmaya yani soğuma eğrisine olan etkileri tespit edilir (Resim 4.2.). Bu etkileri bilmek metalin proses kontrolü için çok önemlidir (Udroiu, 2010), (Sillén, 2008).



### Spectrometer

Elements

C  
Si  
P  
S  
Mn  
Cu  
Mg



$Mg+Mg(S)+Mg(O)+Mg^+(SiO_4)$

### Thermal Analysis

C	Oxides	Sulphides	Silicates
Si	SiO <sub>2</sub>	MgS	
P	FeO	FeS	
S	MnO		
Mn	MgO		
Cu			
Mg	Other compounds		

Dissolved oxygen

Combined oxygen

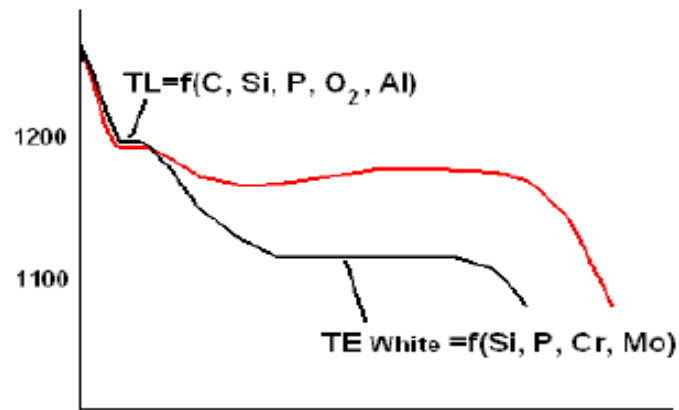
Other gases

Resim 4.2. Spektrometre ve termal analiz yöntemleri ile belirlenebilen element ve bileşikler.

Element ve bileşiklerin miktarlarındaki değişim sıvı demirin katılaşması sırasında dönüşüm noktaları ve grafit ile ilgili özellikler üzerinde etkili olmaktadır. Termal Analiz aracılığı ile bu iki değişken kontrol altında tutularak çekinti boşluğu oluşumları engellenmekte ve stabil mekanik özellikler sağlanmaktadır.

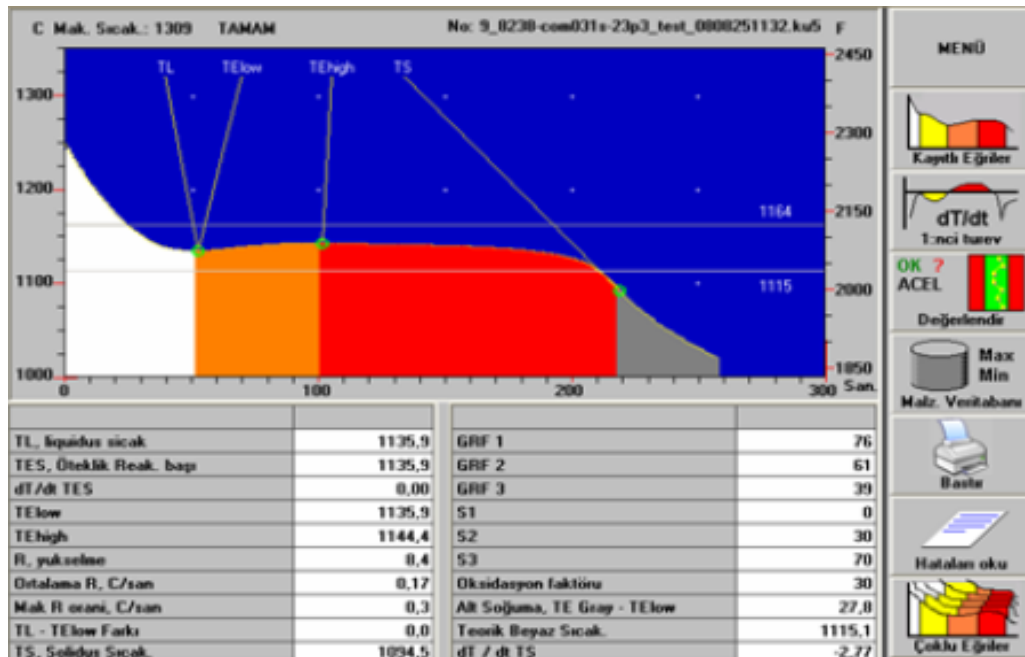
$$CEV = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3}$$

eşitliğinde  $CEV = 4,25 - 4,35$  olduğunda ötektik, 4,25 altında ötektik altı, 4,35 üstünde ötektik üstü olmaktadır. Ergitme prosesindeki değişkenlere bağlı olarak sıvı demir içinde çözülmüş oksijen miktarı değişmekte ve buna bağlı olarak elementlerin oksijen ile yaptığı bileşik miktarları da değişmektedir. Bu nedenle spektrometrede ölçülen element miktarlarına göre hesaplanan CEV ile termal analiz sonucu her zaman aynı olmamaktadır. Güvenilir ve doğru olan termal analiz sonucudur, çünkü oksijen miktarının dönüşüm noktaları ve grafit özellikleri üzerinde etkisi çok büyüktür (Udroiu, 2010).



Şekil 4.1. Ötektik dönüşüm sıcaklığının belirlenmesinde C, Si, P, O<sub>2</sub> ve Al miktarına göre değişimi (TL).

Şekil 4.1’de görüldüğü gibi demirin ötektik, ötektik altı ya da ötektik üstü olup olmadığını belirleyici olan TL dönüşüm noktasının sıcaklığı C, Si, P miktarları dışında O<sub>2</sub> ve Al miktarına göre değişimini göstermektedir. Bu iki element CEV formülünde bulunmadığı için ancak termal analiz ile etkileri takip edilebilmektedir.



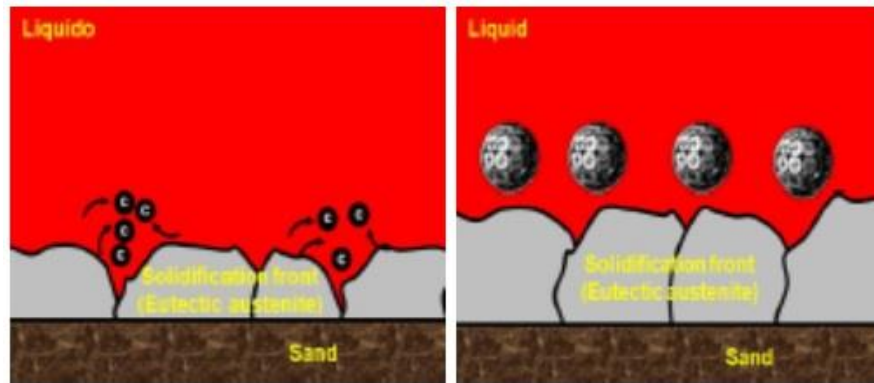
Şekil 4.2. Ötektik bir soğuma eğrisi.

Şekil 4.2.’de ötektik bir soğuma eğrisi görülmektedir. Burada dikkat edilmesi gereken; katılaşmanın beyaz bölgedeki gibi sürekli azalan bir şekilde devam etmiyor olmasıdır (Sillén, 2008).

Bunun nedeni; beyaz bölgede tamamen sıvı olan demir içinde  $T_{Elow}$  (en düşük ötektik reaksiyon sıcaklığı) sıcaklığına düşüş ile birlikte grafit oluşumunun başlamasıdır. Kalıp duvarlarında ilk olarak ötektik östenit tanecikleri katılaşmakta ve bunlar bünyesindeki karbonu önündeki sıvı içine bırakmaktadır. Bu sayede ilk küresel grafitler oluşmaya başlamakta ve bu durum sıcaklık artışı ile kendini göstermektedir.

Birincil grafitler denilen bu grafitlerin oluşumu  $T_{Ehigh}$  (en yüksek ötektik reaksiyon sıcaklığı) noktasına kadar devam etmektedir.  $T_{Elow}$  ile  $T_{Ehigh}$  arasında kalan bu birincil grafit oluşum bölgesi S2 olarak tanımlanmıştır.  $T_{Ehigh}$  noktasından sonra artık sıcaklık TS (%100 katı hale geçiş sıcaklığı) noktasına kadar yavaş bir şekilde azalmaktadır.  $T_{Ehigh}$  ile TS arasında kalan bölgeye S3 bölgesi adı verilmekte olup burada ikincil grafitler oluşmaktadır.

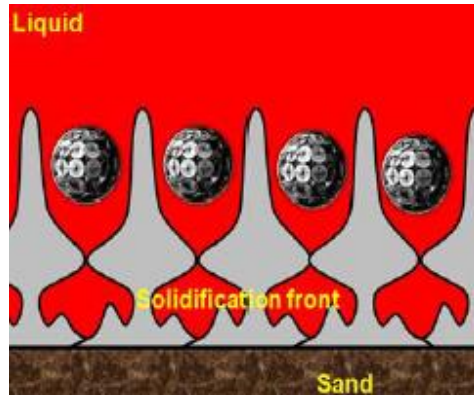
Ötektik katılaşmada (CEV = 4,30) likidüs (TL) sıcaklığına soğuma ile birlikte kalıp duvarlarında birleşik kolonlar şeklinde ötektik östenit katıları oluşur. Soğumanın devamı ile östenit taneleri bünyelerindeki karbonu önlerindeki sıvı içine kusmaya başlar ve bu sayede birincil grafitler oluşur (Şekil 4.3).



Şekil 4.3. Ötektik katılaşmada birincil grafitlerin oluşma şekli.

Ötektik altı analize sahip demirin katılaşmasında (Şekil 4.4) sıvı halden katı hale dönüşüm sırasında sıvı içerisinde primer östenit dendritlerinin olduğu bir ara faz bölgesi oluşmaktadır. Bu bölge Likidüs (TL) sıcaklığı ile en düşük ötektik sıcaklık

noktası (TElow) arasında kalan bölgedir. Bu bölgede sıvı içerisinde kalıp duvarlarından başlayarak dendiritler halinde primer östenit katıları oluşmaktadır. Dendiritler şeklinde olmasından dolayı kollar arasında kalan sıvı bölgeler içinde karbon çözünmektedir. Bu nedenle bu bölgelerde grafit çökelemediği için buralar boşluk olarak kalmaktadır. Geri kalan karbon ise ötektik reaksiyon esnasında grafit olarak çökelmektedir. Bu nedenle ötektik altı analiz ile dökülmüş parçalarda ötektik grafit miktarı az olmaktadır (Udroiu, 2010).

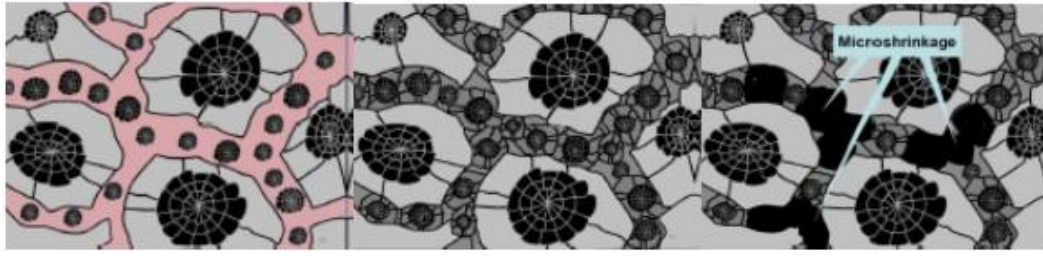


Şekil 4.4. Ötektik altı katılasmada grafitlerin oluşma şekli.

Ötektik üstü demirin katılasmada ara faz bölgesinde primer östenit yerine primer grafitler oluşmaktadır. Kalıp duvarlarındaki ilk katılasm büyük boyutlu grafitlerin oluşumu ile başlamaktadır. Bu nedenle parça işlenmiş yüzeylerinde koyu renkte kaba grafitler arası çekinti boşlukları görülür. Primer östenit olmadığı için ve ötektik grafit miktarı fazla olduğundan ötektik altı analizdeki demire göre, son katılasm kısımlarda görülen çekinti boşlukları daha az görülür.



Şekil 4.5. Birinci çekirdekleşme ve grafit büyümesi

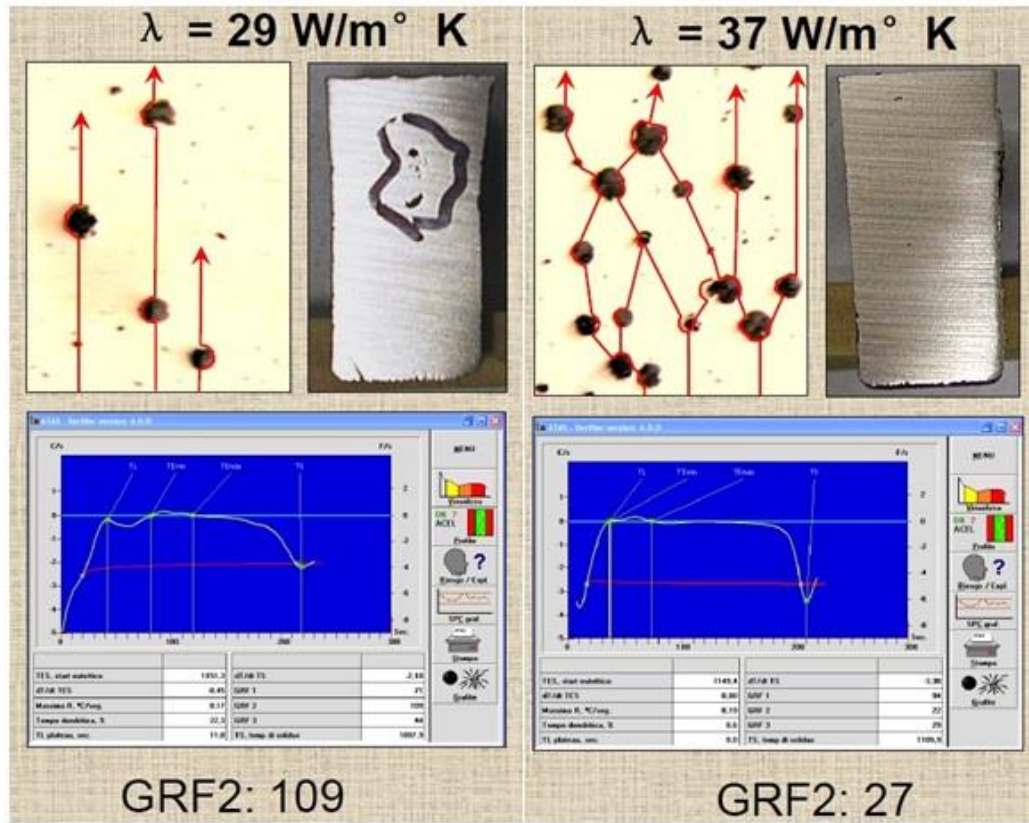


Şekil 4.6. İkinci çekirdeklenme ve grafit büyümesi

Metal prosesi açısından, küresel grafitli dökme demir paçalarda görülen çekinti boşlukları; öncelikli olarak metalin ötektik analizde olup olmadığına, sonrasında ise grafit miktarına bağlı olmaktadır. Grafit miktarı olabildiğince yüksek istenmektedir. Birincil grafitlerin oluşumu S2, ikincil grafitlerin oluşumu S3 ile tanımlı bölgelerde oluşmaktadır.

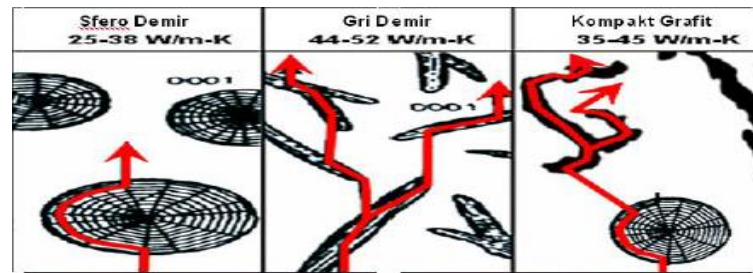
Birincil grafitler arasında kalan sıvı bölgelerde oluşan ikincil grafitlerin miktarının fazla olması istenmektedir, az olduğunda bu sıvı bölgelerde çekinti boşlukları oluşmaktadır. Bu nedenle amaç S3 bölgesinin geniş olmasını sağlayarak ikincil grafit miktarını artırmaktır. S3 bölgesinin geniş olması GRF1 faktörünün yüksek olması anlamına gelmektedir. GRF1 faktörünün 80 – 110 aralığında olması ideal değer olarak kabul edilmektedir.

İkincil grafit miktarının fazla olmasını sağlayan bir diğer faktör GRF2 faktörüdür. Bu faktör ısı iletkenliğini gösterir. S3 bölgesinin sonundaki solidus sıcaklığından (TS) hemen önce olan ani soğumanın hızı ile orantılıdır. Bu nedenle TS sıcaklığının zamana göre türev değeri olan  $dT/dt_{TS}$  değeri ile birlikte kullanılır. Hız ne kadar fazla ise son anda kalan sıvı bölgelerde oluşan ikincil grafit miktarının fazlalığını göstermektedir (Udroiu, 2010).



Resim 4.3. GRF2 faktörünün artması sonucu döküm parçada görülen çekinti hatası.

Resim 4.3.'te GRF2 faktörü 109 olan parça kesilerek mikro yapı ve çekinti kontrolü yapıldığında grafit miktarının az ve çekinti boşlukları olduğu görülmektedir. Grafit miktarı ile ısı transfer katsayısı ile doğru orantılı olarak değişmektedir. Grafit miktarı yanında grafit tipide ısı transfer özelliğini değiştirmektedir. Lamel grafitli dökme demirin ısı iletim katsayısı en yüksek olup vermiküler ve küresel grafitli dökme demir sonra gelmektedir (Şekil 4.7.). Lamel grafitler arasında kalan mesafe en az olduğu için ısı iletim katsayısı en yüksektir.

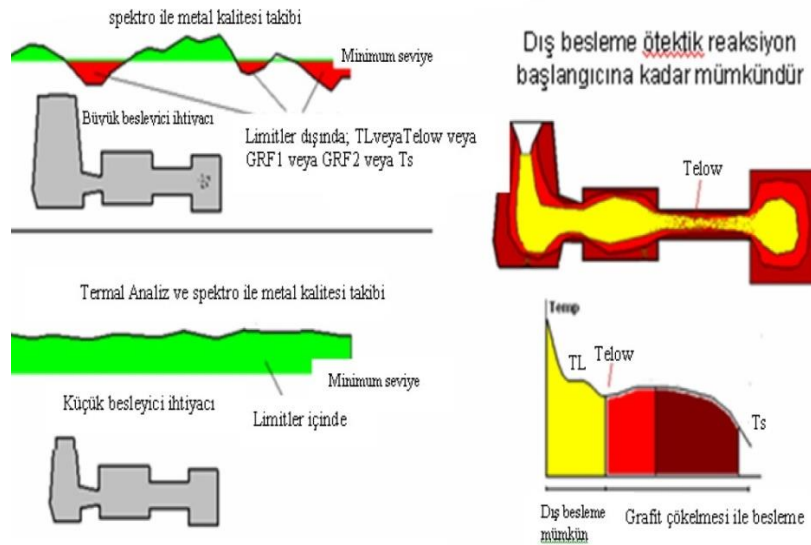


Şekil 4.7. Grafit tipi yapısına göre ısı iletkenliğinin değişimi.

Grafit miktarında rol oynayan diğer iki faktör; R ve Telow değeridir. R; Telow ile TEhigh arasındaki farktır, yükselme olarak isimlendirilir. İlk ötektik bölgesinde çökelen grafit ve östenit miktarını gösterir. R faktörünün 2 – 6 aralığında olması ideal değer olarak kabul edilmektedir. Değer büyük olursa ısı açığa çıkar ve bu da östenit katılarının genişlerken aralarında makro boyutta boşluklar oluşmasına neden olur. Yüksek R değeri düşük grafit sayısı anlamına gelmektedir.

Kimyasal Analiz ve/veya karbon eşdeğeri ölçümü ile metal kalitesinin takip edildiği proseslerde, bunlardan bağımsız olan grafit özelliklerindeki değişim kontrol altında tutulmadığı için bazı dökümlerde çekinti problemleri ile karşılaşmaktadır. Bu sorun karşısında besleyiciler büyütülerek çözüm aranmaktadır. Fakat unutulmamalıdır ki; dış besleme ötektik reaksiyon başlangıç sıcaklığına kadar mümkündür (Şekil 4.8). Bu nedenle çekinti oluşumu besleyicinin büyütülmesi ile önlenememektedir, bu ancak grafit miktarının artırılması ve kontrol altında tutulması ile mümkün olmaktadır.

Termal analiz ve kimyasal analiz kontrolü ile metal kalitesinin takip edildiği prosesler de grafit özellikleri kontrol altında tutularak döküm yapıldığı için daha küçük besleyiciler ile çekintisiz parça dökülebilmektedir (Sillén, 2008).



Şekil 4.8. Dış beslemenin Telow sıcaklığının bitimine kadar olabileceğinin gösterimi

## BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMA

Bu çalışma için seçilen yöntem, termal analiz yöntemi ile karbon eşdeğerliği, spektral analiz (GGG40 ve GGG50 standardında üretilmiş malzemeler), çekme testi, sertlik ve mikroyapı numunelerinin farklı oranlarda aşılama malzemesi kullanılarak dökümhane şartlarında üretilmesi ve karşılaştırılmasıdır. Deneysel yöntemde iki farklı referansa ait malzeme (GGG40 ve GGG50) ve yine iki farklı aşı tipi (SB5 ve ZM6) kullanılmıştır.

