

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DÖKME DEMİRLERDE SERT FAZ OLUŞUMUNUN  
ÖNLENMESİ VE GİDERİLMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Met. Müh. Özgür CEVHER**

**Enstitü Anabilim Dalı : MET. VE MALZ. MÜH.**  
**Tez Danışmanı : Prof. Dr. Fevzi YILMAZ**

**Ağustos 2006**

T.C.  
SAKARYA ÜNİVERSİTESİ  
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**DÖKME DEMİRLERDE SERT FAZ OLUŞUMUNUN  
ÖNLENMESİ VE GİDERİLMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**

**Met. Müh. Özgür CEVHER**

**Enstitü Anabilim Dalı : MET. VE MALZ. MÜH.**

**Tez Danışmanı : Prof. Dr. Fevzi YILMAZ**

**Bu tez 02/08/2006 tarihinde aşağıdaki jüri tarafından Oybirliği ile kabul edilmiştir.**

**Prof. Dr. Fevzi YILMAZ**  
**Jüri Başkanı**

**Prof. Dr. Ahmet OĞUR**  
**Üye**

**Prof. Dr. Hatem AKBULUT**  
**Üye**

## ÖNSÖZ

Çalışmalarında bana her zaman destek olan tez danışmanım değerli öğretim üyesi Sayın Prof.Dr. Fevzi YILMAZ' a, deneyleri gerçekleştirmemde bana yardımcı olan Sayın Yard.Doç.Dr. Ramazan Kayıççı' ya, Anadolu Döküm Sanayi A.Ş. çalışanlarına ve Sayın Barış OKUTAN'a, Mercan Makina Sanayi çalışanlarına ve Sayın Rahmi MERCAN'a, Daloğlu Döküm-Makina Sanayi çalışanlarına ve Sayın Necati ATALAY'a, İstikamet Döküm çalışanlarına ve Sayın Ali İhsan OĞUZ'a ve Haytaş Döküm Sanayi çalışanlarına teşekkür ederim. Ayrıca çalışmalarımı gerçekleştirdiğim SAÜ Müh. Fak. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü çalışanlarına teşekkür ederim. 105M061 nolu proje kapsamında sağladıkları imkandan dolayı TÜBİTAK-MAG' a teşekkür ederim. Ayrıca örnek numuneleri sağlayan İSKİ Genel Müdürlüğü'ne teşekkür ederim.

Ayrıca bana, her zaman her konuda yardımcı olan ve hayat boyu en büyük desteği sağlayan aileme teşekkürlerimi sunarım.

# İÇİNDEKİLER

ÖNSÖZ.....	ii
İÇİNDEKİLER.....	iii
SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ.....	vii
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	viii
TABLolar LİSTESİ.....	xvi
ÖZET.....	xviii
SUMMARY.....	xix
BÖLÜM 1.	
GİRİŞ.....	1
BÖLÜM 2.	
DÖKME DEMİRLER.....	3
2.1. Giriş.....	3
2.2. Yapı ve Özellikler.....	7
2.3. Kristal Büyüme.....	12
2.3.1. Grafitli dökme demirler.....	12
2.4. Ötektik Büyüme.....	23
2.4.1. Ötektik alan.....	29
2.4.1.1. Ötektik altı katılaşma.....	29
2.4.1.2. Ötektik üstü katılaşma.....	30
2.4.2. Soğuma eğrileri.....	33
2.5. Küresel Grafitli Dökme Demirin Katılaşması .....	33
2.5.1 Tersine beyaz katılaşma.....	36
2.6. KGDD’lerde Çekme Boşlukları.....	39
2.7. Mekanik Özellikler.....	42



## BÖLÜM 3.

KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİR.....	43
3.1. Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Üretimi.....	44
3.2. Üretimde Kullanılan Şarj Malzemeleri.....	48
3.2.1. Pik.....	48
3.2.2. Çelik hurdası.....	49
3.2.3. Küresel grafitli dökme demir hurdası-devri daim malzeme.	51
3.2.4. Direkt redüklenmiş demir cevheri.....	52
3.2.5. Ferro alaşımlar ve silisyum karbür.....	52
3.2.6. Karbon Vericiler.....	53
3.3. Küreleştirme İşlemi (Magnezyum İşlemi).....	53
3.3.1. Potada küreleştirme yöntemleri.....	54
3.3.1.1. Açık pota.....	54
3.3.1.2. Sandwich yöntemi.....	55
3.3.1.3. Kapaklı pota yöntemi.....	56
3.3.1.4. İbrikli pota yöntemi.....	58
3.3.1.5. Flotret yöntemi.....	59
3.3.1.6. Vorteks yöntemi.....	60
3.3.1.7. Inmold yöntemi.....	60
3.3.1.8. Daldırma yöntemi.....	61
3.3.1.9. MAP yöntemi.....	62
3.3.1.10. Konverter yöntemi.....	62
3.3.1.11. Enjeksiyon.....	63
3.3.1.12. Basıncılı pota.....	63
3.4. Grafiti Küreleştirici Malzemeler.....	63
3.5. Küreselleştirme Etkisinin Zamanla Azalması.....	64
3.6. Aşılama.....	65
3.7. Aşılama Teknikleri.....	66
3.8. Aşılama Malzemeleri.....	68
3.9. KGDD Bileşimindeki Ana Elementler.....	70

## BÖLÜM 4.

KALİTE KONTROL.....	76
4.1. Kimyasal Analiz Kontrolü.....	76
4.2. Küresellik Kontrolü.....	76
4.3. Süneklilik Özelliklerine Dayanılan Kalite Kontrol Yöntemleri...	79
4.4. Soğuma Eğrisinden Kalite Belirlenmesi.....	79
4.5. Küresel Grafit Şeklini Belirleyen Diğer Test Yöntemleri.....	81
4.6. Aşılama ve Döküm Arası Geçen Sürenin Kontrolü.....	82
4.7. Döküm Parçasının Dereceden Çıkartılma Sıcaklığı Kontrolü.....	82
4.8. Döküm Parça veya Numune Kontrolü.....	83
4.9. Gözle Muayene (Kalite kontrol).....	84
4.10. Sertlik Ölçümü.....	84
4.11. Mekanik ve Teknolojik Kontrol.....	84
4.12. Metalurjik Özellik Grafit Küre Sayısının Tespiti.....	85

## BÖLÜM 5.

DENEYSEL ÇALIŞMALAR .....	87
5.1. Kum Kalıba Döküm Yöntemiyle Üretilen Numunelerin Ölçüleri	88
5.2. İS1 Nolu Dökümün Hazırlanması.....	89
5.2.1. Kalıp hazırlama.....	89
5.2.2. Ergiyik ve sistem hazırlama.....	89
5.2.3. İS1 nolu dökümün kimyasal kompozisyonu ve karbon eşdeğerliği.....	90
5.3. HA1 ve HA2 Nolu Dökümlerin Hazırlanması.....	91
5.3.1. Kalıp hazırlama.....	91
5.3.2. Ergiyik ve sistem hazırlama.....	91
5.3.3. HA1 ve HA2 nolu dökümlerin kimyasal kompozisyonu ve karbon eşdeğeri.....	92
5.4. KGDD Boru Numunelerinin Hazırlanması (A, B, C ve D Nolu Numuneler).....	93
5.4.1. A, B ve C nolu boru numunelerinin tavlama.....	93
5.5. Deneyler ve Deneylerde Kullanılan Cihazlar.....	95
5.5.1. Metalografik inceleme.....	95

5.5.1.1. Metalografik parlatma cihazı.....	95
5.5.1.2. Numune hazırlama.....	95
5.5.1.3. Zımparalama.....	95
5.5.1.4. Parlatma.....	96
5.5.1.5. Dağlama.....	96
5.5.1.6. Optik mikroskop cihazı.....	96
5.5.1.7. SEM cihazı.....	97
5.5.2. Isıl işlem cihazı ve uygulaması.....	97
5.5.3. Sertlik cihazı ve sertlik testi uygulaması.....	98
5.5.4. Darbe cihazı ve darbe testi uygulaması.....	99
BÖLÜM 6.	
DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME.....	100
6.1. İS1, HA1 ve HA2 Nolu Döküm Numunelerinin Mikroyapıları....	100
6.2. İS1, HA1 ve HA2 Nolu Döküm Numunelerinin Mikroyapılarının Karakterizasyonu.....	107
6.3. Isıl İşlem.....	110
6.4. Sertlik (BSD) Deneyleri.....	113
6.5. Darbe Deneyleri.....	115
6.6. Küresel Grafitli Dökme Demir Boru Numunelerinin Mikroyapıları.....	116
6.7. D Nolu Küresel Grafitli Dökme Demir Boru Numunesinin Isıl İşlemi.....	118
6.8. Küresel Grafitli Dökme Demir Boruların Darbe Deneyleri.....	120
6.9. C Nolu Küresel Grafitli Dökme Demir Boru Numunesinin Mikroyapısı.....	122
6.10. Sonuçların İrdelenmesi.....	124
KAYNAKLAR .....	133
ÖZGEÇMİŞ .....	136

## SİMGELER VE KISALTMALAR LİSTESİ

Fe	: Demir
Fe <sub>3</sub> C	: Karbür
HB	: Brinel Sertlik
V	: Parça Hacmi
C	: Karbon
Ni	: Nikel
Si	: Silisyum
Mn	: Mangan
M	: Modül
V	: Hacim
A	: Yüzey Alanı
MPa	: Megapaskal
ASTM	: Amerikan Standardı
CE	: Karbon Eşdeğerliği
SEV	: Sıvılaştırma Eşdeğerliği
KGDD	: Küresel Grafitli Dökme Demir
BCIRA	: British Cast Iron Research Association

## ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1.	Fe-C (grafit) ve Fe-Fe <sub>3</sub> C (sementit) denge diyagramı, kesikli çizgi:Fe-C.....	4
Şekil 2.2.	Fe-C-Si diyagramının %1,2,3,4 silisyuma göre değişimi.....	6
Şekil 2.3.	Gri dökme demirin (fleyk grafitli) a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu (SEM) mikroyapısı. Perlitik matris içinde A-tipi grafit yapısı. %4 picral ile dağlama. Elektron mikroskobunda gözlenen yapı %4 HCl çözeltisinde.....	8
Şekil 2.4.	Gri dökme demirin (fibresel-koral grafitli) a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı. Hızlı soğutulmuş düşük kükürlü Fe-C-Si alaşımı mikroyapısı dağlanmamış kesitten elde edilmiştir. Tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı HCl' de uzun süre dağlama sonrasında elde edilmiştir.....	9
Şekil 2.5.	Vermikular (silindirik) dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı, Kısa ve kalın grafit fleyk kristaller perlit matrisi içinde dağılmıştır. SEM Yapısı aşırı dağlamadan sonra çekilmiştir.....	9
Şekil 2.6.	Küresel grafitli dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı. Küresel grafitler perlitik matris içinde dağılmışlardır. % 2 Nitalde dağlama yapılmıştır. SEM' de 3 grafit kristali.....	10
Şekil 2.7.	Alacalı dökme demirin optik mikroyapıları. a) dendritik ostenit ile ağırlıklı fleyk grafitli ötektik b) aşırı dağlanmış ostenit + çift ötektikli bölge. Parlak bölge ostenit + sementit ötektik alanını, koyu bölge ise ostenit + grafit ötektik alanını vermektedir.....	10

Şekil 2.8.	Beyaz dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı. Bu dökme demirde ötektikaltı bileşim, katılaşma sırasında dendritik ostenit büyüme ve dendritler arası ledeburit oluşumu göstermiştir. 723°C' nin altında ostenit kristalleri perlitte dönüşmüştür. % 2 nital dağlama..	11
Şekil 2.9.	Temper dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı. Ferrit içinde oluşmuş rozet grafit kristalleri rahatça seçilebilmektedir.....	11
Şekil 2.10.	Hekzagonal grafit kristali.....	14
Şekil 2.11.	C - eksenine göre rotasyonun şematik gösterilişi.....	14
Şekil 2.12.	Grafitin <1010> yönünde büyümesi a) {1010} yüzeyinde serbest çekirdeklenme ile büyüme b) Dönme sınırlarında çekirdeklenmeyle büyüme.....	14
Şekil 2.13.	Grafit kristallerinde yön değiştirme ve dallanmalar.....	15
Şekil 2.14.	Dallanma frekansı teorisine göre bir grafit küresinin büyümesindeki muhtemel kademeler.....	17
Şekil 2.15.	Yüzey enerjisi teorisine göre grafitin küresel bir biçimde büyüme olayı.....	17
Şekil 2.16.	Grafitin bazal ve prizmatik yüzeyi üzerine konan kükürtlü ve magnezyumla işlem görmüş demir eriyik damlacıklarının kontakt açıları a) Kükürt eriyik lamel grafitli dökme demir bazal yüzeyi b) Kükürtsüz eriyik, bazal yüzeyi c) Kükürtlü eriyik, bazal yüzeyi d) Kükürtsüz eriyik, prizmatik yüzeyi sınır enerjisi.....	18
Şekil 2.17.	Faz sınırı teorisine göre küresel grafitin büyüme kademeleri A Gaz, B Grafit tek kristali, C Eriyik, D Ostenit.....	20
Şekil 2.18.	Fibresel grafit kristallerinin büyümesi a) Bazal düzlemlerin konik şekilde gelişmesi b) Klasik vida dislokasyonu yardımıyla büyüme c) Kıvrılmış bazal düzlemlerinden alın büyüme.....	22
Şekil 2.19.	a) Küresel grafitte segmentler yıldız şekilli, b) Küresel grafit büyüme modeli, c) Küresel grafit yüzeyinde muhtelif yönlü plakalar, d) Çok sayıda sıkı paketlenmiş konik helislerden oluşan küresel grafit modeli.....	22

Şekil 2.20.	Fe - C sisteminde $\gamma$ - grafit büyüme modeli. Düşük aşırı soğumada ( $\Delta T_1$ ) grafit hızlı büyürken, yüksek aşırı soğumada ( $\Delta T_3$ ) ostenit büyüme hızlıdır. I. Fleyk-fibre dönüşümünü gösterir. G(c): Küresel grafit büyümeyi gösterir.....	27
Şekil 2.21.	Fe-C sisteminde farklı büyüme yapıları: I. Bölge: Difüzyon kontrollü $\gamma$ 'nın gelişmesi. II. Bölge: Kristal hataları yardımıyla grafitin gelişmesi. III. Bölge: $\gamma$ ve grafitin farklı büyüme özellikleriyle gelişen ötektik bölge.....	27
Şekil 2.22.	Yönlenmiş olarak katılaştırılmış Fe - C alaşımında eşli büyüme (ötektik alan) bölgesi. Sıvı sıcaklık gradyanı $70^\circ\text{C}/\text{cm}$ ' dir a)Büyüme hızı - bileşim diyagramında deneysel ve hesaplanmış sınırlar b) Faz diyagramına uyarlanmış sıcaklık - bileşim diyagramında sınırlar.....	32
Şekil 2.23.	Fe - C - Si alaşımlarında eşli büyüme bölgesi (ötektik bölge) a)Ötektikaltı bileşime ( $C < \% 4,3$ ) sahip Fe - C- Si alaşımında katılaşma b) Ötektiküstü bileşime ( $C > \% 4,3$ ) sahip Fe - C- Si alaşımında katılaşma.....	32
Şekil 2.24.	Ötektik altı küresel grafitli dökme demirin katılaşma sırasının şematik gösterimi, (a) silisyumun eş düzlem kesitinde katılaşmanın yolu, (b) soğuma eğrisi.....	34
Şekil 2.25.	Katı bir daire içinde kürenin eşsıl büyümesi ve bir düzgün arayüzle dairenin büyümesi (a) ötektik öncesi faz katılaşması: sıvı ile temastaki kürenin büyümesi (b) ötektik katılaşma: daire çevrelemesi, (c) katı daire içinde kürenin büyümesi.....	34
Şekil 2.26.	Ötektiküstü küresel grafitli dökme demirin katılaşma sırasının şematik gösterimi, (a) silisyumun eş düzlem kesitinde katılaşmanın yolu, (b) soğuma eğrisi.....	36
Şekil 2.27.	Tipik bir tersine beyaz katılaşma ve 2. tip karbürler. x250, Dağlama nital.....	37
Şekil 2.28.	Yüksek Mn-miktarı ve birikimi nedenli tane sınırı karbürler. x500, Dağlama nital.....	38

Şekil 2.29.	KGDD' in soğuma eğrileri a) ötektik karbürlerin oluştuğu, b) ötektik karbürlerin oluşmadığı, c) ters çil karbürlerinin oluştuğu, d) taneler arası karbürlerin oluştuğu.....	39
Şekil 2.30.	Çekme çeşitleri, a) dıştan çökme, b) makro çekme, c) mikro çekme ve gözeneklilik.....	40
Şekil 2.31.	Soğuma eğrisi üzerinde çekme çeşitlerinin oluşum bölgeleri....	40
Şekil 2.32.	Grafit çapı yüzdesinin çekme boşluğuna etkisinin şematik gösterimi.....	42
Şekil 3.1.	Döküm işlemi akış şeması.....	45
Şekil 3.2.	Uygulama adımları.....	46
Şekil 3.3.	Düktil dökme demir kademeleri ve termik analiz yönteminin uygulanması.....	47
Şekil 3.4.	Şarjda çelik hurdası kullanım miktarına ve pik özelliklerine bağlı olarak dokuda perlit miktarının değişimi, A: Normal özelliklerde pik kullanımı, B: Yüksek özelliklere sahip sfero piki ile çalışma.....	51
Şekil 3.5.	Küresel grafitli dökme demir üretiminde açık pota yöntemi.....	54
Şekil 3.6.	Sandwich potası yöntemi.....	55
Şekil 3.7.	Mg 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..	56
Şekil 3.8.	BCIRA – Kapaklı pota.....	57
Şekil 3.9.	İbrikli pota yöntemi.....	58
Şekil 3.10.	Flotret yöntemi.....	59
Şekil 3.11.	Aşılama durumuna sıcaklığın etkisi.....	67
Şekil 3.12.	1370°C' de uygulanan iki aşılama yönteminin karşılaştırılması..	67
Şekil 3.13.	Mn' nin tane sınırlarında birikimi.....	71
Şekil 3.14.	Azami parça et kalınlığına bağlı olarak Si miktarı ile önerilen Mn miktarının değişimi.....	72
Şekil 4.1.	Grafit şekil faktörü.....	78
Şekil 4.2.	Ergitme ve işlem kademelerinden alınan numunelerin soğuma eğrileri.....	81



Şekil 4.3.	Derece bozma zamanının parça modülüne bağlı olarak değişimi (Ferritik doku için geçerli, döküm sıcaklığı 1400 °C).....	83
Şekil 4.4.	U- Blok numune şekli, standart şekil, ayak genişliği 25 mm.....	85
Şekil 4.5.	Çok iyi kalitede KGDD'nin sahip olması gereken küre sayısı ile modül arasındaki ilişki.....	86
Şekil 5.1.	Deneysel döküm numunesinin a) şematik gösterimi, b) modeli, c) döküm hali.....	88
Şekil 5.2.	De Lavaud savurma döküm prosesi .....	93
Şekil 5.3.	Boru tavlama fırını.....	94
Şekil 5.4.	T (°C) - t (dakika) tavlama grafiği.....	94
Şekil 5.5.	Metalografik parlatma cihazı.....	95
Şekil 5.6.	Optik mikroskop görüntüsü.....	96
Şekil 5.7.	SEM cihazı.....	97
Şekil 5.8.	Isıl işlem cihazı.....	97
Şekil 5.9.	Sertlik test cihazı.....	98
Şekil 5.10.	Darbe test cihazı.....	99
Şekil 5.11.	Darbe numunelerinin a) üstten, b) yandan, c) şematik gösterimi..	99
Şekil 6.1.	1,5mm kalınlığındaki İS1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı.....	100
Şekil 6.2.	2mm kalınlığındaki İS1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı...	100
Şekil 6.3.	3mm kalınlığındaki İS1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı..	101
Şekil 6.4.	6mm kalınlığındaki İS1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı..	101
Şekil 6.5.	1,5mm kalınlığındaki HA1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı.....	102
Şekil 6.6.	2mm kalınlığındaki HA1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı	102
Şekil 6.7.	3mm kalınlığındaki HA1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı	103
Şekil 6.8.	6mm kalınlığındaki HA1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı	103
Şekil 6.9.	1,5mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesinin mikroyapısı.....	104
Şekil 6.10.	2mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesinin mikroyapısı	104
Şekil 6.11.	3mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesinin mikroyapısı	105
Şekil 6.12.	6mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesinin mikroyapısı	105

Şekil 6.13.	İS, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerin karşılaştırmalı mikroyapıları.....	106
Şekil 6.14.	İS1 nolu numunenin ferrit, perlit ve grafit yüzdelerinin şematik olarak gösterimi.....	108
Şekil 6.15.	HA1 nolu numunenin ferrit, perlit, grafit ve sementit yüzdelerinin şematik olarak gösterimi.....	108
Şekil 6.16.	HA2 nolu numunenin ferrit, perlit, grafit ve sementit yüzdelerinin şematik olarak gösterimi.....	108
Şekil 6.17.	İS1, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerin sementit yüzdelerinin şematik gösterimi.....	109
Şekil 6.18.	İS1, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerin küre sayılarının şematik gösterimi.....	109
Şekil 6.19.	İS1, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerin ortalama grafit çapının şematik gösterimi.....	109
Şekil 6.20.	Isıl işlem görmemiş HA1 numunesi.....	110
Şekil 6.21.	Isıl işlem görmüş HA1 numunesi a) 870°C’ de 30dak., b) 870°C’ de 1saat.....	110
Şekil 6.22.	Isıl işlem görmüş HA1 numunesi a) 920°C’ de 30dak., b) 920°C’ de 1saat.....	110
Şekil 6.23.	2mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesi a) döküm hali, b) 920°C’de 1saat ısıtıl işlem görmüş mikroyapısı.....	111
Şekil 6.24.	3mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesi a) döküm hali b) 920°C’de 1saat ısıtıl işlem görmüş mikroyapısı.....	111
Şekil 6.25.	6mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesi a) döküm hali b) 920°C’de 1saat ısıtıl işlem görmüş mikroyapısı.....	111
Şekil 6.26.	HA2 nolu dökümden alınan 6mm kalınlığındaki numunenin (döküm hali) SEM görüntüleri.....	112
Şekil 6.27.	HA2 nolu dökümden alınan 6mm kalınlığındaki numunenin (920°C’de 1saat ısıtıl işlem görmüş) SEM görüntüleri.....	112
Şekil 6.28.	İS1, HA1 ve HA2 nolu numunelerin sertlik değerlerinin şematik gösterimi.....	113

Şekil 6.29.	HA1 nolu dökümden alınan 1,5mm kalınlığındaki numunelerin sertlik değerlerinin şematik gösterimi.....	114
Şekil 6.30.	HA2 nolu numunenin döküm halindeki (1) ve 920°C’de 1 saat ısıtılma tabii tutulmuş halindeki (2) sertlik değerlerinin şematik gösterimi.....	114
Şekil 6.31.	HA1 (2), HA2 (1) ve 920°C’de 1saat ısıtılma tabii tutulmuş HA2 (3) nolu dökümlerden alınan numunelerin darbe enerjisi değerlerinin şematik gösterimi.....	115
Şekil 6.32.	A nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesinin mikroyapısı.....	116
Şekil 6.33.	B nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesinin mikroyapısı.....	116
Şekil 6.34.	C nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesinin mikroyapısı.....	117
Şekil 6.35.	D nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesinin mikroyapısı.....	117
Şekil 6.36.	D nolu küresel grafitli dökme demir boru a) döküm hali, b) 950°C’ de 10dak. ısıtılma işlemi, c) 950°C’ de 20dak. ısıtılma işlemi, d) 950°C’ de 30dak. ısıtılma işlemi görmüş halindeki mikroyapıları.....	118
Şekil 6.37.	Isıtılma işlemi görmemiş D nolu KGDD boru numunenin farklı büyütme ölçeklerindeki SEM görüntüsü.....	119
Şekil 6.38.	950°C’de 30 dakika ısıtılma işlemi görmüş sementitli D nolu KGDD boru numunesinin değişik büyütme ölçeklerindeki SEM görüntüleri.....	119
Şekil 6.39.	Küresel grafitli dökme demir boru numunelerin darbe direncinin şematik gösterimi.....	120
Şekil 6.40.	Küresel grafitli dökme demir boru numunelerin sertlik değerinin şematik gösterimi .....	120
Şekil 6.41.	Küre sayısına bağlı olarak darbe direncinin değişiminin şematik görünümü.....	121
Şekil 6.42.	Küre sayısına bağlı olarak sertlik değişiminin şematik görünümü.....	121
Şekil 6.43.	C nolu boru numunesinin mikroyapısı a) boru kenarı, b) boru iç kısmı, 50X.....	122

Şekil 6.44.	C nolu boru numunesinin mikroyapısı a) boru kenarı, b) boru iç kısmı, 100X.....	122
Şekil 6.45.	C nolu boru numunesinin mikroyapısı a) boru kenarı, b) boru iç kısmı, 200X.....	122
Şekil 6.46.	Boru numunesinin dış kenarının değişik büyütmelelerdeki SEM görüntüsü.....	123
Şekil 6.47.	KGDD' in katılaşması.....	127
Şekil 6.48.	KGDD' in katılaşması sırasında iki olasılığın gösterimi.....	127
Şekil 6.49.	Kalınlık-küre sayısının şematik gösterimi.....	130
Şekil 6.50.	Modül-Küre sayısının şematik gösterimi.....	130
Şekil 6.51.	Kalınlık-darbe enerjisinin şematik gösterimi.....	131
Şekil 6.52.	Küre sayısı-darbe enerjisinin şematik gösterimi.....	131
Şekil 6.53.	Ortalama grafit çapı-küre sayısının şematik gösterimi.....	132

## TABLolar LİSTESİ

Tablo 3.1.	F-1 sınıfı Sorelmetal KGDD Piki ortalama analizi.....	49
Tablo 3.2.	Tipik Mg küreselleştirme alaşımları ve kullanılan işlem yöntemleri.	54
Tablo 3.3.	Vorteks yöntemi işletme değerleri.....	60
Tablo 3.4.	Alaşım cinsi ve küreselleştirme işleminin tipine bağlı olarak magnezyum verimi (% olarak).....	64
Tablo 3.5.	Küresel grafitli dökme demir için bazı ferrosilisyum esaslı aşılamaçılarının bileşimleri.....	68
Tablo 4.1.	Analiz değerlerinin karşılaştırılması.....	76
Tablo 5.1.	Kullanılan sfero piki kimyasal kompozisyonu ve fiziksel özellikleri.....	90
Tablo 5.2.	Kullanılan DKP çelik hurda kimyasal kompozisyonu ve fiziksel özellikleri.....	90
Tablo 5.3.	Kullanılan aşılamaçısı ve küreselleştiricinin kimyasal kompozisyonları ve fiziksel özellikleri.....	90
Tablo 5.4.	İS1 nolu dökümün kimyasal bileşimi.....	90
Tablo 5.5.	Kullanılan sfero piklerinin kimyasal kompozisyonu ve fiziksel özellikleri.....	92
Tablo 5.6.	Kullanılan çelik hurda kimyasal kompozisyonu ve fiziksel özellikleri.....	92
Tablo 5.7.	Kullanılan aşılamaçısı ve küreselleştiricinin kimyasal kompozisyonları ve fiziksel özellikleri.....	92
Tablo 5.8.	HA1 nolu dökümün kimyasal bileşimi.....	92
Tablo 5.9.	HA2 nolu dökümün kimyasal bileşimi.....	92
Tablo 5.10.	A, B, C ve D nolu KGDD boru numunelerinin bileşimi.....	93
Tablo 6.1.	İS1 nolu döküm numunelerinin faz yüzdeleri ve grafit özellikleri...	107

Tablo 6.2.	HA1 nolu döküm numunelerinin faz yüzdeleri ve grafit özellikleri.	107
Tablo 6.3.	HA2 nolu döküm numunelerinin faz yüzdeleri ve grafit özellikleri.	107
Tablo 6.4.	Değişik sıcaklık ve sürelerde ısıl işleme tabi tutulan HA1 nolu numunenin (1,5mm kalınlık) küresellikteki değişimi.....	112
Tablo 6.5.	920°C’de 1saat ısıl işleme tabi tutulan HA2 nolu numunenin küresellikteki değişimi.....	112
Tablo 6.6.	Döküm halindeki İS1, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerinin sertlik değerleri (BSD).....	113
Tablo 6.7.	HA1 nolu dökümden alınan 1,5mm kalınlığındaki numunenin döküm halindeki ve ısıl işlem görmüş halindeki sertlik değerleri...	114
Tablo 6.8.	HA2 nolu dökümden alınan 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığındaki numunelerin döküm halindeki ve 920°C’de 1 saat ısıl işleme tabi tutulmuş sertlik değerleri.....	114
Tablo 6.9.	HA1, HA2 ve 920°C’de 1saat ısıl işleme tabi tutulmuş HA2 nolu döküm numunelerinin darbe enerjisi değerleri.....	115
Tablo 6.10.	Çeşitli sürelerde ısıl işleme tabi tutulmuş ve döküm halindeki sementitli D nolu KGDD boru numunesinin özellikleri.....	118
Tablo 6.11.	Küresel grafitli dökme demir boruların mikroyapı karakterizasyonu ve mekanik özellikleri.....	120
Tablo 6.12.	C numunesinin ortalama grafit çapı.....	123
Tablo 6.13.	Savurma döküm ile statik döküm sonuçlarının mukayesesi.....	130

## ÖZET

Anahtar Kelimeler: Küresel Grafitli Dökme Demir, Modül, Mikroyapı, Grafit Karakterizasyonu

Küresel grafitli dökme demirlerin uygulamaları farklı mekanik özellikleri ile geniş bir alana yayılmıştır. Mikroyapılarının kontrolü ve nispeten düşük maliyetli üretimlerinden dolayı son yıllarda küresel grafitli dökme demir kullanımı hızla artmıştır. Yüksek mukavemet/ağırlık oranlı ince cidarlı küresel grafitli dökme demirlere talep artmaktadır. Üretilen ince cidarlı parçalarla küresel grafitli dökme demirlerin ağırlığının azaltılması enerjiyi korumak için önemli bir metottür. Kullanılan demirin ağırlığının azaltılması malzeme tüketimi yanında ergime için gerekli enerjiyi de azaltır. Bu açıdan bakılırsa atmosferdeki karbon emisyonlarının da azalmasına sebep olur.

İnce cidarlı küresel grafitli dökme demirlerde yüksek soğuma hızı karbür miktarının artmasıyla birlikte mekanik özelliklerde (belirli bir biçimde süneklik ve toklukta) azalmayla sonuçlanır. Karbon eşdeğerliğinin ayarlanması ve döküm sonrası tavlama ile özellikler iyileştirilir.

Bu çalışmada küresel grafitli dökme demirlerin çeşitli karakteristik özelliklerinin (ferrit, perlit, grafit ve sementit yüzdeleri, ortalama grafit çapı, küre sayısı,  $\gamma$ -hale kalınlığı, sertlik, darbe enerjisi) çeşitli değişkenlere bağlı olarak nasıl değiştiği bilimsel deneyler ile anlatılmaktadır. Ayrıca bu araştırma küresel grafitli dökme demir parçalarda mevcut sementitlerin tavlama ile giderilmesine odaklanmıştır.

Çalışmalar ince statik kuma dökümlerde ve ince metal kalıba savurma dökümlerde grafit tane sayısının çok yüksek, matraste ise sementit oluşumu ve negatif etkilerinin bulunduğunu göstermiştir. Aynı et kalınlıklarında karbür giderici tavlama işlemi sonucu mekanik özelliklerin savurma dökümde statik dökümden daha iyi olduğu bulunmuştur.

# **ELIMINATING AND PREVENTING OF HARD PHASE FORMATION IN CAST IRONS**

## **SUMMARY**

Keywords: Spheroidal Graphite Cast Iron, Microstructure, Modulus, Graphite Characterization

Applications of spheroidal graphite cast iron have increased steadily in recent years due to its different mechanical properties. Relatively low-cost production and the capability of producing a range of microstructures increase the use of spheroidal graphite cast iron. There has been an increasing demand for strong thin-wall spheroidal graphite cast iron castings to provide components with high strength to weight ratios. Reducing the weight of spheroidal graphite cast iron castings by producing thin wall parts is an important method for saving energy. Obviously, it reduces materials consumption either.

The high cooling rate in thin-section spheroidal graphite cast iron results in increased amounts of carbides with corresponding loss in mechanical properties, specifically ductility and toughness. Adjustment of carbon equivalent and post heat treatment after casting improves above mentioned properties.

In this study, the characteristic features of spheroidal graphite cast iron (ferrite, pearlite, graphite and cementite percent, average graphite diameter, nodule count,  $\gamma$ -halo thickness, hardness, impact energy) as well as how differentiates according to various variables are scientifically explained. Besides this investigation focuses on the study of the dissolution by annealing of cementites present in thin wall spheroidal graphite cast iron parts.

Present results show that the number of graphite spheres is relatively high in thin sections. In these sections, matrixes out of graphite spheres generally consist of cementite and obviously it has negative effect. It is found that spheroidal casting produced in centrifugal die mould has better properties than in static sand mould for same thickness after homogenization heat treatment.



## BÖLÜM 1. GİRİŞ

Yüksek fırında veya diğer tesislerde demir cevherinin indirgenmesi veya ergitilmesi yoluyla elde edilen ve içinde %2 den fazla C ve diğer alaşım elementlerinin (Mn,Si,P,Cr,...) bulunduğu bir Fe-C alaşımına pik denir. Pikin ergitme fırınlarında tekrar ergitilerek bazı metalurjik işlemlerle değişiklik yapılması sonucu bir kalıp içine dökülmesi 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 altına düştüğünde çelik olarak isimlendirilir. Buna göre Fe-C denge diyagramına baktığımızda dökme demirlerin, %2' den % 6,67' ye C içerdiği görülür. Ancak yüksek C oranı malzemeyi aşırı kırılğan yapar. Bu sebeple pratikte bu dökme demirler %4' e kadar C, %3,5' e kadar Si içerirler [1].

KGDD' ler mekanik özellikleri geniş bir alanı kapsayan döküm alaşımlarının bir türüdür. Birçok uygulamada dökme ve dövülmüş çeliklerin yerine kullanılmışlardır. Bu yüzden dökme demirin üretimi son 30 yılda uzun süreli bir büyüme hızı göstermiştir. Halen dökme demir üreticileri yeni uygulamalar aramaya devam ediyor. Özellikle son yıllarda yapılan çalışmalarda hafif parçalar pazarına KGDD' lerin girişi amaçlanmıştır. Hafif parçalar çoğunlukla araçlarda kullanılır ve çoğunlukla güçlendirilmiş polimerler veya düşük yoğunluklu metalik alaşımlardan yapılır. KGDD hafif bir metalik alaşım değildir. Bununla beraber bazı KGDD sınıfları yaklaşık olarak döküm alüminyumunun mukavemet ve elastik modül yoğunluğu oranlarına sahiptir. Bu da teorik olarak hafif parçalarda KGDD kullanmayı mümkün kılmaktadır.