Çalışma kapsamında üretilen numunelerin ilk ocak analizleri (Mg. tretmanı öncesi ocak spektral analizleri) Tablo 5.1.'de gösterilmiştir.

4 tonluk ergitme ocağı için hedef analiz; C: % 3,80 Si: %1.80'dir.

Tablo 5.1. Üretilen numunelerin ocaktaki (Mg tretmanı öncesi) nihai spektral analizleri.

<b>GGG40 Standardında Üretilen Döküm Nihai Ocak Analizi</b>								
Malzeme	Ocağa Yüklenen Kg.	C	Si	Mn	S	P	Cu	Sn
Sfero Piki	1380	4,3	0,75	0,084	0,015	0,045	-	-
DKP Hurda	960	0,94	0,25	0,34	0,005	0,017	0,16	0,01
Ç1 Piki	250	4,3	0,66	0,5	0,026	0,049	-	-
Geri Döndü	1410	4	2	0,15	0,01	0,02	0,09	0,009
<b>Ocak Nihai Analizi</b>	-	<b>3,83</b>	<b>1,79</b>	<b>0,16</b>	<b>0,019</b>	<b>0,027</b>	<b>0,065</b>	<b>0,009</b>

<b>GGG50 Standardında Üretilen Döküm Nihai Ocak Analizi</b>								
Malzeme	Ocağa Yüklenen Kg.	C	Si	Mn	S	P	Cu	Sn
Sfero Piki	1350	4,3	0,75	0,084	0,015	0,045	-	-
DKP Hurda	970	0,94	0,25	0,34	0,005	0,017	0,16	0,01
Ç1 Piki	220	4,3	0,66	0,5	0,026	0,049	-	-
Geri Döndü	1460	4	2	0,15	0,01	0,02	0,09	0,009
<b>Ocak Nihai Analizi</b>	-	<b>3,75</b>	<b>1,78</b>	<b>0,33</b>	<b>0,023</b>	<b>0,028</b>	<b>0,26</b>	<b>0,032</b>

Deney esnasında kimyasal analizlerin saptanması için ARL marka 4460 model spektrometre (son kalibrasyon tarihi : 03.05.2019) kullanılmıştır.



### **5.1. Küresel Grafitli Dökme Demir Üretiminde Ocak Şarjının Hazırlanması**

Dökümhanelerde proses ocakta ergitilen metal ile başlar. Ocaklarda ergitilen metalin kimyasal kompozisyonu çok önemli olduğundan ergitilen şarj malzemelerinin kimyasal içeriğinin önceden bilinmesi gerekmektedir.

Genel olarak dökme demir üretiminde düşük sıcaklıklarda (çelik üretimine göre) çalışıldığı için ocağa ilk etapta katı şarj malzemeleri ile birlikte karbon verici verilmektedir (nihai analizdeki karbon değerine ulaşabilmek için). Ocağa katı şarj ile verilen karbon yüksek sıcaklıklarda erime (karbonun erime sıcaklığı  $3550^{\circ}\text{C}$ 'dir) potansiyeline sahip olduğundan normal olarak seçilen optimum döküm sıcaklığından (dökme demir üretiminde lamel veya küresel grafitli dökme demir ayırmaksız döküm sıcaklıkları genellikle  $1350-1430^{\circ}\text{C}$  arasında olmaktadır) daha yüksek sıcaklıklara çıkılarak (ortalama olarak  $1480-1520^{\circ}\text{C}$ ) karbon eritilmekte ve döküm sıcaklığına erişene kadar ocak bekleme moduna alınmaktadır. Bazı dökümhanelerde ergitme ocağından alınan metalin potaya boşaltılması ve potanın döküm yapılarına alana transferi esnasındaki zaman kaybının fazlalığı nedeniyle (ergitme ocakları ile döküm yapılan alan arasındaki mesafenin uzaklığı), sıcaklık kaybını engellemek için ocak çıkış sıcaklıkları döküm sıcaklığından daha yüksek tutulmaktadır.

### **5.2. Küreselleştirme Ve Aşılama Prosesi**

Küreselleştirme (Mg. tretmanı) işlemi sıvı metal ocaklardan potaya alınırken, aşılama işlemi ise küreselleştirme işlemi bittikten sonra (küreselleştirme işlemi sandviç yöntemi ile yapılmıştır) potadaki metal tandişe dökülürken (ağırlıkları tanımlı kepçeler ile) uygun miktarda aşılama ağırlığı kullanılarak yapılmıştır.



Resim 5.1. Mg tretmanı için potaya ilave edilen mg ve kullanılan örtü malzemesi (sandviç metodu).



Resim 5.2. Sıvı metalin ocaktan potaya aktarılması işlemi (tretman işleminin başlangıcı).



Resim 5.3. Mg tretman işlemi bitimi sonrası sıvı metalin tandış haznesine aktarımı ve aşılama işlemi.

Mg tretmanı işlemi %1,3 Mg. oranı ile yapılmıştır. Ergitme ocaklarından pota ile alınan 500 kg. sıvı metal içerisine 6,5 kg. Mg. ilave edilmiş ve küreselleştirme

(sandviç metodu kullanılmıştır) işlemi tamamlanmıştır (her iki tip malzeme; GGG40 ve GGG50 dökümler için aynı yöntem ve miktarlar uygulanmıştır). Potadan tandişe döküm sıcaklıkları ölçülmüş ve döküm sıcaklıklarının 1390 – 1430<sup>0</sup>C arasında olduğu tespit edilmiştir. Tablo 5.2.'de küreselleştirme işlemi sonrasında alınan pota numunelerinin kimyasal (spektral) analizleri görülmektedir.

Tablo 5.2. Küreselleştirme sonrası potadan alınan numunelerin spektral analiz sonuçları

	C	Si	Mn	S	P	Cu	Sn	Mg
1.Numune 1.Pota	3,125	2,35	0,175	0,016	0,027	0,065	0,009	0,031
2.Numune 2.Pota	3,018	2,354	0,178	0,017	0,027	0,07	0,009	0,033
3.Numune 3.Pota	2,965	2,306	0,171	0,015	0,026	0,066	0,009	0,035
4.Numune 4.Pota	3,059	2,279	0,169	0,014	0,026	0,066	0,008	0,033
5.Numune 5.Pota	2,94	2,307	0,172	0,016	0,027	0,067	0,008	0,031
6.Numune 6.Pota	2,986	2,315	0,172	0,014	0,026	0,068	0,008	0,037
7.Numune 7.Pota	3,026	2,569	0,343	0,013	0,027	0,269	0,033	0,039
8.Numune 8.Pota	2,944	2,558	0,334	0,016	0,028	0,264	0,032	0,041
9.Numune 9.Pota	3,001	2,489	0,174	0,012	0,025	0,063	0,007	0,035
10.Numune 10.Pota	2,986	2,346	0,177	0,017	0,023	0,066	0,008	0,036
11.Numune 11.Pota	3,087	2,495	0,179	0,015	0,024	0,062	0,007	0,034
12.Numune 12.Pota	2,995	2,375	0,171	0,014	0,023	0,065	0,006	0,038
13.Numune 13.Pota	3,103	2,288	0,172	0,016	0,027	0,07	0,009	0,035
14.Numune 14.Pota	3,082	2,472	0,173	0,014	0,026	0,066	0,009	0,04
15.Numune 15.Pota	3,027	2,384	0,177	0,017	0,024	0,064	0,008	0,036
16.Numune 16.Pota	2,974	2,294	0,175	0,015	0,024	0,06	0,008	0,034
17.Numune 17.Pota	3,077	2,504	0,338	0,016	0,022	0,267	0,033	0,038
18.Numune 18.Pota	3,122	2,481	0,341	0,013	0,025	0,265	0,031	0,041
19.Numune 19.Pota	2,947	2,373	0,335	0,017	0,023	0,27	0,03	0,037
20.Numune 20.Pota	3,057	2,452	0,342	0,015	0,026	0,269	0,032	0,038

Tablo 5.1. ve Tablo 5.2. Karşılaştırıldığında, ocakta bulunan C ve Si miktarlarındaki değişim göze çarpmaktadır. C miktarındaki değişimin sebebi, spektrometrenin faz içerisinde bulunan serbest haldeki karbonu tamamen yakarak süblime etmesi ve bu karbonu tam olarak ışık demetinden geçirememesi sonucu sapmalı değer vermesidir. Si miktarındaki değişimin sebebi ise küreselleştirme işlemi için kullanılan FeSiMg alaşımındaki Si miktarının yaklaşık %75 oranında olmasından kaynaklanmaktadır. Bu nedenle küreselleştirme işlemi sonrasında Si oranında artış görülmektedir. Deneyde kullanılan aşların içerikleri ve boyutları Tablo 5.3.'te belirtilmiştir.

Tablo 5.3. Deneyde kullanılan aşılamanın kimyasal içerikleri

<b>SB-5</b>		<b>ZM-6</b>	
% Si	65 - 70	% Si	62 - 68
% Ba	2 - 2,5	% Zr	3 - 4
% Al	1 - 1,5	% Mn	3 - 4
% Ca	1 - 1,5	% Al	1 - 1,5
Boyut (mm.)	0,2 - 0,7	% Ca	1,2 - 1,8
		Boyut (mm.)	0,2 - 0,7

### 5.3. Numune Kaplarının Hazırlanması Ve Döküm İşlemi

Çekme testi numuneleri için her bir malzemedan (GGG40 ve GGG50 malzeme) 35x350 mm.'lik maça kalıbına farklı aşılama malzemeleri ve oranları kullanılarak toplam 40 adet (20 farklı deneme) çekme çubuğu dökülmüştür (Resim 5.4). 1 maça kalıbından 2 adet çekme çubuğu çıkmakta ve 2 adet çekme çubuğunun toplam brüt ağırlığı 6,7 kg. olarak tespit edilmiştir. Bu verilere göre aşılama malzemeleri, %0,05, %0,10, %0,20, %0,30 ve %0,40 oranında hesaplanarak çekme çubuğu kalıbı içerisine verilmiştir. Ayrıca bu çalışmada alüminyum dökümde tane inceltici olarak kullanılan AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 - B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımı aynı oranda (%0,5 oranında), 2 farklı tip aşı da iki farklı oranda (%0,05 ve %0,20 oranında) kullanılarak GGG40 malzeme dökümü gerçekleştirilmiştir.

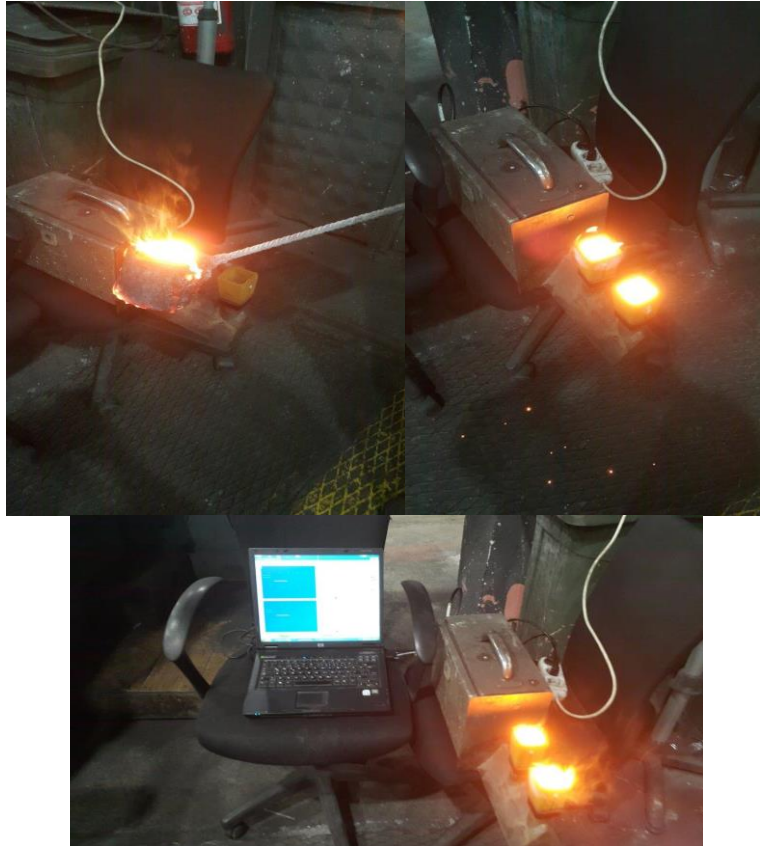
Termal analiz yöntemi için ise kumdan yapılmış quickcab isimli özel kaplar kullanılmıştır (Resim 5.5). Soğuma eğrisi tespiti için Tellür'lü kaplar seçilmiştir. Bu kapların modülü 0,8 cm., tam metal dolu kalıbın ağırlığı ise 400 gr.'dır. Bu verilere göre farklı dökme demir tipleri için (GGG40 ve GGG50) farklı aşılama malzemeleri farklı oranlarda kullanılmıştır (GGG40 malzeme için %0,05, %0,10, %0,20, %0,30 ve %0,40, GGG50 malzeme için %0,10, %0,20 ve %0,30 aşılama).



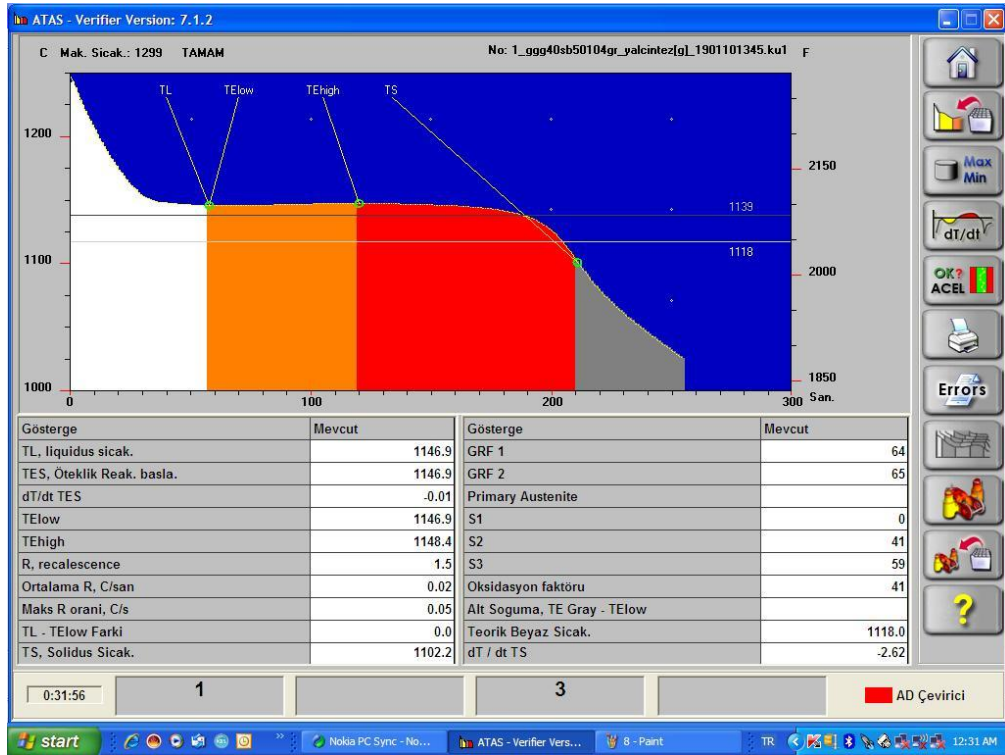
Resim 5.4.Çekme çubuğu dökümü.



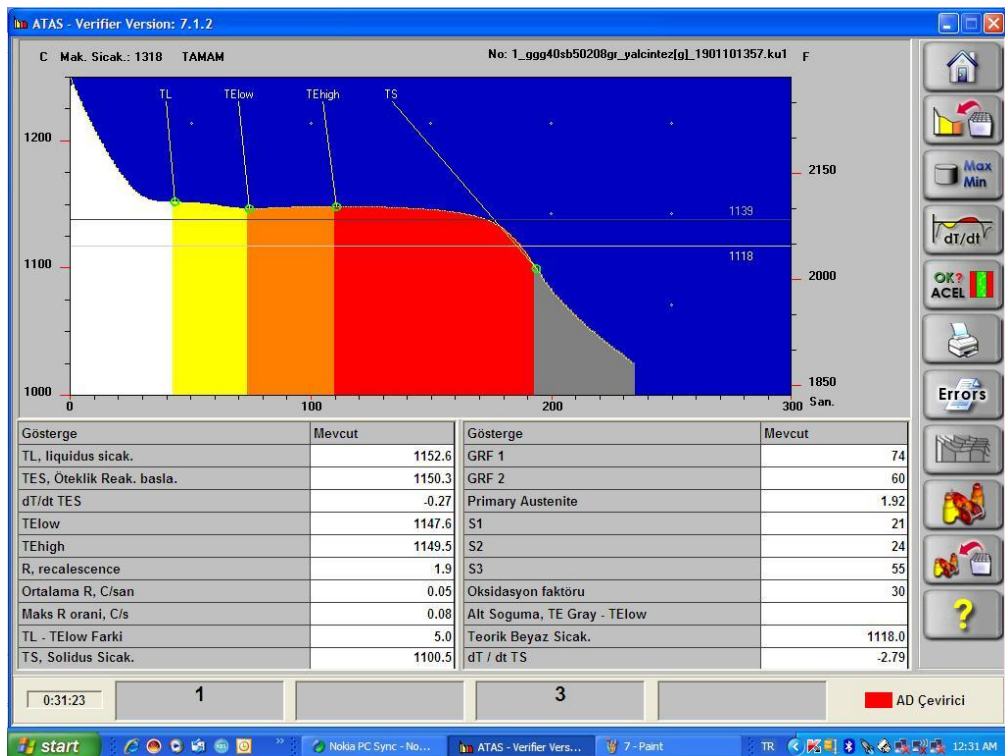
Resim 5.5. Tellür içeren quickcab.



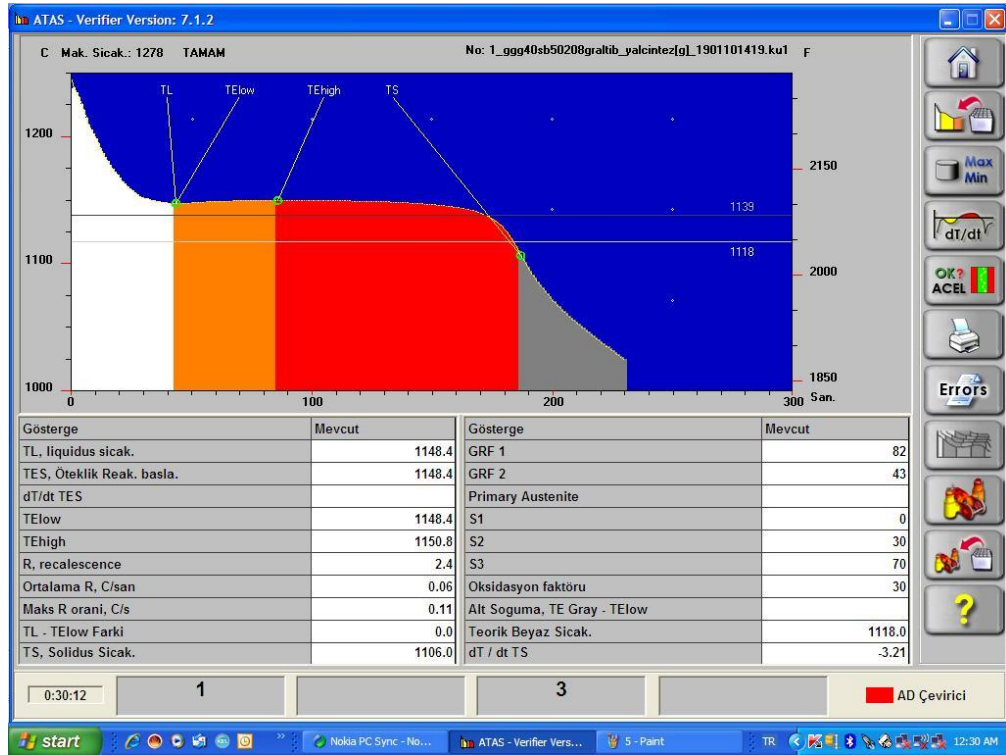
Resim 5.6. Quickcab içerisine metal dökümü.



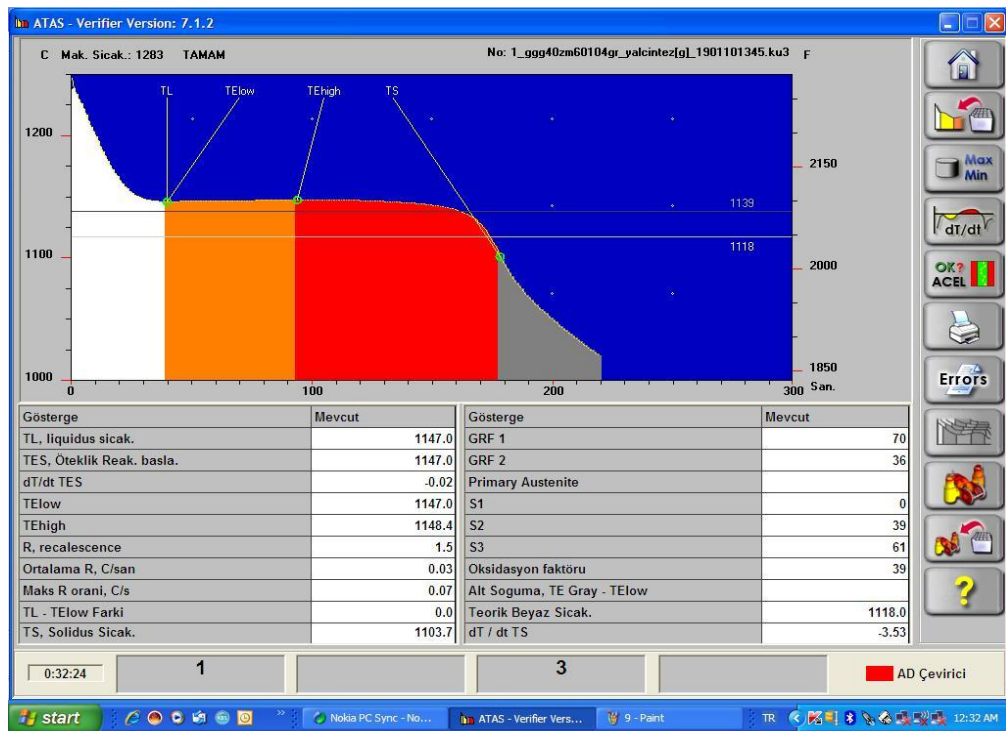
Resim 5.7. 1 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



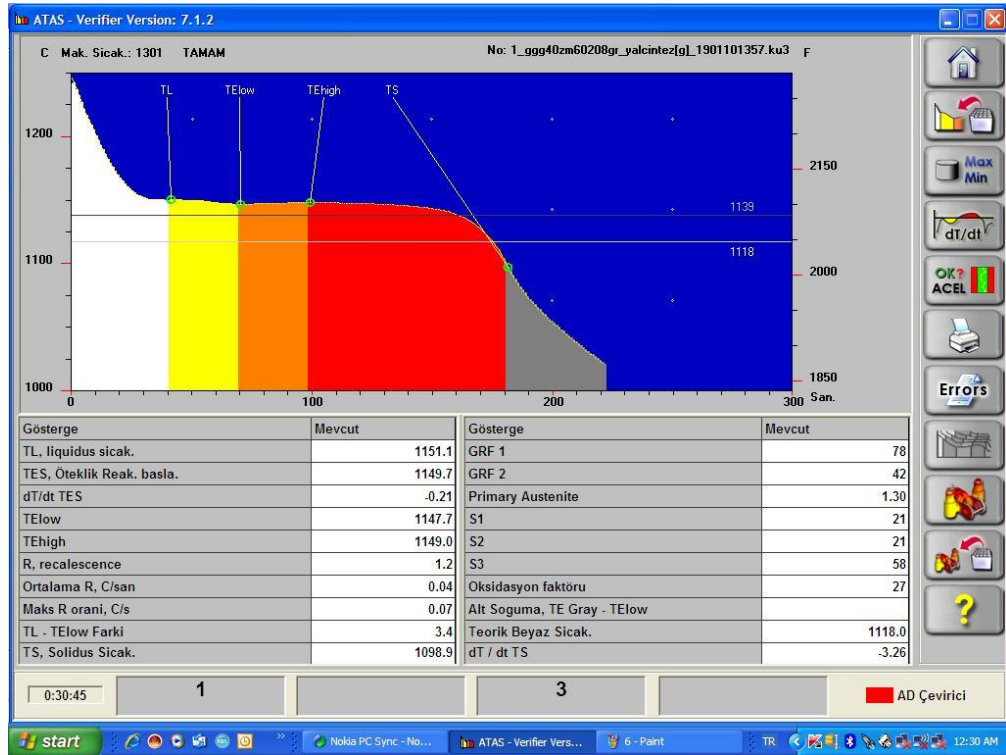
Resim 5.8. 2 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



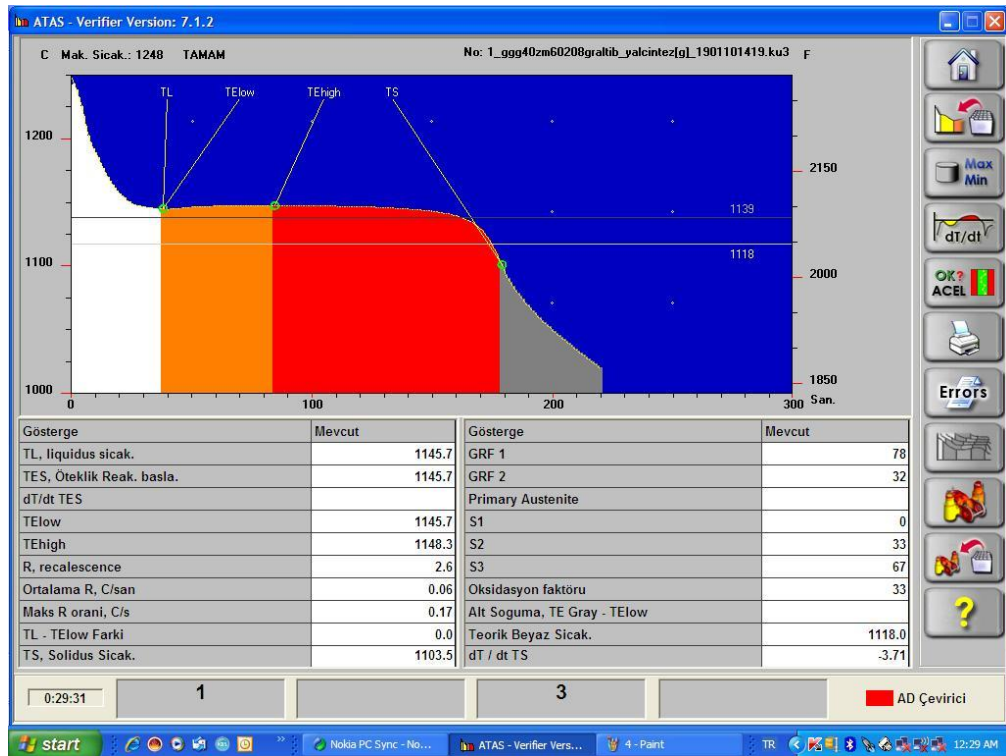
Resim 5.9. 3 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



Resim 5.10. 4 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.

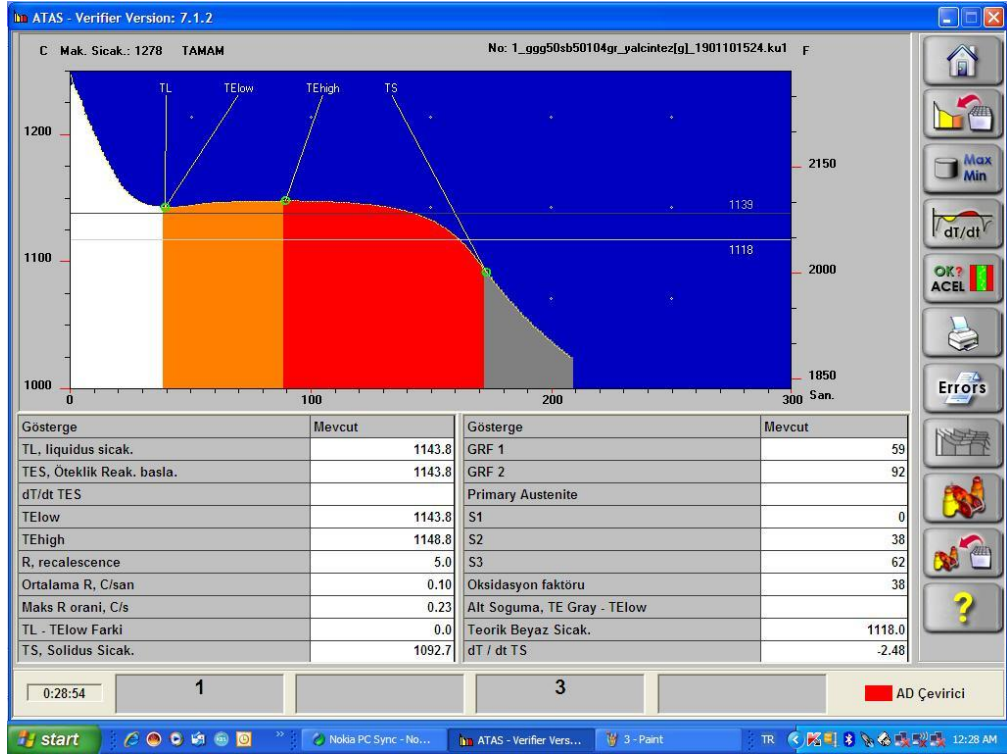


Resim 5.11. 5 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.

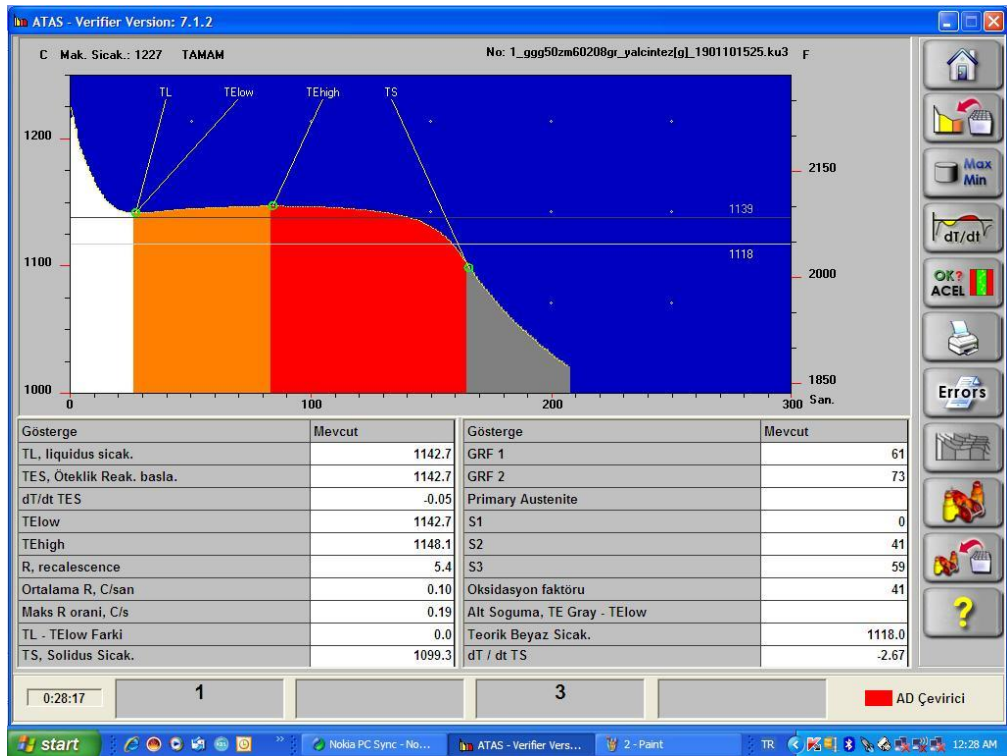


Resim 5.12. 6 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.

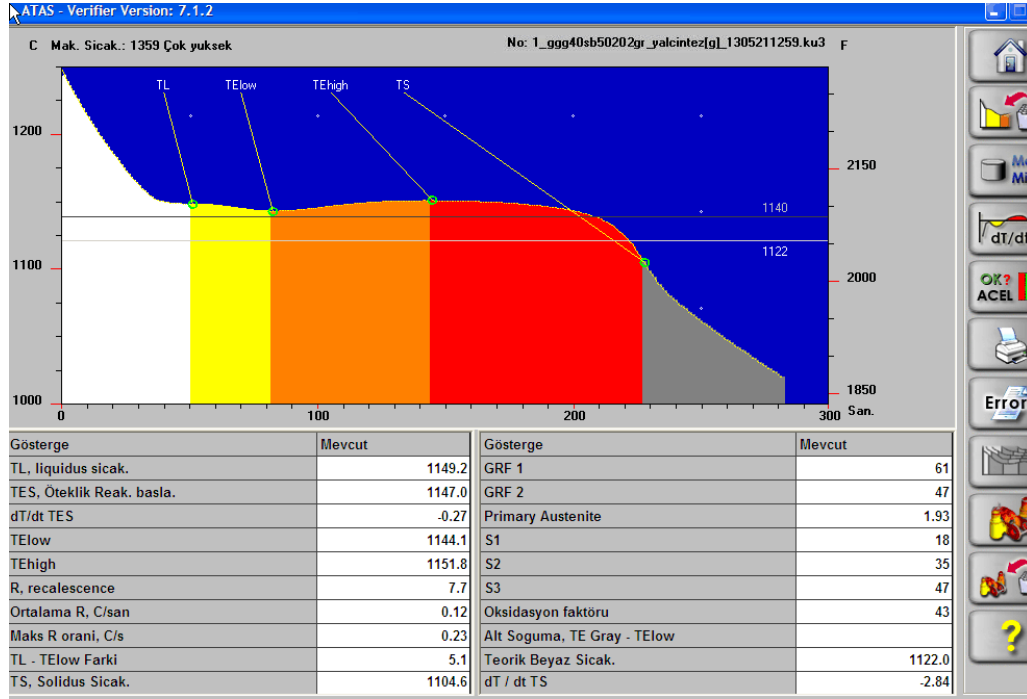




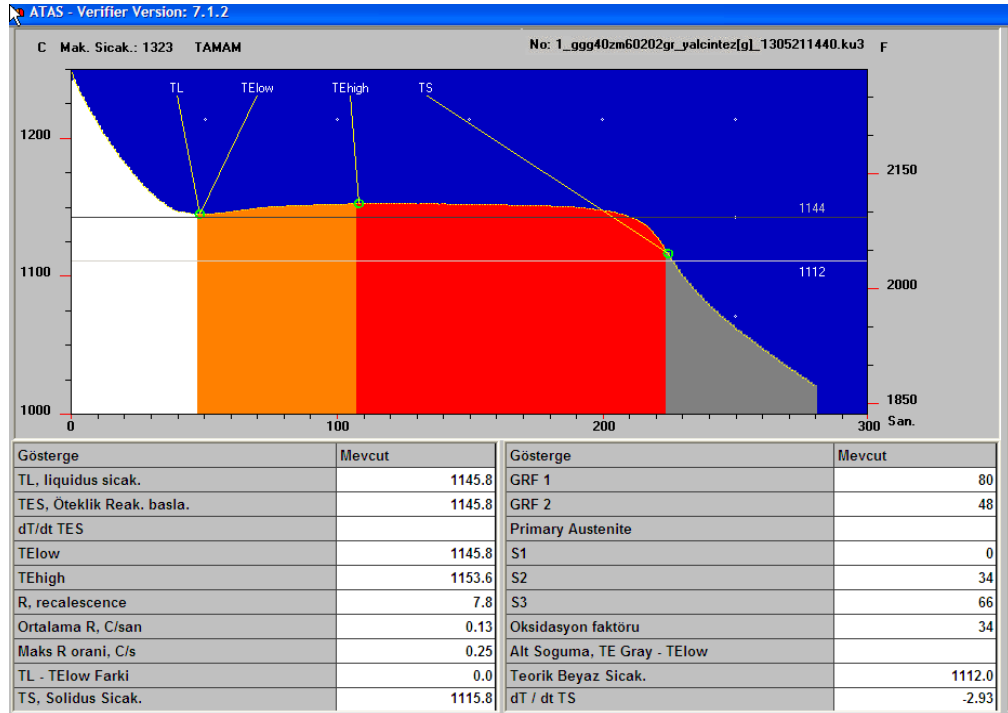
Resim 5.13. 7 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



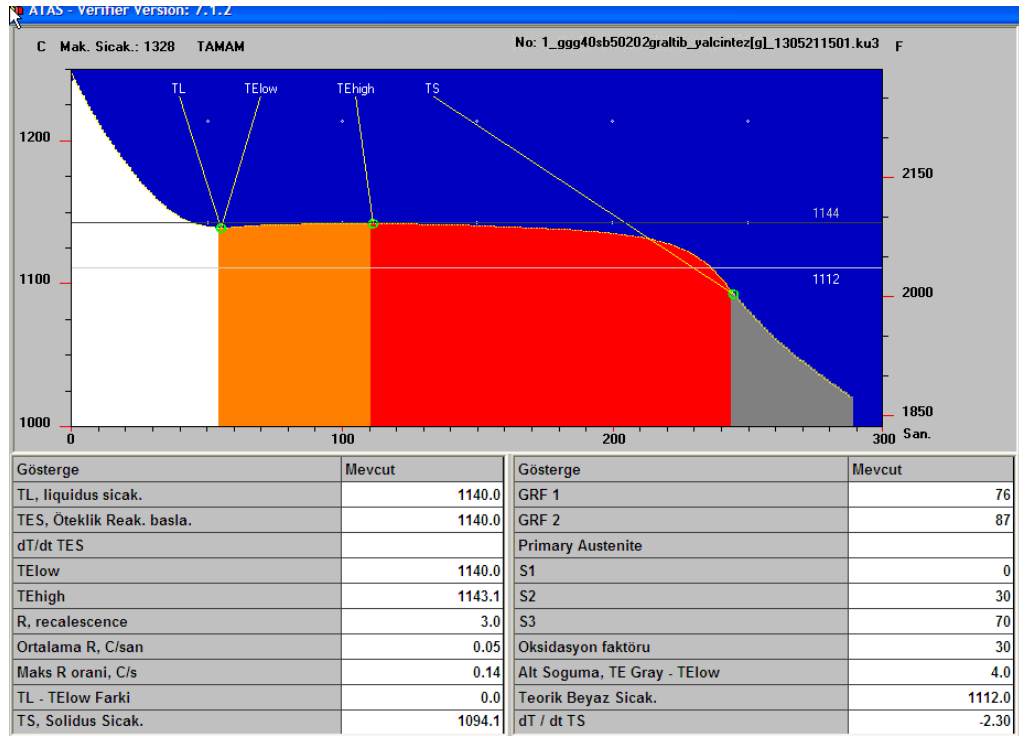
Resim 5.14. 8 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



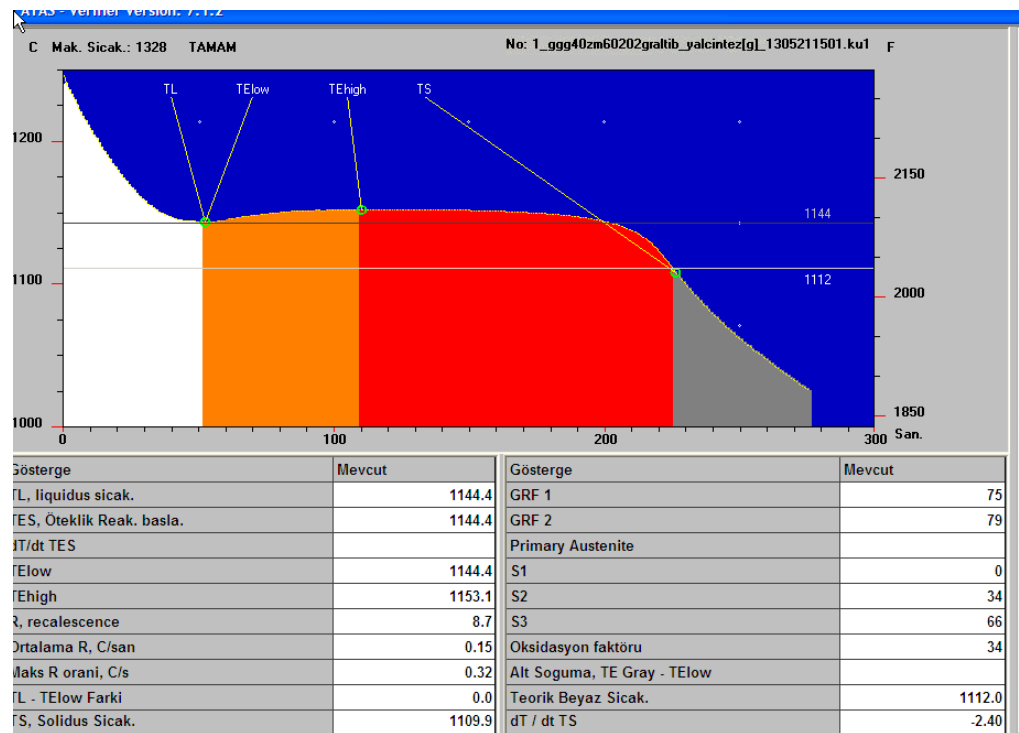
Resim 5.15. 9 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