KGDD parçaların avantajlarının (daha yüksek direngenlik ve mukavemet) mukayese edilir olabilmesi için hafif olmaları gerekir ve bu yüzden ince cidarlara sahip olmaları gerekir. Şimdiki teknolojiler 5mm'den daha büyük kalınlıktaki sağlam KGDD parçaların üretimine izin verir. Daha ince parçaların üretimi çeşitli şartlarla sınırlıdır. Bütün gri demirler için olduğu gibi KGDD mikroyapısı da katılaşma esnasındaki soğuma hızıyla etkilenir. Daha yüksek soğuma hızları sementit ve ostenitten oluşan ötektik ledeburitin çökmesini artırır. Matriks mikroyapısı içinde sementitin bulunması KGDD' nin mekaniksel özelliklerine ve işlenmesine aşırı derecede zararlıdır. KGDD' nin dökülebilmesi dökümün cidar kalınlığının azaltılmasıyla uygun olur. Dökülebilme özelliği döküm sıcaklığını artırarak ve daha yüksek bir karbon eşdeğeri kullanarak artırılabilir.

Bu araştırma sementitsiz dökme demirlerin üretimine odaklanmıştır. Sementitsiz ince cidarlı parçalar elde etmek için iki yol vardır. Birinci yol katılaşma esnasında sementitin oluşmasını önlemektir. Bu, Si ve C içeriklerinin artırılmasıyla ve aşılamanın verimliliğinin maksimize edilmesiyle sağlanabilir. Si ve C içeriklerini artırmak KGDD' yi ötektiküstü bir bileşime dönüştürür ve akışkanlığını artırır. Diğer taraftan yüksek silisyumun kullanımı tokluğu azaltır, gevrek kırılma geçiş sıcaklığını artırır ve termal iletkenliği azaltır. İkinci yol ısı işlem vasıtasıyla katılaşma esnasında oluşan sementitin giderilmesidir. Bu ikinci yol henüz yeterince araştırılmamıştır. Karbürün ısı işlem uygulanarak giderilmesi zordur, malzemenin nispeten yüksek sıcaklıklarda uzun süre tutulması gereklidir. Aslında dövülebilirlik (malleabilization) prosesi beyaz dökme demirlerde sementitlerin giderilmesi için kullanılır ve 850°C' den 950°C' ye kadar değişen sıcaklıklarda 24 saat süren periyotlarda parçaların tavlmasını içerir. Bundan başka saf ve düşük alaşımlı KGDD parçalarda oluşan sementitlerin giderilmesi için tavsiye edilen ısı işlem 900°C' ta en az 2 saat tavlamaadır. Sementitin giderilmesi için yüksek sıcaklıkta uzun süre beklenmesi gerekecektir. Bundan dolayı bu uygulama endüstriyel bakımdan verimli olmayacaktır [2, 3].

## **BÖLÜM 2. DÖKME DEMİRLER**

### **2.1. Giriş**

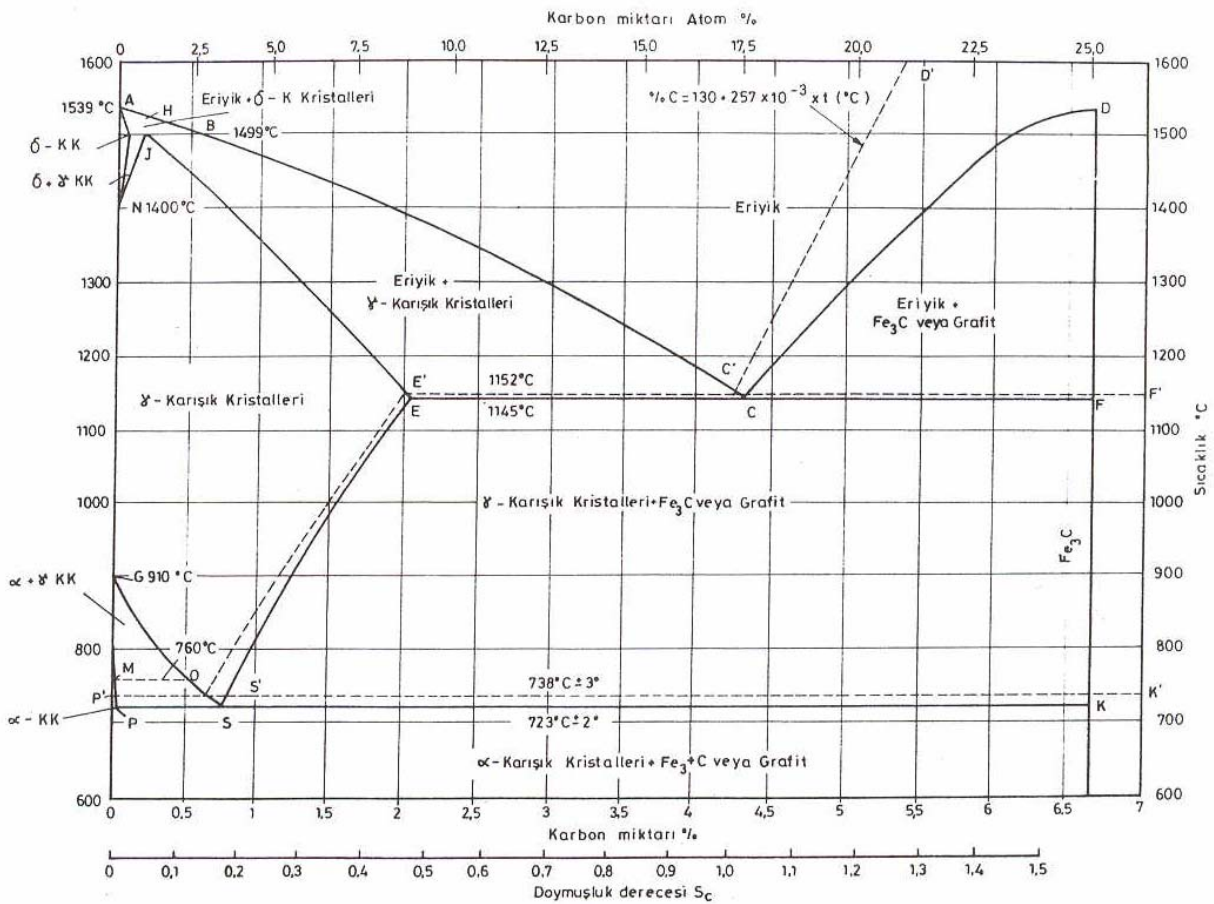
Dökme demirlerin özellikleri geniş bir aralıkta değişir ve adından da anlaşılacağı gibi alaşım istenilen şekle katı halde işlenerek değil dökülerek getirilir. Çoğunlukla %1' den az karbon içeren çeliklerin aksine dökme demirler normal olarak %2-4 karbon ve %1-3 silisyum içerirler. Bazı özellikleri denetlemek ve değiştirmek için bileşimde diğer alaşım elementleri de bulunabilir.

Dökme demirler mükemmel döküm alaşımlarıdır çünkü kolaylıkla ergitilirler, sıvı halde çok akışkandırlar ve katılaşıırken istenilmeyen yüzey filmi oluşturmazlar. Dökme demirler katılaşıırken ve soğurken çok az veya orta derecede büzülme gösterirler. Bu alaşımların dayanım ve sertlikleri geniş bir aralıkta değişir ve çoğunlukla kolay işlenebilirler. Alaşımlanarak üstün mukavemet, aşınma ve korozyon dayanımına sahip olabilirler. Buna rağmen dökme demirler nispeten düşük darbe dayanımına ve süneklığe sahiptir ve bu onların uygulama alanlarını daraltmaktadır. Dökme demirlerin bu kadar yaygın olarak sanayide kullanılmalarının nedeni nispeten ucuz ve geniş bir mühendislik malzemesi özellik aralığına sahip olmalarıdır [4].

Dökme demirler, döküm alaşımlarının en önemli grubu olup bünyelerindeki yapı elemanlarının cins, şekil ve dağılımlarına göre sınıflandırılırlar. Gri (lamel, fleyk), fibresel (coral), silindirik (vermicular), küresel (nodular, düktil), beyaz (white), temper (malleable) dökme demirler diye anılan bütün türleri iyi döküm kabiliyeti ve çok iyi mekanik özelliklere sahiptir. Dökme demirlerin yapısal özellikleri Şekil2.1'de verilen diyagramdan izlenebilir. Diyagramda beyaz dökme demir yapı elemanı

sementit ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) yanında, diğer bütün türlerin yapı elemanı olan C veya grafit de görülmektedir.

Endüstride kullanılan dökme demirlerin %90'ından fazlasını lamel grafitli dökme demirler oluşturur. Bu, katılaştıktan sonra içerdiği C' un büyük bir kısmı serbest halde veya başka bir deyişle grafit lamelleri halinde bulunacak bileşime sahip dökme demir tipidir. Lamel grafitli dökme demir ismi ince lamel grafitlerinin mevcudiyetinden dolayı (kırık yüzeylerinden olmasından) almıştır.



Şekil 2.1. Fe-C (grafit) ve Fe-Fe<sub>3</sub>C (sementit) denge diyagramı, kesikli çizgi:Fe-C [5]

Dökme demirler, gerek döküm kolaylığı gerekse de mamul parça özellikleri nedeni ile çok çeşitli içyapıya sahiptir.

Başlıca özellikler:

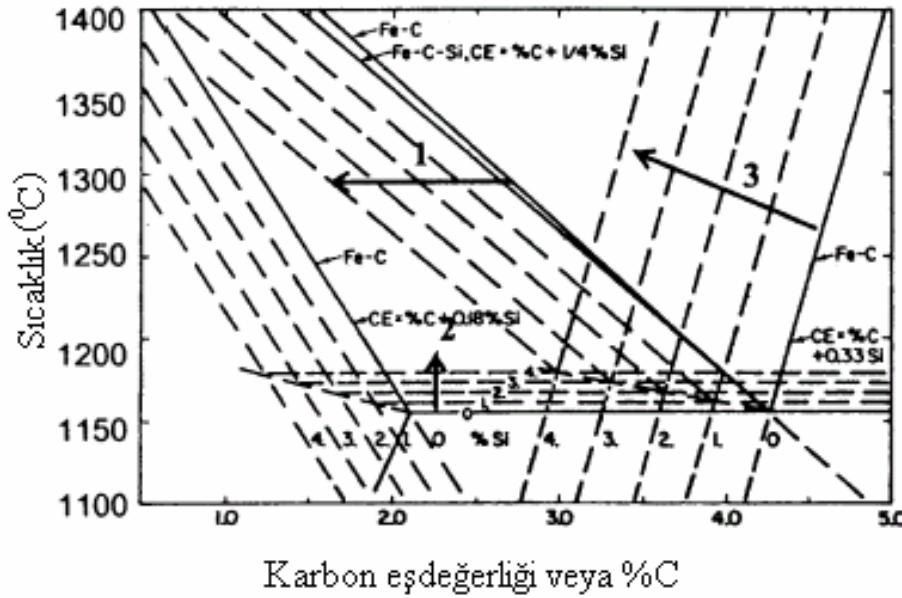
- Düşük ergime sıcaklığı (1150 - 1300°C ),
- İyi akışkanlık (ötektik bileşime yakın),
- Döküm ve kalıp şeklini alabilme kabiliyetinin yüksek olması,
- Ergitme işlemlerinin kolaylığı ve ucuzluğu,
- Kimyasal bileşim sınırlarının geniş tutulabilmesi,
- Çeşitli kısımlardan ibaret bir iş parçasının tek bir işlemle elde edilebilmesi,
- Talaşlı imalat tekniğinde iyi işlenebilmesi,
- Titreşim söndürme özelliğinin çok iyi olması,
- Basma mukavemetinin çok yüksek olması,
- Aşınma ve korozyona dayanıklılık.

Dökme demirlerin katılaşma yapı ve şartları Fe-C-Si üçlü faz diyagramı ile kritik edilebilir. Şekil 2.2' de ötektik bileşime yakın alaşımlarda, sıvılaşma (likidüs), katılaşma (solidüs), katı erirlik sınırı ile ötektik bileşimin Si ve C seviyesinden nasıl etkilendiği verilmiştir.

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

$$CE = \%C + (\%Si + \%P)/3 \quad (2.1)$$

Son yıllarda bazı araştırmacılar karbon eşdeğerini farklı formülle hesaplamaktadırlar. Sıvılaşma eşdeğerliği formülünü (SEV) , Karbon eşdeğerliği (CE) formülü ile aynı mütalaa etmektedirler. Bunlara göre CE formülü  $CE = \% C + \% Si / 4 + \% P / 2$  dir.



Şekil 2.2. Fe-C-Si diyagramının %1,2,3,4 silisyuma göre değişimi [6]

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

$$SEV = \% C + \% Si / 4 + \% P / 2 \quad (2.2)$$

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

$$T = 1664 - 124 (\%C + \%Si / 4 + \%P / 2) \text{ } ^\circ\text{C} \quad (2.3)$$

Ötektik altı bileşime sahip bir alaşımın katılaşması oldukça karışıktır. Kalıp cidarlarında önce ostenit çekirdeklenmesi ve dendritik büyümesi görülür. Dendrit kolları arası karbon ve diğer elementler bakımından zenginleşir. Sıcaklık belirli bir seviyeye düştüğünde, dendrit kolları arasındaki sıvı ötektik olarak katılaşır. Bu katılaşma yapısı ya yarı düzenli Fe-Fe<sub>3</sub>C ötektiği yada Fe-Grafit ötektiklerinden biridir. Fe-G ötektiklerinin yapısı: bileşim, aşılama, empürite ve ilaveler ile soğuma

hızına bağlıdır. Katılaşma: ostenitlerin (dendritik ve ötektik) perlite katı hal dönüşümü ile takip edilir. Ötektik ve ötektik üstü bileşime sahip dökme demirler de benzer şekilde katılaşırlar [1].

## 2.2. Yapı ve Özellikler

Dökme demirlerin fiziksel ve mekanik özellikleri mikro yapılarının fonksiyonu olarak değişir. Dendritler yapıyı kuvvetlendirir ve kompozitlerdeki fiberlere benzerler. Kuvvetlendirici etkileri bileşim, yapı, süreklilik ve inceliğe bağlıdır. Süreklilik ve incelik çekirdeklenmenin az olduğu döküm şartlarında sağlanır. Yüksek döküm sıcaklığı, yüksek sıvı sıcaklık gradyanının yönlenmiş katılaşma, düşük büyüme hızı ve düşük eriyen oranı bu şartları sağlar.

Dendrit özelliği, ostenit 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 CE 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 CE şartlarında görülür. Alaşım elementlerinden Mn, Ni ve Cr ile iz elementlerinden Cu, Sn, Sb ve As' de perlit oluşumunu hızlandırır. Ostemperleme veya beynitik yapı için izotermal ısı işlem küresel grafitli dökme demirlere iyi bir uzama ile yüksek mukavemet kazandırır. Bu dökme demirler, ziraat makineleri ve otomobillerdeki dövme çelik parçaların yerine kullanılır. Grafit yapısı dökme demirlerde mukavemetin düşmesine neden olur. Özellikle S ve H grafit irileşmesini teşvik ederler. CE' 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 ostenit, mukavemeti artırıcı etki yapar. Yapı ve özellikler; ilave, emprüte ve katılaşma şartlarından çok fazla etkilendiklerinden aynı CE demirden farklı kalite yapılar elde edilebilir. Bunun sonucu olarak, dökme demirler bileşim değil özellikleriyle tanınır ve sınıflandırılırlar.

Ötektik tane ve tane içi yapı fiziksel özelliklere çok etki eder. Isı iletimi çalışmaları, silindirik yapılı ötektiklerin küresel ile fibresel ötektikler arası özelliklere sahip olduklarını göstermiştir. Bunun nedeni, silindirik grafitli ötektiklerde grafitler arası ilişki ve bağın küreselden fazla ve fibreselden az olmasıdır. Bunun sonucu olarak, ısı iletimi tam bağlanmanın olduğu silindirikte orta ve ilişkisiz, küresel grafitlerde ise zayıftır. Aynı etki mekanik özelliklerde de görülmüştür. Fibresel grafitli yapıda grafit kristalleri iyi bağlanma ve homojen dağılım gösterdiklerinden, süneklik bakımından fleyk grafitli ötektiğe göre 10 misli fazladır ( % uzama = 3.5 ) [1].

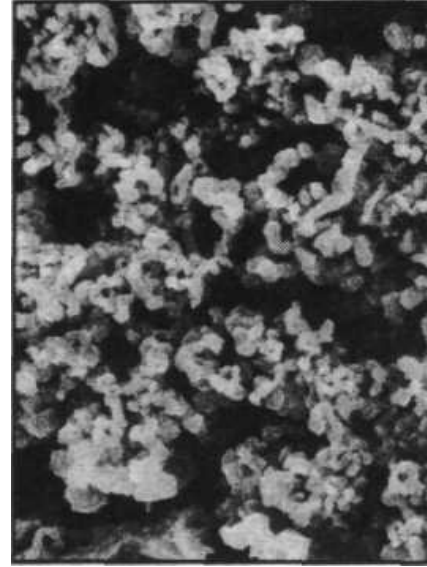


a)

b)

Şekil 2.3. Gri dökme demirin (fleyk grafitli) a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu (SEM) mikroyapısı. Perlitik matris içinde A-tipi grafit yapısı. %4 picral ile dağlama. Elektron mikroskobunda gözlenen yapı %4 HCl çözeltisinde 1 Gün dağlamadan sonra elde edilmiştir (%C: 3,31, %Si: 2,48, %Mn: 0,54 %, S: 0,037, %P: 0,019) [1]

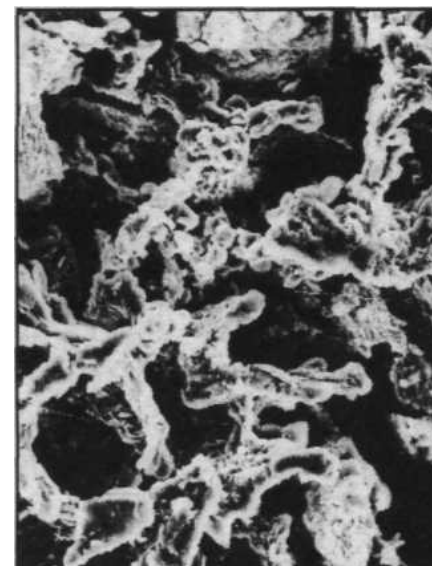
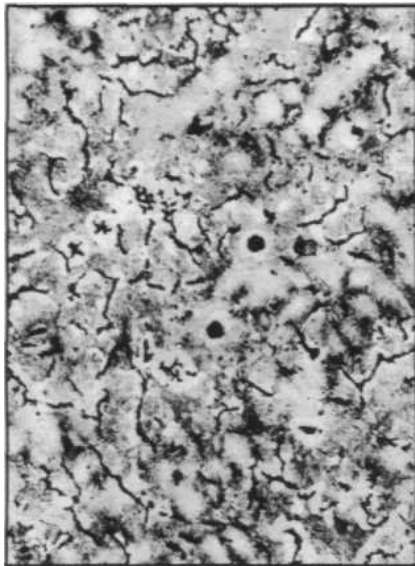




a)

b)

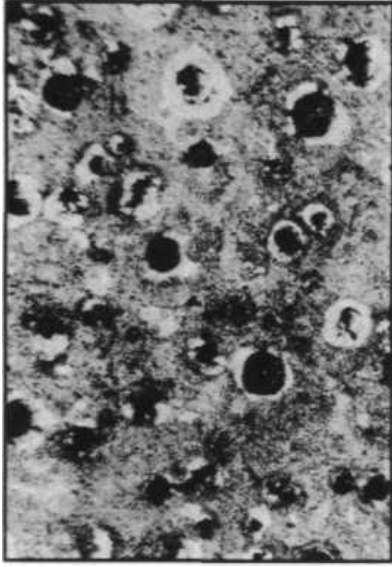
Şekil 2.4. Gri dökme demirin (fibresel-koral grafitli) a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı. Hızlı soğutulmuş düşük kükürlü Fe-C-Si alaşımı mikroyapısı dağlanmamış kesitten elde edilmiştir. Tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı HCl' de uzun süre dağlama sonrasında elde edilmiştir (%C: 3,81, %Si: 2,60, %Mn: 0,01, % S: 0,002, %P: 0,012) [1]



a)

b)

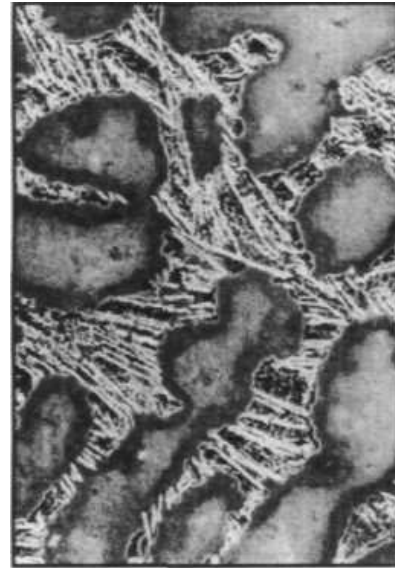
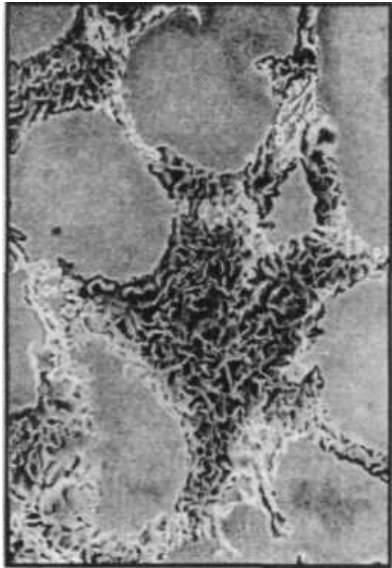
Şekil 2.5. Vermikular (silindirik) dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı, Kısa ve kalın grafit fleyk kristaller perlit matrisi içinde dağılmıştır. SEM yapısı aşırı dağlamadan sonra çekilmiştir (%C: 3,50, %Si: 2,30, %Mn: 0,40, % S= 0,01, %P: 0,02, %Ti: 0,08, %Mg: 0,02) [1]



a)

b)

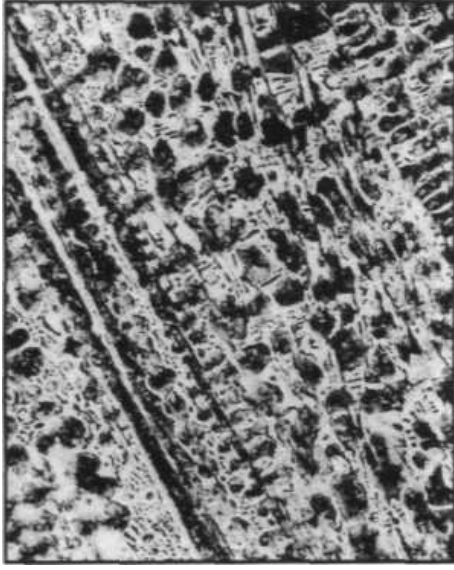
Şekil 2.6. Küresel grafitli dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı. Küresel grafitler perlitik matris içinde dağılmışlardır. % 2 Nitalde dağlama yapılmıştır. SEM' de 3 grafit kristali (%C: 3,60, %Si: 2,20, %Mn: 0,40, % S= 0,01, %P: 0,01, %Mg: 0,05) [1]



a)

b)

Şekil 2.7. Alacalı dökme demirin optik mikroyapıları. a) dendritik ostenit ile ağırlıklı fleyk grafitli ötektik b) aşırı dağlanmış ostenit + çift ötektikli bölge. Parlak bölge ostenit + karbür ötektik alanını, koyu bölge ise ostenit + grafit ötektik alanını vermektedir (%C: 2,45, %Si:1,83, %Mn: 1,02, % S= 0,025, %P= 0,018, %Ni= 19,6, %Cr:2.16) [1]

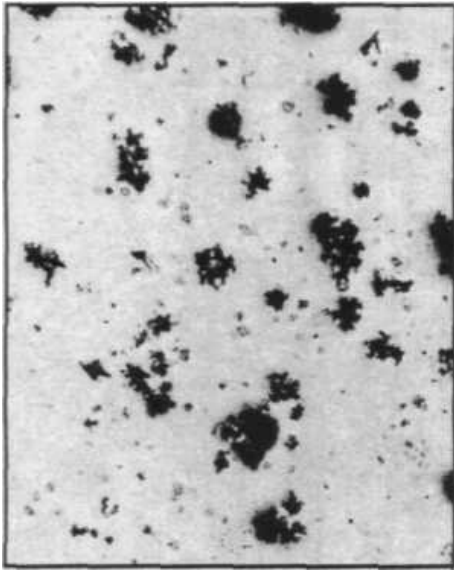


a)

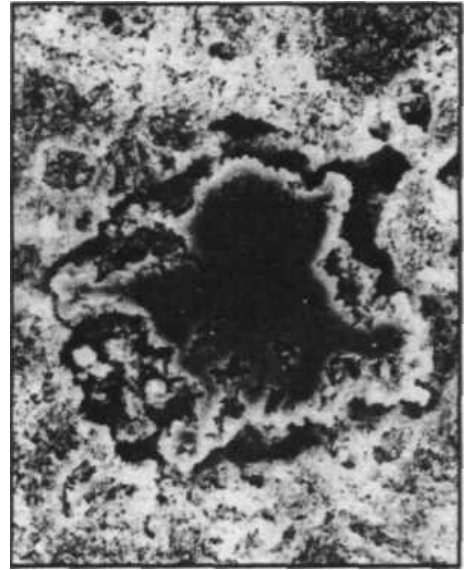


b)

Şekil 2.8. Beyaz dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı. Bu dökme demirde ötektikaltı bileşim, katılaşma sırasında dendritik ostenit büyüme ve dendritler arası ledeburit oluşumu göstermiştir. 723°C' nin altında ostenit kristalleri perlitte dönüşmüştür. %2 nital dağlama (%C: 3,23, %Si: 0,49, %Mn: 0,43 % S= 0,031, %= 0,022 %Cr: 0,93) [1]



a)



b)

Şekil 2.9. Temper dökme demirin a) optik ve b) tarayıcı elektron mikroskobu mikroyapısı. Ferrit içinde oluşmuş rozet grafit kristalleri rahatça seçilebilmektedir (%C= 2,40, %Si= 1,40, %Mn=0,50 %S=0,18, %P=0,04) [1]

## 2.3. Kristal Büyüme

### 2.3.1. Grafitli dökme demirler

Grafitli dökme demir yapı Fe-C sisteminde en çok rastlanan yapıdır. Beyaz dökme demir (sementitli) hariç 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 ve oluşumuna etki eder. Bu etkenlerle yapıdaki grafit, şekil ve dağılım bakımından önemli farklılıklar gösterir. Bu farklılıklar grafitli dökme demirlerin sınıflandırılmasında esas olmuştur. Diğer yapı elemanı olan primer ostenit veya ötektik ostenit ( $723^{\circ}\text{C}$ ' nin altında perlitte dönüşür) ikinci derece önemlidir. Anizotropik büyüme özelliği gösteren grafit yapısına göre dökme demirler aşağıdaki gibi sınıflandırılabilir:

- a) Fleyk - lamel grafitli dökme demirler.
- b) Fibresel - koral grafitli dökme demirler.
- c) Temper grafitli dökme demirler.
- d) Silindirik - vermikular dökme demirler.
- e) Küresel grafitli dökme demirler (Düktül demirler) [1].

a ) Fleyk - lamel grafitli dökme demirler:

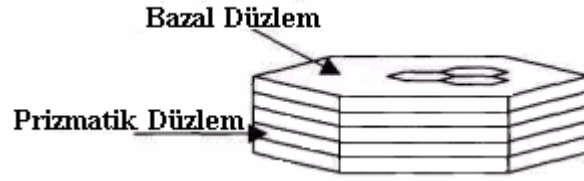
Fleyk - lamel grafitli dökme demirler sıvı bileşimi ve katılaşma parametrelerine bağlı olarak çeşitli guruplara ayrılırlar. Ötektik üstü kompozisyonuna sahip bir sıvıdan yavaş soğuma sonucu ötektikle birlikte iri primer fleyk kristalleri oluşur (ASTM A 247 C tipi). Bu kristaller birkaç mm uzunluğunda birkaç yüz  $\mu\text{m}$  kalınlıkta olup ötektik grafitten daha iri ve düz yüzeyli oluşum göstermeleri yönüyle ayırt edilirler. Artan katılaşma hızlarıyla grafit fleykler incelik ve ASTM A 247 tip A' dan B' ye geçiş olur. Çok yüksek hızlarda sıvı bileşimi ne olursa olsun ve düşük hızlarda ötektik altı bileşim tip D ve E yapısını verir. Yüksek soğuma hızlarında ve orta seviyede kükürt (%0,03-0,08) ile yüksek oranda titanyum (%0,5-1,0) içeren alaşımlarda aşırı yönlenmeler gösteren ince fleyk kristalleri görülür. Bu ince ve çok

yönlü kristallere aşırı soğumuş fleyk kristalleri denir. Hekzagonal kafese sahip grafit kristali iki (0001) bazal düzlemi ile buna dik altı (1010) prizmatik düzleminden meydana gelmiştir. Taban düzlemi iç karbon atomları kuvvetli kovalent bağlı iken bu düzleme dik yönde zayıf Van der Walls bağları vardır. Taban düzlemleri üst üste yerleşmiş tabakaları andırırlar. Bu tabakalar  $10^{-5}$  cm kalınlıkta olup,  $13^\circ$ ,  $22^\circ$ ,  $28^\circ$  lik dönmeler gösterirler (Şekil 2.11). Bu dönme bölgesindeki alanları kullanarak kristal taban düzlemi boyunca (alın büyüme) kolayca gelişir (Şekil 2.12). Buna A-yönünde büyüme de denir ve buna dik (C - yönü) yönde çok az büyüme görülür. Fleyk kristallerinin irileşmesi ve kıvrılarak yön değiştirmesi, dallarına C - yönünde azda olsa bir büyüme olduğunu gösterir.

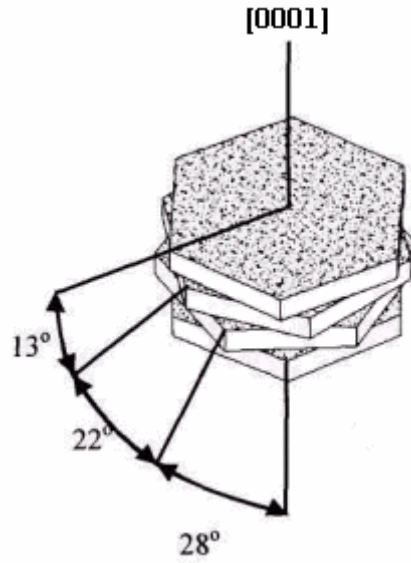
Fleyk kristallerinin hem (0001) hem de (1010) yüzeyleri façetalıdır (düzlemseldir) ve böyle yüzeylerde kristalin gelişmesi zordur. (1010) yüzeylerinden kristalin büyümesi (A - yönü), (0001) yüzeylerine göre (C - yönü) daha kolaydır ve daha az bir aşırı soğuma gerektirir. A - yönünde büyümeyi kolaylaştıran en önemli faktör büyüme cephesinde girdi-çıkıtların bulunmasıdır. Isı ve kompozisyon dalgalanmaları nedeniyle grafit kristalleri kararlı doğrusal büyüme göstermezler. Normal ötektiklerdeki lamel hatalarına benzer kırılma ve dallanmalar görülür. Fleyk kristallerde dallanma veya yön değiştirme iki şekilde olur. Bunlardan biri ikizlenme sonucu oluşan keskin köşeli yön değiştirme diğeri ise grafit fleyklerin büyüme doğrultusunda keskinliğe uğramasına dayanan dallanmadır [1].

b) Fibresel - koral grafitli dökme demirler:

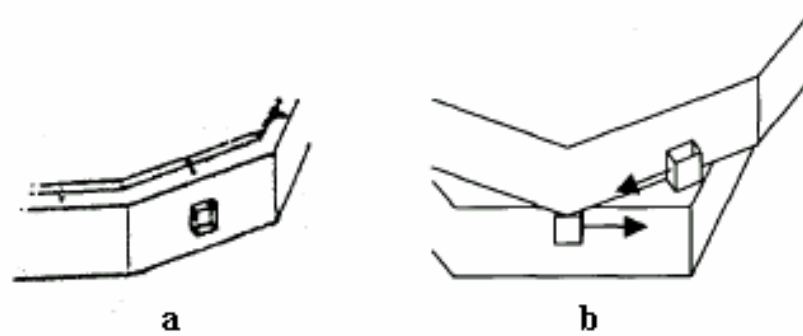
Mikroyapılar özellikle tarayıcı elektron mikroskobu ile incelendiğinde grafit yapılarında dönüşümün ani olmadığı, tedrici olduğu görülür. Artan katılaşma hızı ile A - tipi kaba fleyk yapı D - tipi aşırı soğumuş fleyke dönüşmektedir. Aşırı soğumuş fleyk yapısı da, yerini artan soğuma hızı sonucu fibresel-koral grafitli yapıya bıraktığı görülmüştür. Grafit kristallerinden fleyk yapı levhasal karakter taşıırken, fibresel yapı dairesel kesitlidir ve çubuksal karaktere sahiptir. Keskin köşelerin yok olduğu tam sürekli bu yapı saf veya düşük kükürtlü ( $S < \%0,03$ ) alaşımlarda hızlı soğuma şartlarında oluşur.



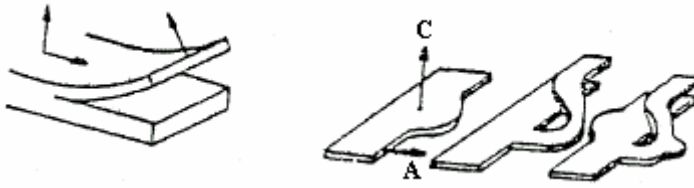
Şekil 2.10. Hekzagonal grafit kristali [7]



Şekil 2.11. C - eksenine göre rotasyonun şematik gösterilişi [7]



Şekil 2.12. Grafitin <1010> yönünde büyümesi a) {1010} yüzeyinde serbest çekirdeklenme ile büyüme, b) Dönme sınırlarında çekirdeklenmeyle büyüme [1]



Şekil 2.13. Grafit kristallerinde yön değiştirme ve dallanmalar [1]

Tarayıcı elektron mikroyapı bu büyümede ovallik ve dairesel kesit yanında zayıf levhasal oluşumları da vermektedir. Bu kristallerin büyümesi için iki alternatif vardır. Kristal ya taban düzlemine dik yönde vida dislokasyonu yardımıyla büyür ya da taban düzlemleri fibre eksenine paralel veya belirli açıyla yönlendirilerek A - büyüme gerçekleşir (Şekil 2.12. a, b). Vida dislokasyonu yardımı veya iki boyutlu çekirdeklenme ile (0001) yüzeylerine dik C - büyüme çok zordur. Kolay olan ise fibre eksenine paralel ya da yarı paralel (helis) olarak yerleşmiş bazal düzlemlerinin gelişmesidir. (0001) bazal düzlemi ile fibre eksenini arasındaki açı  $0^\circ < \alpha < 90^\circ$  dir.  $\alpha$ 'nın  $90^\circ$  den küçük olması halinde alın büyüme ile kristal gelişir [1].