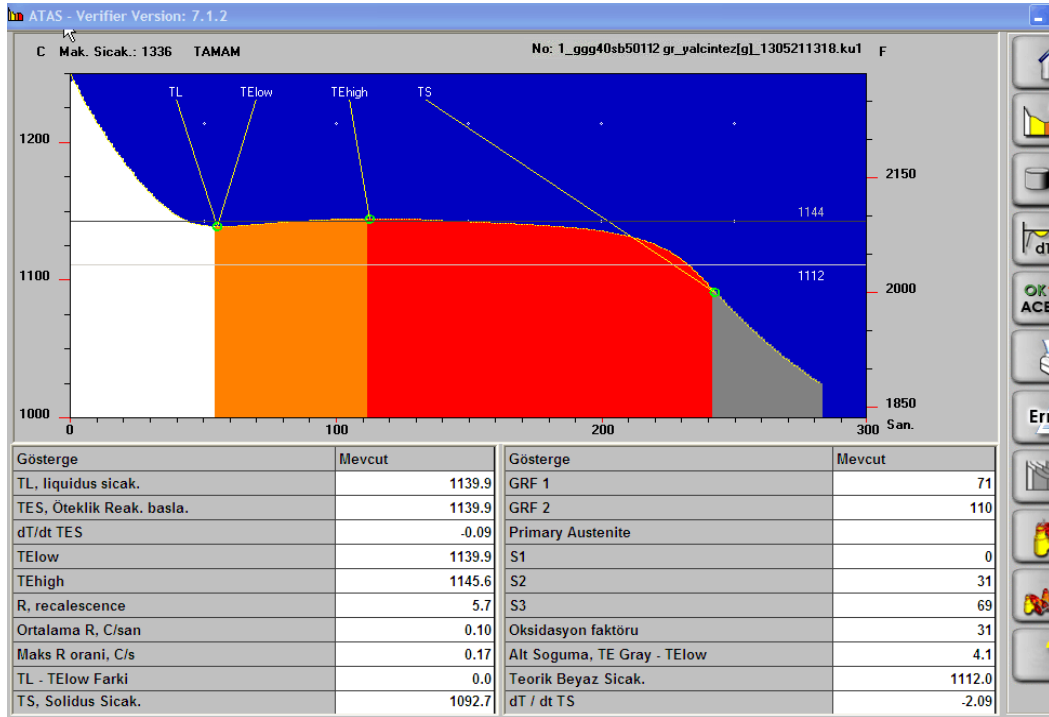
Resim 5.16. 10 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



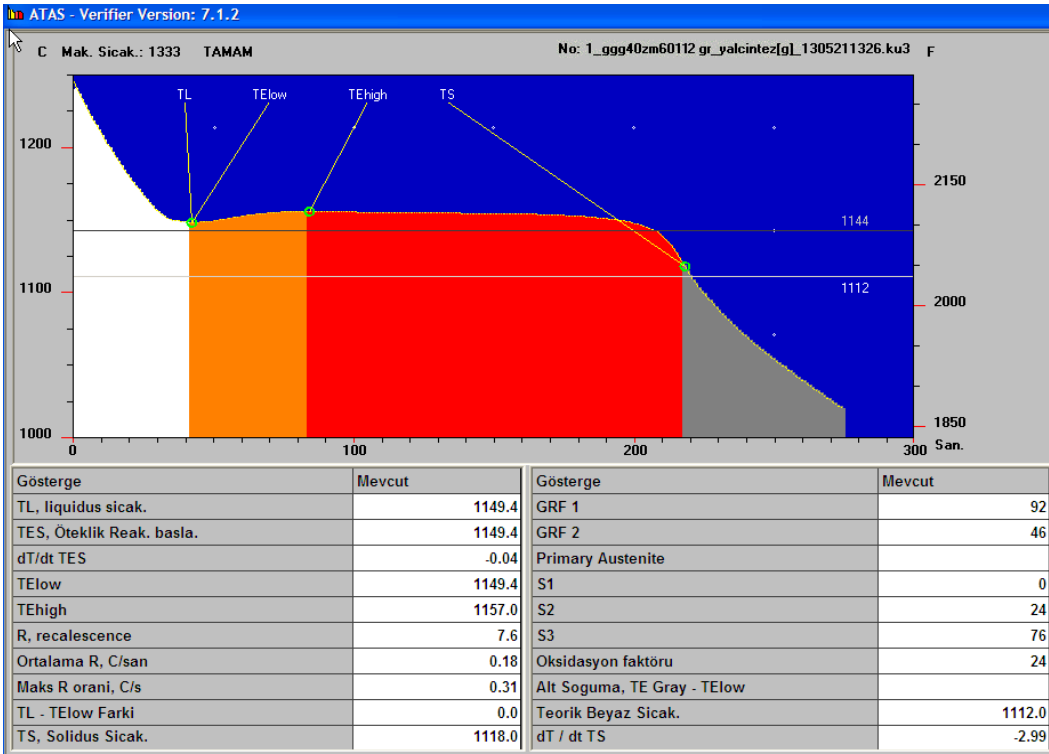
Resim 5.17. 11 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



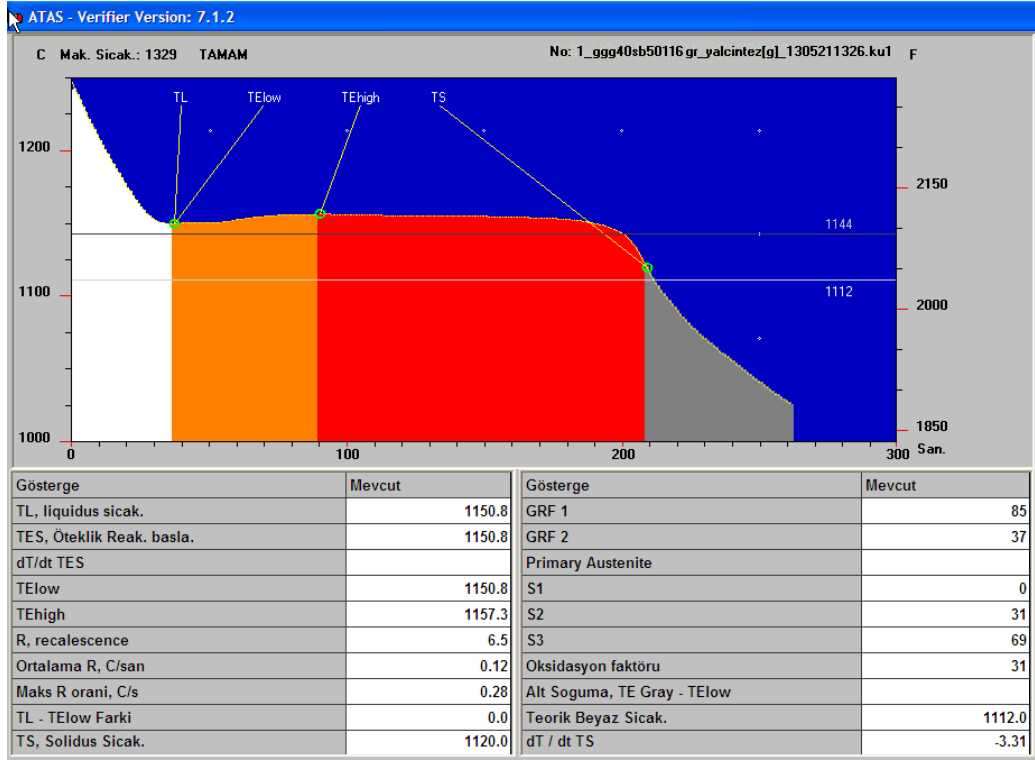
Resim 5.18. 12 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



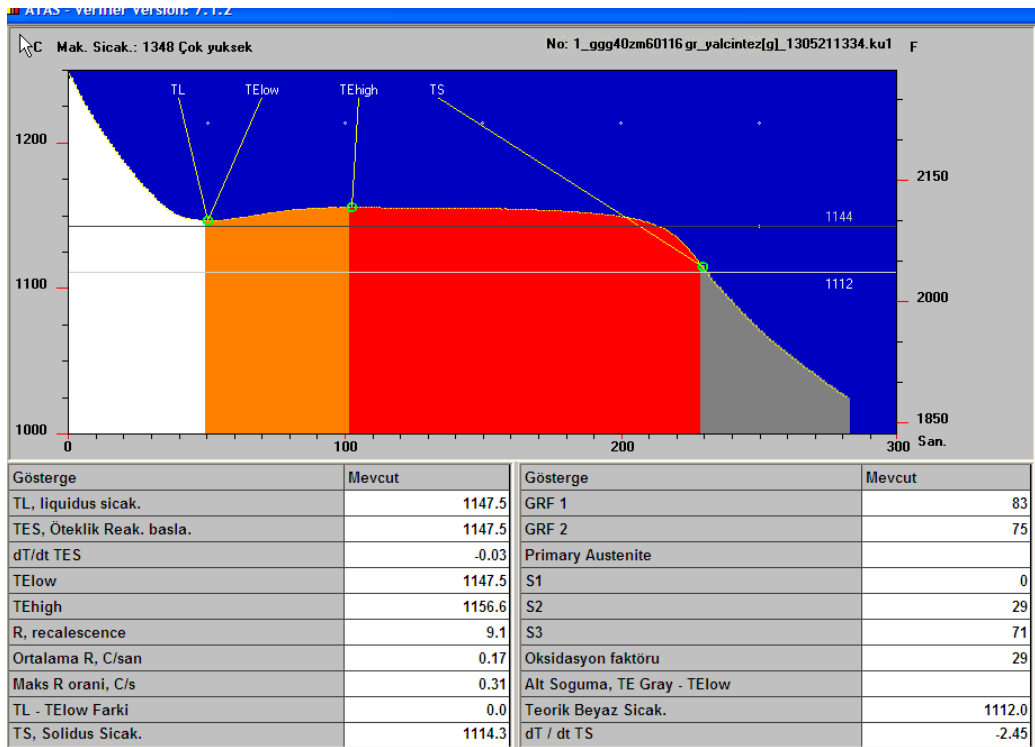
Resim 5.19. 13 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



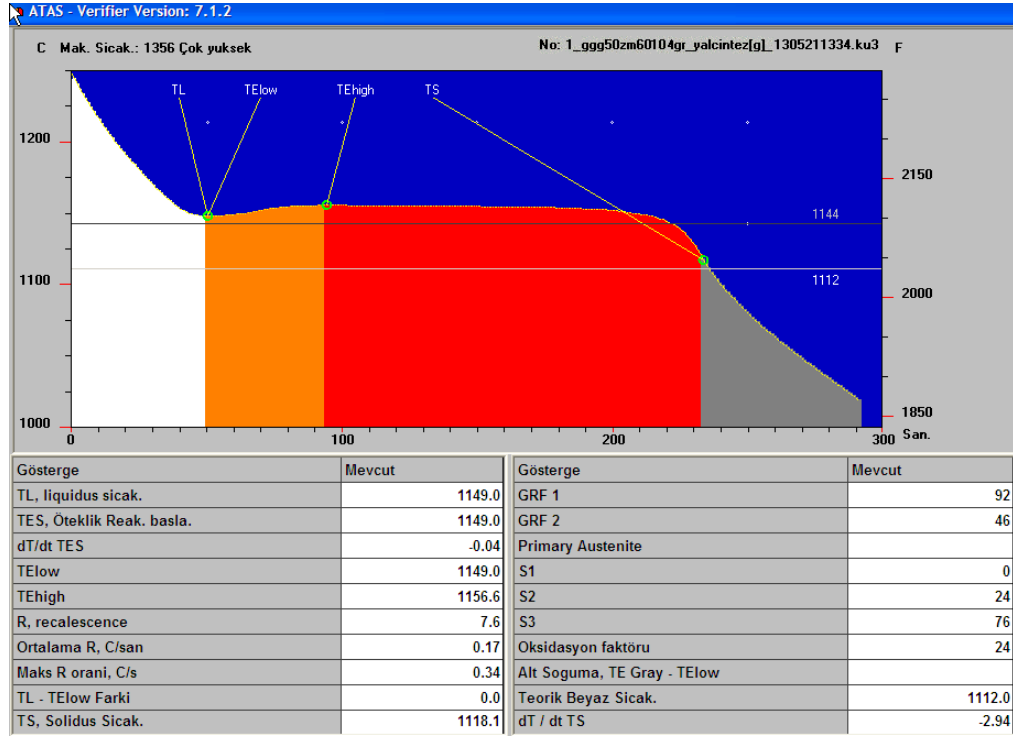
Resim 5.20. 14 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



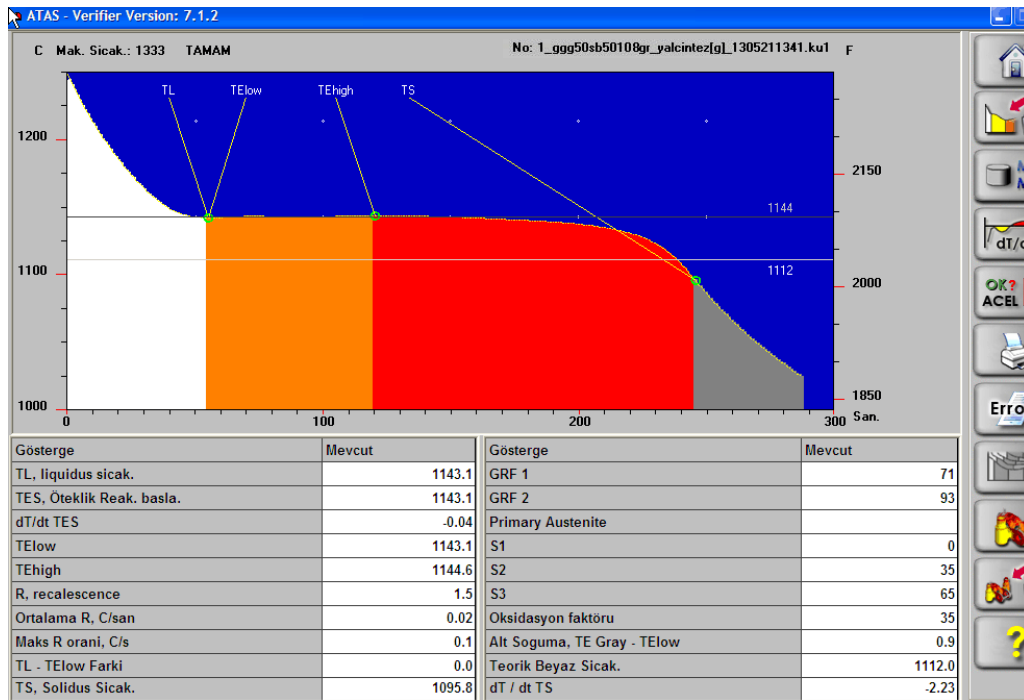
Resim 5.21. 15 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



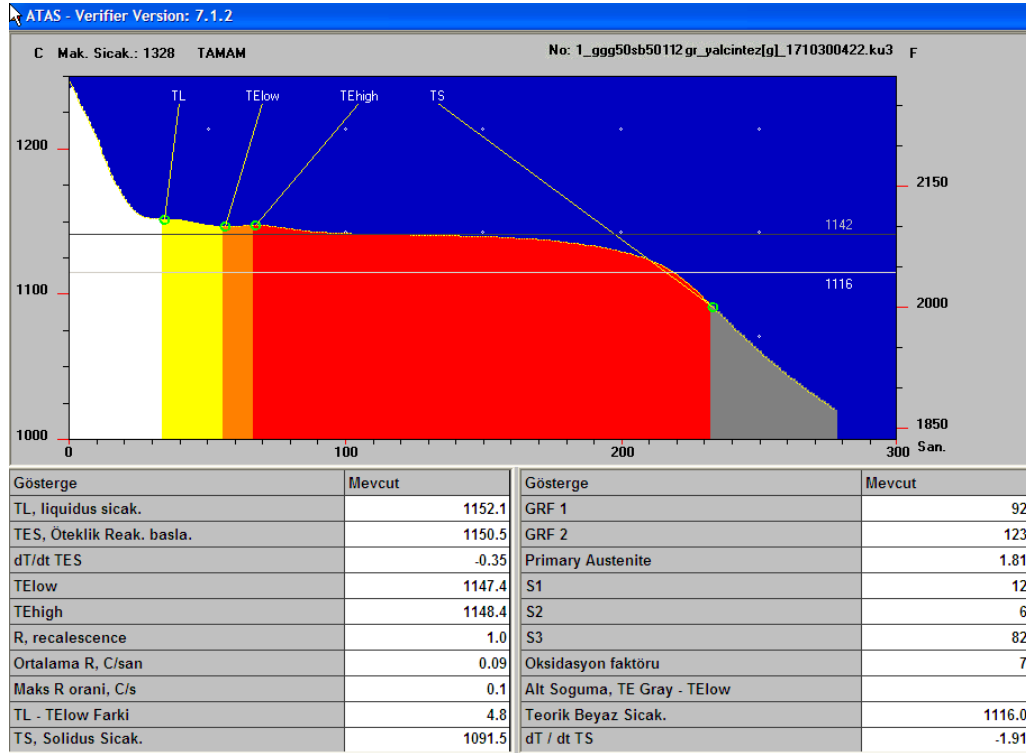
Resim 5.22. 16 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



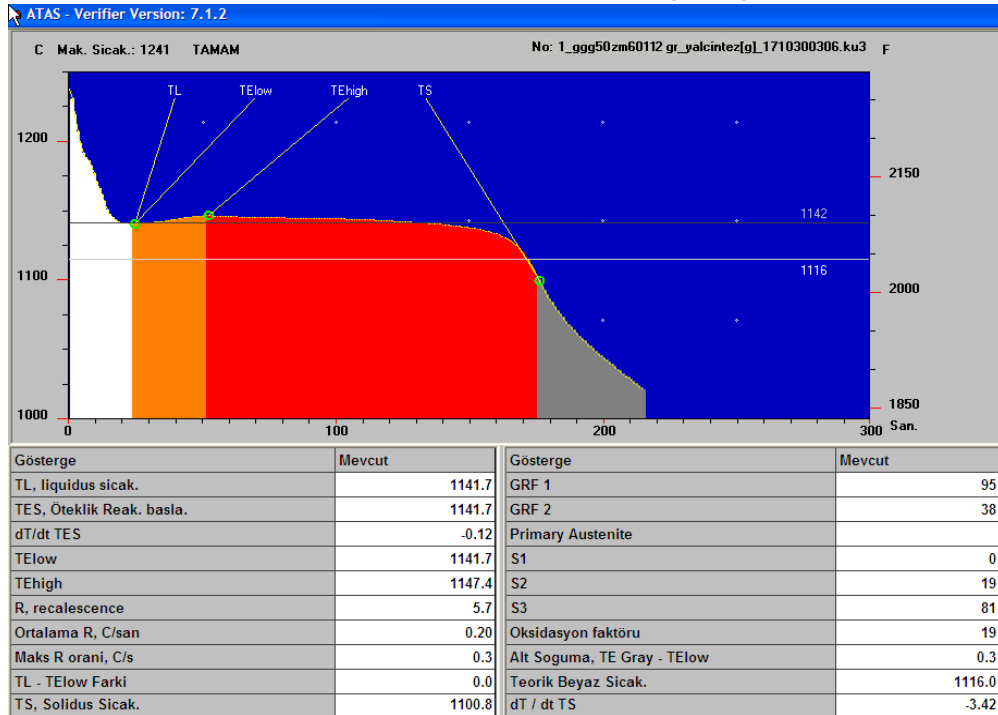
Resim 5.23. 17 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



Resim 5.24. 18 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



Resim 5.25. 19 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



Resim 5.26. 20 no'lu numune termal analiz soğuma eğrisi.



Resim 5.27. Termal analiz numuneleri.

#### 5.4. Deneysel Çalışma Verileri

Tablo 5.4.'de, 20 farklı numune için kullanılan malzeme, aşı tipi, aşı miktarı ve hangi numunede AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımı kullanılıp kullanılmadığı gösterilmiştir.



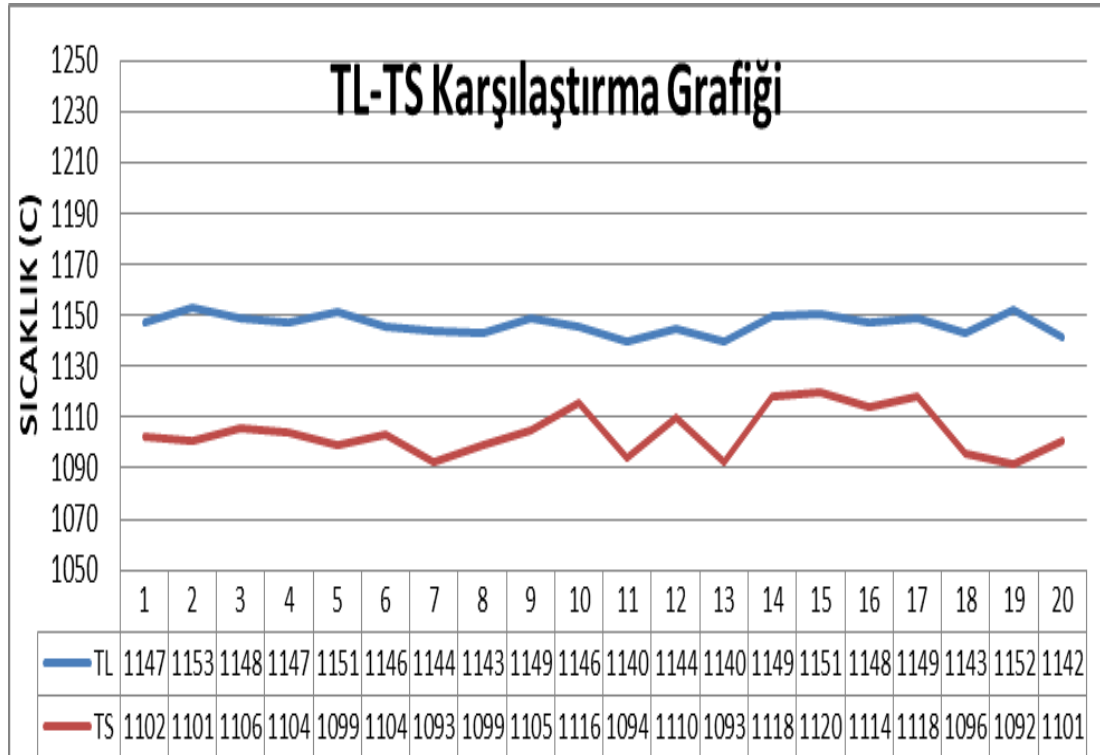
Tablo 5.4.Deneyde kullanılan numunelerin malzeme tipleri, aşı tipleri, miktarları ve AITiB kullanımı.