#### c) Temper grafitli dökme demirler:

Temper dökme demirler,  $Fe_3C$  yapı elemanlı beyaz dökme demirlerin ısıtılması ile elde edilirler. Isıtılması sonucu yarı kararlı  $Fe_3C$  temper grafiti şeklinde ferrit, perlit ya da martenzit içinde yer alır. Temper dökme demirler, temperleme işlemi ve sonucu gelişen yapıya dayanılarak iki gruba ayrılırlar:

- i) Oksidan atmosferde ( $1000^\circ C$ , 50 h) yapılan beyaz temper dökme demir.
- ii) Nötr atmosferde ( $950^\circ C$ , 8 h;  $750^\circ C$ , 25 h) yapılan siyah temper dökme demir.

Temper dökme demir yapısı katı - katı difüzyonuna dayanır ve bu yapı bir ölçüde ilk hali olan beyaz dökme demirin fonksiyonu olarak gelişir. Bileşim, temperleme sıcaklığı, temperleme süresi, temperleme atmosferi hem birbirlerinin hem de hedeflenen yapı ve mekanik özelliklerin fonksiyonu olarak değişirler [1].

d) Silindirik - vermikular grafitli dökme demirler:

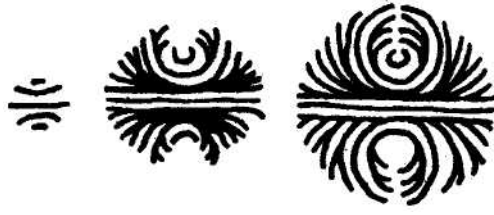
Silindirik - vermikular grafit yapısı yetersiz küreleştirici (% 0,02 Mg) ilave edilmiş alaşımlarda görülür ve kürelerle bağlantılı olan silindirik yapı hakimdir. Kısmen dejenere olmuş fleyk-fibre kısmen de küresel grafit benzerler. Küresel grafit kristalleri ayrı ayrı çekirdeklenme ve büyüme gösterirlerken, silindirik grafitler sürekli ve bağlantılı büyüme gösterirler. Artan Mg ilavesi (%0,05) ile silindirik yapıdan küresel yapıya geçildiğinden bu yapı ön küresel yapı olarak kabul edilebilir ve büyüme modeli küresel ile birlikte incelenmelidir [1].

e) Küresel grafitli dökme demirler:

Grafit kristalizasyonunun açıklanması birkaç değişik teori ile yapılmaktadır. Bunlardan birincisi küresel grafitin bu şekilde büyümesini meydana getiren grafit kafesi özelliklerinde heterojen nükleler üzerinden olduğudur. Bu heterojen nüklelere örnek magnezyumdur. Bu elementin oluşturduğu heterojen nükle grafit kristalizasyonunun her yönde aynı hızla, yani bir küreyi meydana getirecek biçimde olmasını sağlamaktadır.

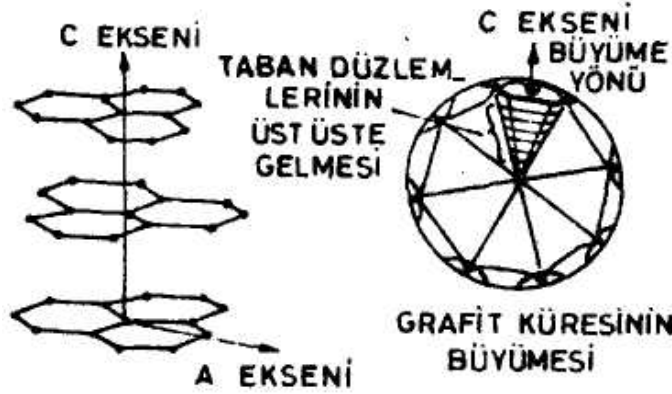
İkinci teori, küresel grafit kristalizasyonu, büyüyen grafit dendritlerinin dallanma olasılığının artması ile meydana gelmektedir. Bu açıklamada bir küresel grafit kristalinin, lamel biçimde büyümesi gibi olduğu varsayımından yola çıkılmaktadır. Dallanma olasılığı az ise, grafit lamel, yapraksı bir biçim alacak, ancak küreselleşmeyi etkileyen elementlerin var olması halinde, dallanma ve dolayısıyla küreselleşme meydana gelecektir (Şekil 2.14). Bu teorinin deneysel olarak geçerliliği maalesef tespit edilememiştir [1].





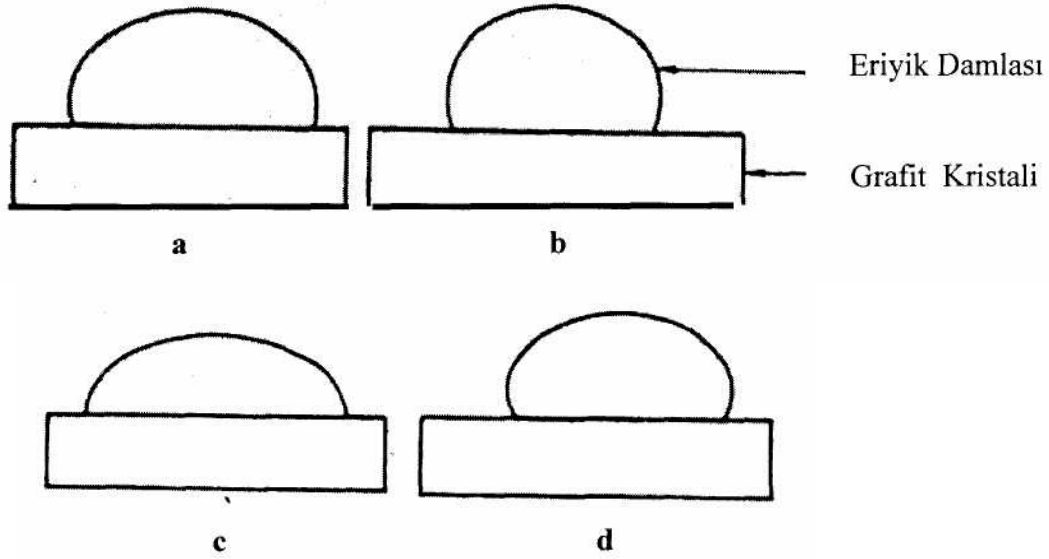
Şekil 2.14. Dallenma frekansı teorisine göre bir grafit küresinin muhtemel büyüme kademeleri [8]

Üçüncü teori olarak, küreselleşme eriyiğin yüzeysel gerilimin artması ile meydana gelmektedir. Deneysel çalışmalar, demir eriyiğin Fe -Si - Al - Mg ile işlem görmesi sonucu, eriyik yüzey geriliminin %30-50 nispetinde arttığını göstermektedir. Böylece grafit kristal kafesi c eksenine, prizma yüzeyi yönünde büyümektedir (Şekil 2.15).



Şekil 2.15. Yüzey enerjisi teorisine göre grafitin küresel bir biçimde büyüme olayı [8]

Diğer bir ilginç araştırmada eriyik demir damlacıkları ısıtılmalı mikroskopta farklı yönlerde bulunan grafit plakalar üzerine (bazal yüzeyi veya prizma yüzeyi) bırakılmışlar ve sınır enerji gerilimleri saptanmıştır (Şekil2.16) [1].



Şekil 2.16. Grafitin bazal ve prizmatik yüzeyi üzerine konan kükürtlü ve magnezyumla işlem görmüş demir eriyik damlacıklarının kontakt açıları, a) Kükürt eriyik lamel grafitli dökme demir bazal yüzeyi, b) Kükürtsüz eriyik, bazal yüzeyi, c) Kükürtlü eriyik, bazal yüzeyi, d) Kükürtsüz eriyik, prizmatik yüzeyi sınır enerjisi.  $b > d > a > c$  [6]

A eksenini yönündeki grafit plaka üzerindeki kükürtlü demir eriyiğinin damlacık-plaka kontak açısı magnezyumlu eriyikle hemen hemen aynı büyüklükte bulunmaktadır. (Şekil 2.16. a- b). İki eriyik de yüksek sınır yüzeyi enerjisine sahiptir. Prizma, yani c eksenini yönündeki plakalarda ise kükürtlü eriyiğin sınır yüzeyi enerjisi azalmakta, magnezyumlu eriyik demir de ise artmaktadır (Şekil 2.16. c-d).

KGDD' de eriyik ile grafit kristali prizmatik yüzeyi arasındaki sınır yüzey enerjisinin, kafes bazal yüzeyi (a) arasındakine nazaran büyük olması sonucu, grafitin bazal yüzeyine dik bir yönde büyümesi ile halkalar şeklinde grafit konilerinin gruplanması sonucu küreselleşme meydana gelmektedir [1].

Bazal sınırı veya gaz kabarcığı teorisi:

Bu teoriye katılanların az sayıda olmalarına rağmen, grafit kürelerinin bu teori ile tarif edildiği şekilde olduğunu kanıtlayan ve birçok pratik bulgulara cevap veren durumlar mevcuttur.

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:

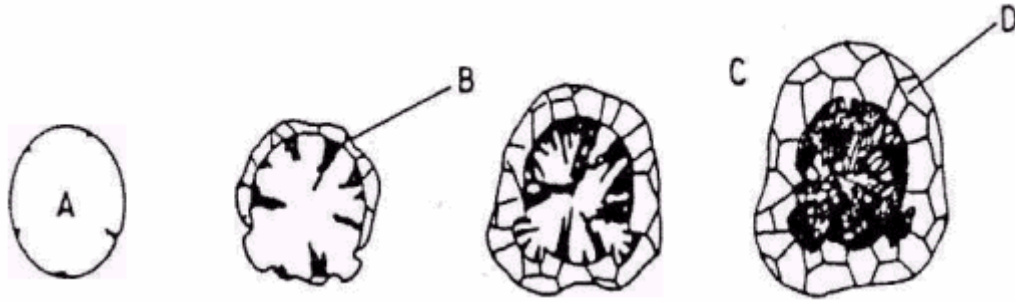


Kristalleşme için  $\text{SiO}_2$ ' in mevcut olmasının gerekliliği birçok çalışmayla kanıtlanmış olup, özetle:

1. Eriyik grafitinin kristalleşmesi için heterojen çekirdeklere sahip olmalıdır. Bu çekirdekler kural olarak  $\text{SiO}_2$ ' dirler.
2.  $\text{SiO}_2 + 2\text{C} = \text{Si} + 2\text{CO}$  denge durumu sıcaklığının elli derece üzerinde eriyikteki silisyum oksijen alımına yol açar.
3. Eriyiğin uzun süre belli bir sıcaklıkta tutulması, oksijen kaybına ve dolayısıyla grafitin şeklen bozulmasına neden olur. Bu olay vakumda ergitme şartlarına benzer bir etkiye sahiptir (D tipi grafit ve karbürlerin oluşması).
4. Oksijen kaybı, aşılama ile giderilemez.
5. Mangan ile aşılama heterojen grafit çekirdeklenmesine engel olur.
6. Eriyiğin aşılama cevap verebilmesi için, yeterli oksijen miktarına sahip olması gerekir.
7. Ca, Ba, Sr, Al gibi aktif aşılama maddeleri stabil oksitler meydana getirirler ve  $\text{SiO}_2$  bu oksitler üzerinde kristalleşir.

KGDD' in üretiminde, küreselleştirme işlemi ile oksijen miktarı 74 ppm' den 10 ppm değerine düşer, aynı zamanda kükürt miktarı da azalır. Bunu takip eden aşılama işlemi ile eriyik çok sayıda aktif aşılama malzemesinin oluşturduğu heterojen oksit çekirdeklerince zenginleşecektir. Ya yüzey elementlerinden aktif kükürdün giderilmesi veya olasılıkla diğer yüzey aktif elementlerin mevcut oluşu (Mg) karşısında grafitin lamel şeklindeki büyümesi engellenmektedir [8].

Dislokasyonlar, grafit kristalinin büyümekte olan taban düzleminin kendi üzerinde katlamaya zorlar. Vida dislokasyonu ve spiral tipi bir büyümeye neden olur (Şekil 2.15). Dolayısıyla grafitin küre şeklinde büyüme kademeleri şu şekilde olacaktır (Şekil 2.17) [1].



Şekil 2.17. Faz sınırı teorisine göre küresel grafitin büyüme kademeleri [1]

A Gaz, B Grafit tek kristali, C Eriyik, D Ostenit

Gaz kabarcığı teorisinin ana adımları:

- Oksijen miktarının azalması ve CO gazı kabarcıklarının toplam hacminin kristalleşecek grafitlerin hacmine eşit olması.
- Eriyiğin aşılama malzemesinin meydana getirdiği çok sayıda ince oksit tanecikleri ile zenginleşmesi.
- Soğuma esnasında C ile denge durumunda bulunan  $\text{SiO}_2$  taneciklerinin aşılama malzemesinin üzerinde kristalleşmeleri.

d) Heterojen denge durumuna erişmek için  $\text{SiO}_2$  taneciklerinin bir bölümünün karbon ile CO gaz kabarcıkları oluşturmaları.

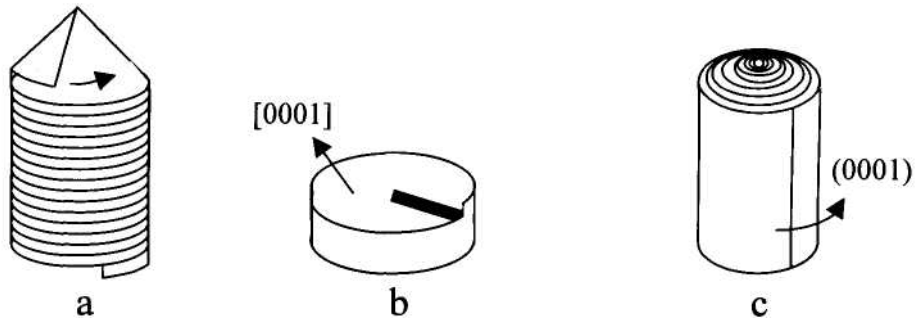
Faz sınırı teorisinin geçerliliğinin kanıtlanması için yapılan bir çalışma da demir eriyik farklı özelliklerdeki gazlarla zenginleştirilmiştir. Ortalama gaz kabarcığı çapı 0,01 mm olacak şekilde şu üç uygulama yapılmıştır:

- e) Hidrojenin bazı metallerdeki çözünürlüğü sıcaklıkla azalmaktadır. Örneğin, Ce, La, Y, Ti ve Zr. Bu beş element de küreselleşmeyi sağlamaktadır. Buna karşın bu elementlerce zengin olan eriyiğin vakum altında hidrojen gazı tasfiyesine tabu tutulması ile küresel grafitler meydana gelmektedir.
- f) Eriyik demirde azotun çözünürlüğü basınçla artmaktadır. Eriyik demir yüksek azot gazı basıncı altında katılaşıma öncesine kadar bırakılır ve aniden atmosfer basıncına düşürülürse, küresel grafitler meydana gelmektedir.
- g) İnce poröz bir tapa yardımı ile eriyiğin içine çeşitli gazlar verildiğinde, gazın cinsine bağlı olmaksızın, azot, karbonmonoksit, argon, küresel grafit oluşmaktadır. Bu incelemede eriyik demir kükürt miktarı %0,09 ve Titanyum miktarı %0,27 olmasına rağmen küreselleşme mevcut olmaktadır [1].

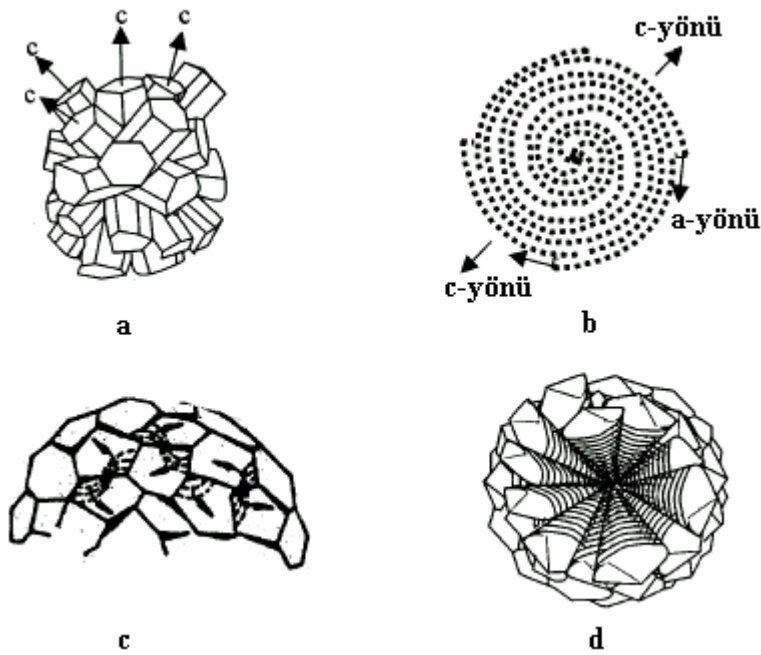
Sonuç olarak; dökme demirlerde ayrı ayrı çekirdeklerime sonucu oluşan küresel grafitlerin büyümesi ile ilgili iki görüş vardır, bunlardan ilki küresel grafitlerin kendini saran (0001) yüzeylerinde iki boyutlu çekirdeklenme mekanizması ile büyüdüğüdür.

(0001) yüzeylerine dik yönde gelişen (C - yönü) bu büyüme vida dislokasyonu yardımıyla de olur (Şekil 2.18). İkinci görüş ise, küreleri saran (0001) bazal düzlemlerin A - yönünde gelişmekte ve küreyi paketlemektedir. Şekil 2.19b, bu şekilde oluşan top lahana benzeri yapıyı göstermektedir. Gerçekte küresel grafit yüzeyleri engebelidir eğme ve dönme sınırlarına sahiptir. Dağlanmış küresel grafitler optik mikroskopta tabanı dışa dönük koni biçimini andıran segmentler bütünü olarak

görünürler. Yapı içinde simetrik bütünlüğe sahip bu alt birimler helis şeklinde paketlenmeyi andırırlar [1].



Şekil 2.18. Fibresel grafit kristallerinin büyümesi, a) Bazal düzlemlerin konik şekilde gelişmesi, b) Klasik vida dislokasyonu yardımıyla büyüme, c) Kıvrılmış bazal düzlemlerinden alın büyüme [7]



Şekil 2.19. a) Küresel grafitte segmentler yıldız şekilli  
b) Küresel grafit büyüme modeli  
c) Küresel grafit yüzeyinde muhtelif yönlü plakalar  
d) Çok sayıda sıkı paketlenmiş konik helislerden oluşan küresel grafit modeli [7]

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

söylenbilir. Optik mikroyapıda üç ayrı oluşum göze çarpmaktadır. Vermikular yapı, yıldız şekilli oluşum ve küresel oluşum. Şekilde görülen hale kaplı yıldız şekilli yapı Şekil 2.19a' daki büyüme modeli ile ilgili değildir. Bu yapının gelişmesi çekirdeklenme aktif şartlardan dolayıdır. Katı/sıvı ara yüzeyi önünde emprüte ve ilave zengin sıvıda bol miktarda çekirdekleyici vardır. İlk çekirdeklenen kristaller önce hızlı bir ön büyüme gösterirler. Burada da Mg' un büyüme hızına zaman kalmadan bir miktar ön büyüme gerçekleşmiştir. Bu ön büyümenin alın büyüme olduğu ve A - yönünde geliştiği, tıkanıp andan sonra irileşme olayının (C-yönünde) oluştuğu görülebilir. Mg' suz bir sıvıda katılaşma olsaydı ön büyüme çok az bir irileşme ve ötektik gelişme ile son bulacaktı (Şekil 2.20). Fe - C sisteminde grafit kristallerinde görülen bu iki kademeli büyüme Al - Ge ile Al - Si alaşımlarında sırasıyla Ge ve Si kristallerinde de gözlenmiştir.

#### 2.4. Ötektik Büyüme

Yapılan analizler, anormal ötektik alaşımlarda tedrici yapı dönüşümünü vermiştir. Şartlar alternatif fazlardan hangisinin gelişmesine elverişli ise o yapı gelişir. Bu özellik dökme demir benzeri olan Al - Si sisteminde gözlenmiştir. Bu alaşımlarda artan modifiye edici (Na, Sr) ilavesi ile fleyk, angular (köşeli) Si ve fibresel Si geçişi görülmüştür. Modifiye edici içermeyen alaşımlarda son yapı (fibre) çok yüksek hızlarda gelişir. Fleyk ve angular silisyum yapısı bastırılır. Dökme demirlerde de benzer bir durum vardır. Modifiye edici (Mg, Ce) ilavesiyle vermikular küresel grafitte geçiş olmaktadır. Yüksek hızlarda, modifiye edici içermeyen alaşımlarda fleyk ve vermikular yapı bastırılmakta ve sadece küresel yapı gelişmektedir. Al - Si sistemindeki fibresel silisyum ile dökme demirdeki küresel grafitin analog yapı olmalarına şaşmamak gerekir [1].

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 ve dallanma ve kollanmalarla bir ötektiğin kaynağı olursa, her küresel yapı da dallanma gösterememiş bir yıldız şekilli yapıdır. Silindirik grafitli ötektiklerde ötektik tane sayısı belirsizdir. Ötektik grafit kristalleri arasında bağlanma olduğundan, bu sayı

küreselden az fakat diğer grafit türündeki ötektiklerden çoktur. Fibresel grafitli ötektiklerde grafit ile ostenit kristalleri eşli büyüme (coupled growth) gösterirler ve ötektik tane sayısı katılma parametrelerine bağlı olarak değişir. Aşırı soğumuş fleyk grafitli ötektikler de, fibresel grafitli ötektikler gibi eşli büyüme gösterirler. Ötektik tane içindeki bütün grafit kristalleri tam bir bağlanmaya sahiptirler ve tane sayısı katılma parametrelerine bağlı olarak değişir.

Aşırı dallanma göstermeyen iri grafit kristalleri primer ostenit gibi serbest büyüme gösterirler. Aralarında aşırı soğumuş fleyk yapıli ötektik de bulundururlar. Bu primer grafit kristalleri arasında bağlanma yoktur ve ostenit ile eşli büyüme görülmez.

Yüksek S' lü sıvılarda büyüyen grafit kristallerinin iri ve uzun plakalar halinde geliştiği ve bunların primer kristal olarak anılmaları gerektiği üzerinde genel kabul vardır. Gerçektende bu kristaller sıvıya doğru aşırı uzama gösterirler ve ostenit ile eşli büyüme göstermezler. Böyle kristallerin primer olarak anılmasını zorunlu kılan ikinci sebep ise aralarında oluşan girintilerin 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 kükürtlü alaşımda bu düşüş 40°C' ye varmaktadır. %1 S içeren Fe - C- Si alaşımında ara yüzeyde %1' den fazla kükürt birikir. Bunun nedeni S' ün grafit ve  $\gamma$  içinde çok az çözünmesidir. Kükürdün fazların büyüme kinetikleri 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 arayüzeyi profilinin düz, hücreli ve tam engebeli hale geçişi incelenmiştir. Tam engebeli halde, katı/sıvı arayüzey önü yıldız - şekilli grafit büyüme görülür. S'ce zengin sıvılarda artan yapısal aşırı soğuma nedeniyle daha yüksek oranda yıldız şekilli kristal oluşumu görülür. Yıldız şekilli kristaller ötektik altı alaşımlarda da görülür. Burada ilk kristalleşen  $\gamma$  dendritlerinin kustuğu karbon atomları karbon zengin sıvıyı oluştururlar. Karbon zengin sıvıda oluşan ilk çekirdek



kompozisyon ve ısı dalgalanmalar nedeniyle dengesiz yıldız şekilli grafit oluşumunu sağlar. Bu kristallerin büyüklüğü  $\gamma$  dendritlerinin tıkama öncesi sıvıda bulunuş süresine bağlıdır. Şekil 2.20' de yıldız şekilli kristal ve ötektik yapının gelişimi verilmiştir. Daha önce açıklandığı gibi Fe -C -Si ötektiklerinde grafit fleyk levhasal, fibresel - koral, silindirik- vermikular ve noduler - küresel şekillere sahiptir.

Ötektiklerle ilgili genellemede; belirli kritik limitin (% 28) 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. Katışkıların (özellikle S ve C, Se, Te) yüzey aktif oldukları grafit kristalinin yüzey enerjisine etki ederek levhasal yapıyı kararlı yaptıkları sanılmaktadır.

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

Yönlenmiş katılma deneylerinde  $\gamma$ -Gr. ötektiğinde grafit fleyklerin arayüze tam dik olarak büyümedikleri gözlenmiştir. Verilen katılma hızında sabit grafit kristalleri arası uzaklığın muhafazası için grafit fleykleri tekrarlı dallanma gösterirler. Bu dallanmanın nedeni ilerleyen arayüzey önündeki bileşim ve sıcaklık dalgalanmalarıdır. Özellikle büyüyen ostenit fazının önünde karbon yüzdesi yüksek iken grafitte deşme noktalarında azdır. Ostenit merkezinde yüksek oranda karbon birikimi grafit çekirdeklenmesine yol açtığı gibi daha önce grafitin merkeze göre dallanmasına da neden olabilir. Ostenit merkezinde gelişen grafitler aşırı soğumuş grafitler için tipik örnektir. Yan yana gelişen grafit - ostenit ötektiğinde grafitin yana dallanması yada eğilme göstermesi bir miktar C - büyümeyi gösterir. Bu büyüme özellikle karbon konsantrasyonu (ve dolayısıyla aşırı soğuma) çok yüksek olursa görülür. <0001> yönünde büyüme ile ostenit 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>

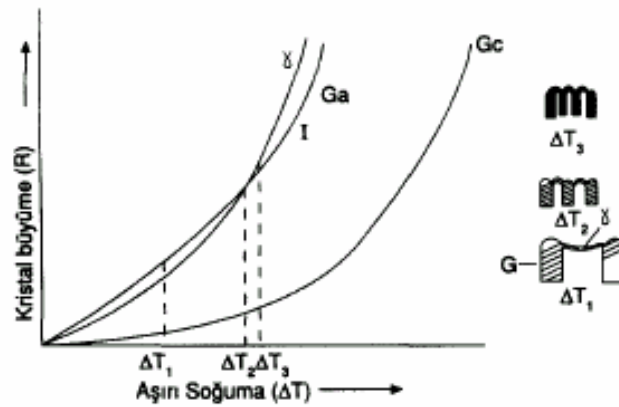
yönünde gelişir.  $\langle 0001 \rangle$  yönünde büyüme az ise eğrilme veya kıvrılma görülür. Büyüyen grafit cephesinin hafif yön değiştirerek kıvrılması, ikiz yoluyla dallanmadan daha kolaydır ve daha az aşırı soğuma gerektirir. Bu kıvrılma olayı normal ötektiklerdeki levhasal hatalara benzer.

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. Ötektik büyümede; grafit kristalleri aşırı dallanmalar ve yönlenmeler gösterirken, ostenit ise sürekli faz olarak grafitler arasını doldurur. Söz konusu grafit dallanma veya yönlenmeleri aşağıda verilen dört grupta toplanabilir.

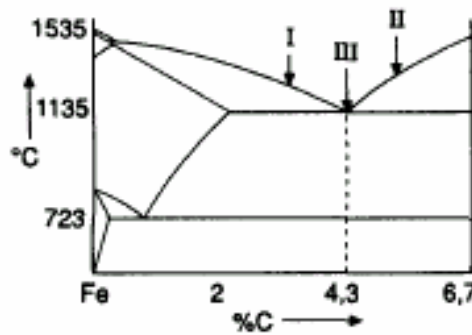
- a) Grafitin ana büyüme yönüne ters yönde dallanması ve ostenit üstünü kaplaması,
- b) Grafit büyüme cephesinin levhasal hatlara benzer tarzda kıvrılması,
- c) Grafit fleyk kristallerinin ostenit tarafından kesikliğe uğratılması ve eksen içinde dallanma,
- d) Grafitin ostenit merkezinde çekirdeklenmesi.

Katılma şartlarının bu dört ayrı dallanma mekanizmasına doğrudan etki ettiği sanılmaktadır. Yüksek G/R şartlarında arayüzey kararlı olup ostenit/sıvı ile grafit/sıvı aynı hattı paylaşırlar. Dallanma az veya tamamen levhasal yapı oluşur. Halbuki düşük G/R şartlarında ostenit/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 2.20). Verilen bir aşırı soğumada ( $\Delta T_1$ ) fleyk grafit, ostenitten hızlı büyümektedir. Fleykler sıvıya doğru çıkıntı gösterirken ostenit merkezleri cep şeklinde geri çökme gösterir.  $\Delta T_2$  gibi daha yüksek bir aşırı soğumada fazlar eşit hızda gelişebilir.  $\Delta T_3$ ' te ise ostenit, fleykten daha hızlı büyümekte ve fleyk büyümeyi sık sık kesmektedir. Daha yüksek aşırı soğumada fleyk yapı fibresel dönüşmektedir. Fibresel grafit ile ostenitin büyümesi her ne kadar normal ötektik büyümeyle andırıyorsa da, bu şartlarda  $\gamma$ ' nın sık sık grafit büyüme cephesini tıkaması, aşırı grafit yönlenmesini sağlar.

Katı/sıvı arayüzeyinde C birikimi gibi S birikimi de arayüzey morfolojisini etkiler. Kükürt ostenit önünde aşırı birikme göstererek ostenit gerilemesini sağlar. Özellikle bu etki, ostenit 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 ostenit çökmesi de yok gibi gözükür. Az miktarda S içeren alaşımlarda grafit kristalleri arası uzaklığın, kükürtsüz veya orta seviyede kükürlü alaşımlara göre düşük olmasının sebebi, bu dallanma olayıdır [1].



Şekil 2.20. Fe - C sisteminde  $\gamma$  - grafit büyüme modeli. Düşük aşırı soğumada ( $\Delta T_1$ ) grafit hızlı büyürken, yüksek aşırı soğumada ( $\Delta T_3$ ) ostenit büyüme hızlıdır. I. Fleyk-fibre dönüşümünü gösterir. G(c): Küresel grafit büyümeyi gösterir [1]



Şekil 2.21. Fe-C sisteminde farklı büyüme yapıları: I. Bölge: Difüzyon kontrollü  $\gamma$ 'nın gelişmesi. II.Bölge: Kristal hataları yardımıyla grafitin gelişmesi. III. Bölge:  $\gamma$  ve grafitin farklı büyüme özellikleriyle gelişen ötektik bölge [1]

Yüksek kükürtlü alaşımlarda, S hücre çapını düşürür. Si etkisinin az olduğu P' un daha çok düz cepheli büyümeden hücre sel büyüme ye geçişi sağladığı rapor edilmiştir.

Yönlenmiş katılaştırmada,  $\gamma$ -Gr ötektiğinde, grafit kristalleri katılma yönünde tam paralel gelişmezler. Hakim mekanizmaya bağlı olarak dallanmalar görülür. Bundan dolayı grafit kristalleri arası uzaklıklar bölgeden bölge ye geçiş gösterir. Ölçme metotlarının da farklı olması nedeniyle, grafitler arası uzaklıklar geniş bir dağılım gösterir. Bu uzaklıklar birçok ötektik sistemlere göre çok fazladır. Yapılan ölçümler, aynı şartlarda, anormal alaşımlarda (Al - Si, Fe- C) ötektik fazlar arası uzaklığın normal alaşımlardan (Al -Cu, Pb - Sn) 10 kez daha fazla olduğunu göstermektedir. Katılma hızı (R) ile ötektik kristaller arası uzaklık ( $\lambda$ ) arasındaki bağıntı aşağıda verildiği şekilde yazılabilir.

$$\lambda = a.R^{-0,50} \quad (2.5)$$

Bu ilişki daha çok fleykler arası uzaklık ile fibresel grafit kristalleri arası uzaklık katılma hızı ilişkisidir. Halbuki çekirdeklenme olayının birinci dereceden önemli olduğu küresel grafit ve silindirik grafit kristalleri arası uzaklık kesin bir orana oturtulamaz Üstelik fleyk ve silindirik grafitler için kurulmuş olan ilişki deki (n) üsteli her zaman 0,5 değildir.

Katılma hızı ile aşırısoğuma ( $\Delta T$ ) arasında bir ilişki söz konusudur. Normal ötektiklerde bu aşağıdaki gibi yazılabilir.

$$\Delta T = b.R^{0,5} \quad (2.6)$$

(2.6) nolu bağıntı, fleyk ve fibresel grafitli ötektik büyümede kısmen geçerli, küresel ve silindirik ötektiklerde ise geçersizdir [1].

### 2.4.1. Ötektik alan

Fe - C- Si sisteminde görülen büyümeler 3 ana bölgeye ayrılarak incelenebilir (Şekil 2.21). Birinci bölgede  $\gamma$ -demir fazı primer faz olarak gelişir. Bu fazın büyümesi, demir atomlarının difüzyonla herhangi aktif yüzeye yerleşmesi ile olur. İkinci bölgede düzlemsel cephe büyüme gösteren (façetalı) grafit fazı primer faz olarak gelişir. Burada sıvıdaki C atomları tercihli ve belirli yüzeylere yerleşirler. 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 beraber 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 grupta küresel arası özellik taşır.

#### 2.4.1.1. Ötektik altı katılma

KGDD' lerde alaşımların ötektik altı katılması istisnasız dendritler şeklinde primer ostenitle başlar. Bu olgunun devamı süresince soğuma olur ve artık eriyik ötektik sıcaklığa erişir. Bu sıcaklıkta grafit ve ostenit beraber katılma başlarlar ve rekalesens ile sıcaklık yükselerek, ötektik sıcaklığa çıkılır.

Ötektik katılma kısmen ostenit dendritlerinin sürekli büyümeleri ve kısmen de ostenit ve grafitin beraber kristalleşmesi şeklinde olur. Ostenit grafiti çeppe çevre sarar. Grafit ostenit taneleri birbirleri ile ve ostenit dendritleri ile temas halindedir. İstatistiki bir tane dağılımı gösteren bu grafit - ostenit kristalleri eriyik demir ile birbirinden ayrılmış gruplar oluştururlar. Bu gruplara ötektik hücre, nüve adı verilir. Katılma süreci sonlarına doğru eriyik karbonca fakirleşir ve tane sınırlarında katılma grafitsiz olur. Böylece döküm parçalarının orta kısmında kalan bölgelerde karbürler mevcut olabilir. Katılmanın bu özelliği soğuma eğrisindeki kavisin nedeni olmaktadır [1].

### 2.4.1.2. Ötektik üstü katılaşma

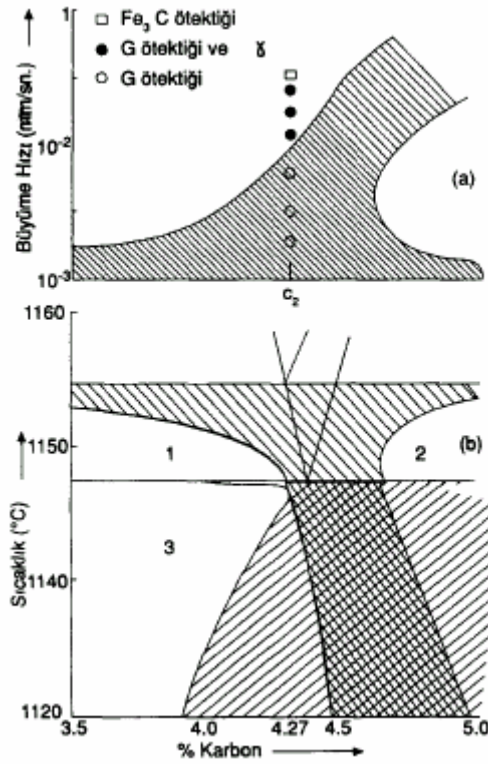
İlk katılaşan fazın küre şeklindeki grafitler olması dışında ötektik üstü KGDD' in ötektik altından bir farkı yoktur. Eriyiğin sıcaklığı ötektik sıcaklığın altına düştüğünde, demir yani ostenit ve grafitin beraberce katılaşmaları vukuu bulur. Bu olayı, yine kısmen ayrışan grafitsiz ostenit ve kısmen de ötektik ostenitle çevrilmiş küresel grafitlerin bulunduğu tanelerin katılaşması meydana getirir.

Ötektik üstü KGDD' lerde azami parça et kalınlığı 40mm olmalıdır. Aksi takdirde primer ayrışan grafit kürecikleri, parça üst yüzeyine yakın kısımlarda toplanırlar. Buna grafit yüzmesi hatası da adı verilmektedir. Et kalınlığı 40mm' ye kadar olan parçalar uygun soğuma şartlarında, karbon eşdeğerliği 4,3' ün biraz üzerinde de olsa grafit yüzmesi meydana gelmeksizin katılaşırlar.

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 yapısı ve dağılım bakımından diğer alaşımlara göre çok farklıdır. Alaşımlarda genellikle ötektik alanın iki yanında benzer formda 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 ters V şeklinde simetriktir. Halbuki gri dökme demirlerde sol bölgede ostenit dendritleri ve ötektik içerirken sağ bölgede ise primer grafit ve ötektik vardır. Primer grafit dendritik şekle sahip olmadığı gibi ötektik grafitten ayırt edilmesi de güçtür. Bunlar, ötektikten iriliği, az dallı olması ve serbest çekirdeklenme izlenimi vermeleri ile ayırt edilirler. Gri dökme demirde grafit büyümesi hususi güçlüklerle gerçekleştiğinden, ötektik alanda bu yönde asimetrik eğrilme gösterir (Şekil 2.22). Ötektik yada hafif ötektik üstü bileşimlerde bile primer  $\gamma$  dendritleri oluşumunun sebebi budur. Bu durum detaylı olarak aşağıdaki gibi izah edilebilir.

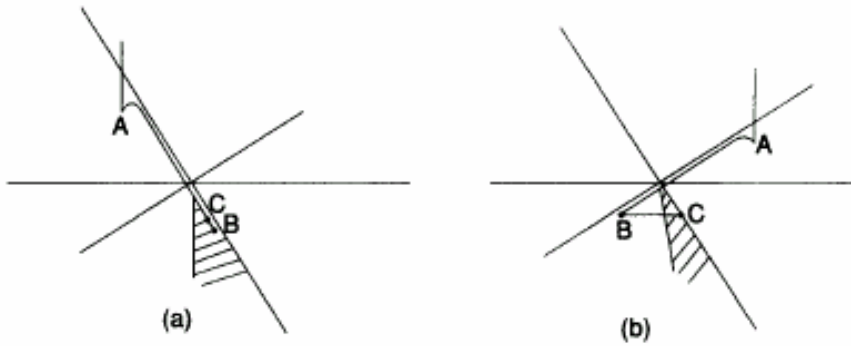
Ötektik altı bileşime sahip dökme demirde önce primer  $\gamma$  dendritleri çekirdeklenmeyi takiben büyümeye başlarlar (Şekil 2.23a, A noktası). Büyüyen dendrit cephesinde karbon konsantrasyonu artar ve grafit çekirdeklenmesi (B noktası) ve ötektik büyüme (C noktası) görülür.

Ötektiküstü bileşime sahip dökme demirde ise önce primer grafit kristalleri çekirdeklenir ve büyürler. (Şekil 2.23b, A noktası). Büyüyen grafit önünde demir konsantrasyonu artar. Grafit etrafında  $\gamma$  çekirdeklenir (B noktası) ve büyüme başlar. Ostenit büyürken sıvı kompozisyon ötektik alana doğru kayar. Ostenit önünde biriken karbon yeterli yoğunluğa sahip olduğundan grafit çekirdeklenmesi ve ötektik büyüme gerçekleşir. (C noktası). Primer grafitlerin  $\gamma$  hale ile sarılması ve ötektiğin ondan sonra oluşması bu alışımlarda çok görülür. Bu durumda üçlü büyüme; primer grafit,  $\gamma$  - hale ve ötektik gelişir. Küresel grafit kristallerinin de  $\gamma$  hale ile sarılması olağandır. Burada özellikle ötektiğe yakın ve ötektik kompozisyonunda üçlü büyüme görülmez. Ötektiküstü kompozisyonda küresel grafit yüksek aşırı soğumada, ilk çekirdeklenmeyi takiben büyüme ile radyal yönde gelişir. Etrafındaki sıvı giderek demirce zenginleşir. Bu aşırı soğumada ve oluşan kompozisyonda  $\gamma$  grafitte göre daha hızlı büyür ve  $\gamma$  fazı grafiti tamamen sarar,  $\gamma$  büyümesi belirli mertebeye varduktan sonra ise ötektik büyüme yukarıda anlatıldığı gibi gelişir [1].



Şekil 2.22. Yönlenmiş olarak katılaştırılmış Fe - C alaşımında eşli büyüme (ötektik alan) bölgesi. Sıvı sıcaklık gradyanı  $70^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ ' dir. a) Büyüme hızı - bileşim diyagramında deneysel ve hesaplanmış sınırlar, b) Faz diyagramına uyarlanmış sıcaklık - bileşim diyagramında sınırlar [1]

Ötektik bileşimde ise 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 2.23).



Şekil 2.23. Fe-C-Si alaşımlarında eşli büyüme bölgesi (ötektik bölge), a) Ötektikaltı bileşime ( $C < 4,3\%$ ) sahip Fe-C-Si alaşımında katılaşma, b) Ötektiküstü bileşime ( $C > 4,3\%$ ) sahip Fe-C-Si alaşımında katılaşma [1]



### 2.4.2. Soğuma eğrileri

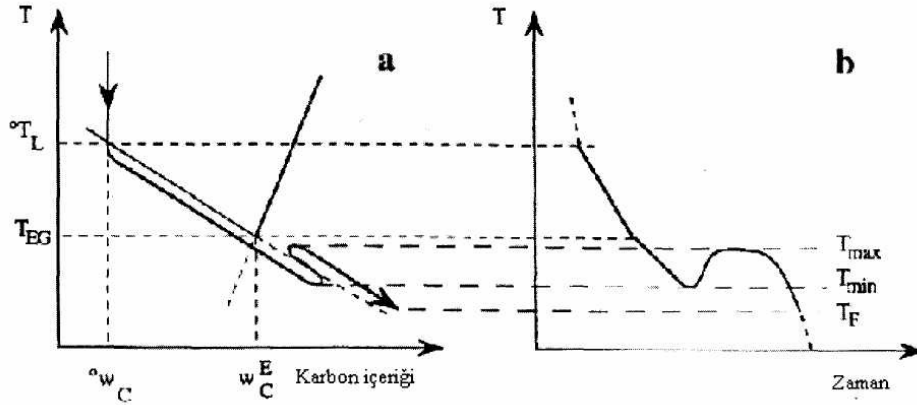
Fleyk ve fibresel grafitli dökme demirlerde ötektik tane sayısı azdır. Aşırı soğumuş sıvıda oluşan bir çekirdekten ötektik tane geniş bir alana yayılarak oluşur. Bundan dolayı, fleyk ve fibresel grafitli ötektiklerde, çekirdeklenme ve büyüme sıcaklıkları arası fark azdır. Küresel büyümede küresel grafitler ayrı ayrı çekirdeklenir. Bundan dolayı çekirdeklenme ve büyüme sıcaklıkları arası fark çoktur. Silindirik grafitli ötektik ise küresel ile fleyk grafitli ötektikler arası özellikler 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.

### 2.5. Küresel Grafitli Dökme Demirin Katılaşması

Küresel grafitli dökme demir karbon ve silisyum içeriğinin sırasıyla %3,5-3,9 ve %1,8-2,8' e değişen üçlü Fe-C-Si alaşımıdır. Bileşimin seçimi döküm kesit ölçüsü ve hedeflenen mekanik özellikler tarafından belirtilir. C ve Si içeriğine bağlılığına rağmen küre oluşumu sonradan kontrol edilemez fakat oldukça alaşımın saflık seviyesi ve küreleştirici malzemelerinin ilavesinin bir sonucudur. Bununla birlikte metalik fazda gömülen grafitin miktarı (i) C ve Si içeriği ve (ii) soğuma parametreleriyle kontrol edilir. Denge şartları altında C ve Si etkisi üçlü faz diyagramından çıkarılabilir.

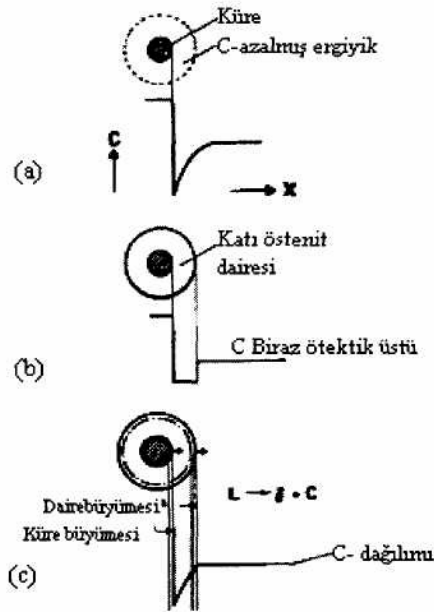
Çekirdeklenme ve büyüme hareketleri Fe-C-Si faz diyagramı ilişkili termodinamik itici güçlere bağlıdır. Pratik uygulamalar için dökme demirin katılaşması üçlü Fe-C-Si denge faz diyagramları kaynağıyla tanımlanabilmektedir.

Alaşımın türü bileşimin ötektik hattına göre konumuna göre ötektik altı, ötektik ve ötektik üstü olarak temsil edilir. Ötektik altı alaşım durumunda katılaşma sırası Şekil 2.24' de gösterildiği gibi devam ediyor. Demir ergiyiğinden ostenitin çekirdeklenmesi ve büyümesi için önemli engel olmadığı için, ostenit dendritleri sıcaklık ortalama likidüs sıcaklığı  $^{\circ}T_L$  nin altına düştüğü zaman görüldüğü varsayılır. Soğuma esnasında,  $\gamma$  dendritleri büyür ve sıvı bileşimi ostenit likidüsüne yapışır (Şekil 2.24a) [9].



Şekil 2.24. Ötektik altı küresel grafitli dökme demirin katılaşma sırasının şematik gösterimi, (a) silisyumun eş düzlem kesitinde katılaşmanın yolu, (b) soğuma eğrisi [9, 10]

Ötektik sıcaklığı  $T_{EG}$ ' ye ulaşıldığında grafitin çekirdeklenmesi başlar. Grafit parçacıkları bir ostenit kabuğu tarafından çevrenmeden önce kısa bir süre için sıvıdan serbest olarak büyümektedir. Ötektik kürelerin daha fazla büyümesi ostenit kabuklarının içinden sıvıdan grafit kürelerine doğru karbon difüzyonu ile kontrol edilir (Şekil 2.25).

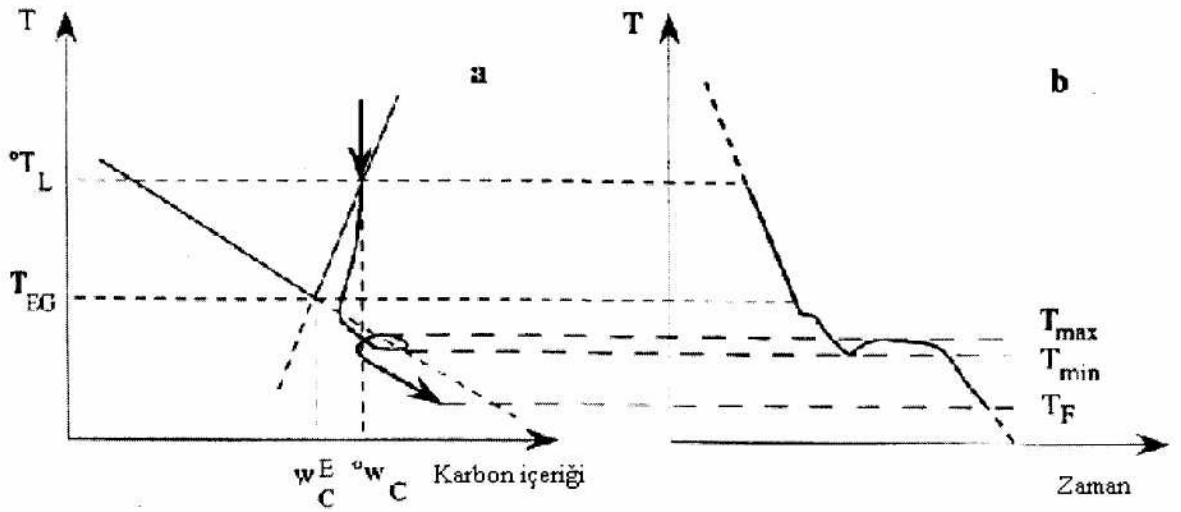


Şekil 2.25. Katı bir daire içinde kürenin eşsıl büyümesi ve bir düzgün arayüzeyle dairenin büyümesi (a) ötektik öncesi faz katılaşması: sıvı ile temastaki kürenin büyümesi (b) ötektik katılaşma: daire çevrelemesi, (c) katı daire içinde kürenin büyümesi

Bunun sonucu, katılaşma olayı gri dökme demirinkine nazaran daha yavaş olmakta ve neo ötektik katılaşma aralığı 49°C kadar olabilmektedir. Küresel grafitli dökme demirde sıvı metal, gri dökme demire nazaran daha geniş bir sıcaklık aralığında ve daha düşük sıcaklıklarda mevcut olabilmektedir [11].

Bu büyüme prosesi yavaştır ve katılaşan metal, kalan sıvı grafit likidüsüne göre çok ve çok aşırı doyurulmuş olduğu,  $T_{EG}$  altında ostenit likidüs hattının ekstrapolasyonu boyunca ve böylece ostenit dendritleri daha fazla geliştiği şartta soğumaya devam eder.  $T_{EG}$  altında  $T_{min}$  sıcaklığında ötektik kürelerinin sayısı ve onların büyümesi için itici güç bütün ötektik reaksiyonun daha hızlı ilerlemesi için yeterince yüksektir. Bu ötektik reaksiyonun etkili başlangıcıdır. O bir maksimum sıcaklığa ( $T_{max}$ ) kadar bir parlama ya neden olmak için yeterli şiddettedir. Bu ısıl analiz esnasında ötektik durmaya öncülük eder (Şekil 2.24b). Katılaşma genellikle daha düşük  $T_E$  sıcaklığında tamamlanır.

Ötektiküstü bir demirin katılaşma sırası Şekil 2.26' da gösterilir. Ötektiküstü katılaşma ergiyikten grafit parçacıklarının çekirdeklenmesi ve serbest büyümesi ile başlar. Bu iki proses zordur ve dengeden biraz sapma ile ilerler. Bundan dolayı, grafitin ötektik öncesi çökmesi ile ilgili katılaşma yolu grafit likidüsün biraz aşağısında yerleştirilir (Şekil 2.26a). Onun tam yeri soğuma hızına ve ergiyik hazırlamaya (küreselleştirme ve aşılama) bağlıdır. Grafit çökmesinin safhası ısıl analiz esnasında soğuma eğrisinde görülemez çünkü grafitin içerilen miktarı gerçekten küçüktür. Katılaşma yolu ostenit likidüsünün yarı kararlı ekstrapolasyonunu kestiğinde ostenit ergiyikten çekirdeklenebilmektedir. Katılaşmanın sonra ötektik altı dökme demirde olduğu gibi katılaşma yolunun ostenit likidüsüne yapıştığı şartlarda ilerlediği düşünülür. Yoğun ötektik reaksiyonu ötektik kürelerinin sayısı ya da onların büyümesi için itici güç çok küçükse eğer geciktirilebilir. Metal parlamasının başladığı  $T_{min}$  sıcaklığına soğumaya devam edebilmektedir (Şekil 2.26b) [9].



Şekil 2.26. Ötektiküsti küresel grafitli dökme demirin katılaşma sırasının şematik gösterimi, (a) silisyumun eş düzlem kesitinde katılaşmanın yolu, (b) soğuma eğrisi[9, 10]

### 2.5.1. Tersine beyaz katılaşma

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

Faz sınırı teorisine göre grafit kristalizasyonu ancak bir faz sınırının mevcut olması ile vuku bulmaktadır. Bu faz sınırı, ince gaz boşlukları, çatlaklıklar 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, küreselleşme 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 3 etken yazılabilir.

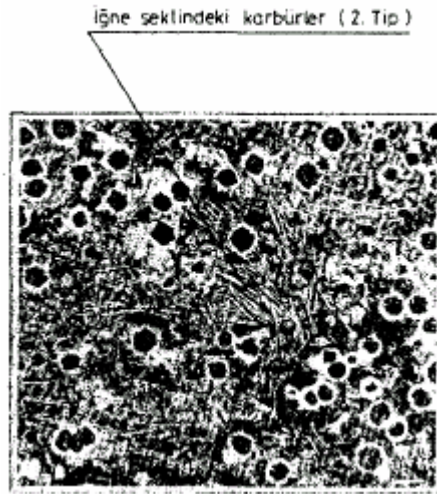
1. Eriyiğin oksijen miktarının artırılması, bunun için  $\text{SiO}_2\text{-C}$  denge durumu sıcaklığı üzerinde uzun süre eriyiğin tutulması ve yine uzun ısıtma işlemlerinden kaçınılması gerekir.

2. Optimal küreselleştirme işleminin yapılması.
3. Yeterli bir düzeyde aşılama yapılması.

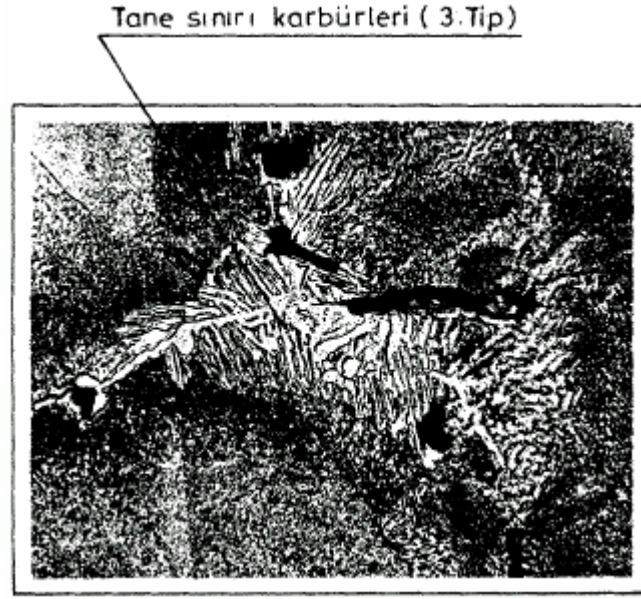
Parça soğuma nedeniyle metalurjik faktörlerin kontrol altına alınamaması genelde karbür oluşumunu sağlayan ana etkenlerdir.

Birbirleriyle kümeleşmiş adacıklar şeklindeki karbürler ( $Fe_3C$ ), 1. tip karbürler olarak adlandırılırlar. 2. tip karbürler mikroskop altında uzun ince iğneler şeklinde görülür. Meydana geliş nedenleri yüksek miktarlarda küreselleştirici elementlerin eriyikte varolmasıdır. Örneğin magnezyum (Şekil 2.27).

Bu şekle benzer bir görünüme tersine beyaz katılmış bölgelerdeki karbürler sahiptirler. Ağır, yani kalınlığı fazla olan KGDD parçalarında mangan, krom, vanadyum ve molibden gibi elementlerin miktarları yüksek olduğunda, özellikle tane sınırlarında 3. tip karbürler gözlenir (Şekil 2.28).



Şekil 2.27. Tipik bir tersine beyaz katılma ve 2. tip karbürler. 250X, Dağlama nital [1, 8]

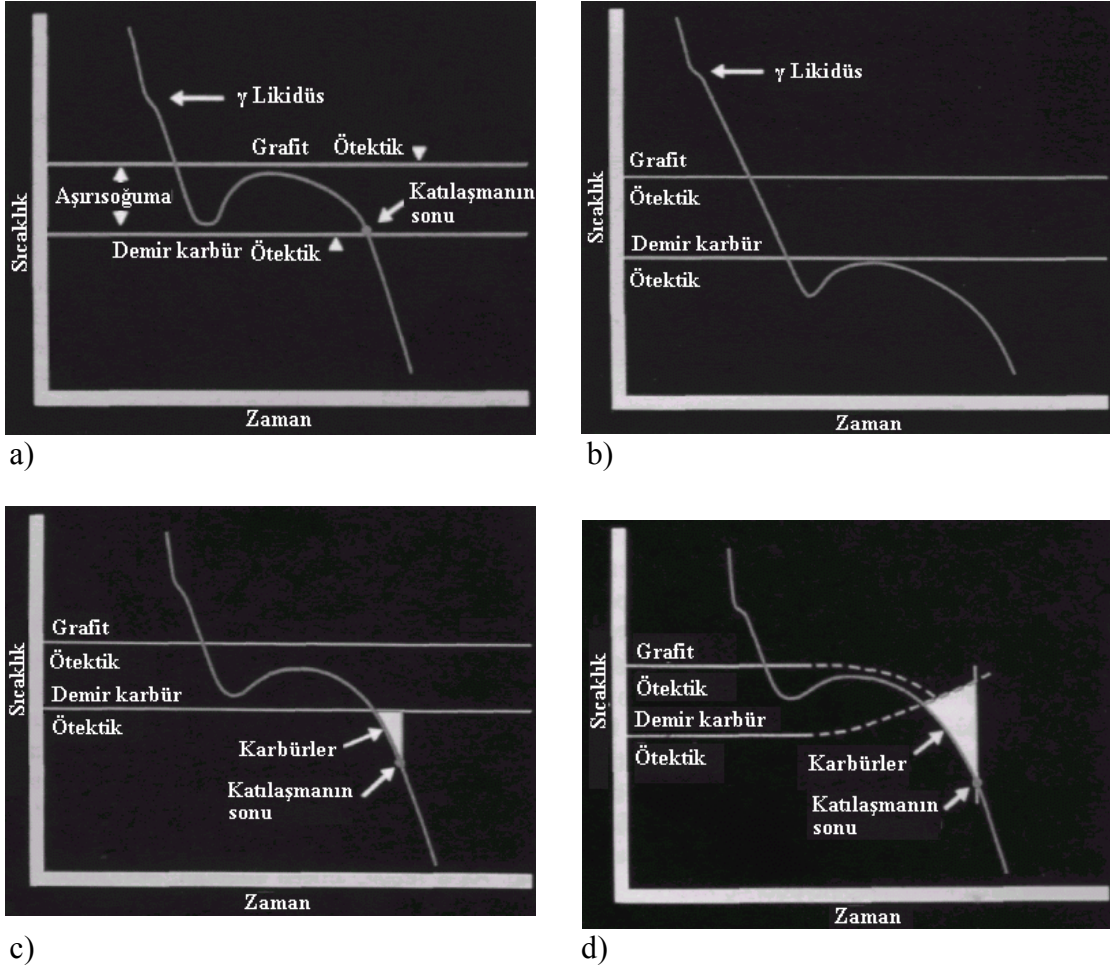


Şekil 2.28. Yüksek Mn-miktarı ve birikimi nedenli tane sınırı karbürleri. 500X, Dağlama nital [1, 8]

Bilinen diğer bir husus KGDD' lerde kükürt miktarının küreselleştirme öncesi asgari %0,004 olarak alınması zorunluluğudur. Bu değer altında karbür oluşumu artmaktadır. Kuvvetli bazik curuf altında kükürtsüzleştirme sonrası görünen karbürlerin nedeni olarak demirdeki Ca ve Al miktarlarının etkili olabileceği varsayılmaktadır.

KGDD' nin dokusu ana doku içinde homojen dağılmış olup, hacmin %8-10' unu oluşturan küresel grafitli tanelerinden ibarettir. Ana doku ferritik, ferritik-perlitik, perlitik, ostenitik ve uygulanan ısı işleme bağlı olarak bey nitik veya martenzitik olabilirler.

Karbürlerin mevcut olması, ostenitik KGDD' ler hariç, mukavemet ve özellikle süneklilik özelliklerini olumsuz etkilendiğinden istenmez [1, 8].



Şekil 2.29. KGDD' in soğuma eğrileri a) ötektik karbürlerin oluştuğu, b) ötektik karbürlerin oluşmadığı, c) ters çil karbürlerinin oluştuğu, d) taneler arası karbürlerin oluştuğu [12]

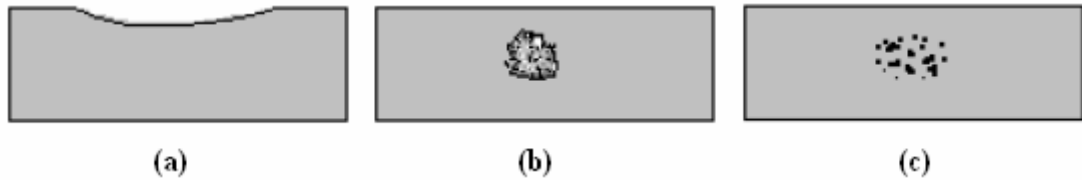
## 2.6. KGDD'lerde Çekme Boşlukları

Küresel grafitli dökme demir katılaşması sık sık çekmeye neden olan karışık bir mekanizmadır. Yalnız ergiyik bileşimi dökümlerdeki çekmeyi açıklamak için yetersizdir. Küresel grafitli dökme demir üretiminde ergitme, bekleme, işlem ve aşılama proseslerinin değişimleri küresel grafitli dökme demir katılaşığı zaman derin bir etkiye sahip olmaktadır.

Küresel grafitli dökme demirde çekme hatalarının birçoğu emme, makro çekme, mikro çekme ve gözeneklilik şeklinde olabilmektedir.

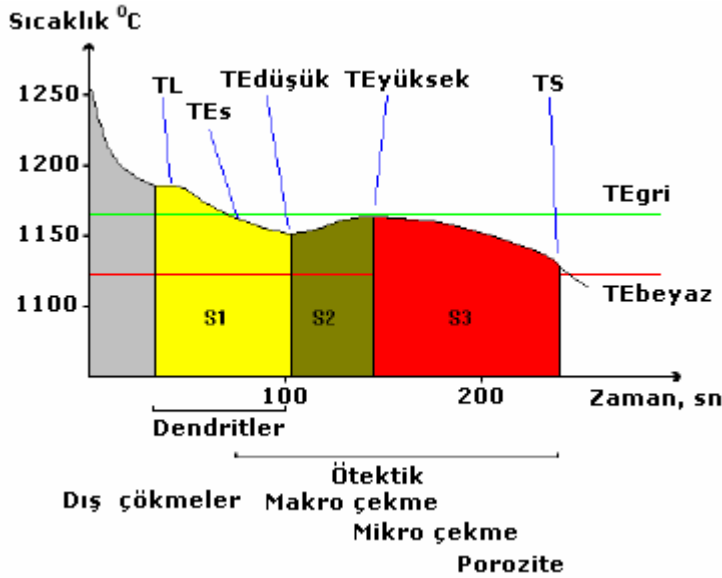
Emmeler ince bir tabakanın oluştuğu katılaşma başlangıcında meydana gelir. Bu tabaka büyük katılaşma basınçlarına dayanmak için yeterli dayanıma sahip değildir. Beslenen metalin bir eksikliği varsa, katılaşma basınç farkları kalıcı bir plastik şekil

değişikliğine sebep olur. Katılaşmış metal beslenen metalin çekmeyi beslemek için mahrum edildiği yönde eğilecektir. Makro çekmeler katılaşma nispeten kalın bir tabakaya sahip olduğunda ötektik katılaşma başlangıcında ve esnasında oluşur. Makro çekmeler ilk besleme durduğu zaman oluşur. Mikro çekme/gözeneklilik katılaşmanın sonuna yakın meydana gelir. Çekme çeşitleri Şekil 2.30' da gösterilmektedir [9].



Şekil 2.30. Çekme çeşitleri, a) dıştan çökme, b) makro çekme, c) mikro çekme ve gözeneklilik [9]

Bu çekme mekanizmaları soğuma eğrisinin farklı bölgelerinde katılaşma esnasında ısıl modeli etkiler ve proses değişkenleri ile etkilenir. Şekil 2.31 çekme çeşitlerinin soğuma eğrisi üzerindeki bölgelerini gösterir.



Şekil 2.31. Soğuma eğrisi üzerinde çekme çeşitlerinin oluşum bölgeleri [13]

Küre sayısını yüksek derecede artırma ve çil'den artan koruma eğilimi, çekme oluşumunu azaltır. Özellikle kompleks dökümlerde sıcak noktadaki küçük poroziteler önlenir. Klasik çekirdekleyiciler ilk aşamada grafit çekirdekleri sağlarlar. Katılaşmanın son kademesinde çekirdek oluşumu olmadığından çekmeyi



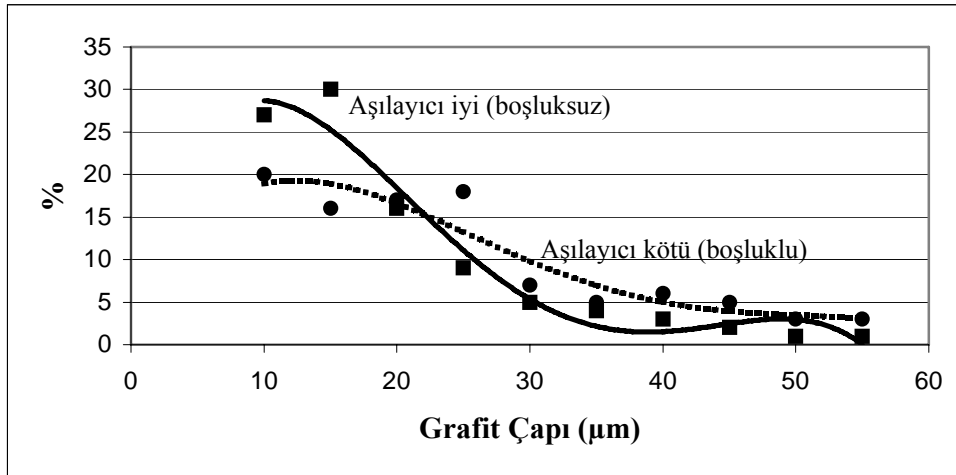
karşılacak grafit genişmesi olmaz. Erken ve geç grafit çekirdeklenmesi bütünselliği önemlidir. Geç grafit genişmesi çekmenin oluşturacağı boşluğu dengeler. Bu aşamada sıvı demir akışkanlığı düşük olduğu için grafit irileşmesi (genleşmesi) önem taşır. Aksi durumda küçük poroziteler oluşur. (Ca,Ce,S,O) çekirdekleyici grafit oluşumu ve büyümesini bütün katılma sürecine yayar. Halbuki klasik çekirdekleyiciler yoğun ve erken grafit oluşumu ve genişmesi verirler. Çok ihtiyaç olan son kademe grafit oluşumu ve genişmesi az gösterirler.

Düşük ve orta seviyede küre sayısı (150-250 küre/mm<sup>2</sup>) erken grafit oluşumu ve büyümesi ile ilgilidir. Doğal olarak yapıda mikro boşluklar beklenir. Yüksek küre sayısı (>250 küre/mm<sup>2</sup>, örneğin 350 küre/mm<sup>2</sup>) aşılama etkisini gösterir ve kayda değer erken ve geç grafit oluşumu vardır. Mikroyapıdaki büyük ve küçük grafit kristal dağılımı bunun kanıtıdır. Beklendiği gibi bu şartlarda çekme ve çekme boşluğu (kısacası mikroporozite) görülmez.

Termal analiz çalışmaları ile çekme ve grafit çekirdeklenme-büyüme takip edilebilir. Grafit oluşumu bütün katılma aşamasında var ise, katılma gizli ısı süreci boyunca çevreye verilecektir. Soğuma eğrisi yatay kalacak ve katılma bitiminde aniden düşecektir. Bu zayıf aşılama (Ca'lu Fe-Si) ve kuvvetli aşılama (Ca, Ce, S, O) örnek soğuma eğrilerinde izlenebilir. Lantanyum içeren aşılama (Ca, Ce, S, O) örnek soğuma eğrilerinde izlenebilir. Lantanyum içeren aşılama (Ca, Ce, S, O) örnek soğuma eğrilerinde izlenebilir. Lantanyum içeren aşılama (Ca, Ce, S, O) örnek soğuma eğrilerinde izlenebilir. Lantanyum içeren aşılama (Ca, Ce, S, O) örnek soğuma eğrilerinde izlenebilir.

S ve O non-metalikleri Ca-Al gibi metallerle çok kararlı ve kompleks sülfürleri ve oksitleri oluşturur. Bunlar grafit çekirdek oluşumu için potansiyel merkezleri oluşturur. Böylece yüksek sayıda grafit çekirdek için çekirdekleyici sağlanmış olur. Artan küre sayısı ve küreleşme karbür oluşumunu azaltır ve çekilme eğilimini düşürür. Yüksek küre sayısı duktül demirde çok ferrit demektir. Ferritik demirde bu sayede yüksek düktilite ve darbe direncine sahip olur. Özellikle Ce/Ca – sülfürler grafit için çekirdek merkezleri oluşturur. Çekirdekleyici, sıvı metalin uzun bekleme sürecinde taze çekirdekler sağlamalıdır. Klasik çekirdekleyiciler bunu sağlayamazlar ve zamana bağlı olarak etkinlik düşer, böyle demire “ölü” demir denir [14].