Numune	Döküm Malzemesi	Kullanılan Aşı Tipi	Kullanılan Aşı Miktarı (%)	AITiB Kullanımı (%0,5)
1	GGG40	SB-5	0,1	-
2	GGG40	SB-5	0,2	-
3	GGG40	SB-5	0,2	Var
4	GGG40	ZM-6	0,1	-
5	GGG40	ZM-6	0,2	-
6	GGG40	ZM-6	0,2	Var
7	GGG50	SB-5	0,1	-
8	GGG50	ZM-6	0,2	-
9	GGG40	SB-5	0,05	-
10	GGG40	ZM-6	0,05	-
11	GGG40	SB-5	0,05	Var
12	GGG40	ZM-6	0,05	Var
13	GGG40	SB-5	0,3	-
14	GGG40	ZM-6	0,3	-
15	GGG40	SB-5	0,4	-
16	GGG40	ZM-6	0,4	-
17	GGG50	ZM-6	0,1	-
18	GGG50	SB-5	0,2	-
19	GGG50	SB-5	0,3	-
20	GGG50	ZM-6	0,3	-

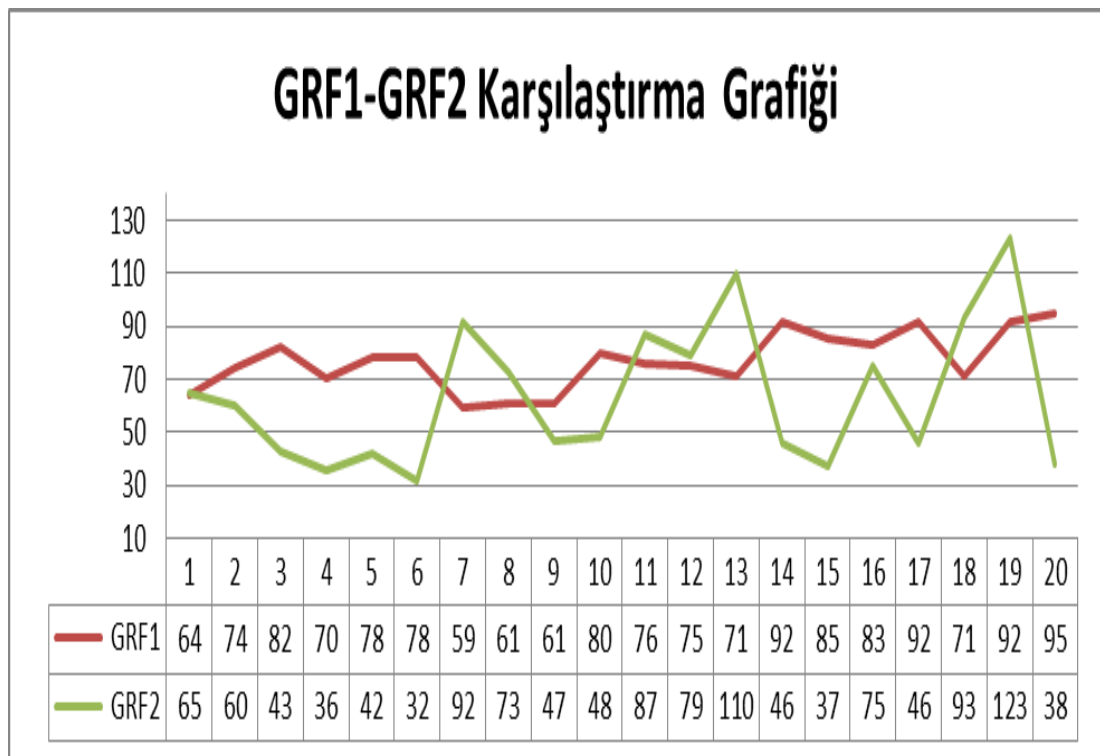
Yapılan deney çalışmasına göre numunelerin termal analiz cihazından elde edilmiş tüm verileri Tablo 5.5.'de gösterilmiştir.

Tablo 5.5. Termal analiz cihazından elde edilen veriler.

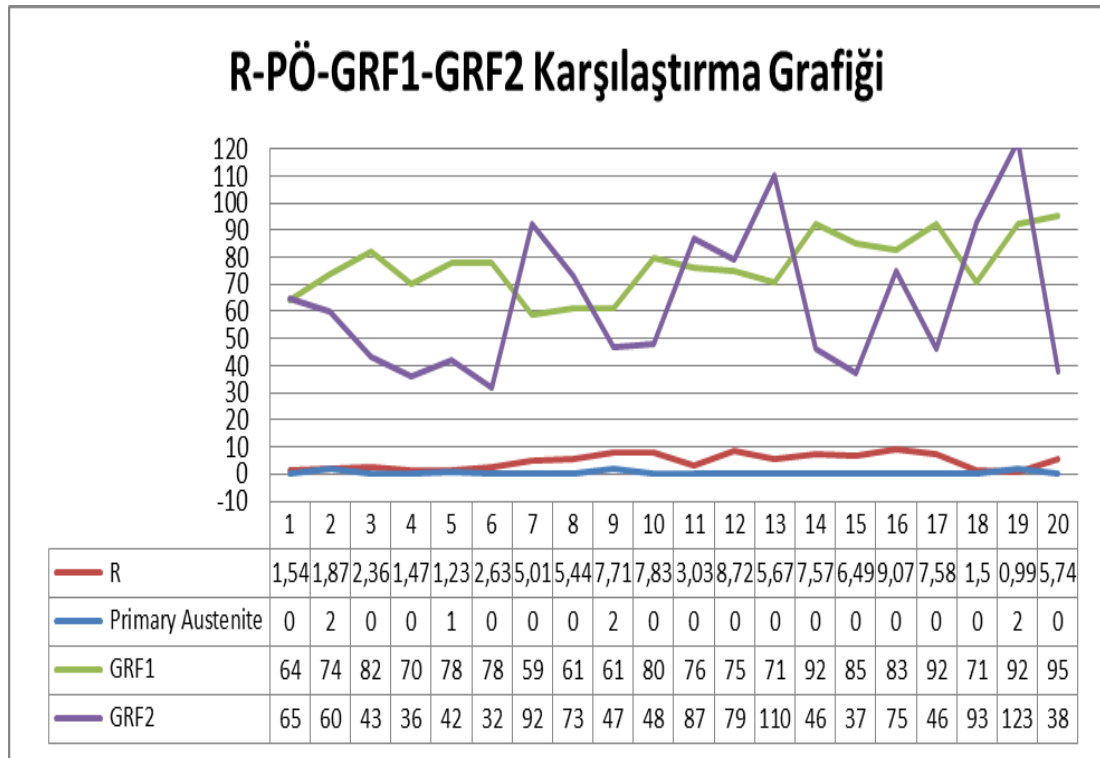
Numune No	ACEL (Karbon Eşdeğerliği)	C	TL	TS	TElow	TEhigh	R	S1
1	4,24	3,73	1146,9	1102,2	1146,9	1148,4	1,54	0
2	4,19	3,61	1152,6	1100,5	1147,6	1149,5	1,87	21
3	4,23	3,68	1148,4	1106	1148,4	1150,8	2,36	0
4	4,24	3,71	1147	1103,7	1147	1148,4	1,47	0
5	4,21	3,59	1151,1	1098,9	1147,7	1149	1,23	21
6	4,25	3,69	1145,7	1103,5	1145,7	1148,3	2,63	0
7	4,27	3,7	1143,8	1092,7	1143,8	1148,8	5,01	0
8	4,28	3,72	1142,7	1099,3	1142,7	1148,1	5,44	0
9	4,22	3,55	1149,2	1104,6	1144,1	1151,8	7,71	18
10	4,25	3,59	1145,8	1115,8	1145,8	1153,6	7,83	0
11	4,3	3,58	1140	1094,1	1140	1143,1	3,03	0
12	4,26	3,59	1144,4	1109,9	1144,4	1153,1	8,72	0
13	4,3	3,58	1139,9	1092,7	1139,9	1145,6	5,67	0
14	4,22	3,54	1149,4	1118	1149,4	1157	7,57	0
15	4,21	3,57	1150,8	1120	1150,8	1157,3	6,49	0
16	4,24	3,57	1147,5	1114,3	1147,5	1156,6	9,07	0
17	4,22	3,55	1149	1118,1	1149	1156,6	7,58	0
18	4,28	3,6	1143,1	1095,8	1144,4	1144,6	1,5	0
19	4,2	3,57	1152,1	1091,5	1147,4	1148,4	0,99	12
20	4,29	3,64	1141,7	1100,8	1141,7	1147,4	5,74	0
Numune No	S2	S3	GRF1	GRF2	Primary Austenite	dTdT <sub>S</sub>	Metallurgical Quality	Oxidation Factor
1	41	59	64	65	0	-2,62	38	41
2	24	55	74	60	2	-2,79	40	30
3	30	70	82	43	0	-3,21	58	30
4	39	61	70	36	0	-3,53	59	39
5	21	58	78	42	1	-3,26	49	27
6	33	67	78	32	0	-3,71	62	33
7	38	62	59	92	0	-2,48	40	38
8	41	59	61	73	0	-2,67	48	41
9	35	47	61	47	2	-2,84	58	43
10	34	66	80	48	0	-2,93	60	34
11	30	70	76	87	0	-2,3	63	30
12	34	66	75	79	0	-2,4	40	34
13	31	69	71	110	0	-2,09	47	31
14	24	76	92	46	0	-2,99	66	24
15	31	69	85	37	0	-3,31	56	31
16	29	71	83	75	0	-2,45	46	29
17	24	76	92	46	0	-2,94	65	24
18	35	65	71	93	0	-2,23	53	35
19	6	82	92	123	2	-1,91	64	7
20	19	81	95	38	0	-3,42	66	19



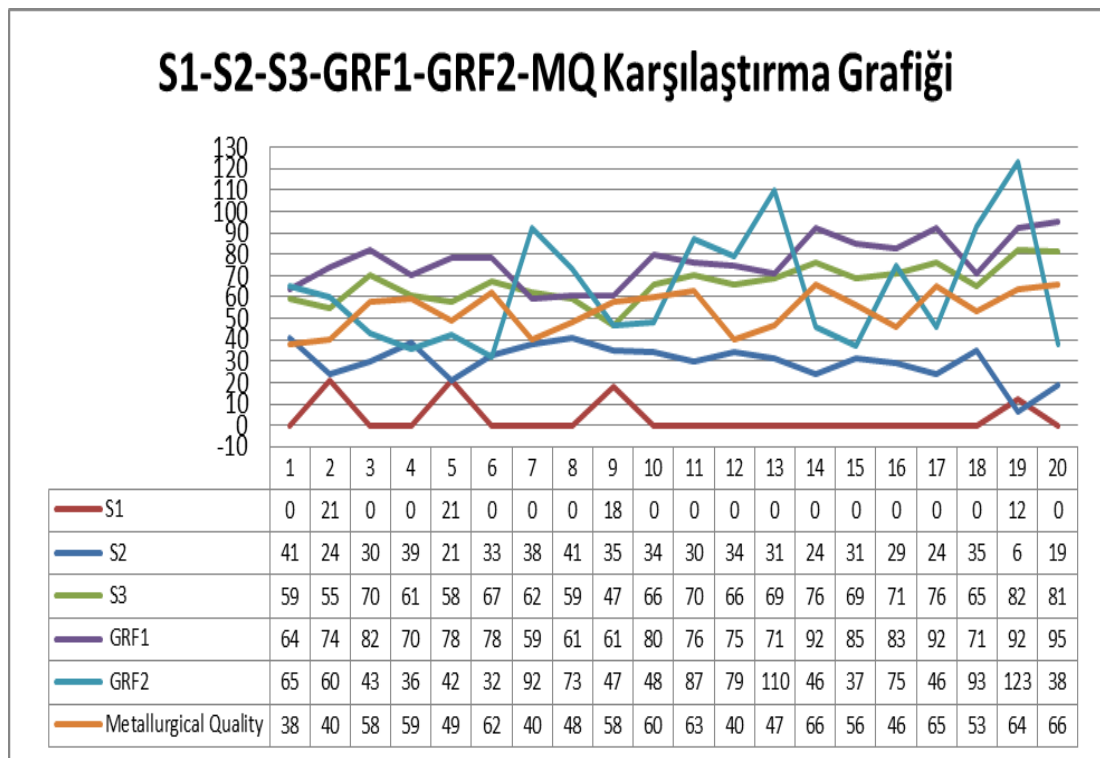
Şekil 5.1. TL-TS Karşılaştırma grafiği.



Şekil 5.2. GRF1-GRF2 Karşılaştırma grafiği.



Şekil 5.3. R Faktörü-Primer Östenit-GRF1-GRF2 karşılaştırma grafiği.



Şekil 5.4. S1-S2-S3-GRF1-GRF2-Metallurgical Quality karşılaştırma grafiği.

Tablo 5.5.'den görüleceği üzere termal analizde karbon miktarlarında (tabloda C ile belirtilmiştir) zaman zaman düşüş gözlemlenmiştir. Bunun nedeni 1.numunenin 1.pota ile dökülmesi ile nihai ocak karbon miktarının istenen seviyede olmasıdır (ilk ocak çıkışı karbon miktarı). Zaman ile eriyik içerisindeki karbon çözünmekte ve ocak içerisindeki karbon miktarında düşüş gözlemlenmektedir. Karbon miktarını dengelemek ve tekrar istenen seviyeye getirebilmek için zaman zaman ocağa karbon ilavesi yapılmıştır.

Yine Tablo 5.5.'den görüleceği gibi karbon miktarının düşmesi karbon eşdeğerliğini önemli miktarda değiştirmemektedir. Bunun sebebi ise; karbon miktarının düştüğü numune dökümlerinde yüksek aşılama miktarı kullanılmış olmasıdır, karbon eşdeğerliği formülü aşağıdaki gibidir;

$$CEV = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3}$$

Termal analiz numunelerinden alınan kesitlerden brinell sertliği ve mikroyapı incelemeleri yapılmıştır. Sertlik ölçümü ve mikroyapı incelemesi için numunelerden kesilen kesitler, zımparalanarak parlatılmıştır. Sertlik ölçümü için 5 mm. çelik küre çapına sahip 750 kg. yüklemeli Emcotest Duravision marka sertlik ölçme cihazı (son kalibrasyon tarihi 08.02.2019) (Resim 5.28.) kullanılmıştır.



Resim 5.28. Emtotest Duravision sertlik ölçme cihazı.

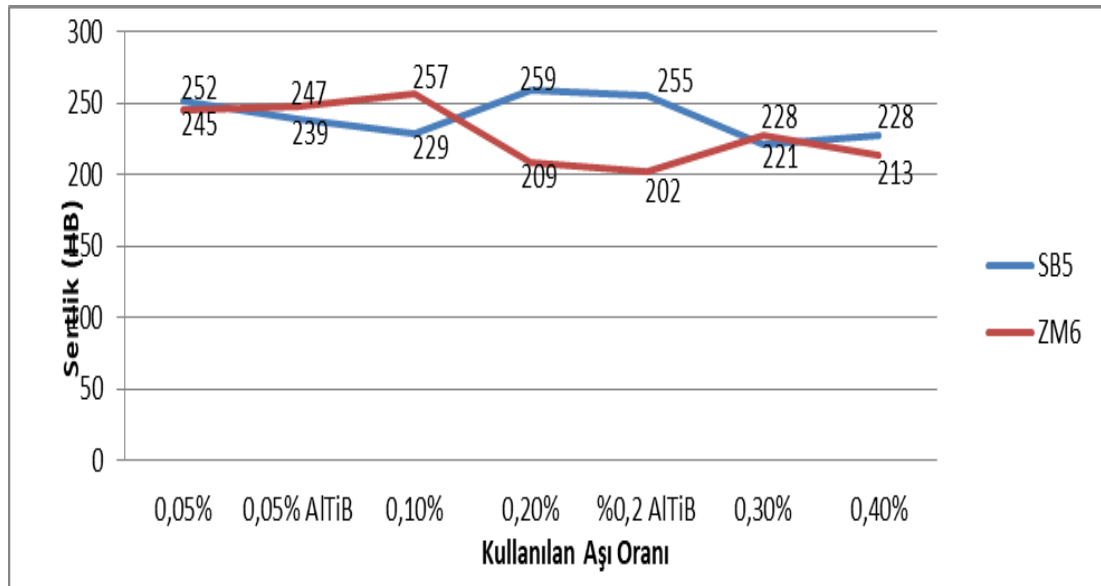


Resim 5.29. Numunelerden kesilen kesitler (1 ve 5' nolu numuneler mikroyapı ve sertlik incelemesi için).

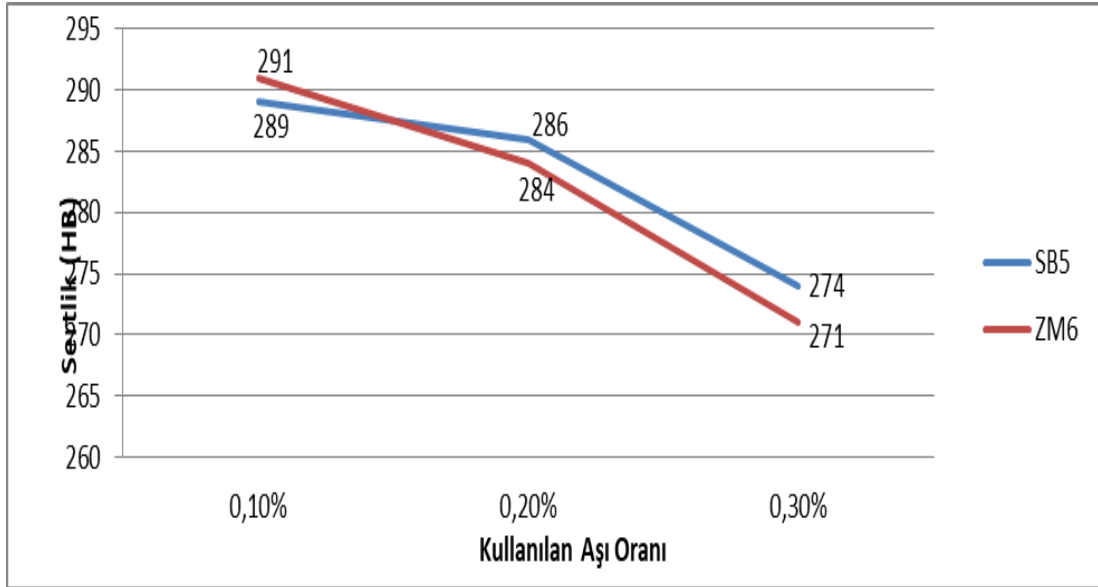
Numunelerden ölçülen sertlik değerleri Tablo 5.6.'da gösterilmiştir.

Tablo 5.6. Numuneler üzerinden alınan kesitlerin sertlik değerleri.

Ölçülen Sertlik Değeri (HB)	
1.Numune	229
2.Numune	217
3.Numune	230
4.Numune	257
5.Numune	231
6.Numune	238
7.Numune	289
8.Numune	284
9.Numune	252
10.Numune	266
11.Numune	265
12.Numune	277
13.Numune	207
14.Numune	215
15.Numune	197
16.Numune	205
17.Numune	291
18.Numune	281
19.Numune	274
20.Numune	271



Şekil 5.5. GGG40 Malzemede 2 Farklı tip aşînın değişik oranlarda kullanılarak elde edilen sertlik değerlerinin karşılaştırılması.



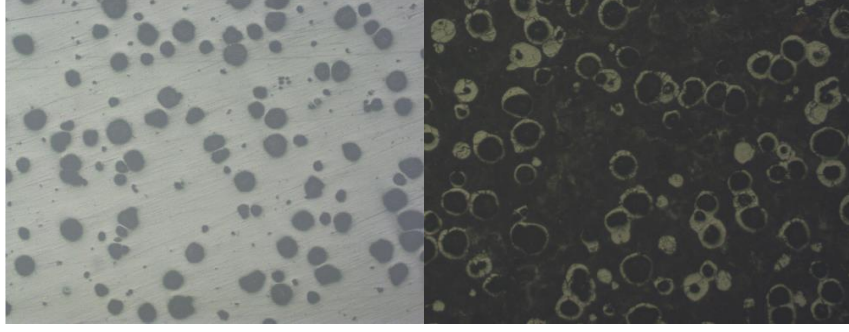
Şekil 5.6. GGG50 Malzemede 2 Farklı tip aşuın değişik oranlarda kullanılarak elde edilen sertlik değerlerinin karşılaştırılması.

Numunelerin mikroyapıları dağlanmış ve dağlanmamış olarak Nikon MA100 marka optik metal mikroskobu (Resim 5.30.) ile incelenmiştir (tüm numuneler 100x büyütmede incelenmiştir.). Dağlama sıvısı olarak Nital: 450 ml. etanol + 50 ml. nitrik asit kullanılmıştır.