Yapılan çalışmalar sanılanın aksine farklı grafit dağılımının iyi olduğunu vermiştir. Örneğin çekme mikroboşluksuz dökümde küçük çap küre sayısının fazla olduğu, çekme boşluklu dökümde büyük küre sayısının fazla olduğunu vermiştir. Ayrıca nodularite (küreselleşme) de boşluksuzlarda yüksek çıkmıştır.



Şekil 2.32. Grafit çapı yüzdesinin çekme boşluğuna etkisinin şematik gösterimi [14]

İyi aşılmalı kesit kalınlık hassasiyetini de yok etmektedir. Kalın ve ince kesitli parça eş özellikli olarak rahatça dökülebilmektedir [14].

## 2.7. Mekanik Özellikler

Dökme demirlerin fiziksel ve mekanik özellikleri çeşitli yapı elemanlarına bağlıdır. Ötektikaltı bileşimlerde oluşan ostenit dendritleri, kompozit türü malzeme özelliği sağlayarak mukavemeti çok artırır. Alaşımız gri dökme demirlerde ferrit ve grafit dönüşüm yavaş soğuma sayesinde mümkün olur. Bu dökme demirlerde yavaş soğuma karbon difüzyonu için yeterli zaman sağlar. Yüksek Si içeriği grafitleşmeyi teşvik eder. Perlit oluşumu; yüksek soğuma hızı, düşük CE, alaşım elementi ilaveleri ve katışkı etkisiyle hızlanabilir. Grafit yapısı ve ötektik reaksiyon tipi, dökme demir özeliğine etki eden en önemli faktörlerdir. Artan CE ile fleyk grafitli dökme demirlerde mekanik özelliğin bozulması çentik etkisi ile açıklanabilir. Yüksek CE değerlerinde daha kolay kırılabilen ve kırılma etkisi geniş alana yayılan iri grafit oluşmakta, dolayısıyla malzeme çekme dayanımı düşmektedir [1].

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

İlk kez Amerikan Dökümcüler Cemiyetinin 7 Mayıs 1948' deki yıllık toplantısında H. Morrogh tarafından döküm endüstrisi için yeni bir malzeme olarak tanıtılmıştır. Birbirinden bağımsız olarak İngiltere'de British Cast Iron Research Association (BCIRA) Seryum (Ce) kullanılarak, Amerika'da International Nickel Company ise Magnezyum (Mg) kullanarak KGDD'i elde etmeyi başarmıştır [11].

International Nickel Company sementit yapıcı etkisi olan elementler üzerinde çalışmalarına başlamış ve tüm akla gelen elementlerin yanında doğal olarak magnezyumun etkileri de araştırılmıştır. Nisan 1943'te %3.2 karbon, %1.75 silisyum ve %1 nikel ihtiva eden (class 40, GG 28) dökme demir ile diğer dökme demire (%3.5 C, %2.25 Si ve %2 Ni, class 20, GG 14 ), 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 85-15 alaşımı ile aşılama yapılarak, deney çubukları dökülmüştür.

Çekme dayanımı deneyleri neticeleri, sadece gri dökme demirin özelliklerinin daha yüksek değerlere ulaştığını göstermekle kalmayıp, yepyeni bir malzemenin üretilmiş olduğunu ortaya koymuştur. Şöyle ki çekme dayanımı 13 kg/mm<sup>2</sup> olan dökme demirin magnezyum işlemi sonrası bu değeri 72 kg/mm<sup>2</sup> ye yükselmiştir. (%0.5 kalıcı magnezyum). Yapılan mikroskobik çalışmalar grafitin lamel şeklinde olmayıp o zamana kadar gözlenmemiş bir şekilde "küresel" bir şekle sahip olduklarını ortaya koymuştur [8].

Küresel grafitli dökme demir bütün kesit ölçülerinde üretilebilir. Bununla birlikte sünek çok ince kesitler üretmek her zaman mümkün olmaz. İnce kesitler sünekliliği geliştirmek için ısıl işleme ihtiyaç duyarlar. Küresel grafitli dökme

demir gri dökme demir gibi mükemmel akıcılığa sahiptir. Hatasız dökümleri garanti etmek için çok dikkat gereklidir. İnce kesitlerde keskin kenarlardan ve sementitlerden kaçınmak için çok dikkat gerektirir.

Küresel grafitli dökme demir, çelik ve temper dökme demir ile karşılaştırıldığında hatasız döküm yapmak daha kolaydır. Kalıplamada ve dökümde de çok dikkat gereklidir. Küresel grafitli dökme demir Mg ve ara sıra Ce içeren bir katkı elemanı ile düşük kükürtlü sıvı dökme demir işlemi vasıtasıyla üretilir. Genellikle Si içeren aşılama ile dökümden önce veya döküm esnasında aşılır. Ticari işlem uygulamalarında çok değişiklikler vardır. Genelde bileşim alanı gri dökme demire benzerdir. Yine de çok sayıda önemli farklılıklar vardır [15].

Böylece yüksek karbon miktarına sahip, dokusunda küresel grafitlerin mevcut olduğu, mekanik özellikleri bakımından çelik döküme özdeş, üretim yöntemi yönünden dökme demir karakteri taşıyan yepyeni bir malzeme endüstriye kazandırılmış oldu. Bu özellikleri onu dizayn mühendislerinin seçiminde tek malzeme yapar [8].

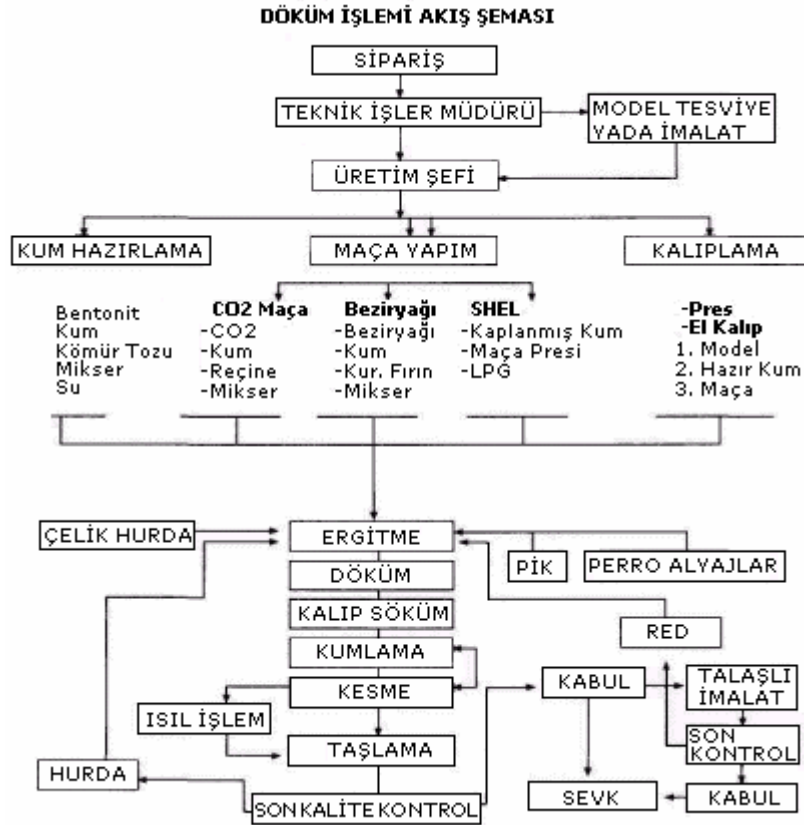
### **3.1. Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Üretimi**

KGDD'ler çoğunlukla yaş veya kuru kum kalıba dökülürler. KGDD için döküm ortamı, gri dökme demirle olan için aynıdır, ancak birincisinde 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. Santrifüj dökümde ise başka parametreler dikkate alınır.

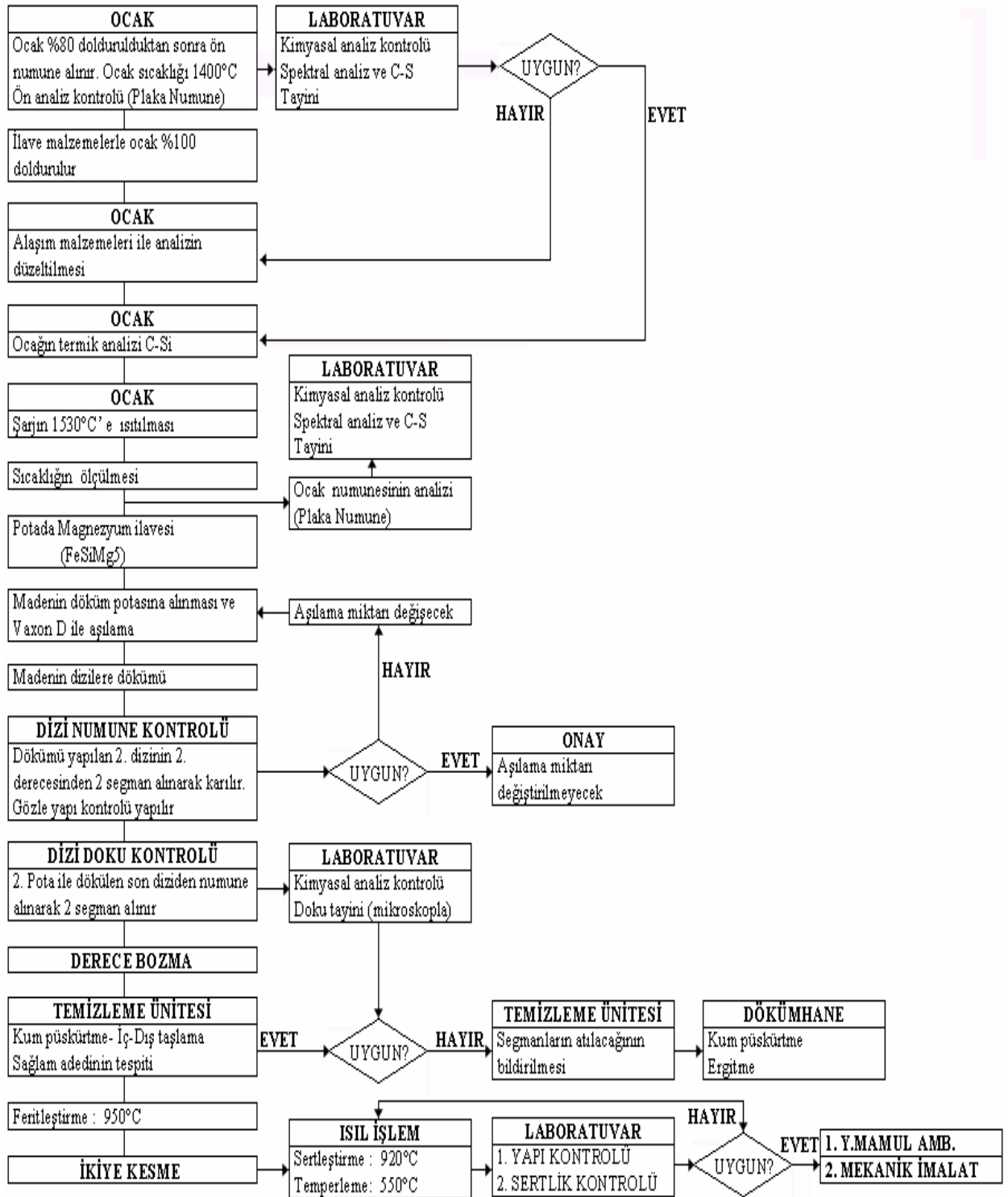
Magnezyum ilavesi ve aşılama sonrası dökme demirin son kimyasal bileşimini tespit etmek için numune alınır. Burada önemli olan, artık magnezyum oranının belirlenmesidir; bu amaçla grafitsiz (çil uygulanmış = hızlı soğutulmuş) numunelerin spektrografik analizi tercih edilir.

Bileşim kontrolü açısından basit bir yöntem karbon eşdeğerliği soğuma eğrisinden elde etmektir. Ancak ölçümün doğru olması, soğuma eğrisinin alınacağı numunenin beyaz dökme demir olarak katılaşmasını (grafitsiz) 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 belirir. Burada  $C_1$ ,  $C_2$  ve  $C_3$  malzeme ile ilgili sabitlerdir.  $T_b$  ve  $T_0$ , birinci ve ötektik duraklama sıcaklıklarını göstermektedir. Sabit değerler tablo veya 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' dür, ancak kesin değer ayrı olarak yapılan silisyum analizi ile saptanabilir.

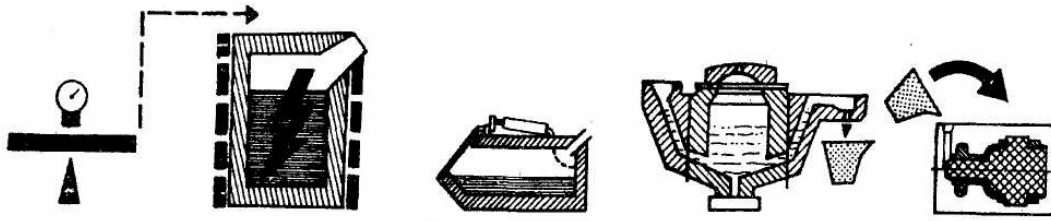
Döküm malzeme özellikleri; yapısal ve termal şartlar dışında dökümhane şartlarından çok etkilenir. Örnek bir dökümhanede işlem adımları ve uygulama ağırlıklı faaliyetler ve yöntemler Şekil 3.1 -3.3'de verilmiştir [1].



Şekil 3.1. Döküm işlemi akış şeması [1]



Şekil 3.2. Uygulama adımları [1]



Şarjın hazırlığı	Ergitme	Mg-İşlemi	Sıcak tutma	Döküm
Şarjın ön ısıtılması	Hat Frekans İndüksiyon 0. Kapasite : 251. Güç : 4 MW	Fischer Konverter Kapasite : 3,51.	Basınçlı döküm ocağı (Kanallı)	Potalarla Pota büyüklüğü; 250kg.
Çelik Hurda	Spektral Analiz	Saf Magnezyum	Gaz : N <sub>2</sub> Sıcaklık ölçümü	Aşılama
Devri Daim H.	Kantitatif termik h.	Termik Analiz	Spektral Analiz	Spektral Analiz
Sfero Piki	Sıcaklık ölçümü	Sıcaklık Ölçümü	Termik Analiz	Termik Analiz
Ferro Alaşımlar	Zaman	Spektral Analiz		Sıcaklık Ölçümü

Şekil 3.3. KGDD kademeleri ve termik analiz yönteminin uygulanması [8]

### 3.2. Üretimde Kullanılan Şarj Malzemeleri

Şarj yapmak için kullanılan ham malzemeler ergiyiğin bileşimini belirler. Bu nedenle şarj kalitesi dikkatlice kontrol edilmek zorundadır. Özellikle ham madde alımlarında bileşim, sağlanan kalite, teslim zamanı vb. belirtilmiş faktörler net olarak belirtilmelidir [16].

Şarjın metalik bileşenlerinin ergiyiğin çekirdeklenme potansiyeli üzerinde büyük bir etkisi vardır. Çelik ve dönüş hurdasının çekirdeklenme potansiyeline etkisi çok azdır. Pik demirler, grafit, silisyum karbür ve diğer ferro silisyum ilaveleri ergiyikler için çekirdeklenme potansiyeline sahiptir. Katılma esnasında aşılama için iyi karşılık veren ve sementit oluşumu için düşük potansiyel gösteren dökme demirler üretmek için, dönüş hurdaları %50' den çok olmamalı, çelik bileşeni en çok %40 ile sınırlanmalı ve şarjda pik demir kullanılmalıdır. Şarjların temizliği de çil kama değerinde önemli rol oynar [17].

KGDD üretiminde kullanılan metalik şarj malzemeleri:

- Ham demir - pik
- KGDD- devir daim malzeme (hurda)
- Direkt redüklenmiş demir cevheri veya pelet, çelik hurdası
- Ferro alaşımlar
- Silisyum karbür' dür [1].

#### 3.2.1. Pik

Dökme demir üretimi için daha pahalı olmakla beraber doğrudan yüksek fırın pikinin kullanılması özellikle bileşim denetimi açısından yararlı katkı sağlar, buna ilaveten pikin özelliklerinin dökme demirinkiler üzerinde kalıcı etkisi de söz konusudur. Örneğin yapıda serbest karbür bulunmayışı, aşılama için iyi cevap vermesi, kararlı mikroyapı ve mekanik özellikler bunlardan sayılabilecek birkaçıdır [11].



KGDD üretiminde kullanılan ham demir, lamel grafitli dökme demir pikinden sadece kimyasal analizi ile farklılık gösterir (Tablo 3.1).

KGDD' lerin üretiminde kullanılan ham demir özellikleri kimyasal yönden, kükürt ve mangan miktarları düşük olmalıdır. Kükürt miktarı % 0,01, Mangan ise % 0,2 maksimumdur. Bu şartın yanında ayrıca sementit yapıcı ve stabilleştirici elementlerin hem en düşük miktarlarda hem de belirli sınırlarda kalmaları gerekir. Bu nedenle yüksek fırın pikleri KGDD için genellikle uygun özelliklerde değildirler. Özellikle Yüksek kükürtlü olduklarından bir kükürt giderme işlemi gerektirmekte, ayrıca KGDD üretiminde bulunmaması gereken elementleri de içerirler [1].

Tablo 3.1. F-I sınıfı Sorelmetal KGDD Piki ortalama analizi [1]

TC	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	V	Ti	Al
4,305	0,165	0,0088	0,0255	0,011	0,080	0,030	0,0275	0,0345	0,032	0,0125

Tablo 3.1' de verilen yüksek saflık ve KGDD üretimi için uygun özelliklerde pik Titanyum üretiminin bir yan ürünü olarak Kanada ve Norveç'te elektrik ark ocaklarında üretilmektedir [1].

İstenmeyen elementleri cüzi miktarda bünyesinde bulunduran ve Avustralya ve Brezilya' da mevcut olan demir cevherlerinden üretilen piklerde KGDD üretimine çok elverişlidir. Son yıllarda ülkemizde de bu piklerin kullanım miktarları artmıştır[1].

### 3.2.2. Çelik hurdası

KGDD üretiminde şarjın teşkilinde çelik hurdası önemli bir malzeme olarak yerini korumaktadır. Çok sayıda araştırma ve incelemenin konusunu kullanılan çeşitli çelik hurdalarının üretilen KGDD'nin özelliklerine etkisi oluşturmaktadır.

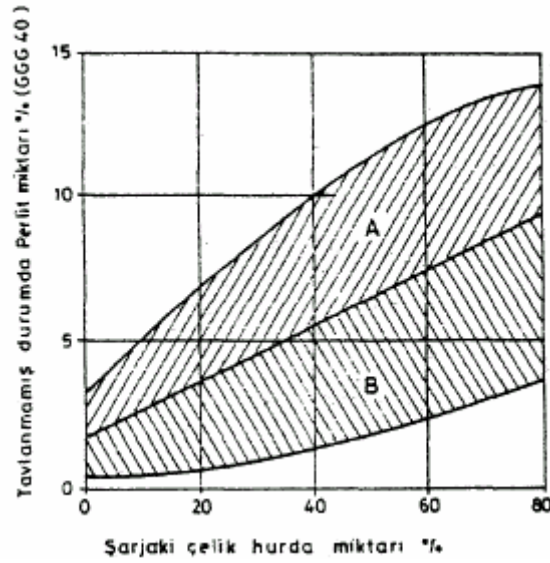
Çelik hurda temininde iyi kalite ana unsur olmalıdır. İyi kalite bir taraftan kimyasal analiz, diğer taraftan şekil, büyüklük özelliklerini kapsar. Çelik hurda mangan miktarı ne kadar az ise, gerekli sfero piki miktarı o denli az olacaktır. Mangan miktarı

yanında önemli olan diğer elementler, karbür yapıcı özellik taşıyan Cr, B, V, Mo'dir. Ayrıca küreselleşmeyi engelleyen veya bozan S, Pb ve Zn gibi elementlerde göz önünde tutulmalıdır. Hataların nedeni olarak görülen parametrelerin fazlalaşması karşısında, çoğu kez üretim bir sorun olur. Bu nedenle yukarıda verilen elementler değişmeyen ve cüzi denebilecek miktarlarda bulunmalıdır. Soğuk şekillenen sac artıkları kuvvetli bir şekilde paslandıklarından, indüksiyon ocaklarında cüruf miktarın 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 şu faktörlerin dikkate alınması gerekir:

- 1) Karbonlaştırma için gerekli masraf nedir?
- 2) Oksidasyon kaybı ne kadardır (pas vs.)?
- 3) Enerji sarfiyatında artış
- 4) Ocak astarının daha çabuk aşınması
- 5) Ergitme kapasitesinde meydana gelecek azalma

Bütün bunlara ilaveten, sfero piki kullanmaksızın üretilen KGDD'nin metalurjik hata yüzdesinin fazla, kalitenin tutturulmasında daha çok ısıl işlem gerektirdiği ve malzeme faydalanma derecesinin de çekinti olgusunun artması nedeni ile daha az olduğunu vurgulamak lazımdır.

Bu faktörler birer birer parasal olarak değerlendirildiklerinde çelik hurdası fiyatının hakiki 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 karşılaştırılması bize %5 miktarında daha pahalı olacağını göstermektedir. Bu fark kabullenmesi gereken riskler karşısında, çelik hurdası kullanımının her zaman ekonomik sayılamayacağını kanıtı olmaktadır. Ayrıca bundan önceki kısımlarda vurgulandığı gibi, sadece çelik hurdasının kullanılması belli bir et kalınlığına kadar, 30mm, ferritik KGDD üretimini mümkün kılmaktadır (Şekil 3.7). Bu kalınlığın altında sfero piki kullanımı zorunludur [1].



Şekil 3.4. Şarjda çelik hurdası kullanım miktarına ve pik özelliklerine bağlı olarak dokuda perlit miktarının değişimi, A: Normal özelliklerde pik kullanımı, B: Yüksek özelliklere sahip sfero piki ile çalışma [1]

### 3.2.3. Küresel grafitli dökme demir hurdası-devri daim malzeme

Dökümhanelerin kendi dönüş hurdaları en değerli şarj malzemeleridir. Kimyasal analizi bilinir ve genellikle temizdir. Çok az istisna dışında şarj içinde küresel grafitli döküm hurdasından başka döküm hurdası girmemelidir. Çünkü bunlar ilave kükürt, fosfor ve bakır için kaynak olabilmektedir. O nedenle diğer dökümhanelerden gelen hurdalar kalite problemlerinden kaçınmak için kontrol edilmelidir. Şarjda dönüş hurdasının payı istenilen son silisyum içeriğinden dolayı çok sınırlandırılır. Silisyum esaslı master alaşımlarının kullanılmasından kaynaklanan bu sınırlama bu değerli şarj malzemesi ile problemler oluşturur. Saf magnezyum işlem metodu kullanarak bu sınırlama kaldırılır. Ancak hem gri dökme hem de küresel grafitli dökme demir üreten bazı küçük dökümhanelerde ve ayrıca hem ferritik hem de perlitik küresel grafitli dökme demir üretiminde her iki ürünün hurdaları titizlikle birbirinden ayrılmalıdır [11].

### 3.2.4. Direkt redüklenmiş demir cevheri

Çok sayıda olmamalarına rağmen bazı KGDD üreticileri düşük ve hat frekanslı indüksiyon ocaklarında az miktarlarda (%5-10 ) direkt redüklenmiş demir cevheri kullanımını benimsemiş bulunmaktadır. Direkt redüklenmiş demir cevheri veya peletlerin analizlerine örnek olarak şu değerleri verebiliriz:

Fe metalik % 85, Fe oksit % 10, C% 0,4, Mn % 0,05, P% 0,03, S% 0,01

Görüleceği üzere sünger demir kimyasal analizleri, eser miktarlarda karbür yapıcı elementleri bünyelerinde bulundurmakta, fosfor ve özellikle kükürt miktarları KGDD üretimi için ideal büyüklüklerdedir.

Karşılaştırmalı incelemeler, Avrupa fiyatlarında %20 sünger demir şarjı ile %8 nispetinde maliyette bir elverişlilik elde edildiğini ortaya koymaktadır [8].

### 3.2.5. Ferro alaşımlar ve silisyum karbür

KGDD üretiminde ferro alaşımların kullanılması istenen analize, kullanılan şarj malzemeleri cins ve analizlerine bağlı olarak değişir. Bu malzemelerin kullanılması söz konusu olduğunda, kimyasal analizlerin bilinmesi gerekir.

Silisyum karbürün kullanılması ile eriyikte hem silisyum hem de karbon miktarının arzu edilen düzeye getirilmesi sağlanır. Fakat esas elverişlilik, eriyiğin metalurjik kalitesinin ön bir aşılama işlemi yapılmışçasına olumlu kılınması ile döküm durumunda sementitlerin mevcudiyetinin önlenmesi olmaktadır.

Knothe,W [18] çalışmasında SiC' ün yukarıda belirtildiği gibi çekirdekleşme düzeyini artırıcı etkisini vurgulamakta ve küreselleştirme işlemi öncesi %0,2 miktarında eriyiğe vermektedir.

### 3.2.6. Karbon Vericiler

Karbon vericiler pota indüksiyon fırınlarında ergitmeyle özellikle yaygın olarak kullanılır. Pazarda farklı tiplerde karbon vericiler vardır. Onların özellikle kükürt, azot ve kül içerikleri farklıdır. Saflık ne kadar yüksek ise, fiyatta o kadar yüksektir. Kalitenin seçimi işlemin çeşidine bağlıdır. İşlemden önce ana metale (%0,1) karbon verici ilavesi çekirdeklenme kabiliyetini artırır ve işlem esnasında karbon kaybını telafi eder ve küresel grafitli dökme demir kalitesini olumlu etkiler [16].

### 3.3. Küreleştirme İşlemi (Magnezyum İşlemi)

Grafitin küre şeklini almasını sağlayan elementler sayıca çok fazla olmasına rağmen, pratik uygulama da genellikle, az miktarda Ca, Ce ve diğer toprak alkali metallere birlikte Magnezyum kullanılır.

Grafitin küreselleştirilmesi için gerekli olan Magnezyum miktarı %0,02' den az olacağı gibi, şartlara bağlı olarak %0,02' den fazla da olabilir. Sadece Magnezyumun küreselleştirici element olarak kullanılması halinde miktarı %0,02' den az olamaz. Ce, Ca gibi elementlerin birlikte kullanılması durumunda asgari magnezyum miktarı %0,01 civarındadır,

Eriyiğin kükürt miktarı ile gerekli magnezyum miktarı artacağından, kükürt miktarı yüksek olan bir baz eriyik ele alındığında, bu şartlarda dökümhanelerde kabul edilebilir üst sınır %0,05 Mg olarak verilebilir [1].

KGDD küreleştirme işlemleri ve uygun ilave yöntemleri için kullanılan çeşitli Mg alaşımları Tablo 3.2' de verilmektedir [19].

Tablo 3.2 . Tipik Mg küreselleştirme alaşımları ve kullanılan işlem yöntemleri [6]

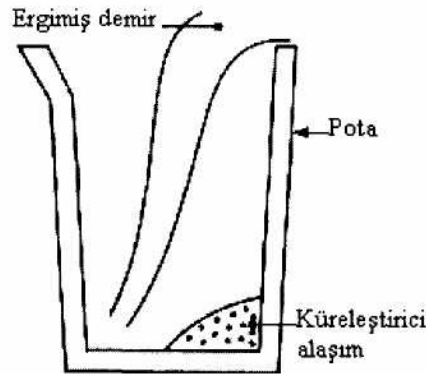
Alaşımlar	Teknik vasıtalar
NiMg CuMg	Açık pota
FeSiMg %3/5 FeSiMg %5/7 FeSiMg%8/10 FeMg peletleri %6/10	Sandwich, Kapaklı pota Flotret, Inconod, Kalıp içinde gazal
Mg kaplı tel Mg kok FeSiMg %30-40	Daldırma, Dönen pota, Daldırılmış ilaveli pota
Saf Mg çubuk Saf Mg tozu	Konvertör, Basınçlı pota daldırma, Enjeksiyon

### 3.3.1. Potada küreleştirme yöntemleri

Küresel grafitli dökme demir üretimi için geliştirilmiş birçok farklı işlem yöntemi vardır. Bu işlem yöntemleri aşağıdakileri içerir:

#### 3.3.1.1. Açık pota

Bu yöntem basitliğinden ve düşük yatırım maliyetinden dolayı çoğu dökümhanenin seçimidir. Alaşım işlem potasının tabanına yerleştirilir ve pota sonra doldurulur. Şekil 3.5’ de açık pota yöntemi gösterilmektedir [20].



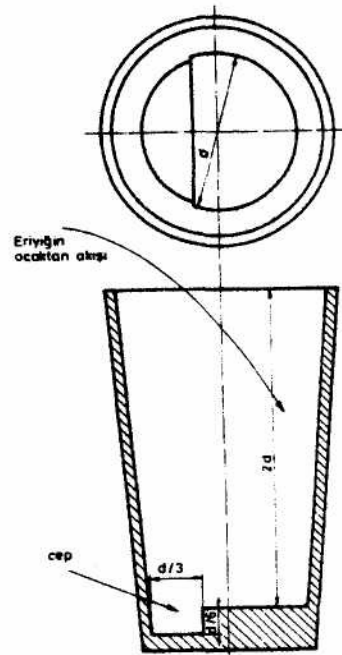
Şekil 3.5. Küresel grafitli dökme demir üretiminde açık pota yöntemi [20]

### 3.3.1.2. Sandwich yöntemi

KGDD' in büyük bir bölümü potada küreleştirme işlemine tabi tutulmaktadır. Bu yöntemlerin en önemli elverişliliği basit ve kullanışlı olmasıdır.

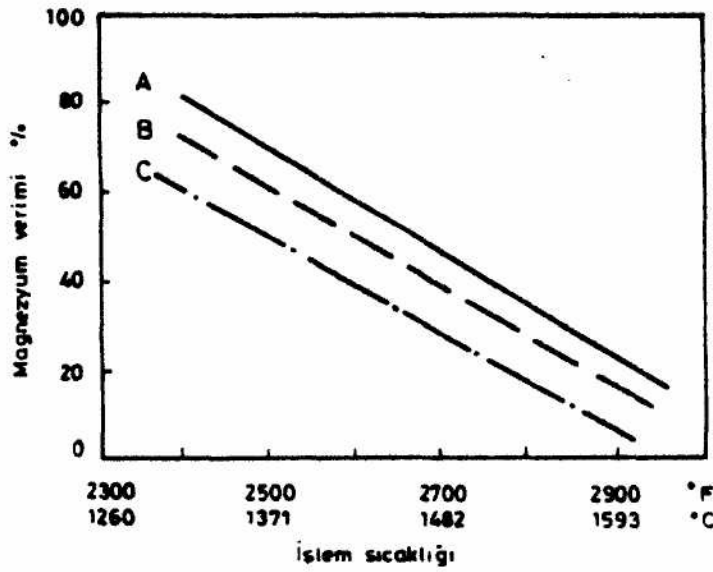
Magnezyumlu alaşım malzemesi ön ısıtılmış, boş potanın tabanındaki cep denilen boşluğa yerleştirilir ve eriyik üzerine dökülür. Bu yöntemde iki şart önemlidir;

1. Ocaktan dökülen eriyik magnezyum alaşımı malzemesi üzerine direkt gelmemelidir.
2. Pota hızlı bir şekilde doldurulmalıdır [1].



Şekil 3.6. Sandwich potası yöntemi [1]

En çok uygulanan yöntem Sandwich yöntemi olup küreselleştirici malzemenin üzeri eriyiğin %2' si miktarında çelik talaşı ve KGDD talaşı ile örtülür. Böylece hemen dökümle birlikte FeSiMg' un yanması önlenir. Bu işlem sonu erişilen magnezyum faydalanma derecesi, işlemin yapıldığı eriyik sıcaklığına bağlıdır.



Şekil 3.7. Mg 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

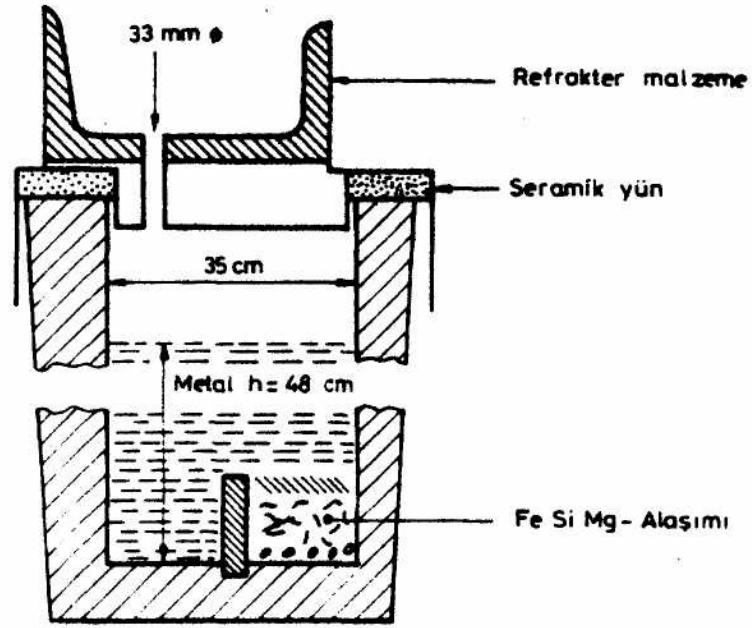
Bu işlem sonu %2 miktarındaki çelik talaşının ısıtılması teorik olarak 26°C' lik bir ısı kaybına yol açmaktadır. 280 kg' lık işlem potasında yapılan sıcaklık ölçümleri toplam ısı kaybının 35°C civarında olduğunu göstermektedir.

### 3.3.1.3. Kapaklı pota yöntemi

Kapaklı pota yöntemi, pratik ve yaygın kullanımı olan bir metot olup sandwich yönteminin elverişsiz tarafları olan işlem esnasındaki MgO dumanının oluşmasını önlemek ve diğer taraftan da magnezyum verimini arttırmak amacı ile QIT Peret TITANE tarafından geliştirilmiştir.

Bir diğer elverişliliği ise işlem sıcaklığının ısı kayıplarının az olması nedeni ile 30°C daha düşük alınabilmesidir. Bu söz konusu sıcaklık farkı 42 kwh veya enerji sarfiyatında %6' lık bir tasarruf demektir [8].





Şekil 3.8. BCIRA – Kapaklı pota [8]

Kapaklı pota sistemleri 2 ana grupta toplanırlar;

#### 1. Hareketli kapaklı yöntemler

- Konvansiyonel sistem, direkt ocaktan potaya döküm
- İndirekt sistem, eriyiğin ocaktan alınıp bir diğer yerde, işlem istasyonunda küreselleştirilmesi.