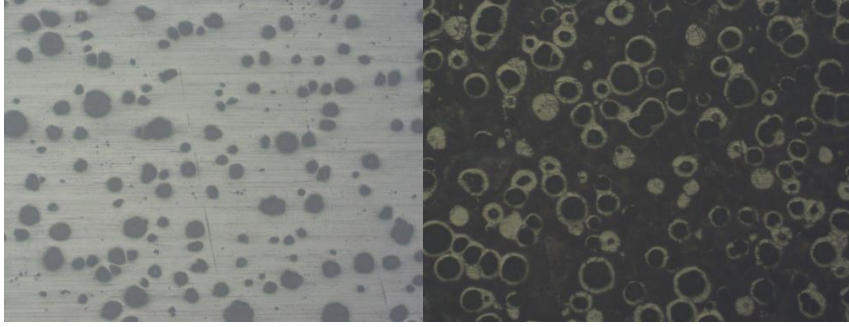


Resim 5.30. Nikon marka MA100 model optik metal mikroskobu.

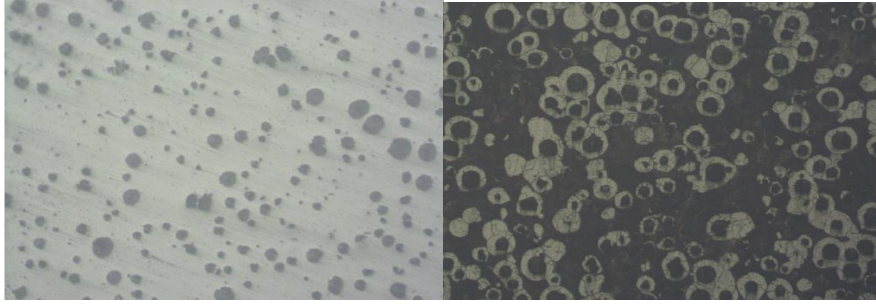




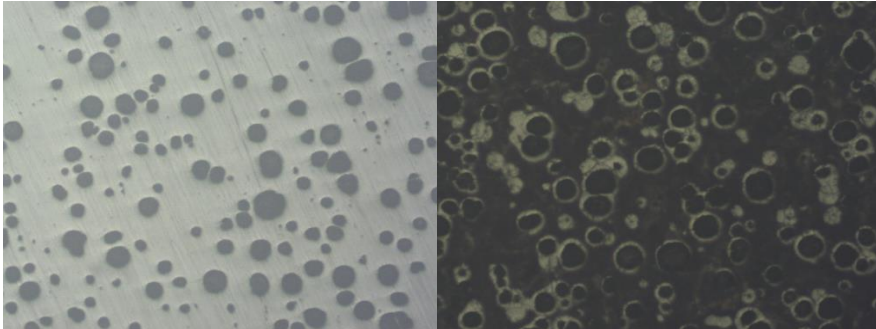
Resim 5.31. 1 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



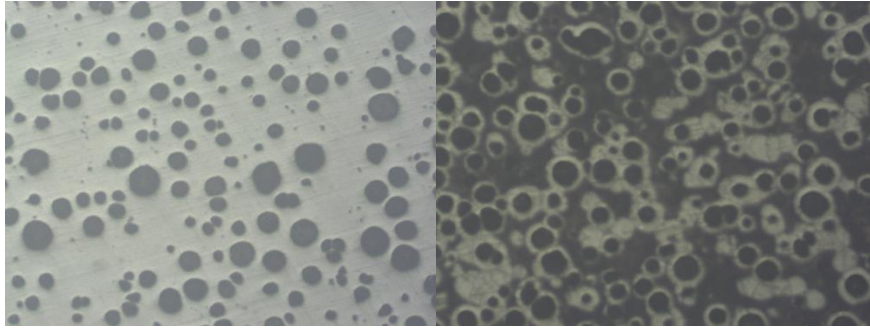
Resim 5.32. 2 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



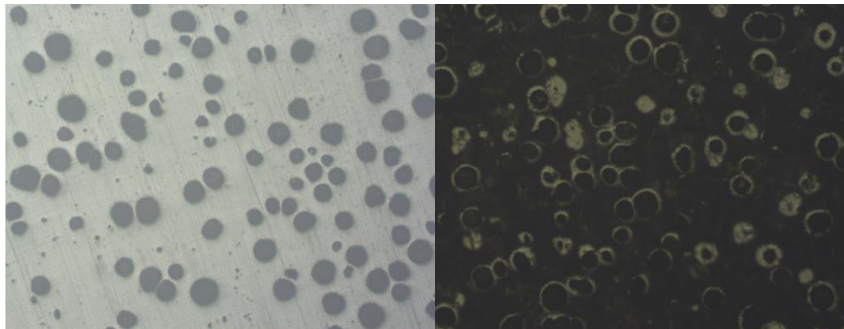
Resim 5.33. 3 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



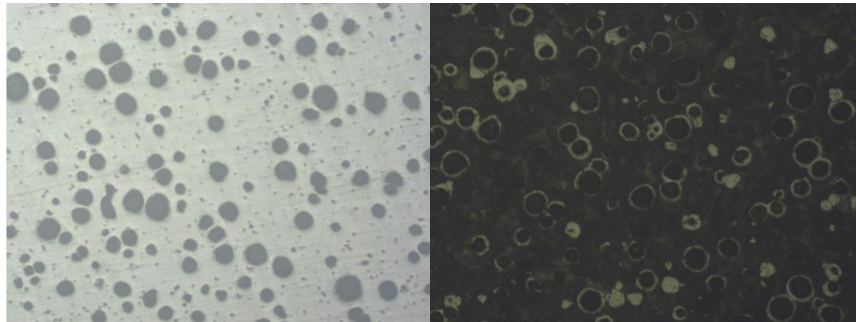
Resim 5.34. 4 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



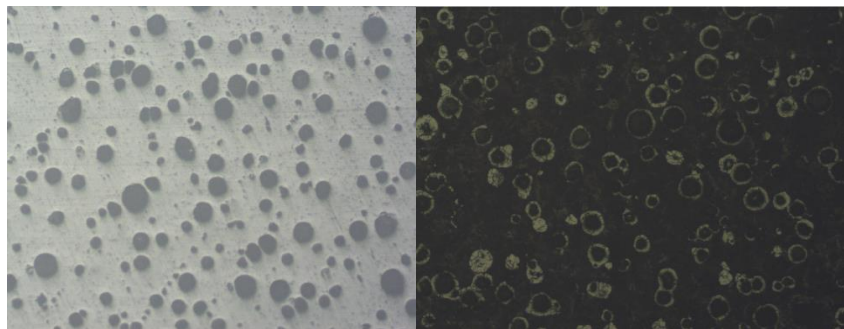
Resim 5.35. 5 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



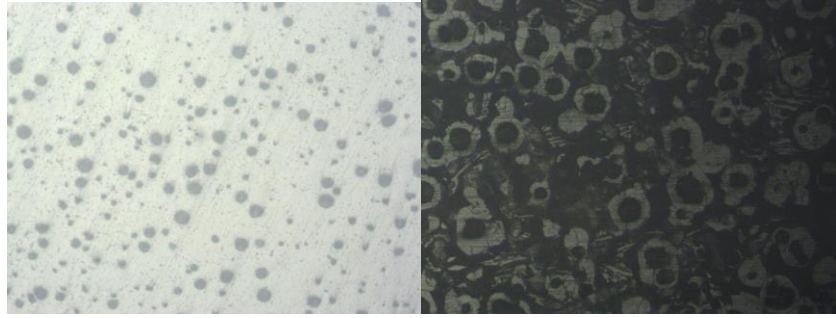
Resim 5.36. 6 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



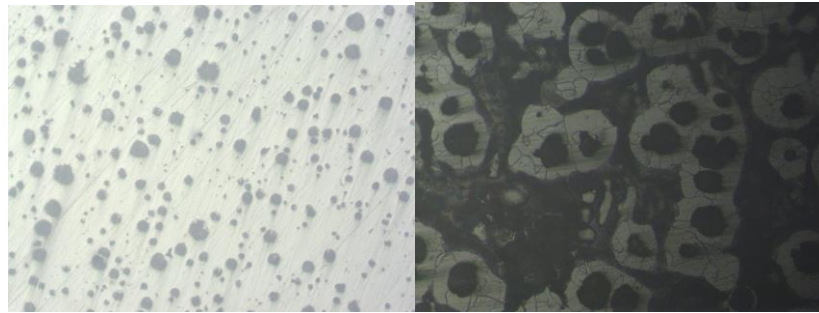
Resim 5.37. 7 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



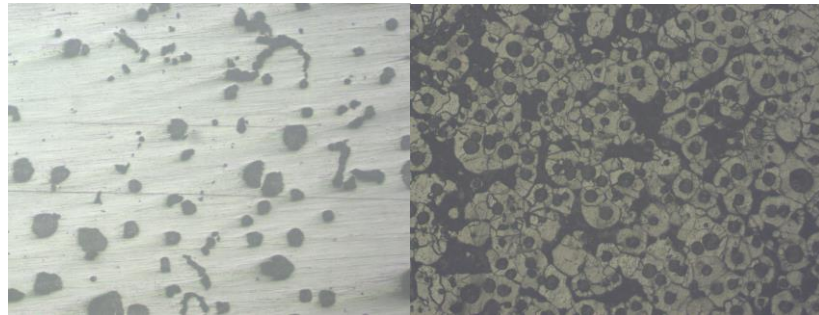
Resim 5.38. 8 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



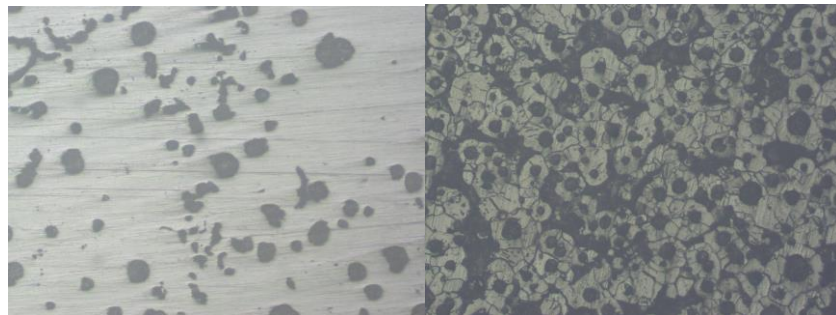
Resim 5.39. 9 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



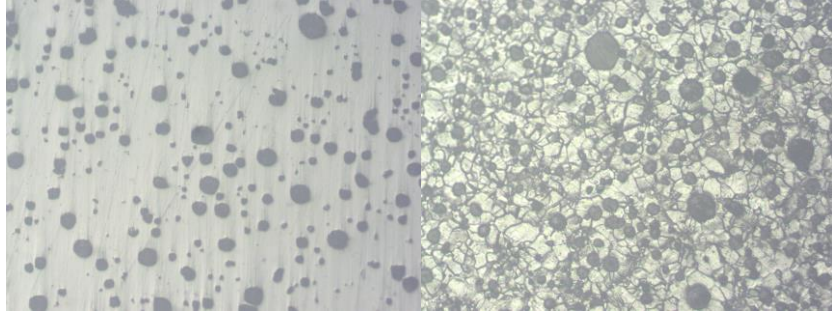
Resim 5.40. 10 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



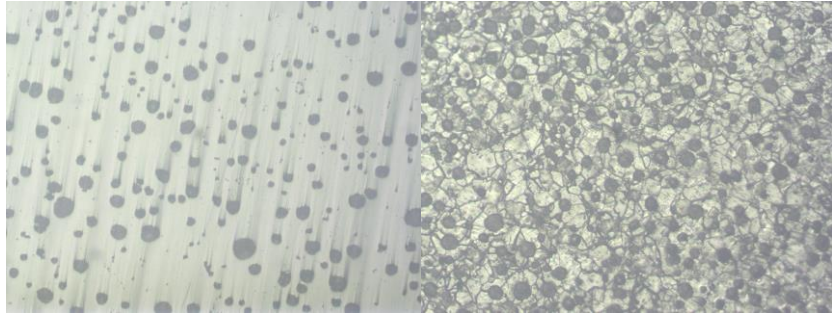
Resim 5.41. 11 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



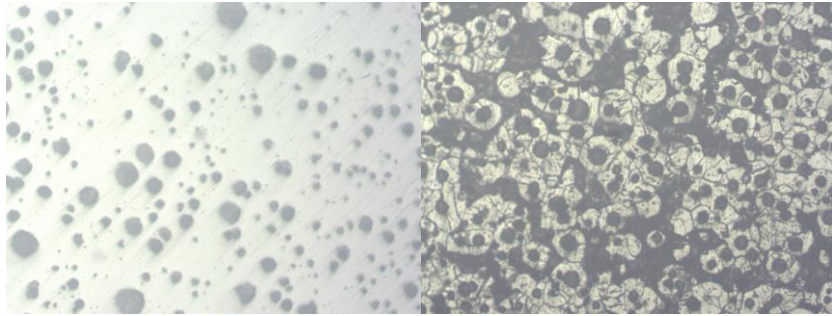
Resim 5.42. 12 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



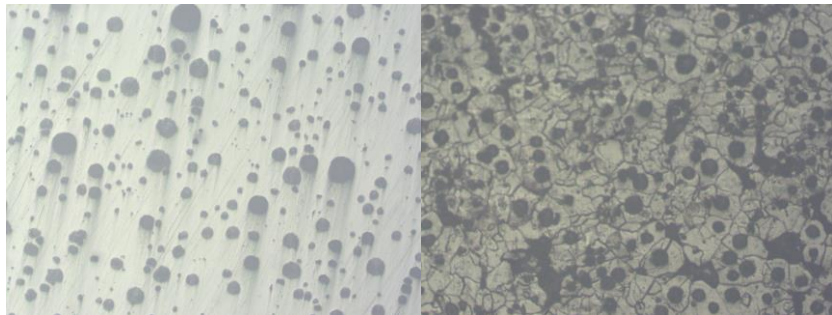
Resim 5.43. 13 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



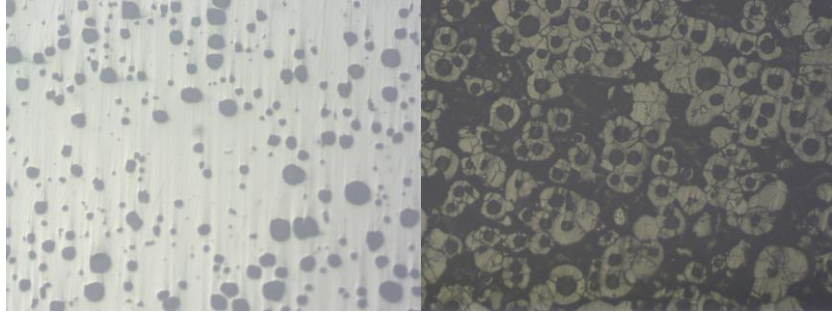
Resim 5.44. 14 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



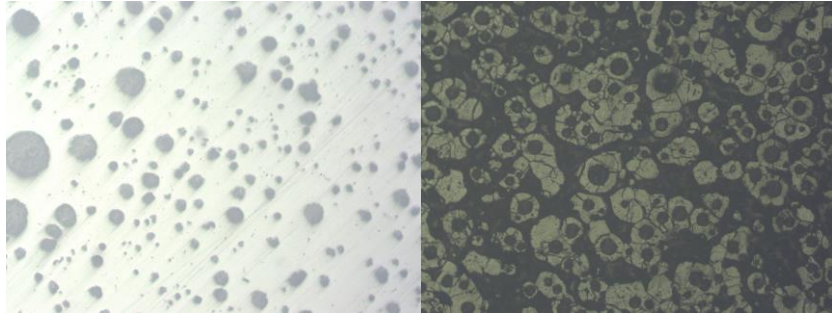
Resim 5.45. 15 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



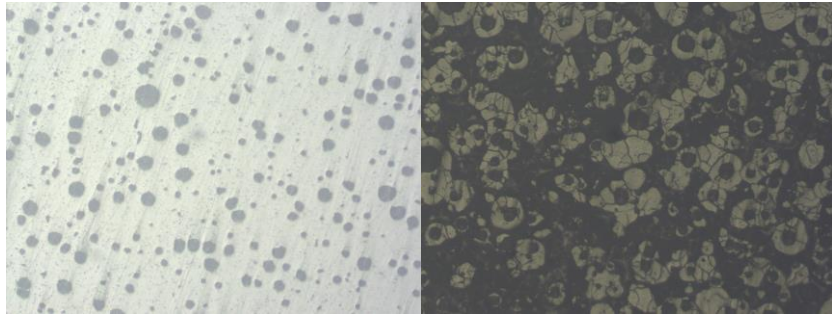
Resim 5.46. 16 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



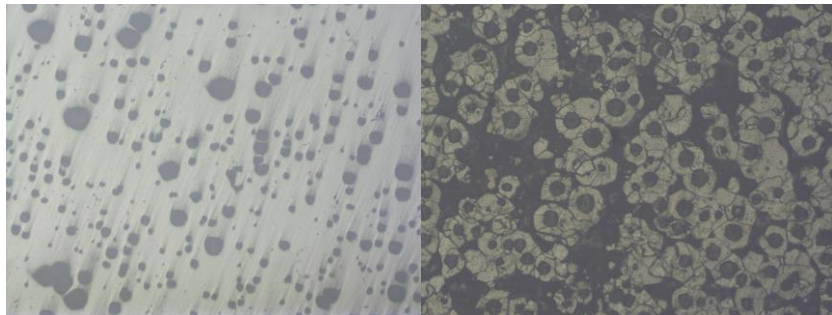
Resim 5.47. 17 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



Resim 5.48. 18 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).

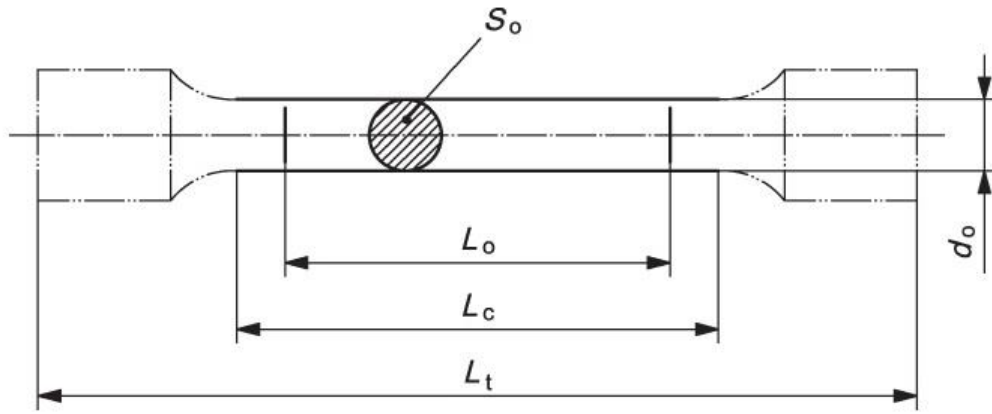


Resim 5.49. 19 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).



Resim 5.50. 20 no'lu numune mikroyapıları 100x (dağlanmamış - dağlanmış).

Tüm numunelerde mekanik özellikleri tayin edebilmek için çekme çubuğu hazırlanmıştır. TSE EN ISO 6892-1: 2016 standartlarına uygun (Resim 5.51.) numune alınabilecek döküm kalıbı cold box maça ile üretilmiştir. Çekme çubuğu döküm numuneleri, torna tezgahına bağlanarak  $L_0=70$  mm.,  $d_0=14$  mm. ve M20x2,5 mm. boyutlarında işlenmiş ve çekme testi cihazına uygun numuneler hazırlanarak çekme testleri yapılmıştır.



Resim 5.51. TSE EN ISO 6892-1: 2016 standardına göre çekme deneyi numunesi (küresel grafitli dökme demir numunesi).

Çekme test cihazı olarak Alşa marka 30 ton'luk PLC-Hidrolik kontrollü çekme cihazı (son kalibrasyon tarihi 22.02.2019) (Resim 5.52.) kullanılmıştır.



Resim 5.52. Alþa marka çekme cihazı.



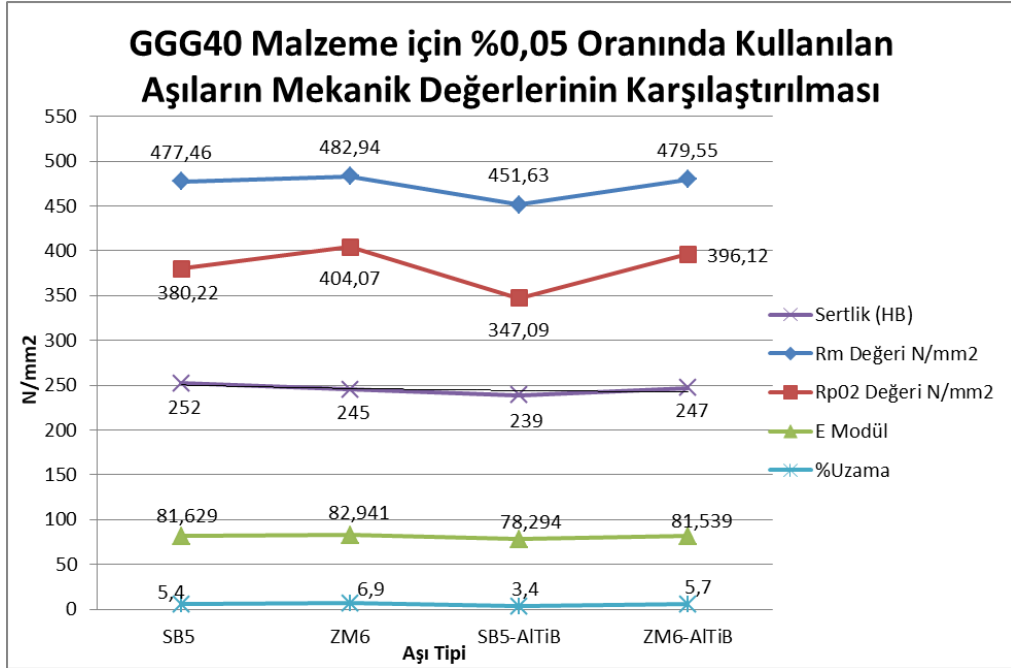
Resim 5.53. Ekstansiyometre cihazı.