#### 2. Sabit kapaklı yöntemler

- UPO-sistemi
- Sifonlu pota sistemi

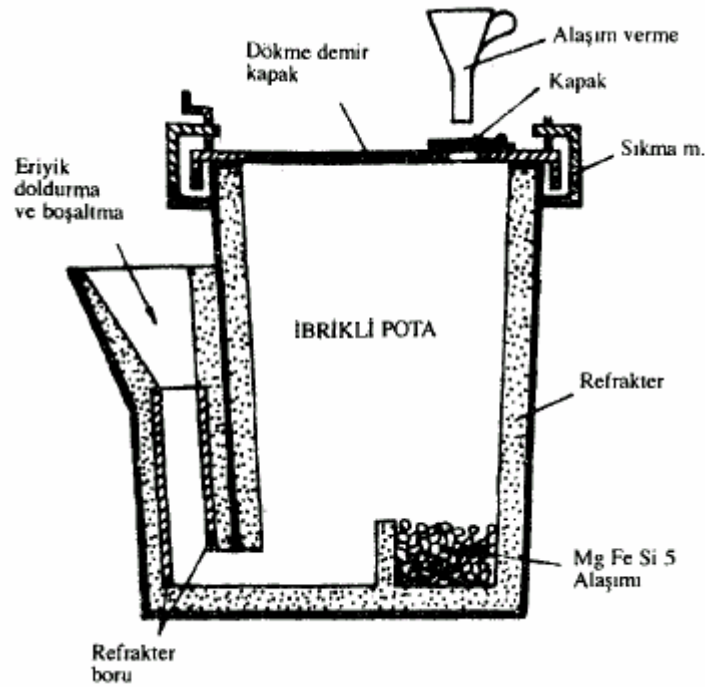
Konvansiyonel sistemde, eriyik ocaktan tundish potasına alınır. Pota geometrik ölçüleri, geliştirilmiş bir diğer şekli, nozul çapı ve yöntemin açık pota ile karşılaştırılması da verilmiştir. Magnezyum alaşımının potaya yerleştirilmesinde hareketli kapağın alınması dökümhanelerde değişik şekillerde yapılmaktadır. Bu yöntemle 80kg' dan 14 tona kadar eriyikler küreselleştirme işlemine tabi tutulmaktadır. Magnezyum verimi %60' tır.

UPO yönteminde hareketli kapak yarı sabit bir hale getirilmiş, tundish'deki eriyik doldurma deliği (100mm çap) aynı zamanda dizayn değişikliği ile boşaltma deliği olarak ta kullanılmıştır. Kapak üzerindeki 2. bir delikten magnezyum alaşımı FeSiMg5 cep içine dökülmekte ve sonra bir sac kapakla burası kapalı tutulmaktadır.

UPO potası ve kapağı grafitik silika refrakter ile astarlanmış olup 200 işlem yapılabilir. FeSiMg5 miktarı %1,5 olup bu değer Sandwich yöntemine nazaran %30 oranında bir elverişlilik göstermektedir. Eriyik sıcaklığı UPO yönteminde 1510°C'dir [8].

### 3.3.1.4. İbrikli pota yöntemi

Şekil 3.9' da gösterildiği gibi kapaklı potaların bir alternatifi olan bu yöntemde, eriyik potaya ibrik deliğinden verilmekte, reaksiyonun sona ermesinden sonra aynı delikten dökülmektedir. UPO yöntemindeki elverişliliklere sahip bir yöntemdir [1].



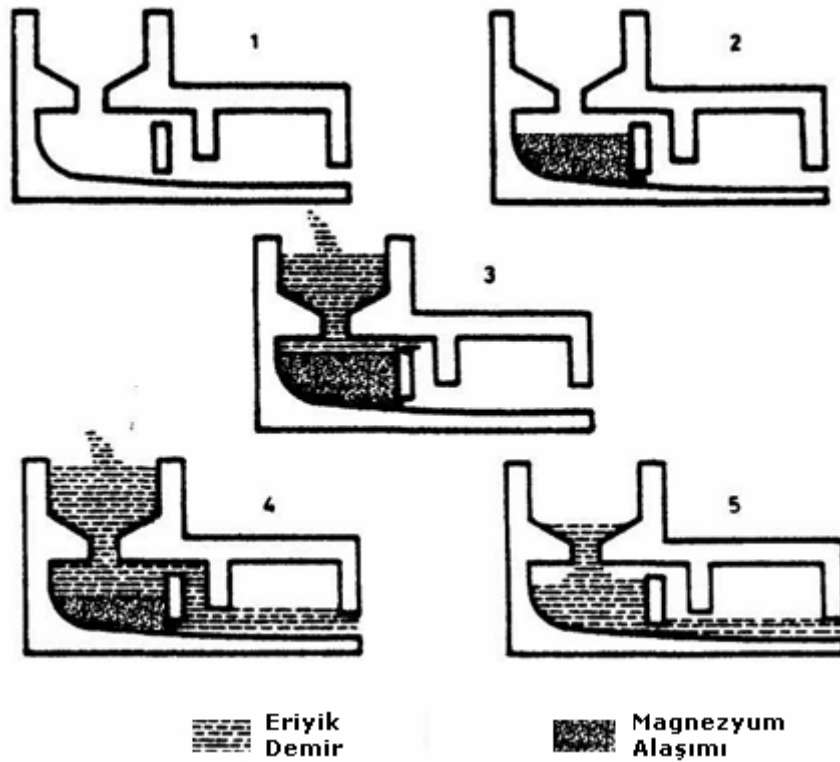
Şekil 3.9. İbrikli pota yöntemi [1]

### 3.3.1.5. Flotret yöntemi

Bu yöntemde, refrakter malzemesi ile kaplanmış kapalı bir bölümünde reaksiyon haznesinin bulunduğu ve eriyiğin akışı esnasında küreselleştirme işlemine tabi tutulduğu yatay durumda birbirleri ile irtibatlı bir kanal sistemi mevcuttur.

Küreselleştirme işlemi aralıklı yapılmakta ve her işlemden sonra ön bölüm üzerindeki kapak açılıp FeSiMg alaşımı hazne boşluğuna yerleştirilmektedir.

Eriyik ocaktan sistemin döküm yolluğuna verilmekte resimde görüldüğü gibi küreselleştirici malzeme haznesini sınırlayan tuğla veya bölüm tarafından eriyik toplanarak reaksiyon için gerekli yavaş akış hızı sağlanmaktadır [8].



Şekil 3.10. Flotret yöntemi [6]

Flotret yöntemi avantajları;

1. Düşük magnezyumlu (%3-4) küreselleştirici malzemeler kullanılmaktadır. Kullanım miktarı %2,2-2,3, magnezyum faydalanımı %53-58' dir. Kalıcı magnezyum miktarı %0,04-0,05. Alaşım %1.5 Ce ihtiva etmektedir.
2. Grafit küre sayısı 150-200 küre/mm<sup>2</sup>' dir.
3. Şarjı düşük kükürt ve silisyum, mangan miktarına sahip pik, hurda malzeme ve soğuk şekillenen saç kırıntıları oluşturmaktadır.
4. İnce et kalınlıklarında dahi 4mm sementitsiz bir ana doku sağlanmaktadır.
5. GGG 40 - GGG 70 özelliklerinde KGDD döküm durumunda üretilmektedir. Perlit/ferrit oranı potaya bakır ilavesi ile kontrol altına alınmaktadır [6].

### 3.3.1.6. Vorteks yöntemi

Bu yöntemde küreselleştirici Mg alaşımı demir eriyiğin akış anında bir girdap oluşturması ile karıştırılmaktadır. Küreselleştirici olarak %8-20 arasında magnezyum içeren FeSiMg alaşımları kullanılabilir. Magnezyum verimi işlemin uygulama sıcaklığına ve kullanılan alaşım malzemelerindeki magnezyum miktarına bağlı olarak değişmektedir [8].

Tablo 3.3. Vorteks yöntemi işletme değerleri [8]

Eriyik sıcaklığı	FeSiMg(%)	Mg (%)
1350	60	55
1400	55	60
1450	50	45

### 3.3.1.7. Inmold yöntemi

Kalıp içinde küreleştirme işleminin yapılması 1960'lı yılların sonuna doğru geliştirilmiş bir yöntem olup diğer bütün yöntemlerden farklılığı en son safhada kalıpta yapılmasıdır.

Avantajları;

1. FeSiMg alaşımı 2 görevi yerine getirmekte, magnezyumun kuvvetli küreselleştirici ve silisyumun aşılama etkisinden faydalanılmaktadır. Dolayısı ile aşılama için FeSi ilavesi gerekmemektedir. (Diğer yöntemlerde %0,5-0,7 silisyum bazında FeSi75 kullanılır).
2. Küreselleştirme işlemi ve aşılama mümkün olan en son proses kademesinde yapıldığından magnezyumun oksidasyonu ve aşılama etkisinin azalması söz konusu değildir.
3. Bu yöntem çok iyi özelliklerde döküm parçası üretimini mümkün kılmaktadır, bunlar;
  - Sementitler mevcut değildir
  - Küre sayısı fazladır
  - Grafit küreleri çok daha küçüktür
4. Mikro doku ve dolayısı ile mekanik özellikler döküm durumunda elde edilebildiğinden ısı işlem gerekmez.

Dezavantajları;

1. Model ve maça sandığı fiyatı artar
2. Yolluk kanal ve besleyici tasarımı daha komplikedir, döküm öncesi pratik deneyimlerle tespit edilmelidir.
3. Baz eriyiğin kükürt miktarı azami % 0,01 ve döküm sıcaklığı 20°C olmalıdır.
4. Bu yöntem bir parçanın seri üretimi söz konusu olduğunda uygulanır. Parça döküm sayısı az ise tercihen Sandwich yöntemine başvurulmalıdır.
5. Her kalıp bir işlem potası anlamına geldiğinden, kalite kontrol çalışmalarının buna göre yapılması gerekir [1, 8] .

### 3.3.1.8. Daldırma yöntemi

Daldırma yönteminde ise genellikle %40 veya daha fazla magnezyum içeren alaşım refrakter malzemedan veya grafitten çan şekilli delikli bir kap içine konulur. Bu kap sıvı demir potasına daldırılır. Daldırma yöntemi, artık magnezyum seviyesinin çok daha iyi kontrol edilebilme olanağını sağlar ve açık potaya nazaran daha yüksek

magnezyum verimi elde edilir. Magnezyum emdirilmiş kok veya demir-magnezyum briketleri için de aynı yöntem kullanılabilir. Belirtilebilecek başlıca dezavantajı, sıcaklık kaybının açık pota yöntemine nazaran daha fazla oluşudur [21].

### **3.3.1.9. MAP yöntemi**

Küreleşmeyi birkaç kat refrakter ile sıvanmış ve tabanında reaksiyonun başlaması için küçük bir yüzeyin açık bırakıldığı blok halindeki magnezyum ile gerçekleştirir. Bu blok, refrakter kaplı bir çubukla sıvı metale daldırılır reaksiyon süresi 30 ile 40 saniye kadardır. Magnezyum verimi, 1400°C' ta %65 olarak belirtilmektedir. Ancak verimin işlem sıcaklığı arttıkça azalacağı da açıktır [8].

### **3.3.1.10. Konverter yöntemi**

Konverterde küreselleştirme yöntemi, Georg Fischer firmasının getirdiği bu yenilik nedeni ile yöntem adı vermiştir ve Fischer konverteri olarak adlandırılır. Konverter tabanının köşesine dışardan bir kapak aracılığı ile saf magnezyum yerleştirilir. Sıvı metal doldurulduktan sonra konverterin ağzı kapatılır ve reaksiyon ürünü gaz, dumanın dışarı çıkması önlenir. Bu şekilde magnezyum verimi de artar. Yöntemin diğer bir elverişliliği en ucuz küreselleştirici olan saf magnezyum metalinin kullanılmasıdır. Ayrıca eriyik kükürt miktarı da diğer yöntemlere nazaran daha yüksek olabilmektedir.

Yöntemin elverişsiz yönleri, uygulanmasında dökümhanelerin yüksek üretim kapasitelerine sahip olma zorunluluğudur. Bunun nedeni küçük konverterlerde sıcaklık kayıplarının fazla olması ve bir pota ile kıyaslamada komplike bir yöntem olması sebebi ile bakım masraflarının fazlalığıdır. 1976 yılı başlarında 54 adet konverter çeşitli dökümhanelerde mevcut olmalarına rağmen ancak bunların bir kısmı kullanılabilirdi [8].

### 3.3.1.11. Enjeksiyon

Küresel grafitli dökme demir üretimi için, ince metalik magnezyum parçaları pota içindeki metalin içine itilir. Bu yöntem çok popüler değildir.

### 3.3.1.12. Basınçlı pota

Bu yöntemde işlem potası sızdırmazlığı sağlanmış bir bölmeye yerleştirilir ve bölmenin basıncı yaklaşık 30 atmosfere çıkarılır. Sonra metalik magnezyum işlem potasındaki erimiş metale daldırılır. Basınçtan dolayı, magnezyum metali etkili karıştırılır [21].

## 3.4. Grafiti Küreleştirici Malzemeler

Küreselleştirme işlemi ile aşılama işleminin çok yönden birbirlerini etkilediğini vurgulamak lazımdır. Küreselleştirici elementler ön görülen bu işlem için gerekli miktarın üzerinde kullanıldıklarından, aşılama etkilemede gösterirler. Buna en iyi örneği, Inmold yöntemi teşkil eder. Bu yöntemde aşılama yapılmamasına rağmen, iyi bir döküm dokusuna sahip olunmaktadır.

Önceleri küreselleştirici olarak bilinen ve daha sonra lamel tipi grafit oluşumunu engelleyici etkisi tespit edilen Ce metali bugün hem küreselleştirici alaşımda, hem de aşılama malzemesinde bulundurulmaktadır. Lantanyum elementi ise küreselleştirici olarak çok az etkinliğe sahip olmasına rağmen, bu özelliği Mg ve Ce ile birlikte kullanılması halinde artmaktadır.

Son 30 yılda küreselleştirici malzemeler konusu ile ilgili olarak yapılan çalışmalar neticesi, bugün sayılan çok fazla olan küreselleştirici malzeme mevcuttur. Bu malzemeleri 7 grup altında toplayabiliriz.

Eriyik kükürt miktarı arttıkça küreselleştirici magnezyum miktarı fazlaşmaktadır. Bundan önce de belirtildiği gibi magnezyum metal ve magnezyum koku eriyik kükürt miktarı %0,12 olduğunda kullanılmaktadır [1].

### 3.5. Küreselleştirme Etkisinin Zamanla Azalması

Küreselleştirme işlemi sonu, etki zamanla azalmakta ve Quasi-Flake olarak tanımlanan grafit oluşmaktadır.

Etkinin zamanla kaybı ile ilgili olarak yapılan çalışmalar birçok faktörün geçerli olduğunu ortaya koymuştur. Bu olayın açıklanmasında ön sırayı, oksidasyon ile magnezyumun yanması teşkil etmektedir. Magnezyum verimi ile ilgili mukayeseli bilgi Tablo 3.4' de verilmiştir [1].

Tablo 3.4. Alaşım cinsi ve küreselleştirme işlemi tipine göre Magnezyum verimi (% olarak) [1]

Alaşım cinsi	Küreselleştirme işlemi tipi		
	Açık pota	Daldırma	Basıncılı pota
Mg-Ni	50	60	-
Mg-Ni-Si	40	-	-
Mg-Fe-Si	35	45	-
Mg-Si	-	35	-
Mg kırpıntı	-	-	20
Mg ingot	-	-	50

Küreselleştirme etkisinin azalması şu faktörlere bağlıdır:

1. Ön magnezyum miktarı ne kadar fazla ise etki kaybı o kadar hızlıdır.
2. Sıcaklıkla etki kaybı artmaktadır.
3. Cüruf miktarı etki kaybını arttırmakta olup, cürufun hemen ve çok temiz olarak alınması gerekir.
4. Ocak astar malzemesinin etkisi, silika astar ile çalışmada, etki kaybı, bazik astara nazaran daha fazladır.

Etki kaybının artması kendisini hücre sayısının azalması ve grafit şeklinin bozulması ile gösterir [1].



### 3.6. Aşılama

Aşılamanın metalurjik tanımı; eriyiğin çekirdek (nükle) ihtiyacının uygun sayıya getirilmesidir. Bu çekirdekler, grafitin kristalizasyonu ve büyümeleri için elzemdir.

Bilindiği gibi homojen, yani aynı kristalografik özellikte malzemeler ile sağlanan çekirdekler olduğu gibi, ayrı bir malzemenin çekirdek yapıcı özelliği de mevcuttur ve buna heterojen çekirdeklenme denilmektedir.

KGDD' de aşılama ile küresel grafit kristallerinin oluşumunu sağlayan heterojen nükleler meydana getirilir. Böylece daha önce FeSiMg işlemi ile az veya çok yarı aşılansmış durumda bulunan eriyik, aşılama yapılması ile çok sayıda çekirdeklere sahip olur. Bu durum karbür oluşumunu da önemli derecede etkiler ve önler. İnce kesitli lamel grafitli dökme demir üretiminde ergitme işlemi esnasında karbon veya silisyum miktarının SiC ile ayarlanmasında bir bakıma çekirdekleşme durumunun ideal kılınmasıdır.

Aşılamaı etkileyen faktörler şunlardır:

- Eriyiğin analiz ve sıcaklığı,
- Aşılama malzemesi özellikleri ve miktarı,

KGDD' lerde baz eriyiğin (hiçbir işleme tabi tutulmamış) silisyum miktarının, aşılama ile verilen silisyum miktarına oranı doku özelliklerini önemli derecede etkilemektedir. Bu oran çok büyük ise, yani aşılama ile verilen silisyum miktar olarak az ise, metalurjik kalite kötüdür. Bunun tersi olarak eriyik silisyum miktarı çok düşük ise grafit küre sayısı azalacak, döküm durumunda karbürler mevcut olacaktır. Bu nedenle dökümhanelerde eriyik silisyum miktarı ve aşılama ile verilen silisyum miktarının toplamı sabit kalmak şartı ile bu belirtilen iki sınır içinde optimum oran tespit edilmelidir. Bu çalışma yapılırken, magnezyumla küreleştirme işlemi için verilen silisyum miktarı nazarı dikkate alınmamalıdır.

### 3.7. Aşılama Teknikleri

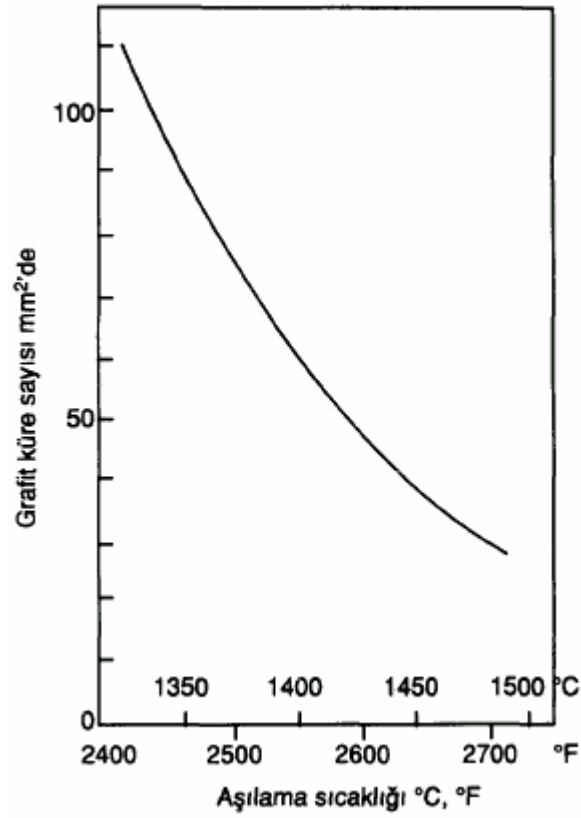
Genel olarak uygulanan çalışma şekli, aşılama malzemesinin döküm potasına, işlem potasından eriyiğin dökülmesi esnasında verilmesidir.

Şekil 3.11 aşılama sıcaklığı ile grafit küre sayısı arasındaki ilişkiyi göstermekte ve eriyik sıcaklığı düştükçe, aşılama daha etkili olmaktadır.

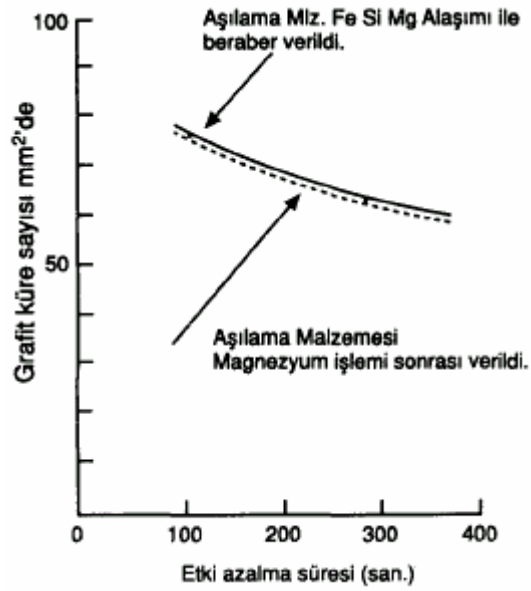
KGDD üretiminde ilk önce magnezyum işleminin ve sonra aşılamanın yapılması gereğini bu şekil kanıtlamaktadır. Çünkü küreselleştirme işlemi esnasında eriyikte bir soğuma meydana gelmekte bunu takiben aşılama için daha ideal şartlar oluşmuş olmaktadır.

Şekil 3.12' de FeSiMg ile birlikte aşılama verilmiş ve sıcaklığa bağlı olarak grafit küre sayısı tespit edilmiştir. 1370°C eriyik sıcaklığında yapılan bu karşılaştırma grafit sayısı bakımından bir farklılığın mevcut olmadığını göstermektedir.

Diğer taraftan bu neticeler, KGDD üretiminde Inmold yöntemi ile elde edilen olumlu doku özelliklerinin nedenini de ortaya koymaktadır



Şekil 3.11. Aşılama durumuna sıcaklığın etkisi



Şekil 3.12. 1370°C'de uygulanan iki aşılama yönteminin karşılaştırılması

### 3.8. Aşılama Malzemeleri

Etkili bir aşılama işlemi için kullanılan malzeme, aşılama aktiviteleri yüksek Ca, Al, Ba, Sr gibi elementleri belli miktarlarda bünyesinde bulunduran Fe-Si bazlı alaşımlardır. Tablo 3.5’ de küresel grafitli dökme demir için bazı ferrosilisyum esaslı aşılama malzemeleri gösterir [1, 22].

Tablo 3.5. Küresel grafitli dökme demir için bazı ferrosilisyum esaslı aşılama malzemelerinin bileşimleri [6]

Aşılama malzemesinin Çeşidi	%Si	%Al	%Ca	%Ba	%Sr	%Zr	%Mn	%Mg	% Nadir toprak elementleri
%75FeSi,Ca destekli	75	0,6-1,25	0,6-1,0						
FeSi-Ba	60-65	1,0	0,8	0,8		6	6		
FeSi-Ba	60-65	0,5-1,7	1,0	9-11					
FeSi-Ba	60-65	1,5	2,0	5-6			9-10		
FeSi-Ba	70-75	0,8-1,20	0,8-1,20	1,75-2,25					
FeSi-Zr	80	1,5-2,5	2,5			1,5			
FeSi-Sr	75	<0,5	<0,1		0,8				
FeSi-Sr	45-50	<0,5	<0,1		0,8				
FeSi-Ce	45	0,5	0,5						
FeSi-Ce	45	0,5	0,5						13(%10Ce)
%45FeSi	45-50	0,8	0,8						3,5(%3Ce)
%45FeSi-Mg	45-50	0,8	0,8					1,25	
FeSi-La	75	1,5							2,0-2,5 La

CaSi alaşımının KGDD’ nin aşılmasında ender kullanılmasının nedeni 1480°C’ nin altında kolay bir şekilde çözünmemesidir. Bütün aşılama malzemelerinde Al miktarı pinhole olarak adlandırılan ince gaz boşluklarına neden olduğundan azami %1’ dir. Bazı durumlarda üretici firmadan bu miktarın %0,7 olacak şekilde kalması istenebilir.

Aşılama malzemesi miktarı %0.2’ nin altında tutulur. Blok şeklinde kalıp içi aşılama uygulamaları da vardır. Tane büyüklüğüne gelince, genelde azami 13mm olan aşılama malzemeleri kullanılır. İnce tanelerin aşılama etkinlikleri iyi olmadığından, 1,5mm’ nin altı mümkün mertebe kullanılmamalı ve malzemeler kapalı bir şekilde muhafaza edilmelidir.

Lamel grafitli dökme demirde olduğu gibi aşılama malzemesinin ilavesi ile etkinlik azami değerine erişmektedir.

Seryum (Ce) ile birçok aşılama malzemesinin etkisi arttırılmaktadır. Seryum küre sayısını arttırmakta, zamanla etkinin azalmasını engellemekte ve beyaz katılaşmaya temayülü indirgemektedir. Bu sonuçlara uymayan yegane aşılama malzemesi SrFeSi olmaktadır. Seryumun etkisinin en fazla olduğu alaşım Fe-Si dur.

KGDD' lerde seryum, küreleşmeyi olumsuz etkileyici elementlerin bu etkilerini azaltan bir görev üstlenir.

Genel olarak kullanılan FeSiMg alaşımlarının çoğunda az miktarda seryum vardır. Ce miktarı %0,01' dir.

Seryum ihtiva eden aşılama malzemelerinde Bizmut (Bi) bulunması halinde küre sayısı kuvvetli bir şekilde artmaktadır. Bizmutun en etkili miktarı %0,02' dir. FeSi, Mişmetal, Bizmutlu aşılama malzemelerinin kullanılmaları halinde yine zamanla bir etki azalması (küre sayısı) gözlenmesine rağmen, FeSi' a nazaran çok daha kuvvetli kalıcı bir etki mevcut olur (4-10 katı fazla ).

Aşılama etkinliğinin azalması ile ince parça kesitlerinde karbür oluşumu artar, kalın kesitlerde grafit yüzmesi olayı ile grafit patlaması riski fazlalaşır.

Aşılama sonrası eriyik içinde bulunan SiO<sub>2</sub>, CaO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ve BaO nükleleri Brawn moleküler hareketini yapar durumdadır. Yani serbest bir şekilde eriyik içinde hareket halinde olup, diğer bir parçacığa çarpmaları halinde koagülasyon (daha büyük oksit taneleri) oluşur. Bu hareket sıcaklık ve süreye bağlı kaldığında zamanla Brawn moleküler hareketini yapan parçacık sayısı azalır ve aşılama sonrasında itibaren kısa bir zaman biriminde aşılamanın etkinliği sürekli olarak düşer [1].

### 3.9. KGDD Bileşimindeki Ana Elementler

#### Karbon

Karbon içeriği oranları belirli bir minimum (uygun grafit hacmini sağlayacak) ve maksimumda (karbon yüzmesini en aza indirecek) olmalıdır [21]. Küresel grafitli dökme demirde karbon oranı %3-4 arasında değişir. Grafit kürelerin sayısı, karbon yüzdesine doğrudan bağlıdır. Bir başka deyimle karbon yüzdesi arttıkça grafit küre sayısı da artar. Karbon oranındaki artış ayrıca akışkanlık ve beslenme özelliklerini de iyileştirerek dökülebilirlik kabiliyetini artırır. Karbon eşdeğerliğinin ( $CE = C - 1/3 \% Si$ ): 4,3' den daha büyük değerleri grafit kürelerinin oluşumu ve büyümesini teşvik eder. Karbon eşdeğerliği 4,6' dan daha büyük olan bileşimlerde ve 2,54cm' den daha kalın kesitlerde grafit kürelerinin döküm parçasının üst yüzeyine doğru yüzmesi (flotasyon) ve karbon segregasyonuna neden olması olağandır [12].

#### Silisyum

Küresel grafitli dökme demirde, silisyum miktarı normal olarak %1,80 ile 2,80 arasındadır. Silisyum miktarı karbon eşdeğerliğini etkilediği için grafitleşme ve karbon segregasyonu üzerinde de önemli rol oynar. Silisyum ötektoid dönüşümde oluşan ferritin oranı ve sertliğini artırarak dökme demir mukavemetinde de bir artış meydana getirir. Bundan dolayı silisyum içeriğini kontrol altında tutmak gerekir. Silisyum daha çok ferrosilisyum olarak işlem sonunda sıvı metale ilave edildiğinde (aşılama) grafit küre sayısının kontrolü açısından daha etkin olur [12, 23, 24].

#### Kükürt

Küresel grafitli dökme demirde kükürdün en önemli etkisi grafitleri küreleştirmek amacıyla ilave edilen Mg miktarını arttırmaktır. Küresel grafitin çekirdeklenmesi için magnezyum işlemi (küreleştirme) ve aşılama esnasında kükürt içeriğinin minimum olması gereklidir. Dökme demirde magnezyum ilavesinden önceki kükürt oranı ergitmedeki uygulamanın ve şarj bileşiminin fonksiyonu olarak

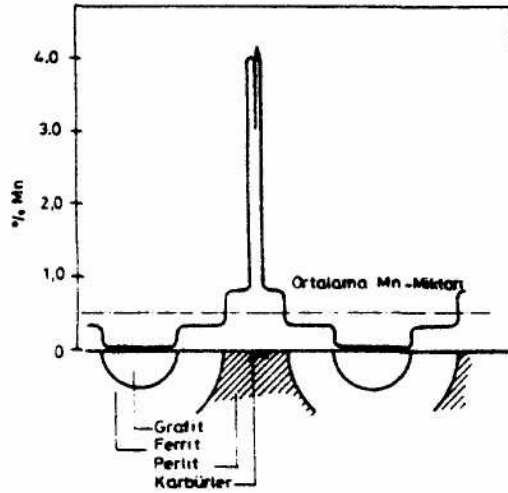
değişiklik gösterir. Magnezyum ilavesinden sonraki kükürt oranı yaklaşık %0,015 civarındadır [8, 24].

### Fosfor

Gri dökme demirde olduğu gibi küresel grafitli dökme demirde fosfor, steady olarak bilinen çok kırılabilir bileşiğin oluşumuna yol açar. Darbe geçiş sıcaklığına önemli derecede etki eder. Fosfor, malzeme tokluk ve sünekliğini kötü yönde etkilediği için genellikle %0,05 maksimum değerinde sınırlanır [12, 24].

### Manganez

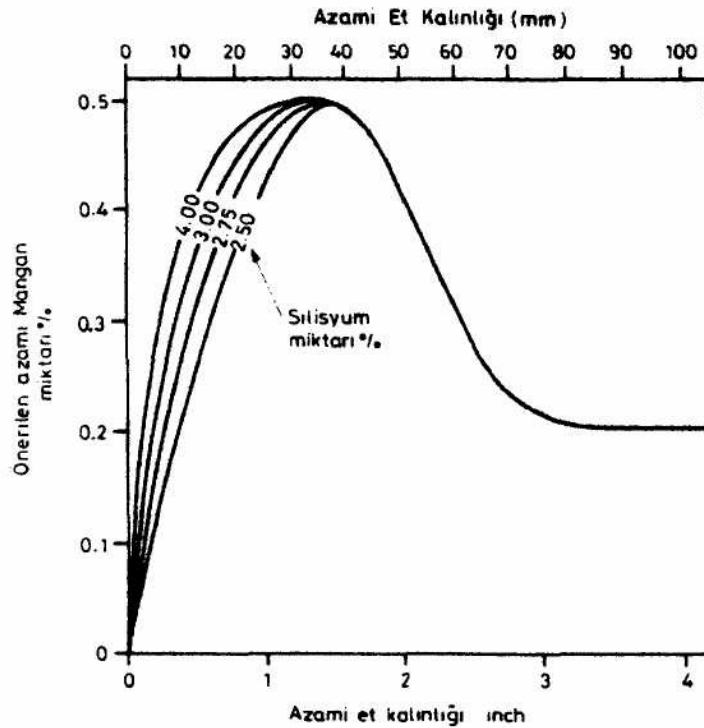
Önem sırasında karbon ve silisyumdan sonra yer alan elementtir. Döküm halinde karbürlerin oluşmasını önlemek için manganez oranının kontrol altında tutulması gerekir. Manganezin orta dereceli bir karbür oluşturucu etkisi olduğundan oranı silisyum yüzdesi ve kesit aralığına bağlı olan bir maksimum değerinde sınırlanır.



Şekil 3.13. Mn'nin tane sınırlarında birikimi [8]

Şekildeki veriler döküm halinde karbürsüz yapı sağlamak amacıyla kullanılır. Şekil 3.14' de göre kesit (cidar) kalınlığı 25mm veya biraz fazla olan ince dökümlerde, manganezin karbür oluşumunu teşvik edici etkisi, artan silisyum miktarı ile karşılanmakta ve bu durum döküm incelidikçe devam etmektedir; 12mm kesit

kalınlığındaki bir döküm parçası için silisyum oranında %2,5' ten % 3,0'e artış, manganez oranının %0,25' ten ~ %0.35' e artmasına imkan verir. Kalın kesitli döküm parçalarında segregasyon nedeniyle bu tür manganez artışı söz konusu olmamaktadır. Manganez tercihli olarak sıvı içine segrege olur. Soğuma ne kadar yavaş olursa bu segregasyon daha çok olacaktır. Ortalama %0,4 Mn içeren alaşımda son katılaştıran sıvıdaki Mn oranının %2,5 veya daha fazla olabileceği kanıtlanmıştır. Özellikle, nispeten kalın kesitlerde bu segregasyon silisyum tarafından engellenemez. Zira silisyum segregasyonu tam tersinedir. Yani ilk katılaşmada zenginleşir. Şekil 3.14' de nispeten kalın kesitli küresel grafitli dökme demirde manganez dağılımı gösterilmektedir [8].



Şekil 3.14. Azami parça et kalınlığına bağlı olarak Si miktarı ile önerilen Mn miktarının değişimi [8]

### Magnezyum

Magnezyum sadece küresel grafit elde etmek için gerekli değildir. Aynı zamanda etkili aşılama ve yeterli küreleşmeyi sağlamak için gereklidir. Küresel grafit üretmek için gerekli Mg içeriği genellikle %0,04-0,06 arasındadır. İlk başta S içeriği %0,015' in altında ise eğer, daha düşük Mg içeriği (%0,035-0,04 alanı



içinde) uygun olacaktır. Onun etkinliği demirin S ve O içerikleri ile ilişkilidir. Çok yüksek Mg içeriği cüruf hatalarını ve karbürü teşvik eder. Bunun yanında, Mg grafit çökmesi için çekirdek oluşumunu destekler. Düşük seviyelerde magnezyumu muhafaza etmek dros oluşumunu en aza indirir. Optimize edilmiş bir Mg içeriği yüksek küre sayısı ve küresellik elde etmek için gereklidir. Yine de Mg genellikle onun küreselleştirme etkisinin güvenilirliğini geliştirmek için nadir toprak elementlerinin küçük miktarı ile bağlantılı ilave edilir [19, 24].