Deney hızı 20mm/dk. olup, uzamadaki değişimi hassas bir şekilde ölçmek için ekstansiometre (son kalibrasyon tarihi 22.02.2019) (Resim 5.53.) kullanılmıştır.

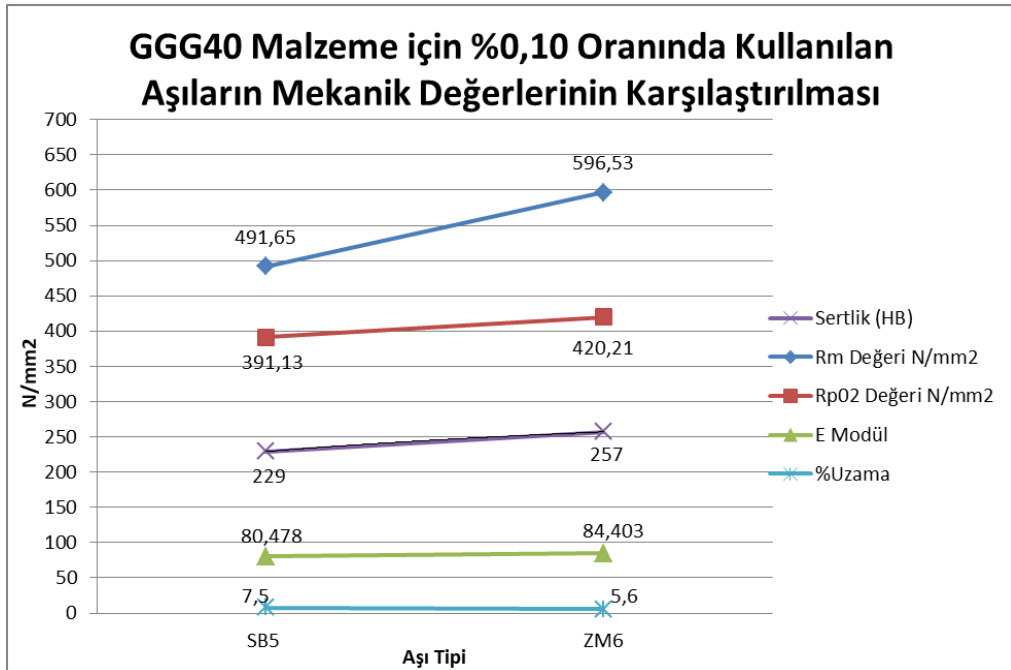
Tablo 5.7. Numunelerin çekme testi sonuçları.

Numune	Rm Değeri (N/mm <sup>2</sup> )	% Uzama	Rp02 Değeri (N/mm <sup>2</sup> )	E Modül Değeri (N/mm <sup>2</sup> )
1	491,65	7,5	391,13	80,478
2	500,81	5,8	380,32	83,150
3	441,34	3,6	360,04	83,150
4	596,53	5,6	420,21	84,403
5	626,93	8,4	434,67	76,898
6	456,33	8	303,06	79,772
7	617,39	4,8	455,59	76,336
8	664,84	8,1	455,94	75,463
9	477,46	5,4	380,22	81,629
10	482,94	6,9	404,07	82,941
11	451,63	3,4	347,09	78,294
12	479,55	5,7	396,12	81,539
13	539,48	7,8	396,47	82,384
14	631,45	9	451,93	77,839
15	627,34	8,3	421,57	80,395
16	649,93	9,7	460,84	79,128
17	642,74	5,6	472,50	82,649
18	628,46	5,2	447,59	79,639
19	639,59	6,7	475,45	81,379
20	677,74	11,24	477,92	80,457

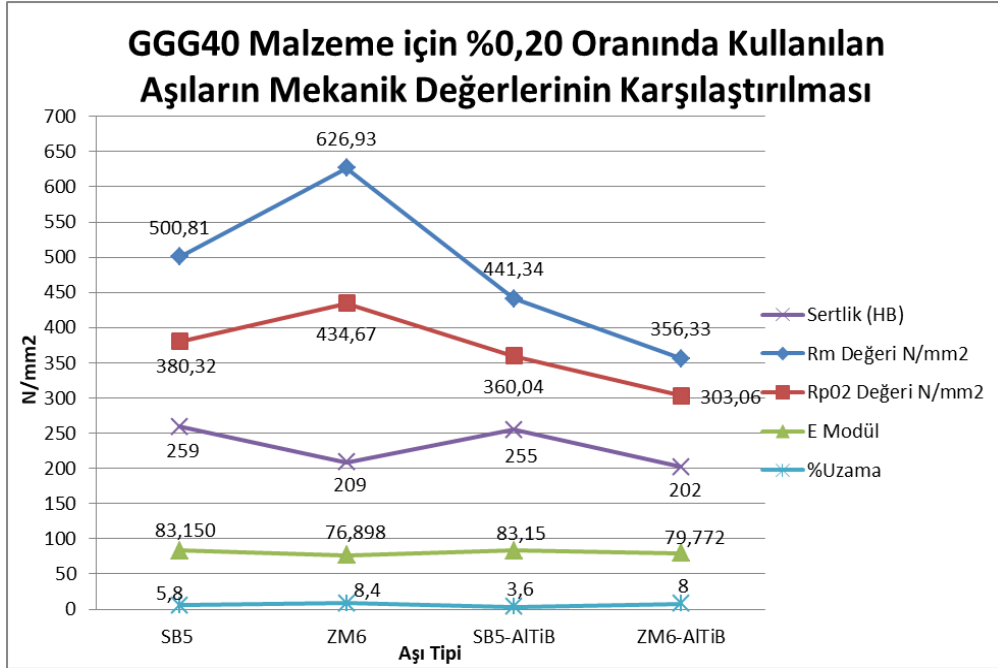




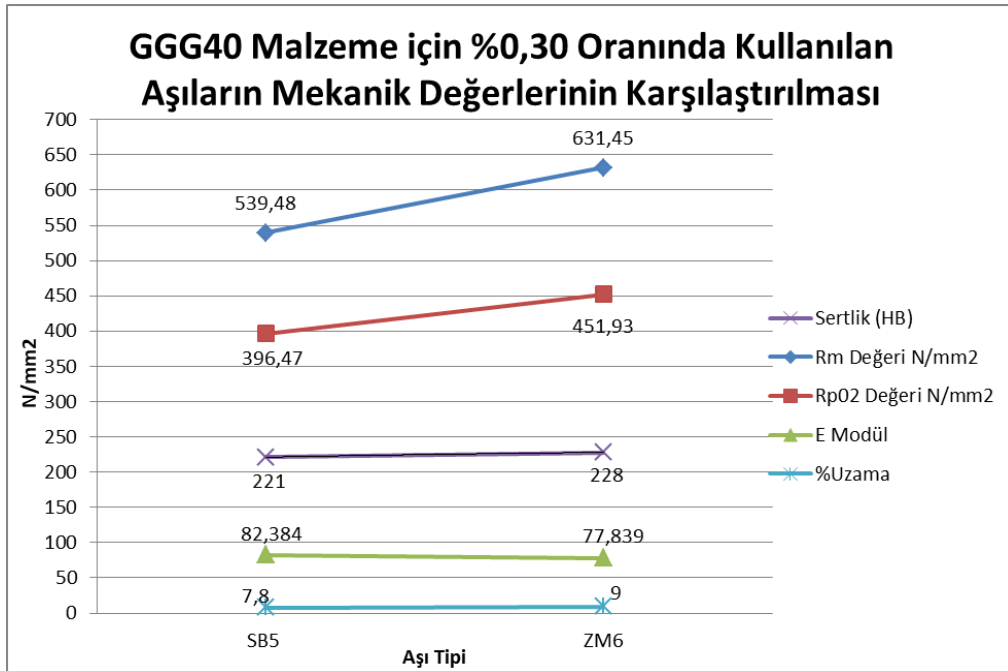
Şekil 5.7. GGG40 Malzeme için, farklı aşı tiplerinin %0,05 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



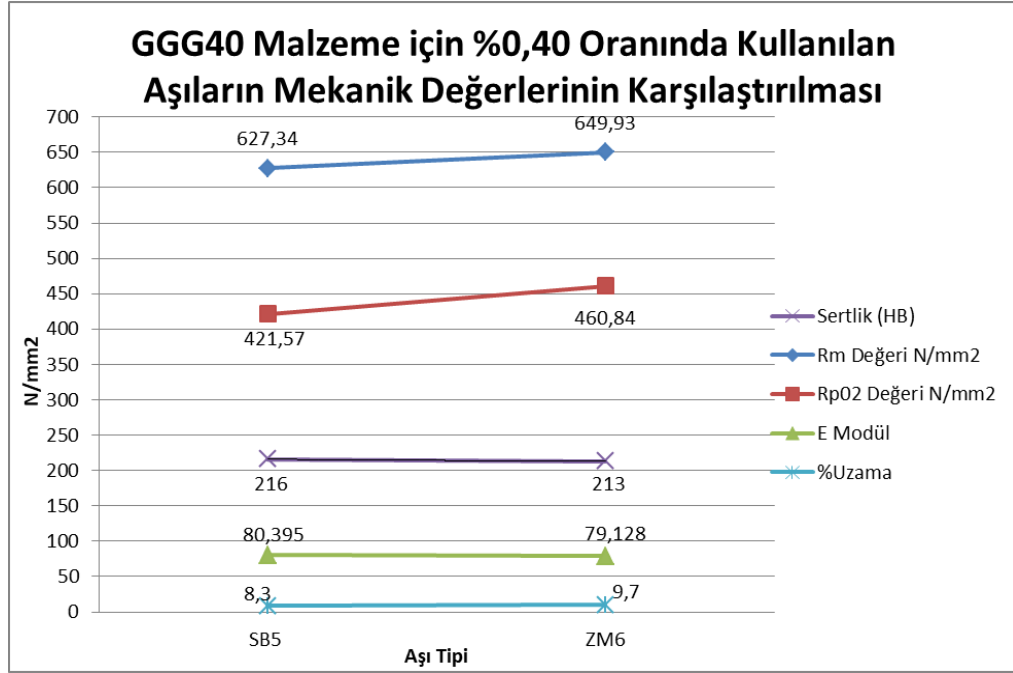
Şekil 5.8. GGG40 Malzeme için, farklı aşı tiplerinin %0,10 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



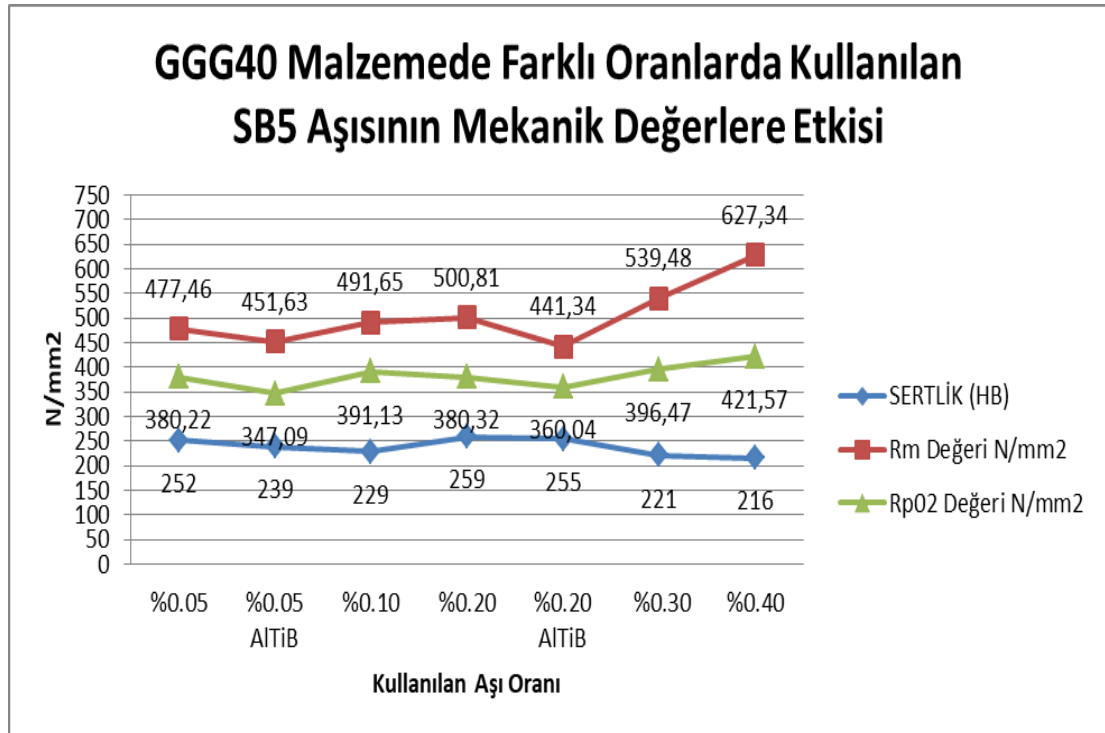
Şekil 5.9. GGG40 Malzeme için, farklı aşı tiplerinin %0,20 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



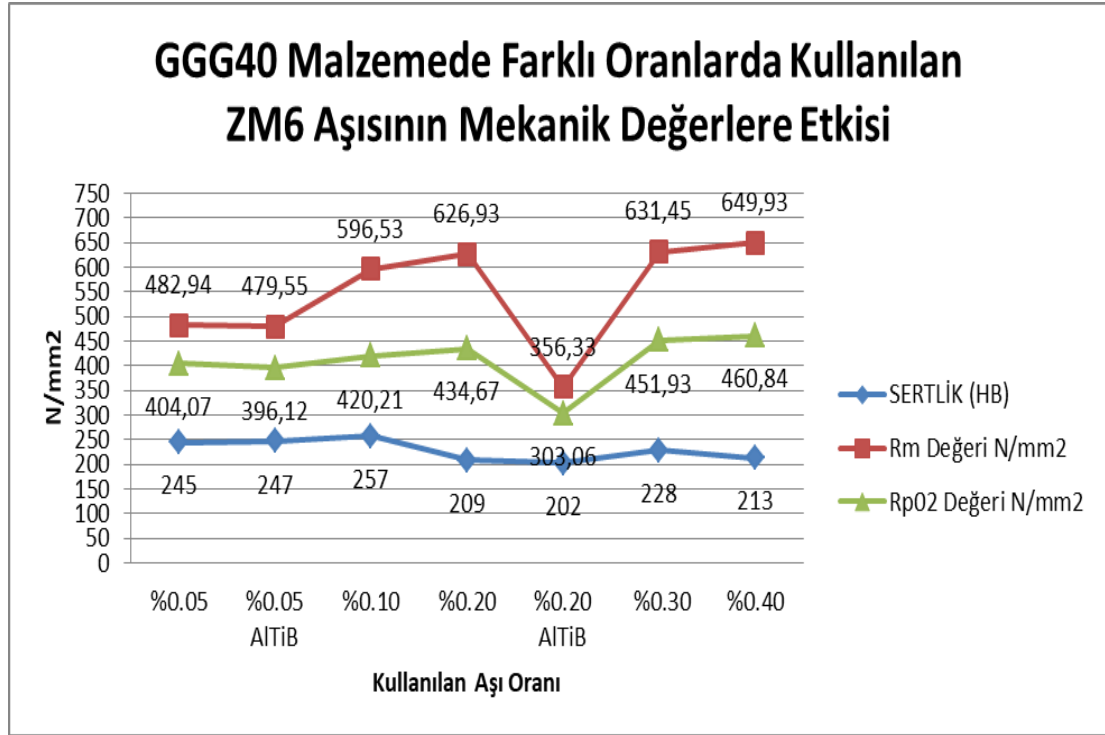
Şekil 5.10. GGG40 Malzeme için, farklı aşı tiplerinin %0,30 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



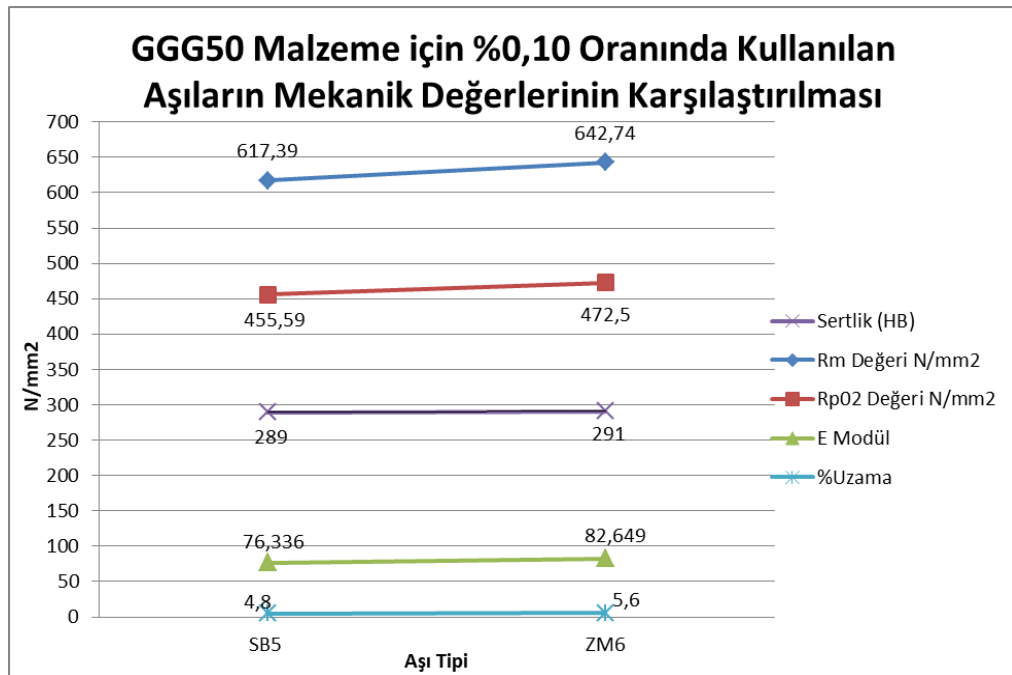
Şekil 5.11. GGG40 Malzeme için, farklı aşı tiplerinin %0,40 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



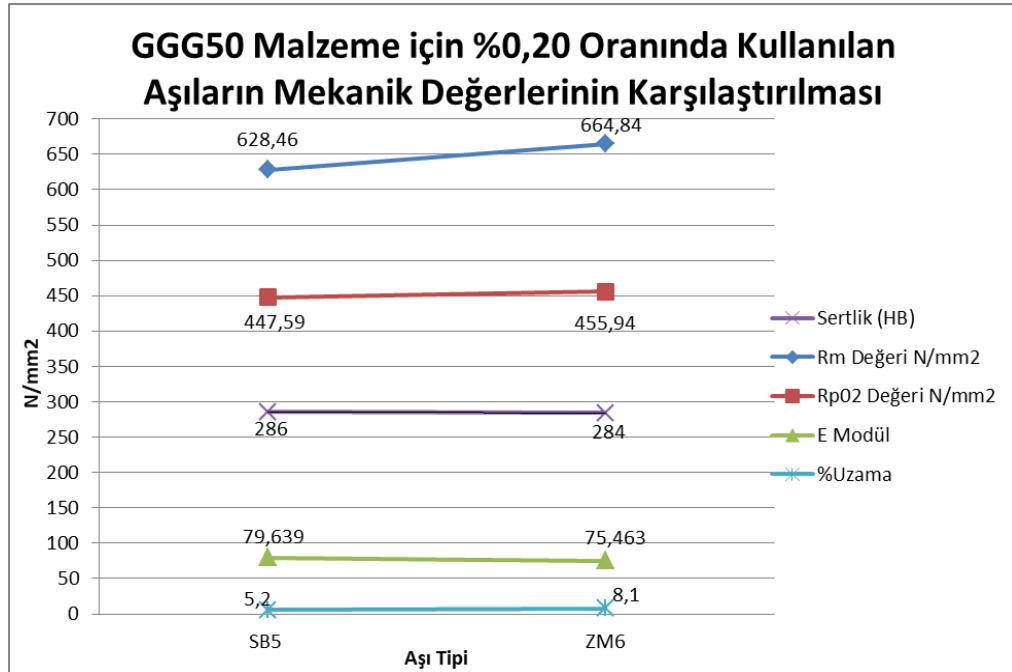
Şekil 5.12. GGG40 Malzeme için, farklı oranlarda kullanılan SB5 aşısının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