### Seryum

Ötektik üstü demirde %0,035 seryum miktarı küresel grafitli dökme demir üretebilir. Seryum çok güçlü karbür kararlaştırıcıdır. Seryum ile işlem görmüş demirler %3,80' nin üzerinde karbon içeriğine sahip olmalıdır ve çok fazla ferro silisyum aşılama sağına sahip olmalıdır. Ce, küresel grafit oluşumunu engelleyen istenmeyen kalıntı elementlerini nötralize etmek ve aşılama yardımcı etmek için ilave edilir. Ce %0,003-0,01 arasında var olması istenebilir. Ce çok düşük ikincil elementli demirler içinde istenmeyebilir ve özellikle ince kesitlerde kalın küresel olmayan grafiti teşvik edebilir. Kalıntıların kasten ilavesi bu etkiden kaçınmak için gerekli olabilir. Ce grafit yapısını geliştirmek için çoğı magnezyum ilave aşılımları ve aşılama yardımcıların ikincil unsuru gibi ilave edilir. Hurda KGDD' in tekrar ergitilmesi esnasında uzaklaştırılır [15].

### Küresel Olmayan Grafiti Teşvik Eden İkincil Elementler

Ana metalde bulunan belirli elementler küre oluşumunda engelleyici bir etkiye sahiptir. Aşağıdaki elementler zararlı olarak bilinir:

Alüminyum: %0.13 üzerinde, Arsenik: %0.09 üzerinde, Bizmut: %0.002 üzerinde, Kurşun: %0.005 üzerinde, Kalay: %0.04 üzerinde, Titanyum: %0.04 üzerinde Antimonit, telleryum ve selenyum dahi zararlıdır. Bu elementlerin iki yada daha fazlasının birleşmiş etkisi daha fazla zararlı olabilir. Kalsiyum ile birlikte seryum ve diğer nadir toprak elementlerinin ilavesi engelleyici elementlerin zararlı etkilerinin

çoğunu nötrale eder ve çoğu FeSiMg küreselleştirici alaşımları %0.3-1.0 Ce ve diğer nadir toprak elementlerini içerir. %0.5-1.0 Ca dahi genellikle vardır [25].

#### Perliti Teşvik Eden İkincil Elementler

Ni, Cu, Mn, Sn, As ve Sb' nin hepsi perliti teşvik eder ve artan etkiye göre burada sıralanır. Bu elementler ham malzemelerin kalıntı elemanı olarak demire girebilir, %0,3' e kadar Cu ve %0,1' e kadar kalay tam perlitik yapılar gerekli olduğu zaman pota ilaveleri olarak kasten kullanılabilir. Hemen hemen bütün kalıntı elementler perlit oluşumunu teşvik eder ve onların etkileri birbirine bütünler. Bundan dolayı yüksek saflıkta bir şarj normal dökümde tam ferritik yapıları ya da daha az tavlmalı ferritik yapıları başarmak için esastır [15].

#### Alüminyum

Grafit şeklini bozucu olmamasına rağmen, diğer istenmeyen özelliğe sahiptir. Aşılacağı içinde çili önlemek için görev yapsa bile miktarı sınırlandırılmalıdır. Çünkü KGDD' de alüminyumun çok az miktarlardaki varlığı bile yüzey altı toplu iğne boşluk gözenekliliğini ve cüruf oluşumunu teşvik eder. Alüminyumun çok genel kaynakları özellikle hurda otomobil makinelerinden alüminyum pistonları şeklinde çelik ve dökme demir hurdaları içindeki bulaştırıcıdır. Bir başka kaynak alüminyum içeren aşılajlardır. Son metal akıntı aşılması faydalıdır, %0,01' e kadar düşük alüminyum, magnezyum içeren KGDD içinde toplu iğne boşluklarına sebep olmak için yeterli olabilir [6, 15].

#### Karbürleri teşvik eden ikincil elementler

Mn ve Cr bütün mekaniksel özellikleri etki eden en önemli iki elementtir. Cr miktarı %0.1'in altında, Mn miktarı da %0.5 civarında olmalıdır. Aksi takdirde yapıda serbest karbürlerin mevcudiyetine rastlanır. Karbür oluşumunu mangan ve krom gibi teşvik eden diğer elementler vanadyum, bor, tellüryum ve molibdendir. Bu elementlerin tavsiye edilen maksimum oranları aşağıda verilmektedir;

Cr = %0.05, V = %0.03, B = % 0.003, Te = % 0.003, Mo = % 0.01-0.75

Ancak bu değerler döküm parçasının kesitini göz önüne almayan ortalama değerlerdir. Belirtilen elementlere ilaveten nikel, bakır ilaveleri ile de daha tok daha mukavemetli, yüksek sıcaklığa ve korozyona direnci daha yüksek alaşımlar elde edilir [1, 16, 26].

## BÖLÜM 4. KALİTE KONTROL

### 4.1. Kimyasal Analiz Kontrolü

Kimyasal analiz değerlerinin doğruluğu numune alış ve numune hazırlanması şekline bağlıdır. Özellikle karbon, kükürt ve magnezyumun yüzdesi önem taşır.

Karbon miktarı tam doğru olmasa bile termik analiz yöntemi ile de tespit edilir. Analitik yolla tespit için alınan numunenin beyaz katılaşmış olması gerekir bunun içinde numuneler bakır kalıplara dökülürler. 2,5mm kalınlığında ve 40mm çapında pul şeklindeki numune ile gri katılaşmış numuneden matkapla elde edilen talaşların karbon analizleri Tablo 4.1.'de karşılaştırılmıştır [1].

Tablo 4.1. Analiz değerlerinin karşılaştırılması [1]

Deney 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

Magnezyum analizinde ise magnezyum büyük miktarlarda MgS bileşimi olarak bulunduğundan, artık magnezyum miktarı olduğundan fazla olarak tespit edilir.

### 4.2. Küresellik Kontrolü

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

Muamele potasına verilen komponentlerin ağırlık kontrolleri büyük bir öneme sahiptir. FeSiMg alaşımları ağırlıkları kontrol altında tutulur. 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, 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 50mm' nin üzerinde olan döküm parçalarında Chunk tipi grafit mevcut olabilir, ancak numune parçada bu tip grafit hiçbir zaman var olamaz. Bundan öncede belirtildiği gibi, numunenin mikroskopik incelenmesi ana doku yönünden döküm parçası özellikleri hakkında bir fikir veremez.

Ana doku ferrit miktarının tespiti mikroskopik çalışma ile yapılır ve zaman alıcı bir yöntemdir. Doku ferrit miktarının mikroskopik olarak saptanılmasında küresel grafit sayısı  $n_a$  ve grafitleri çevreleyen ferrit bölgeleri kalınlığı  $d$  büyüklükleri ile aşağıda verilen eşitlik geçerlidir.


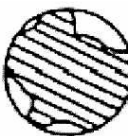



$$\text{Ferrit \% hacim} = 183 \times d \times n_a - 49(d \times n_a)^2 - 3 \times 6 \quad (4.1)$$

Daha seri bir yöntem ferrit miktarlarının farklı oranlarını içeren doku resimlerinin şilif yüzeyi ile karşılaştırmasıdır. Grafitin küresel şekilden farklılığı, yani uzaklaşma derecesi şekil faktörü ile tanımlanır (Şekil 4.1).

Bu faktör grafitin ortalama yüzeyinin, büyüklüğünü çap kabul eden daire alanına oranıdır. Mekanik, teknolojik incelemeler grafit şekil faktörünün 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 ve yüzmesi) mevcut olmadığı sürece mekanik özellikler etkilenmez.

Grafit küre şeklinin küreselleşme özelliğini veren diğer bir tanım “küreselleşme” (nodularitet)’ dir. Bu tanım mevcut grafit sayısının % kaçının kabul edilebilir sınır içinde olduğunu verir. Kabul edilebilir grafit şekli Şekil 4.1’ de gösterilmiştir.

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 4.1. Grafit şekil faktörü

Genel olarak KGDD’ lerin kontrolünde küreselleştirmenin asgari %90-95 olması istenir. Bu koşul grafitlerin kalan kısmının Quazi-Flake (yarı 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. Metalurjik kaliteyi en hassas ve doğru bir şekilde veren büyüklük grafit tane sayısıdır. Değerlendirmeler genellikle 25mm’ lik Y-blok numunesinde yapıldığından, grafit tane sayısı bu şekilde tespit edilmelidir. Grafit tane sayısının asgari sınırı 100küre/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, bize yönetsel bir değişikliğin söz konusu olduğu durumlarda, parça metalurjik özellikleri hakkında seri ve kolay bir biçimde bilgiler verecektir [1, 8].

### 4.3. Süneklilik Özelliklerine Dayanılan Kalite Kontrol Yöntemleri

KGDD' lerde doku özelliklerinin parçanın döküm durumunda sementitler ihtiva etmesi veya grafitin şekil bozukluğu nedeni ile elverişsiz olması, kendisini süneklilik özelliklerinde belli eder. Bir numune istenilen asgari süneklilik özelliklerini sağlıyorsa, bu durumda doku özelliklerinin de kabul edilebilir sınır içinde kaldığı varsayılmalıdır.

Süneklilik özelliğinin tespitinde normlaştırılmış numuneler belli yükleme ile bükülme deneyine tabi tutulurlar.

### 4.4. Soğuma Eğrisinden Kalite Belirlenmesi

Termik 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. İşte bütün bu olaylar az veya 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 varolacak doku hakkında bile ön bilgilere sahip alma imkanı yaratılır.

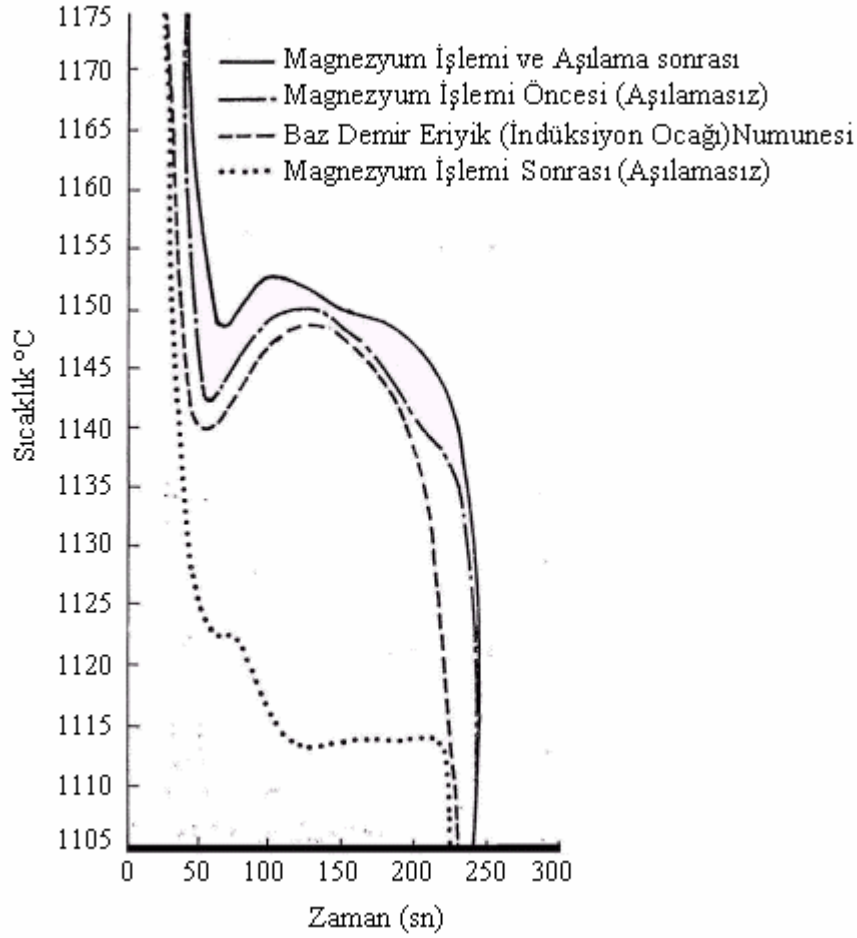
Termik analiz yönteminin yukarıda açıklanan özellikleri ve döküm öncesi grafit oluşum şekli, ana doku özellikleri hakkında seri bir şekilde bilgi verebilmesi karşısında bugün çok sayıda incelemeye konu olmaktadır. Yapılan araştırma ve pratik uygulamalar ile söz konusu ilişkiler doğru ve seri olarak tespit edilebilmekte ve yöntemsel kapsamı diğer dökümhanelerin uygulayabileceği düzeye getirilmiş bulunmaktadır. Buna en güzel örneği Knothe W.' [18] nin çalışmaları vermektedir.

Termik analiz yönteminin uygulanması ile beyaz katılaşan numuneden elde edilen bulgular, karbon eşdeğeri, silisyum ve karbon miktarlarıdır. Bu değerler yaş

yöntemle ve spektrometre ile elde edilenlerle çok az bir farklılık göstermektedirler. Gri katılaşılan numunenin termik analizi ergime ve ötektik sıcaklıkları verdiğiinden, çekirdekleşme durumu hakkında bilgi edinme imkanı doğmuş olmaktadır. KGDD üretimi kademelerine paralel olarak alınan numunelerin soğuma eğrileri toplu olarak Şekil 4.2' de gösterilmiştir. Bundan öncede değinildiği gibi, ergitmeden başladığında, SiC' ün çekirdekleşme düzeyi üzerine olumlu etkisinin tekrar vurgulanması gerekir. %0,2 miktarında ocağa verilen SiC küre sayısının artmasını da sağlamaktadır.

Son yıllarda yapılan araştırmalar soğuma eğrisinin ciddi bir şekilde izlenmesi ile mikroyapı özellikleri hakkında bilgi sahibi olunacağını ortaya koymuştur. Termik analiz ergime ve ötektik sıcaklıkları verdiğiinden çekirdekleşme durumu hakkında bilgi edinme imkanı doğmuş almaktadır. Şekil 4.2 iyi Mg işlemi görmüş ve aşılınmış numunede ötektik sıcaklıklar arasındaki fark çok azdır. Fark 10C' den fazla olduğunda kompakt veya lamel grafit oluşumu kuvvetlenmektedir [1, 8].





Şekil 4.2. Ergitme ve işlem kademelerinden alınan numunelerin soğuma eğrileri [1, 8]

#### 4.5. Küresel Grafit Şekli Belirleyen Diğer Test Yöntemleri

Bazı tipik ve basit yöntemler KGDD hakkında bize bir ön bilgi verebilmektedir. Bunlar, KGDD parçalarının kırma yüzeylerinin rutubetli hava ortamında tipik karpit kokusu vermeleri, kırma yüzeyinin lamel grafitli gri döküme nazaran daha açık renkte olması, bir çekiçle vurmada işitilen tiz ses ve Chunk tipi grafit mevcudiyetinde, kırma yüzeyinin kirli koyu renk bir görünüme sahip olmasıdır. En son durum hariç, diğer bulgular bir kontrol yöntemi sonucu olarak kabul edilemezler. Cüzi sementit miktarlarının veya %5 miktarında tane sınırı lamel grafitin mevcut olup olmadığı bu basit yöntemlerle tespit edilemez.

#### 4.6. Aşılama ve Döküm Arası Geçen Sürenin Kontrolü

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 dökülmeleri, blok olarak dökülmelerinden daha pahalı bir işlemdir.

#### 4.7. Döküm Parçasının Dereceden Çıkartılma Sıcaklığı Kontrolü

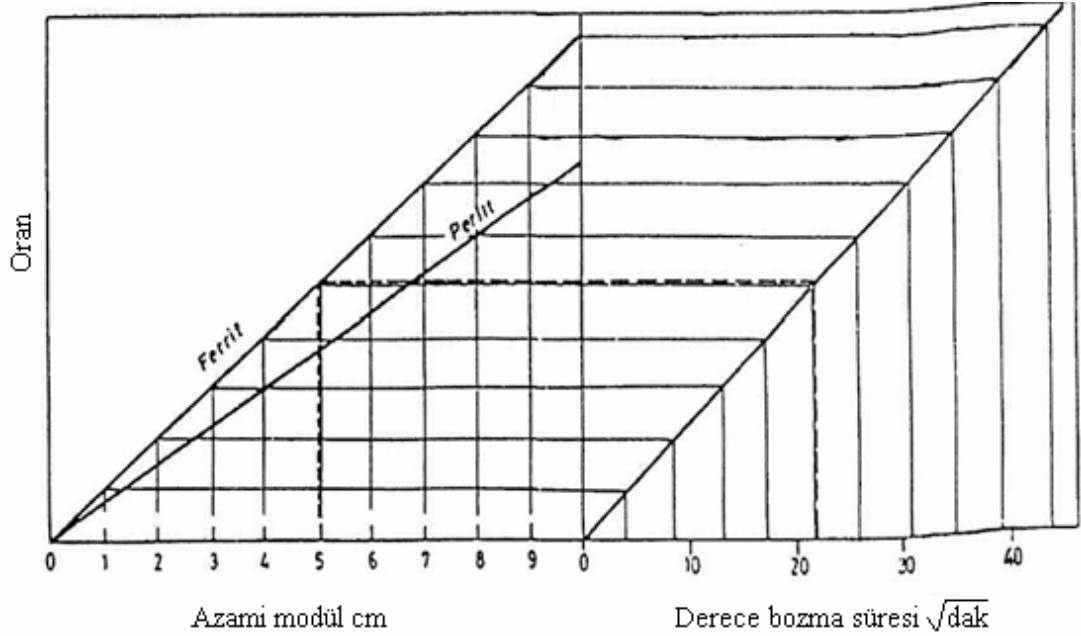
Dökümle ilgili olarak 2 önemli hususu belirtmek gerekir;

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

Ostenit - ferrit dönüşümü sıcaklık bölgesinde soğuma hızı, perlit/ferrit oranını önemli derecede etkilemektedir. Eğer perlitik KGDD üretimi ön görülmüşse, parçanın dereceden erken bozulması gerekir. Fakat iç gerilimlerin artmaması için bu sıcaklığın 815°C' nin üzerinde olmaması lazımdır.

Yüksek süneklilik özelliklerine sahip ferritik KGDD için dereceler 650°C' nin altında bozulurlar. Parçanın derece içersinde soğuması modülüne, yani kalınlığına bağlıdır. Bentonit bağlayıcılı kuma dökümde bu ilişkiler Şekil 4.3' de gösterilmiştir.

Dökümhanelerde aralıklı olarak söz konusu parça için derece bozma sıcaklığını tespitinin yapılması gerekebilir.



Şekil 4.3. Derece bozma zamanının parça modülüne bağlı olarak değişimi (Ferritik doku için geçerli, döküm sıcaklığı 1400°C) [1, 8]

#### 4.8. Döküm Parça veya Numune Kontrolü

İdeal olarak her bir parçanın kontrolü, işletme şartlarında en ciddi bir şekilde yapılmalıdır. Böyle bir kontrol ise KGDD savurma döküm boruları hariç çok ender olarak yapılır. Bunun nedeni böyle bir kontrol işleminin ekonomik olmayacağıdır. Dökümhanelerde bir taraftan kalite emniyetinin sağlanması ve yüksek bir güvenilirlik sınırı içinde parçaların kontrol edilmeleri gerekmekte, diğer taraftan bu işlemin kabul edilebilir bir masrafla yapılması istenir. Bu özellikler endüstrinin diğer imalat sektöründe de geçerlidir. Kontrol ve parça sayısı arttıkça kalite emniyeti ve güvenilirliği yükselmektedir. Bu nedenle parça özellikleri üzerine baz edilmiş istatistiki kalite kontrolün yapılması yegane yöntem olmaktadır.

#### 4.9. Gözle Muayene (Kalite kontrol)

KGDD parçaları en azından teker teker gözle muayene edilmelidir. Bu işlem ikinci defa parçaların stok yerine alınmalarından öncede yapılabilir. Bu kontrollü kalıplama, maça malzemesi ve cüruf hatalı nedenli parçalar hemen ayrılırlar. Her zaman unutulmaması gereken husus, döküm parçasının dökümhanede hatalı olarak ayrılmasının, müşteriden iade edilmesinden daha ekonomik olduğudur.

#### 4.10. Sertlik Ölçümü

KGDD' nin mikro dokusu homojen olmayıp, bu özellik parça kesiti kalınlaştıkça daha da artar. Bu nedenle KGDD' lerin sertliklerinin ölçümünde ideal olarak uygulanan yöntem Brinell sertlik ölçümüdür. Yük 3000kg. bilya çapı 10mm ve yükleme süresi 30 sn. alınarak ölçümlerin yapılması gerekir.

Rockwell Rc, sertlik değerlerinin güvenilirliği az olup, sadece yüzey sertleştirilmiş parçaların ölçümünde kullanılmalıdır. Sertlik ölçümü için numunenin hazırlanmasında yüzeyden 0,8mm derinliğe kadar doku ile parça özü dokusunun farklı olduğunu unutmamak lazımdır. Kalın etli KGDD parçalarda, yüzey tabakası lamel tipi grafitte sahip olabilir ve döküm durumunda ana doku ferritiktir.

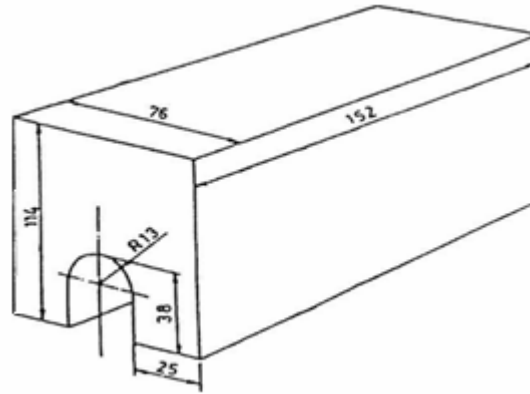
Bu nedenle sertlik ölçümü öncesi parçaların bu derinliğe kadar taşlanmaları gerekir.

#### 4.11. Mekanik ve Teknolojik Kontrol

Bazı durumlarda müşteri çekme dayanımı yerine sertlik değerlerini yeterli görebilir ve bu değerlerde çekme mukavemeti ölçülebilir. Çekme dayanımı ve sertlik arasındaki basit eşitlik;

Çekme dayanımı = K x HB' dir.

K değerleri döküm durumunda veya ferritik tavlanmışta  $2,9 \text{ N/mm}^2$ , normalize edilmiş veya beynitikte  $3,27 \text{ N/mm}^2$  dir.



Şekil 4.4. U- Blok numune şekli, standart şekil, ayak genişliği 25mm [8]

Bütün bunlara rağmen çekme deneyi deney çubukları dökülmeli ve muhafaza edilmelidir. Böylece herhangi bir problemin mevcut olması halinde numunenin incelenerek nedenlerin araştırılması imkanı doğar. Birçok şartnamede Y-blok tipi norm deney çubukları dökümü öngörülmüş olmasına rağmen, U-blok şeklindeki numunelerin dökümü ile 2 adet deney çubuğu elde edilebileceğinden daha elverişlidir.

Y-blok tipi deney çubukları parça et kalınlığı 75mm' den büyük olduğunda kullanılmalıdır [1, 8].

#### 4.12. Grafit Küre Sayısının Tespiti

KGDD' lerin kalitesinin belirlenmesinde alınan en önemli ölçü grafit küreleri sayısıdır. Bu değer, dokuda sementit oluşum temayülünü ve çekinti hatalarına yatınlığını verir. Grafit küre sayısı ile katılma hızı arasında yakın bir ilişki mevcuttur. Inmold yöntemi dışındaki yöntemlerle aşılama yapıldığında küre sayısı k ile katılma süresi arasındaki ilişki aşağıda verilmiştir.

$$k = 712 \times t^{-0,3675} \quad (4.2)$$

k: küre sayısı (küre/mm<sup>2</sup>), t: toplam katılma süresi (sn.)

Kalıpta aşılınmış numunelerden elde edilen değerlerle yine benzer bir ilişki yazılır ;

$$k = 2025 \times t^{-0,419} \quad (4.3)$$

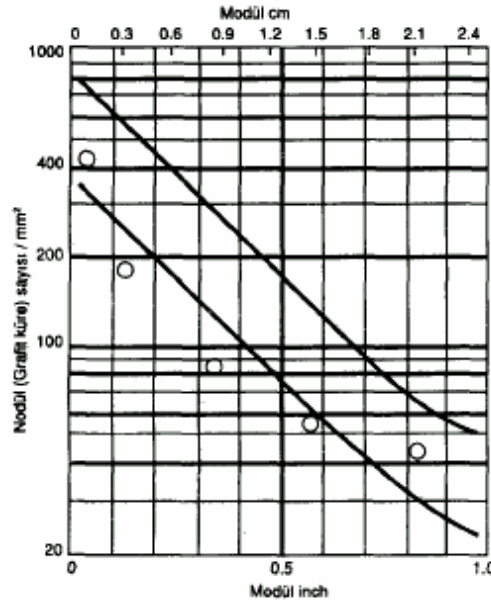
Katılma süresinin sonuna kadar geçen sürede;

$$t = M(2,4 + 0,0028 (T_g - 1300)) \quad T_g: \text{Döküm sıcaklığı } ^\circ\text{C} \quad (4.4)$$

olduğundan modüle bağlı olarak grafit küre sayısı kalıpta aşılınmış ve aşılınmamış numuneler için saptanabilir.

Dökülen KGDD' nin yüksek metalurjik özelliklere sahip olup olmadığı ise Şekil 4.5' den tespit edilebilir. Bu şekilde modüle bağlı olarak parçanın sahip olması gereken asgari küre sayısı ile azami sayı görülmektedir. Örneğin modülü 0,76cm olan bir parça yüksek metalurjik özelliklere sahip ise asgari küre sayısı 140 olmalıdır. Bu parçada küre sayısı 140-300 arasında olabilir. Aynı şekilde 15mm çapındaki bir parçada, modül  $15/4 = 0,375$ cm olduğundan küre sayısının 225-500 arasında kalması lazımdır. Diyagram üzerinde kalıpta aşılınmamış numuneler için geçerli olan eşitlik ve katılma süresi eşitliğinden modüle bağlı olarak küre sayılan saptanılarak gösterilmiştir. Bu diyagram normal aşılama şartları değerlerini vermektedir.

Parçadan ayrı olarak dökülen numunenin modülü en küçük parça modülüne eşit olarak alınmalıdır. Böylece karşılaştırma imkanı doğar. Numune uzunluğu çapın 5 katı olmalıdır.



Şekil 4.5. Çok iyi kalitede KGDD' nin sahip olması gereken küre sayısı ile modül arasındaki ilişki [1, 8]

## **BÖLÜM 5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR**

Bu araştırma sementitsiz küresel grafitli dökme demirlerin eldesi amaçlıdır. Sementitsiz ince cidarlı parçalar elde etmenin iki yolu vardır. Birinci yol katılaşma esnasında sementitin oluşmasını önlemektir. Bu Si ve C içeriklerinin artırılmasıyla ve aşılama etkinliğinin maksimize edilmesiyle sağlanabilir. İkinci yol ısıtılma işlemi uygulanarak döküm sonrasında kalan sementitin giderilmesidir. Sementitin ısıtılma işlemi uygulanarak giderilmesi zordur. 850°C' den 950°C' ye kadar değişen sıcaklıklarda 24 saate kadar süreler için parçaların tavlama işlemi gerekir. Bundan başka saf ve düşük alaşımlı küresel grafitli dökme demir parçalarda sementitlerin çözünmesi için tavsiye edilen ısıtılma işlemi 900°C' da en azından 2 saat tavlama gerektirir.

Bu çalışmada GGG50 standardında, kum kalıba döküm yöntemiyle üretilen üç farklı grup halinde hazırlanan küresel grafitli dökme demir numuneleri üzerinde çalışılmıştır. Her grupta farklı kalınlıklara sahip numuneler sadece bir değişkene (soğuma hızı) bağlı olarak incelenmiştir. Karakteristik özellikleri tam anlamıyla ayırt edebilmek için numuneler aynı döküm sıcaklığında, kimyasal kompozisyonunda, çevresel ortamında, şarjında, kum ve maça şartlarında üretilmişlerdir.

Ayrıca bu çalışmada GGG40 standardında, savurma döküm yöntemiyle (metal kalıba döküm) üretilen dört farklı grup küresel grafitli dökme demir boru numunesi de incelenmiştir.

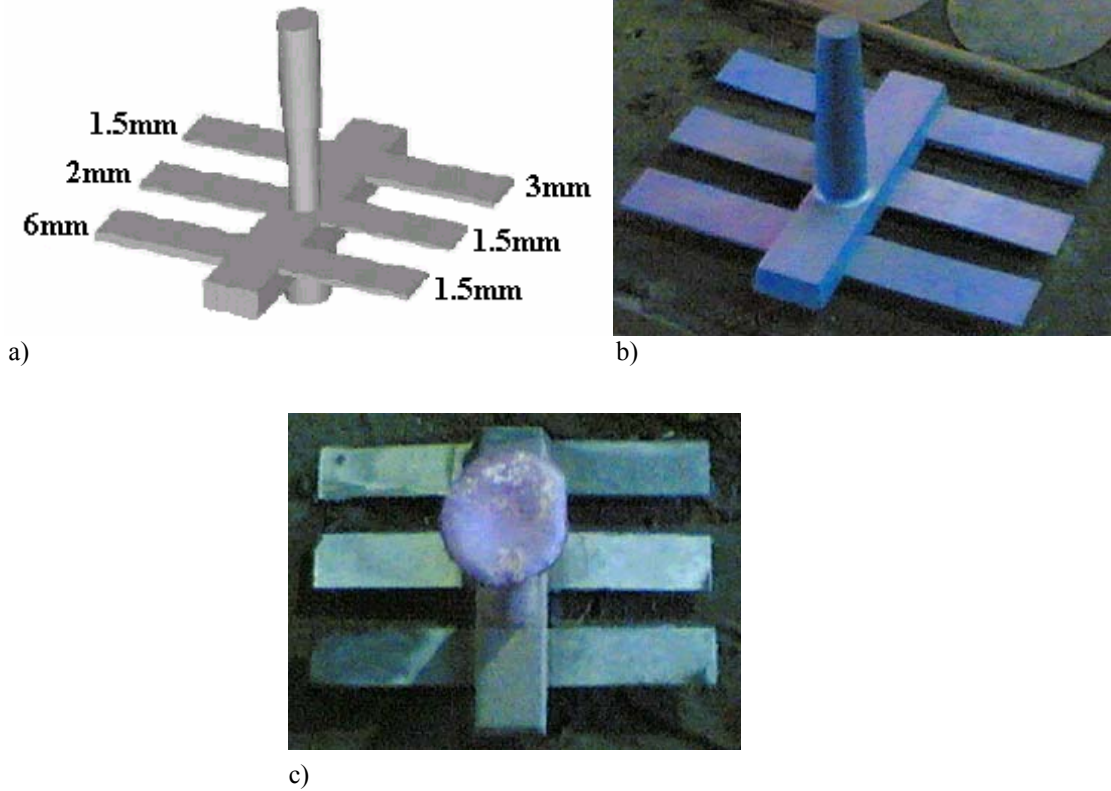
Bu dökümlerden alınan numuneler üzerinde mikroyapı incelemesi, ısıtılma işlemi, sertlik testi ve darbe testleri yapılmıştır. Buradan elde edilen bulgular ışığında çeşitli oluşumların neden ve nasıl gerçekleştiği üzerine, bu konu üzerinde yapılmış çalışmalar ve sonuçlar ışığında yorumlar yapılmaya çalışılmıştır.

Çekilen mikroyapı fotoğrafları üzerinden tespit edilen değerler;

- Küresellik (%)
- Grafit (küre) sayısı
- Grafit, ferrit ve perlit yüzdesi
- Ortalama grafit çapı
- $\gamma$ -hale kalınlığı
- $r^\gamma/r^g$  (ostenit yarıçapının grafit yarıçapına oranı)

### 5.1. Kum Kalıba Döküm Yöntemiyle Üretilen Numunelerin Ölçüleri

İS1, HA1 ve HA2 olmak üzere üç farklı kimyasal bileşime sahip numune dökülmüştür. Numune boyutları aşağıda verilmiştir:



Şekil 5.1. Deneysel döküm numunesinin a) şematik gösterimi, b) modeli, c) döküm hali

Altı plaka 120x40mm, plakaların kalınlığı yaklaşık olarak 1.5mm, 2mm, 3mm ve 6mm' dir.



## 5.2. İS1 Nolu Dökümün Hazırlanması

### 5.2.1. Kalıp hazırlama

Uygun besleyici ve yolluk dizaynında kullanılan kum kalıplar;

- Silis kumu % 85 (Silis kumu tane boyutu (AFS): 60-70)
- Bentonit % 5
- Kömür tozu % 5
- Nem % 5

olacak şekilde karıştırılıp kalıplamada kullanılmıştır.

### 5.2.2. Ergiyik ve sistem hazırlama

Ergitme işlemleri, yüksek frekanslı 500kg' lık devirmeli indüksiyon ocağında gerçekleştirilmiştir. Kullanılan malzemelerin oranları:

- %30 Sfero piki
- %20 DKP Çelik Hurda (Sıcak haddelenmiş çelik saç)
- %50 Döngü Malzemesi (Üretim sırasında döküm için hazırlanan yolluk, çıkıcı ve hatalı döküm malzemelerinin tekrar üretime katılması)

olacak şekilde kullanılmıştır. Ergiyik maden 1600°C' ye ısıtılmış ve curuf yapıcı flux malzeme (perlit) kullanılarak curuf oluşumu sağlanmıştır.

Oluşan curuflar toplayıcı bir maşayla maden üzerinden alınmıştır. Kullanılan sfero piki kimyasal analiz değerleri Tablo 5.1' de verilmiştir.

İstenen şarj sıcaklığı termokupul kullanılarak ölçülmüştür. %2 FeSiMg ile küreleştirme işlemi 1600°C' da daldırma tekniği ile fırında gerçekleştirildikten sonra ergiyik ön ısıtılmış döküm potasına transfer edildi. Transfer esnasında aşılama adımı metal akıntısına %0,5 FeSi75 ilavesiyle gerçekleştirildi. Döküm potasında,

tekrar termokupullar yardımıyla ergiyik sıcaklığı ölçülmüştür. 1580 - 1590°C ölçülen ergiyik, hazırlanan kalıplara dökülmüş ve döküm işlemi tamamlanmıştır.