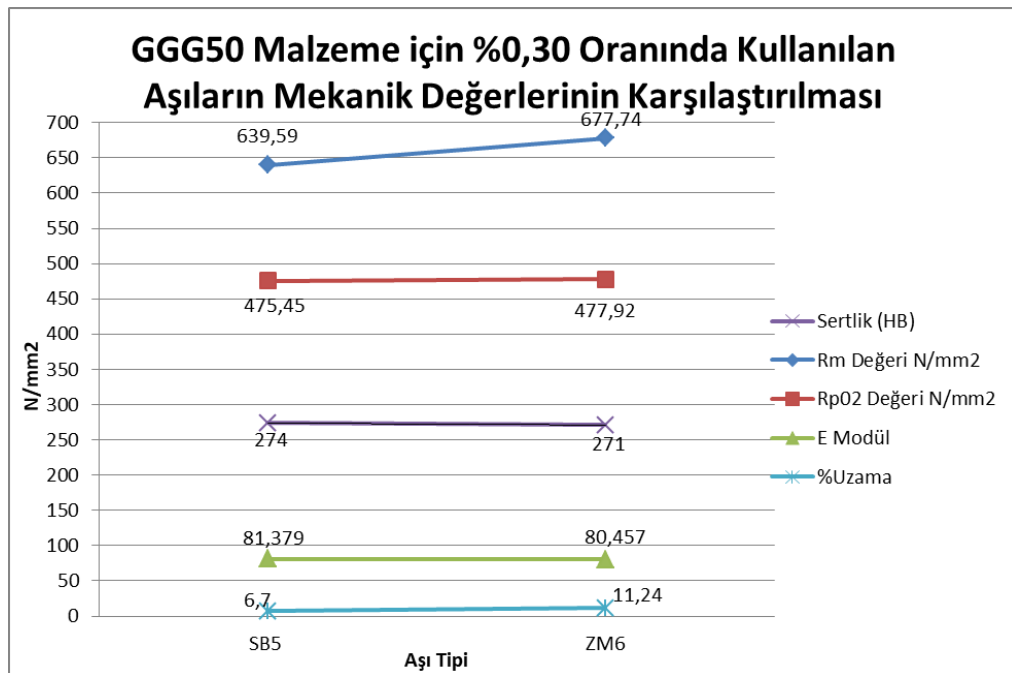
Şekil 5.13. GGG40 Malzeme için, farklı oranlarda kullanılan ZM6 aşısının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



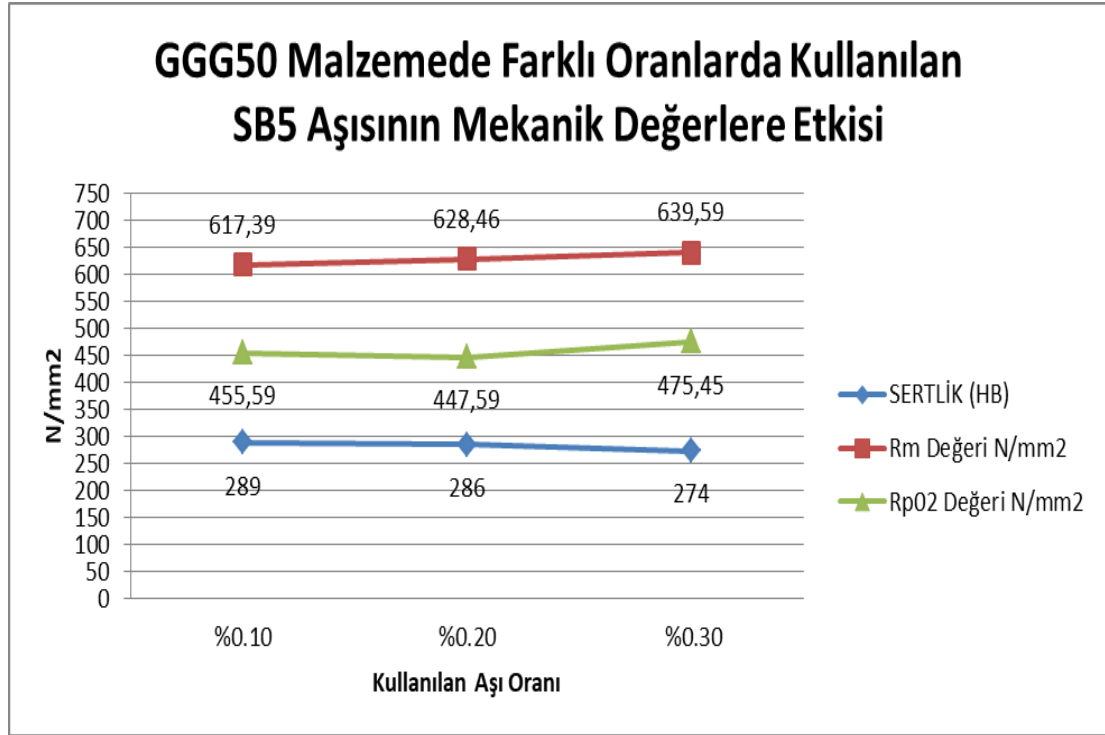
Şekil 5.14. GGG50 Malzeme için, farklı aşı tiplerinin %0,10 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



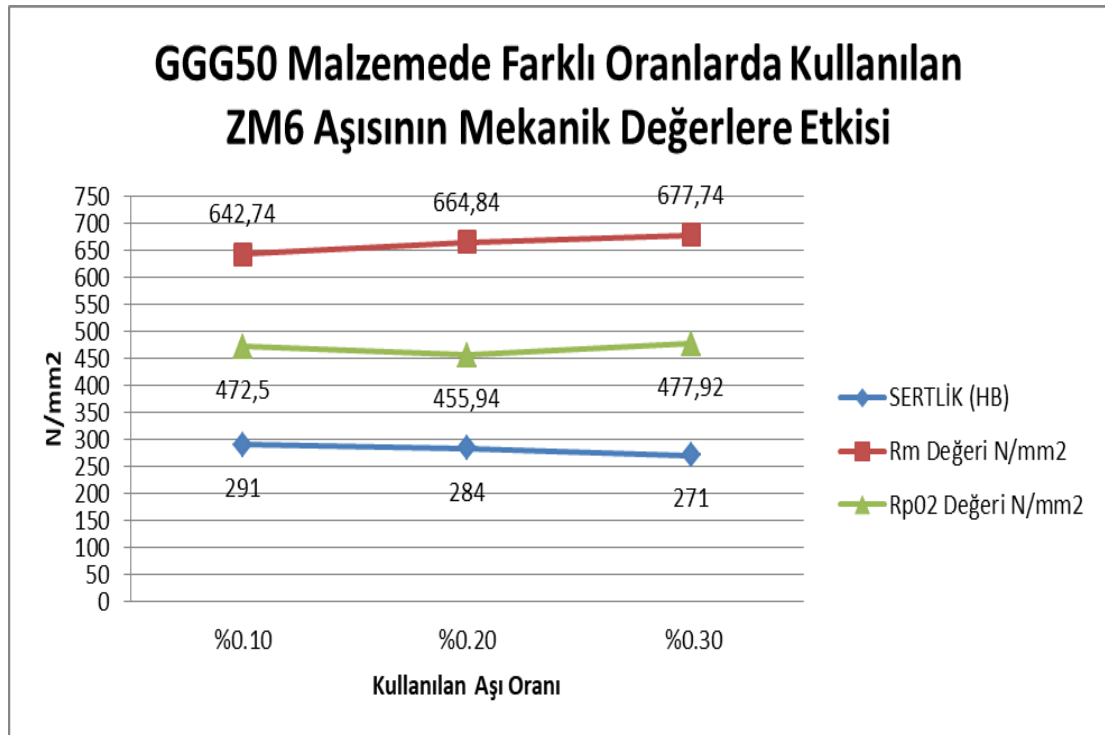
Şekil 5.15. GGG50 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,20 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



Şekil 5.16. GGG50 Malzeme için, farklı aş tiplerinin %0,30 oranında kullanılmasının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



Şekil 5.17. GGG50 Malzeme için, farklı oranlarda kullanılan SB5 aşısının mekanik değerlere etkisinin grafiği.



Şekil 5.18. GGG50 Malzeme için, farklı oranlarda kullanılan ZM6 aşısının mekanik değerlere etkisinin grafiği.

## 5.5. Deneysel Sonuçlar Ve Tartışma

Küresel grafitli dökme demir üretimi için Sfero piki, Ç1 piki, elik hurda paket malzemesi, %90 tenöre sahip karbon, %65 tenöre sahip silisyum, %70 tenöre sahip mangan, %95 saflıkta bakır ve %99 saflıkta kalay kullanılmıştır. Sfero pikinin, Ç1 pikinin, elik hurda paketin ocak kimyasal analiz sonuçları Tablo 5.1.'de verilmiştir. Magnezyum ile küreselleştirme işleminde potada sandviç metodu ile yapılmış, her malzeme için (GGG40 ve GGG50) aşılama malzemeleri ise hassas terazi ile tartılıp hem çekme çubuğu maça kalıbına, hem de quickcab içerisine eklenmiştir.

Nihai kimyasal analiz, aşılama ve AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) ile yapılan takviye malzemelerden sonra çekme, sertlik, mikroyapı ve termal analiz döküm numuneleri ile beraber dökülmüştür. Dökümü yapılan analiz numunelerinin 80 mesh'lik kaba zımparalama sonrası kimyasal analizi spektrometre ile kontrol edilmiştir (Tablo 5.2).

Numunelerin grafit morfolojisi optik mikroskopta incelenmiş ve Resim 5.39. (GGG40 9 no'lu numune %0,05 oranında SB5 ile aşılama ) ve Resim 5.45.'de (GGG40 15 no'lu numune %0,40 oranında SB5 ile aşılama) görülen aynı tip malzemede farklı oranlarda kullanılan aşılama ile birlikte Resim 5.45.'deki mikroyapıda (GGG40 15 no'lu numune %0,40 oranında SB5 ile aşılama) küresel grafitlerin arttığı ve grafit küre boyutlarının eş dağılım gösterdiği görülmüştür. Ayrıca yine aynı numune için perlit-ferrit oranı göz önüne alındığında 9 no'lu numunenin perlit oranının 15 no'lu numuneye göre arttığı görülmüştür, buradan çıkarılacak sonuç; aşı miktarı düştükçe (aşı tipine bağımlı olmaksızın) perlit oranı artmaktadır denilebilir.

3. ve 4. no'lu numunelerin mikroyapıları karşılaştırıldığında 3 no'lu numunede AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımı kullanılmış ve küresel grafit çaplarının küçüldüğü (Resim 5.33.) görülmüştür, Ayrıca 11 ve 12 no'lu %0,05 oranında farklı tiplerde (SB5 - ZM6) aşı kullanılarak %0,5 oranında AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımlandırılması yapılmıştır, bu numunelerin

mikroyapıları incelendiğinde (Resim 5.41. – Resim 5.42.) küresel grafitlerin bozulduğu (compact grafit), görülmüştür. AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımı dökme demir bünyesine katıldığında küresel grafit yapısını bozma eğiliminde olduğu söylenebilir. Tablo 5.5.'de gösterilen termal analiz sonucuna göre hesaplanan karbon eşdeğerlikleri her iki numunede (3. ve 4. no'lu numuneler) birbirine çok yakın olmasına rağmen, termal analiz soğuma eğrileri kıyaslandığında S2 alanı (TElow ile TEhigh arasında kalan birincil grafit oluşum bölgesi) 4.no'lu numunenin soğuma eğrisinde daha geniştir (Resim 5.10). Tablo 5.7.'deki mekanik özellikler tablosunda 4.'no lu numunenin AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımı içeren 3.no'lu numuneden çok daha üstün mekanik özellikler sergilediği tespit edilmiştir. Her iki numune için (3. ve 4. No'lu numuneler) karbon eşdeğerlikleri sabit ya da benzerken AlTiB alaşımlama ilavesi çekme ve uzama değerlerini ciddi anlamda etkilemiştir.

5. ve 6. no'lu numuneler için 3. ve 4.no'lu numunelerdeki sistemin aynısı meydana gelmiştir. Termal analiz ile karbon eşdeğerlikleri birbirine çok yakın olan bu iki numune için yine AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımlandırılması yapılmış, fakat AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımlandırılması yapılan 6. no'lu numunenin mikroyapısında küresel grafitlerin azaldığı, dolayısı ile mekanik özelliklerin düştüğü tespit edilmiştir (Tablo 5.7.). Termal analiz soğuma eğrilerine göre de GRF2 faktörü (bu faktör son anda kalan sıvı bölgelerde oluşan ikincil grafit miktarının fazlalığını göstermektedir.) 5.no'lu numunede 42 değerine sahipken, 6.no'lu numunede 32 değerine sahiptir.

İlk 6 numunede GGG40 standardı alaşımsız malzemeler ile çalışılmıştır. 7 ve 8.no'lu numunelerde ise GGG50 standardına göre mangan, bakır ve kalay ile alaşımlandırma yapılarak iki farklı tip aşı, farklı miktarlarda kullanılarak karbon eşdeğerliği ve mekanik özelliklerin değişimi irdelenmiştir. Termal analiz sonucuna göre bu iki numune kıyaslandığında karbon eşdeğerlikleri arasında neredeyse bir fark yoktur. Aşılama miktarının %0,1 oranında artması, karbon eşdeğerliği miktarını neredeyse hiç etkilememiş fakat mekanik değerlere bakıldığında daha yüksek miktarda aşılama yapılan 15 ve 16 no'lu numunelerde değer artışları görülmüştür.



## 5.6. Sonuçlar

Küresel grafitli dökme demirin mikroyapısını ve mekanik özelliklerini irdeleyebilmek için bu çalışmada, farklı tip aşılar ve farklı tip malzemeler kullanılarak termal analiz yöntemi ile karbon eşdeğerliği hesaplanmaya çalışılmış, karbon eşdeğerliğinin değişimi ile de malzemenin mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Yapılan çalışmalar da hem üretim kolaylığı hem maliyet hem de mekanik ve morfolojik olarak, alaşım elementi içermeyen numune ve mangan, bakır ve kalay ile alaşımlanmış numuneler kullanılmıştır.

- a) Karbon eşdeğerliği açısından incelendiğinde, en düşük karbon eşdeğerliğine sahip numune 2.no'lu numunedir. Kullanılan aşı miktarı (%0,20) fazla olmasına rağmen karbon eşdeğerliği diğer numunelere göre düşük kalmıştır. Buna rağmen mekanik değerlerde bir düşüş görülmemiştir.
- b) Mikroyapı açısından incelendiğinde, AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımlandırmasının küreselliği bozduğunu, küre çaplarını küçülttüğü söylenebilir. 3.no'lu numunenin mikroyapısına bakıldığında küre çaplarının küçüldüğü, ayrıca %0,20 oranında aşı kullanılan numunelerde aşı tipine bağlı olmaksızın ferritik yapının diğer numunelere göre daha fazla olduğu görülebilir. Ayrıca 11. ve 12.no'lu numunelerde aşı miktarının azalması ve AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımlandırılması sonucunda küresel grafitlerin bozulduğu ve küresel grafit yapısının bozulması sonucu olarak ta mekanik değerlerde azalma tespit edilmiştir.
- c) Yapılan bu çalışmada çekme deneyi sonuçları incelendiğinde, en düşük çekme mukavemetine sahip numune 11. no'lu numunedir. Bu numunede de AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımlandırılması yapılmış olduğundan mekanik özellikler olumsuz etkilenmiştir. Termal analiz sonuçlarına göre 20. no'lu numunenin S3 alan değerinin en yüksek ikinci numune olduğu görülmüştür. Bu durumda ikincil grafit oluşum bölgesi yani S3 ün geniş olması veya değerinin yüksek olması son katlaşan fazlarda daha çok küresel grafit elde edilmesi gerekliliğini belirtmiştir. Fakat ilginç bir

şekilde 5.numune ile 6.numune karşılaştırıldığında her iki numunede de aynı tip aşırı aynı miktarda kullanılmasına karşın 5.numunede S3 bölge değeri 58 olarak tespit edilmiş ve daha fazla küresel grafit elde edilmiştir. Bu yoruma göre AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) alaşımlandırılması yapılan küresel grafitli dökme demirlerin termal analiz sonuçları yanıltıcı olabilir. Bunun nedeni olarak; AlTiB (AlTiB 5/0,2 - Ti % 5 – B % 0,2 / Al % 94,8) malzemesinin içeriğinde bulunan yüksek miktardaki Alüminyum'un, dökme demirin katılaşma esnasındaki sıvı fazdan katı faza geçişi esnasında aşırı soğumayı (Alüminyum'un ergime sıcaklığının dökme demir ergime sıcaklığının neredeyse yarısı olmasından kaynaklı olarak Alüminyum'un sıvı-katı faz geçişinin hızlı olması) tetiklemiş olabileceği söylenebilir.

- d) Numunelerin sertlik değerleri incelendiğinde ise doğal olarak GGG50 numunesi olan 17 ve 18.no'lu numunelerin sertlik değerleri diğer numunelere göre daha yüksektir. Sırası ile 291 ve 281 HB sertlik değeri ölçülmüştür. Burada dikkat çekilmesi gereken nokta, aşılama miktarı arttıkça ferritik yapı oluşumu daha fazla olacağından sertlik değerinde düşme yaşanmıştır. Numunelerin mikroyapılarında tam perlitik bölgeler olmasına rağmen iki numune arasında 10 puanlık bir fark görülmüştür. Ayrıca numunelerin termal analizlerinde S2 faktör değerinin (birincil grafit oluşum bölgesi) 18.numunede yüksek olduğu ve bu nedenle daha fazla küresel grafitin homojen şekilde elde edildiği tespit edilmiştir.
- e) Aşırı tiplerine göre bakıldığında ise; Zirkon esaslı ZM-6 aşısının baryum esaslı SB-5 aşısına nazaran perlit yapıcı özelliğinin fazla olması ile mekanik özelliklerinin iyileştiği görülmektedir. (ZM-6 %0.10 gr. ile SB-5 %0.10 gr. 1 ve 4 no'lu numuneler).

## KAYNAKÇA

- Atasoy Ö.A., Y. F. (1984). Growth structures in aluminium silicon alloys 1.The couple zone. *Journal of Crystal Growth*, 66, 137-146.
- Atasoy Ö.A., Y. F. (1986). Growth structures in aluminium silicon alloys 1.Effect of strontium. *Journal of Crystal Growth*, 78, 150-157.
- B.D., D. (1976). *Tool and Manufacturing Engineers Handbook*. New York: McGraw-Hill Book Co.
- Double D.D, H. A. (1969). The structure of flake graphite in Ni-C eutectic alloy. *Acta Metallurgica*, (pp. 1071-1083).
- Double D.D., H. A. (1974). Growth structures of various forms of graphite. *The Metallurgy of Cast Iron*, (pp. 509-528). Geneva.
- Ductile Iron Society. (2013). Retrieved from <http://www.ductile.org/didata/Section2/2intro.htm>
- Elliot, R. (1977). Eutectic Solidification. *International Metal Review*, 161-186.
- H.T., A. (1976). *Cast Iron: Physical and Engineering Properties*. London.
- I.C.H., H. (1968). The solidifications of metals. *Journal of Iron and Steel Institute* Pub. No:110, 184.
- J.D., M. (2006). *Basic Ductile Iron Alloying*. Sorelmetal.
- J.R., D. (1996). *ASM Speciality Handbook Cast Irons*.
- Lakeland K.D., H. L. (1968). The couple zone concept applied to solidification cast iron. *Journal of Iron and Steel Institute* Pub. No:110, 213.
- Lemaignan C., C. D. (1981). Electron microscopy of some solidification processes in metallic alloys. *Journal of Crystal Growth*, 52, 67-75.
- Liu P.C., L. J. (1980). Observations on the graphite morphology in cast iron. *AFS Transactions*, (pp. 88, 97-118).

- Lux B., K. W. (1968). Eutectic growth of Fe-C-Si alloys. *Journal of Iron and Steel Institute Pub. No:110*, 193.
- Lux B., M. I. (1974). Branching of graphite crystals growing from a metallic solution. *The Metallurgy of Cast Iron*, (pp. 494-508). Geneva.
- Nieswaag H., Z. A. (1974). The effect of S, P, Si and morphology and growth structure of directionally solidified cast iron. *The Metallurgy of Cast Iron*, (pp. 327-35). Geneva.
- R., E. (1983). *Eutectic Solidification Processing*. London.
- R., E. (1988). *Cast Iron Technology*. London.
- R.A.Gongaza, P. L. (2009). Mechanical properties dependency of the pearlite content. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 150.
- R.B.Gundlach, J. L. (1992). Composition of ductile irons. In *Ductile iron handbook* (p. 77). Des Plaines: AFS.
- S., İ. (1988). *Küresel Grafitli Dökme Demir, Üretimi, Yolluk Besleyici Tasarımı, Isıl İşlemi ve Özellikleri*. Ankara.
- Sillén, R. (2008). *Practical usage of Advanced Thermal Analysis*. NovaCast Foundry Solutions.
- Simpson, B. (1969). In *History of the metalcasting industry*. Des Plaines: American Foundrymen's Society.
- Stefanescu, D. (2009). *Science and engineering of casting solidification*. United States: Springer.
- Udroiu, A. (2010). *Thermal analysis of Gray iron and Ductile iron*. Hüttenes Albertus Chemische Werke GmbH.
- W. Maschke, M. J. (tarih yok). *Dökme Demirlerin Aşılınması*. Unterneukirchen: ASK Chemicals Metallurgy GmbH.
- Yılmaz F., E. R. (1983). Growth of silicon crystals in aluminium silicon alloys. *Journal of Metal Science*, 65, 170-175.

## **ÖZGEÇMİŞ**

Ali Yalçın Yılmaz, 05.02.1983'de İstanbul'da doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini İstanbul'da tamamladı. 1999 yılında Kasımpaşa Lisesi'nden mezun oldu. 2000 yılında başladığı Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nü 2005 yılında bitirdi. 2012 yılında Sakarya Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde yüksek lisans eğitimine başladı. 2005 yılında aktif çalışma hayatına girerek çeşitli firmalarda üretim ve kalite bölümlerinde çalışmış olup 2019 yılı itibari ile son olarak Kutes Metal A.Ş.'de Kalite Müdürlüğü görevini yürütmektedir.