Tablo 5.1. Kullanılan sfero piki kimyasal kompozisyonu ve fiziksel özellikleri

% C	% Si	% Mn	% S	% P	Tane Boyutu
4,4	1,5	0,85	0,10	0,10	Külçe

Tablo 5.2. Kullanılan DKP çelik hurda kimyasal kompozisyonu ve fiziksel özellikleri

% C	% Si	% Mn	% Cu	% Ni	% Cr	% S	% P
0,5	0,55	0,8	0,25	0,10	0,10	0,08	0,05

Tablo 5.3. Kullanılan aşılama ve küreleştiricinin kimyasal kompozisyonları ve fiziksel özellikleri

	% Si	% Al	% Ca	% Mg	Tane Boyutu
Aşılama (FeSi75)	75	0,47	1,8	-	1,5-3mm
Küreleştirici (FeSiMg)	45	-	-	6,6	1-10mm

### 5.2.3. İS1 nolu dökümün kimyasal kompozisyonu ve karbon eşdeğeri

Tablo 5.4. İS1 nolu dökümün kimyasal bileşimi

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	%Ti	%Mg
4.00	3.18	0.11	0.06	0.02	0.0035	0.017	0.067

Karbon eşdeğeri(E)= %C + 1/3 (%Si + %P) formülü kullanıldığında aşağıdaki gibidir. Karbon Eşdeğeri ( CE ); 5,09

### 5.3. HA1 ve HA2 Nolu Dökümlerin Hazırlanması

#### 5.3.1. Kalıp hazırlama

Uygun besleyici ve yolluk dizaynında kullanılan kum kalıplar;

- Silis kumu % 67 (Silis kumu tane boyutu (AFS): 60-65)
- Bentonit % 20
- Kömür tozu % 8
- Nem % 5

olacak şekilde karıştırılıp kalıplamada kullanılmıştır.

#### 5.3.2. Ergiyik ve sistem hazırlama

Ergitme işlemleri, yüksek frekanslı 500kg' lık devirmeli indüksiyon ocağında gerçekleştirilmiştir. Kullanılan malzemelerin oranları:

- %30 Sfero piki
- %30 Çelik Hurda
- %40 Döngü Malzemesi (Üretim sırasında döküm için hazırlanan yolluk, çıkıcı ve hatalı döküm malzemelerinin tekrar üretime katılması)

olacak şekilde kullanılmıştır. Ergiyik maden 1600°C' ye ısıtılmış ve curuf yapıcı flux malzeme (perlit) kullanılarak curuf oluşumu sağlanmıştır.

Oluşan curuflar toplayıcı bir maşayla maden üzerinden alınmıştır. Kullanılan sfero piki kimyasal analiz değerleri Tablo 5.5' de verilmiştir.

İstenen şarj sıcaklığı termokupul kullanılarak ölçülmüştür. %1 FeSiMg ile magnezyum işlemi 1600°C' da daldırma tekniği ile fırında gerçekleştirildikten sonra ergiyik ön ısıtılmış döküm potasına transfer edildi. Transfer esnasında aşılama adımı metal akıntısına %0,8 FeSi75 ilavesiyle gerçekleştirildi. Döküm potasında,

tekrar termokupullar yardımıyla ergiyik sıcaklığı ölçülmüştür. 1550°C’ de ölçülen ergiyik, hazırlanan kalıplara dökülmüş ve döküm işlemi tamamlanmıştır.

Tablo 5.5. Kullanılan sfero piklerinin kimyasal kompozisyonu ve fiziksel özellikleri

Sfero piki sorel					Sfero piki-Rus				
% C	% Si	% Mn	% S	% P	% C	% Si	% Mn	% S	% P
4,25	0,015	0,016	0,01	0,02	3,80	0,35	0,02	0,01	0,01

Tablo 5.6. Kullanılan çelik hurda kimyasal kompozisyonu ve fiziksel özellikleri

% C	% Si	% Mn	% S	% P
0,20	0,40	0,60	0,08	0,05

Tablo 5.7. Kullanılan aşılaiıcı ve küreleştircinin kimyasal kompozisyonları ve fiziksel özellikleri

	% Si	% Al	% Ca	% Mg	Tane Boyutu
Aşılaiıcı (FeSi75)	75	0,5	1,5	-	1,5-3mm
Küreleştirci (FeSiMg)	48	0,2	-	5,5	1-10mm

### 5.3.3. HA1 ve HA2 nolu dökümlerin kimyasal kompozisyonu ve karbon eşdeğeri

Tablo 5.8. HA1 nolu dökümün kimyasal bileşimi

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	%Mg
3,55	2.78	0.200	0.030	0.019	0.000	0.052

Karbon eşdeğeri (CE)= %C + 1/3 (%Si + %P) formülü kullanıldığında aşağıdaki gibidir. Karbon Eşdeğeri ( CE ); 4.48

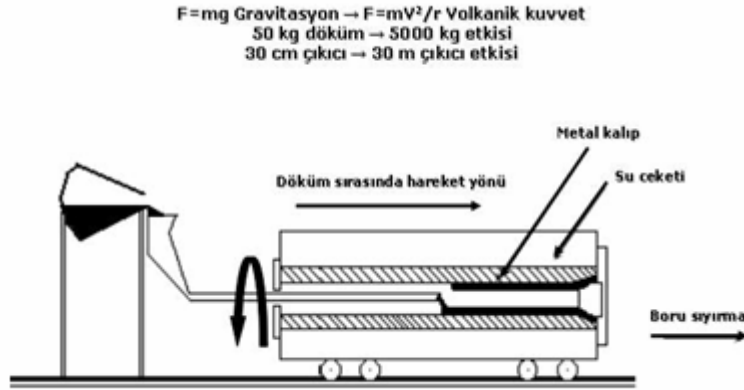
Tablo 5.9. HA2 nolu dökümün kimyasal bileşimi

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	%Mg
3,39	2.92	0.080	0.054	0.014	0.000	0.042

Karbon eşdeğeri (CE)= %C + 1/3 (%Si + %P) formülü kullanıldığında aşağıdaki gibidir. Karbon Eşdeğeri ( CE ); 4,33

#### 5.4. KGDD Boru Numunelerinin Hazırlanması (A, B,C ve D Nolu Numuneler)

Borular İstanbul belediyesinden temin edilmiş olup iç çapları 100cm, cidar kalınlıkları 6mm'dir. Sadece C numunesinin kalınlığı 4mm'dir. KGDD boruların üretimi De Lavaud santrifüj döküm yöntemi ile gerçekleştirilmiş olup statik dökümle olan farkları Şekil 5.2'de verilmiştir.



Şekil 5.2. De Lavaud savurma döküm prosesi

Genel sıcaklık aralığı ve besleme: 1360 – 1460°C, 20000 kg/h.

A, B, C ve D nolu KGDD boruların bileşim aralığı aşağıdaki gibidir;

Tablo 5.10. A, B, C ve D nolu KGDD boru numunelerinin bileşimi

%C	% Si	% Mn	% Mg	% P	% S	%V
3,40	2,50	0,17	0,044	0,043	0,013	0,001
% Cr	% Cu	% Sn	% Al	% Ti	% Pb	%W
0,020	0,02	0,001	0,012	0,001	0,001	0,002

Sıvı alaşıma potada Magnezyum küreleştirici ilave edilir. Sistemde sıvı metale aşılama için besleyici vardır. Besleme hunisi, elektrik titreticili ayar aksesuarları içerir. Aşılama sıvı metal kalıba beslenirken yapılmaktadır.

##### 5.4.1. A, B ve C nolu boru numunelerinin tavlanması

Metal kalıplarda hızlı soğuma sıvı alaşım bünyesinde küresel grafit ve dönüşmüş ledeburitli bir yapı oluşturur. Boru 800–950°C sıcaklıktaki tav fırınlarında 1 saat

kadar bekletilir. Yatay sürekli tavlama fırınında mikroyapıdaki perlit hızla, sementit ise yavaş olarak dekompoze olur. Grafit hariç diğer fazlar ostenite dönüşür. Yavaş soğuma rejiminde ise ostenitler karbonlarını grafitte doğru kusarlar ve ferrite dönüşürler. Şekil 5.3’de endüstriyel ısıtım fırını verilmiştir.

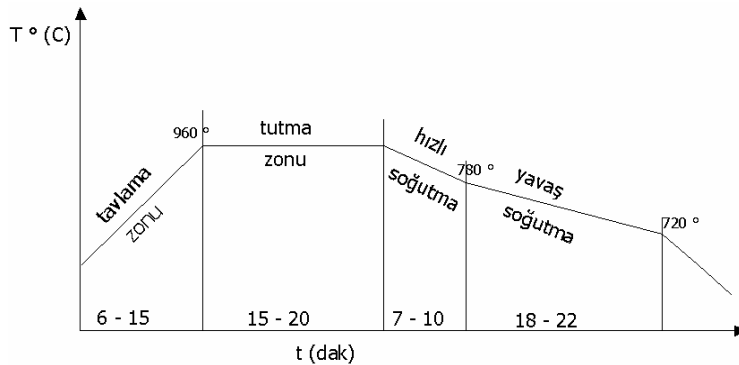


Şekil 5.3. Boru tavlama fırını

Uygulamada borular için kullanılan ısıtım rejimi;

1. Havalı ön ısıtım ; 20 – 450 °C
2. Ön ara ısıtım ; 450 – 960 °C , ~ 10 dakika
3. Tepe ısıtım ; 960 °C , ~18 dakika
4. Sıcaklık düşürme ; 960 – 780 °C , ~ 8 dakika
5. Son ara ısıtım ; 780 – 720 °C , ~ 20 dakika
6. Son ısıtım ; 720 – 20 °C , ~ 20 dakika

Isıtım rejimi şematik olarak Şekil 5.4’te verilmiştir.



Şekil 5.4. T (°C) - t (dakika) tavlama grafiği

A, B ve C nolu KGDD borular yukarıdaki şartlarda ısıtım işlemine tabi tutulmuştur. D nolu KGDD boru ise ısıtım işlemine tabi tutulmamış gruptan temin edilmiştir.

## 5.5. Deneyler ve Deneylerde Kullanılan Cihazlar

### 5.5.1. Metalografik inceleme

#### 5.5.1.1. Metalografik parlatma cihazı

Deneyde Şekil 5.5' de gösterilen parlatma cihazı kullanılmıştır.



Şekil 5.5. Metalografik parlatma cihazı

#### 5.5.1.2. Numune hazırlama

Metalografik inceleme için döküm parçalarından numuneler kesilmiştir. Numuneler malzemelerin soğuma davranışlarını inceleyebilme açısından ve yanlış sonuçlar elde etmeme açısından orta bölümlerinden alınmıştır.

#### 5.5.1.3. Zımparalama

Kesilen numuneler sırasıyla 240-320-400-600-800 ve 1000 meşh sırasını takip eden SiC zımpara kağıdı ile sulu olarak zımparalanmıştır. Her bir zımparalama diskinde sadece önceki zımparalardan oluşan çizikleri gidermek için gerekli olan zaman kadar işleme tabi tutulmuştur.

#### 5.5.1.4. Parlatma

Numuneler daha sonra sırasıyla 6 $\mu$ m, 3 $\mu$ m ve 1 $\mu$ m'lik elmas pasta yardımıyla çuha üzerinde en ufak çizgi kalmayacak şekilde ve grafit taneleri de iyice açılıncaya kadar parlatılmıştır.

#### 5.5.1.5. Dağlama

Parlatılan numuneler %2' lik Nital ile dağlanmış (2 Nitrik asit + 98 saf alkol). Dağlama 10-12 sn süre ile yapılmış ve su ile durulanan numune leke oluşumunu engellemek için iyice kurutulmuştur.

Derin dağlama işlemi %15'lik HCl çözeltisinde 10saat bekletilerek yapılmıştır. Daha sonra numuneler saf su ve alkol ile temizlenmiştir.

#### 5.5.1.6. Optik mikroskop cihazı

Numunelerin mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.6'da gösterilen optik mikroskop ile siyah-beyaz olarak çekilmiştir.



Şekil 5.6. Optik mikroskop görüntüsü



### 5.5.1.7. SEM cihazı

Derin dağlanmış numunelerin ve boru numunesi kenarının mikroyapı fotoğrafları Şekil 5.7' de gösterilen Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılarak çekilmiştir.



Şekil 5.7. SEM cihazı

### 5.5.2. Isıl işlem cihazı ve uygulaması

Deneyde kullanılan ısıl işlem cihazı Şekil 5.8'de verilmiştir.



Şekil 5.8. Isıl işlem cihazı

Bu çalışmada HA1 nolu dökümün 1,5mm kalınlığındaki numunesinden 15x15x1,5mm boyutlarında hazırlanmış 8 adet numune ikişerli gruplar halinde 870°C’de 30dakika ve 1saat, 970°C’de 30dakika ve 1saat ısıtılma tabii tutulmuştur.

HA2 nolu dökümden alınan 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığındaki numuneler 920°C’de 1saat ısıtılma tabii tutulmuştur.

D nolu sementitli KGDD boru numunesi 950°C’de 10dakika, 20dakika ve 30dakika ısıtılma tabii tutulmuştur.

### 5.5.3. Sertlik cihazı ve sertlik testi uygulaması

Numunelerin sertliklerinin ölçümünde Şekil 5.9’ da gösterilen sertlik ölçme cihazı kullanılmıştır. Numunelere Brinel Sertlik testi uygulanmıştır.



Şekil 5.9. Sertlik test cihazı

Numunelerin sertliklerini doğru olarak ölçmek için test parçalarının iki yüzü birbirlerine paralel olacak şekilde taşlanmıştır. Böylece herhangi bir yanılığa düşme engellenmiştir. Her numuneden en az 3 farklı noktadan sertlik değeri ortalaması alınarak saptanmıştır.

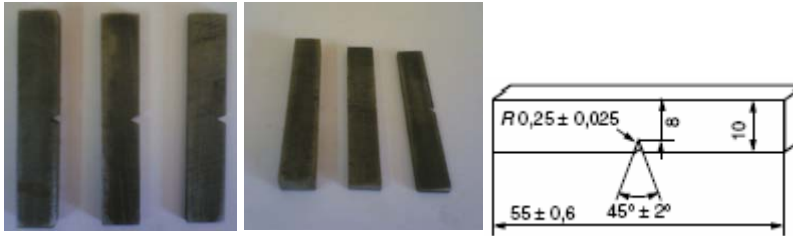
#### 5.5.4. Darbe cihazı ve darbe testi uygulaması

Numunelerin darbe enerjisini ölçmek için Şekil 5.10' da gösterilen darbe cihazı kullanılmıştır.



Şekil 5.10. Darbe test cihazı

Bu çalışmada HA1 ve HA2 nolu dökümlerin 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığındaki numunelerinden ve boru numunelerinden Şekil 5.11'de gösterildiği gibi hazırlanmış darbe numuneleri test edilmiştir. HA1 ve HA2 nolu dökümlerden 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığında, boru parçalarından 2,5mm ve 5mm kalınlığında darbe numuneleri hazırlanmıştır.



a)

b)

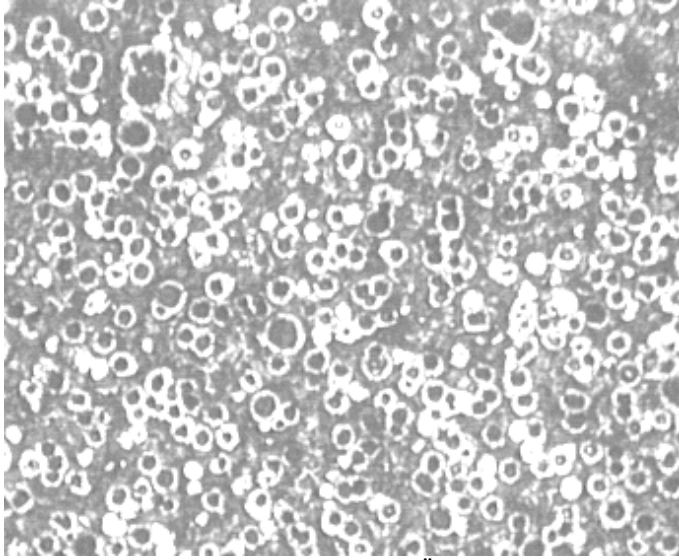
c)

Şekil 5.11. Darbe numunelerinin a) üstten, b) yandan, c) şematik gösterimi

## BÖLÜM 6. DENEYSEL SONUÇLAR VE İRDELEME

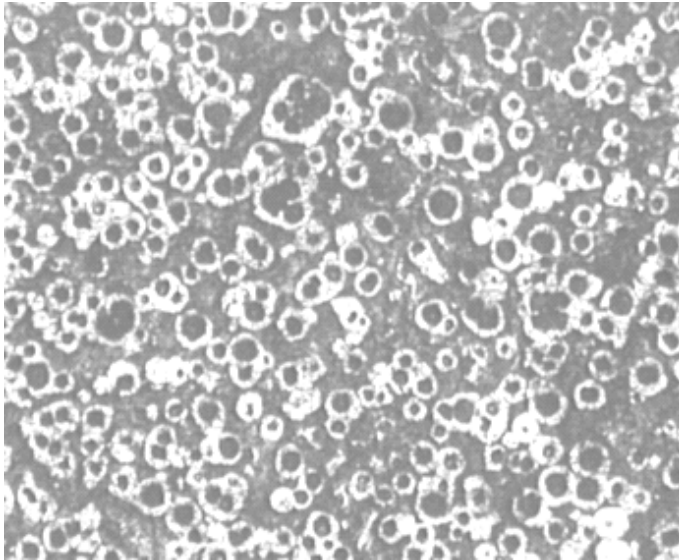
### 6.1. İS1, HA1 ve HA2 Nolu Döküm Numunelerinin Mikroyapıları

Numunelerin mikroyapı fotoğrafları (%2 Nital ile dağlanmış);



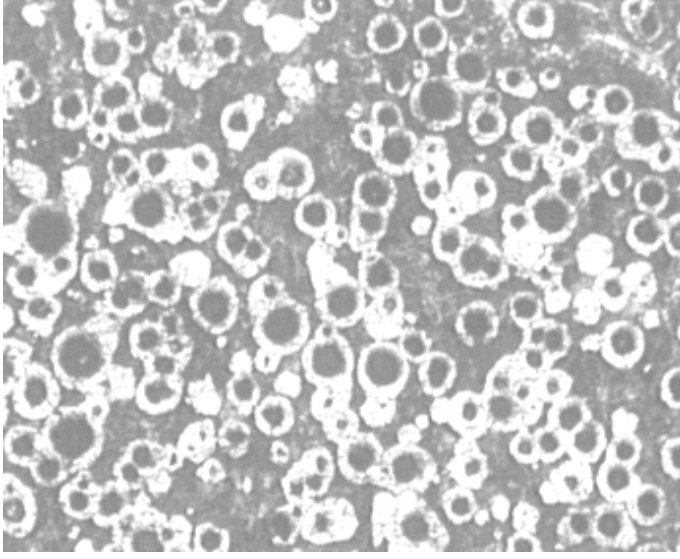
Ölçek \_\_\_\_\_ 100µm

Şekil 6.1. 1,5mm kalınlığındaki İS1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



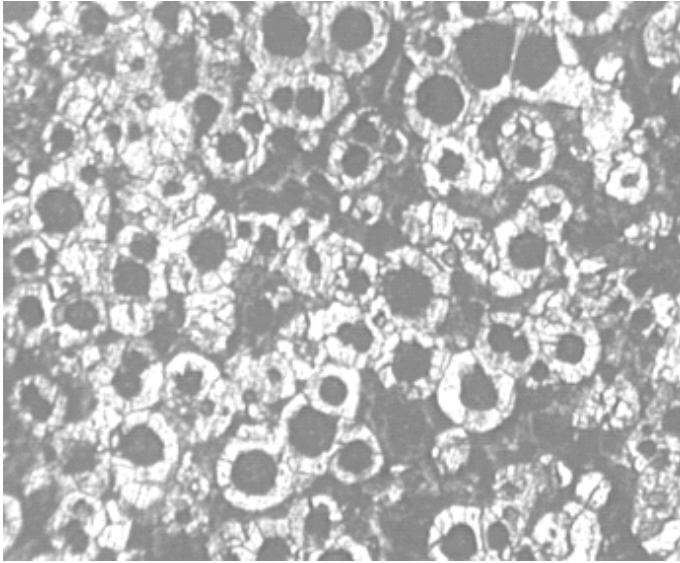
Ölçek \_\_\_\_\_ 100µm

Şekil 6.2. 2mm kalınlığındaki İS1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



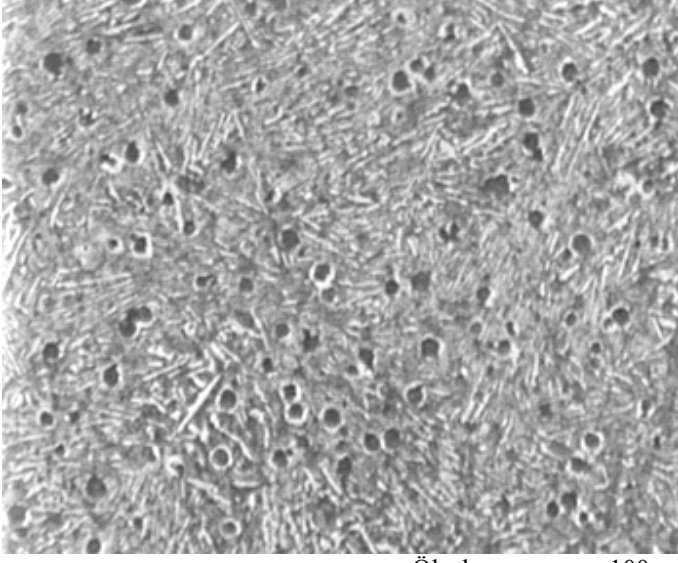
Ölçek ————— 100 $\mu$ m

Şekil 6.3. 3mm kalınlığındaki İS1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



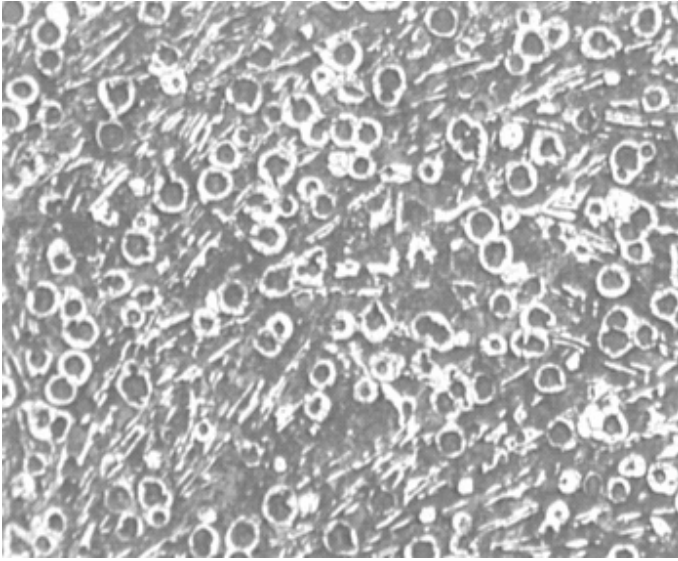
Ölçek ————— 100 $\mu$ m

Şekil 6.4. 6mm kalınlığındaki İS1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



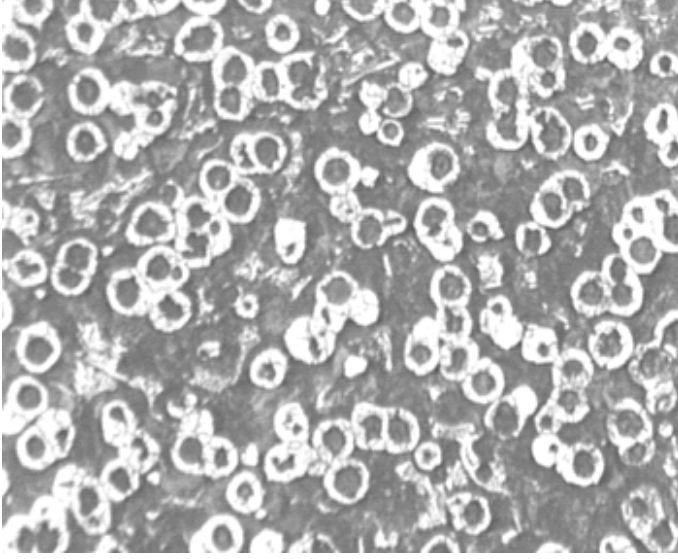
Ölçek ————— 100 $\mu$ m

Şekil 6.5. 1,5mm kalınlığındaki HA1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



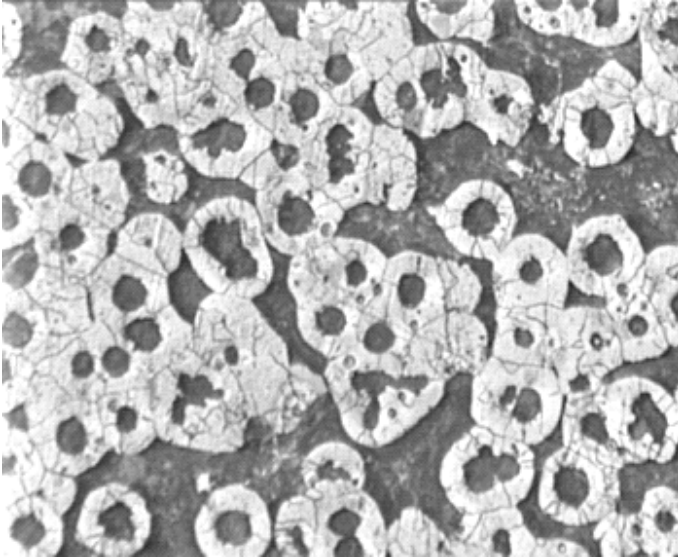
Ölçek ————— 100 $\mu$ m

Şekil 6.6. 2mm kalınlığındaki HA1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



Ölçek  100µm

Şekil 6.7. 3mm kalınlığındaki HA1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



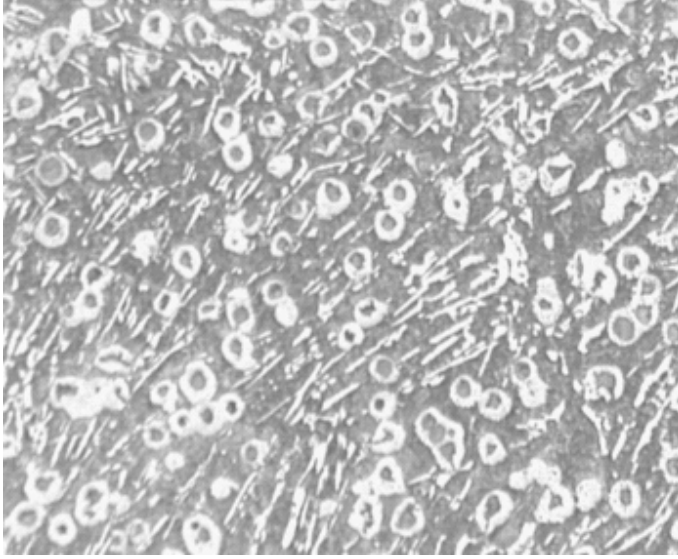
Ölçek  100µm

Şekil 6.8. 6mm kalınlığındaki HA1 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



Ölçek ————— 100 $\mu$ m

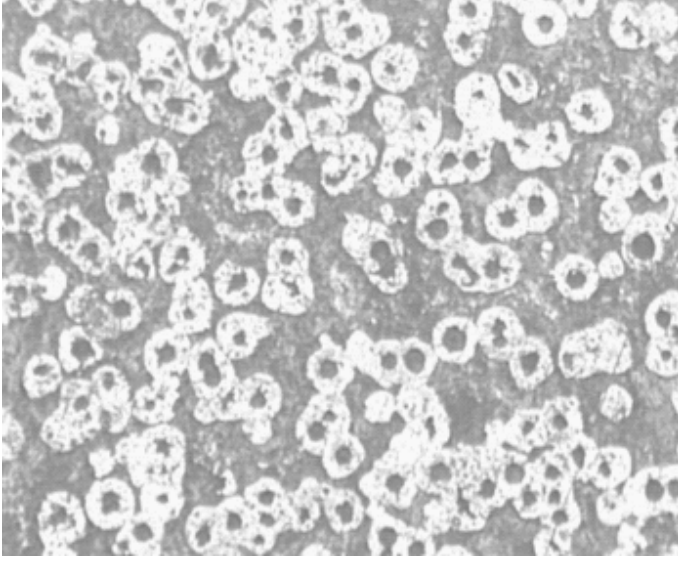
Şekil 6.9. 1,5mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



Ölçek ————— 100 $\mu$ m

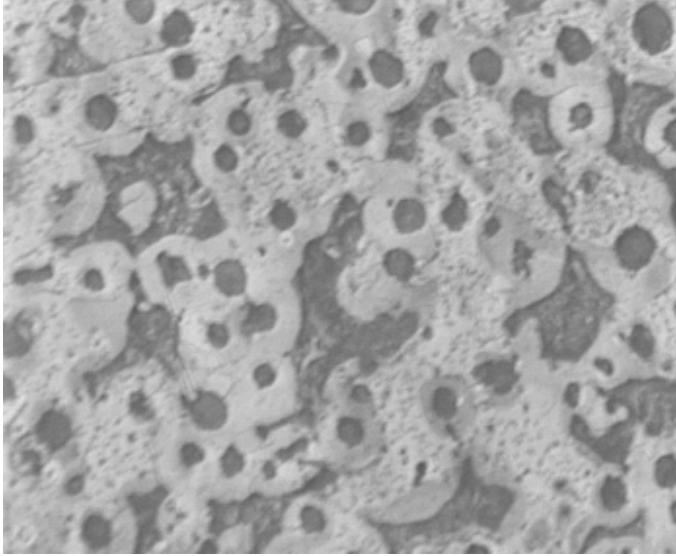
Şekil 6.10. 2mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesinin mikroyapısı





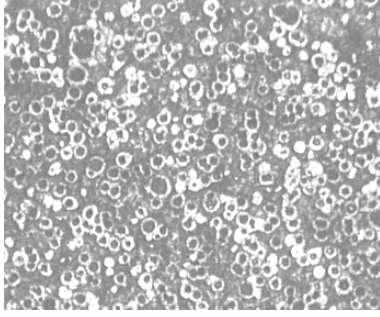
Ölçek ————— 100 $\mu$ m

Şekil 6.11. 3mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesinin mikroyapısı

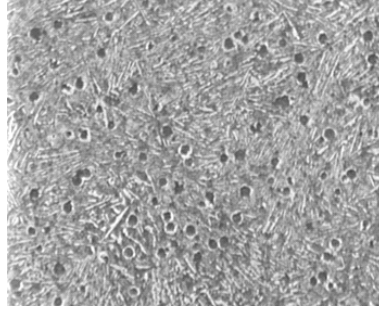


Ölçek ————— 100 $\mu$ m

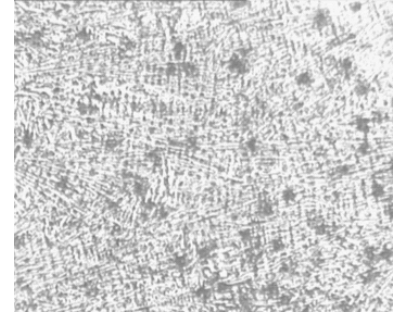
Şekil 6.12. 6mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesinin mikroyapısı



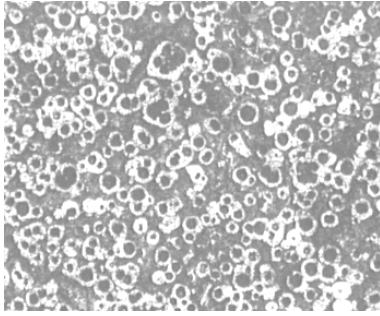
İS1: 1,5mm kalınlık



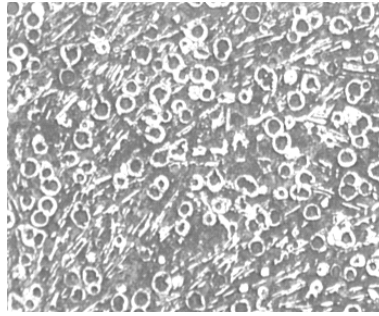
HA1: 1,5mm kalınlık



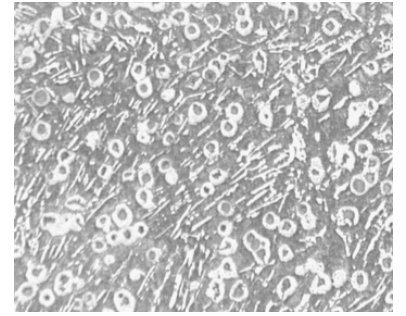
HA2: 1,5mm kalınlık



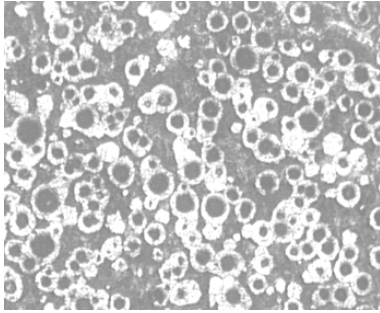
İS1: 2mm kalınlık



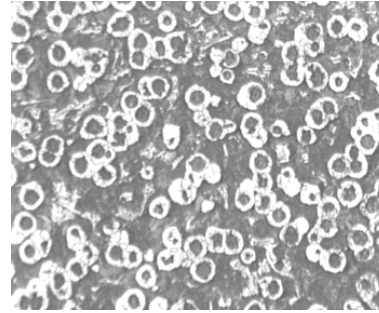
HA1: 2mm kalınlık



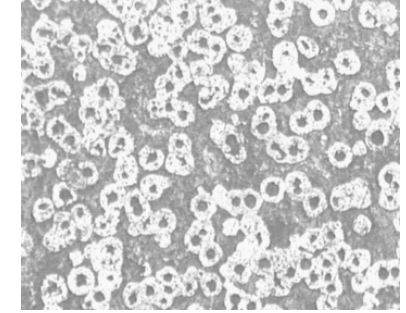
HA2: 2mm kalınlık



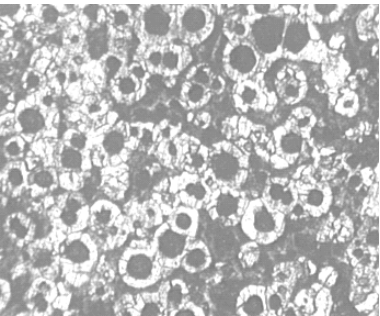
İS1: 3mm kalınlık



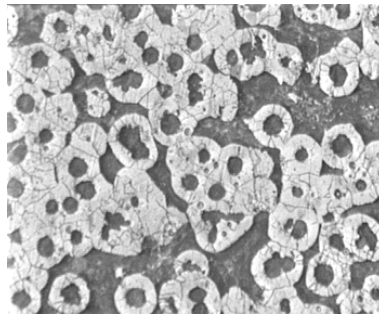
HA1: 3mm kalınlık



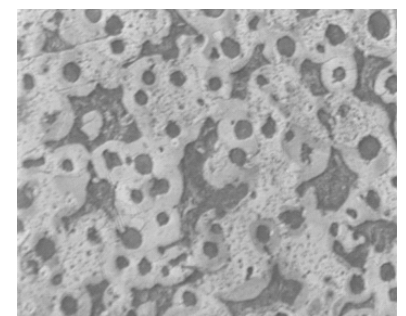
HA2: 3mm kalınlık



İS1: 6mm kalınlık



HA1: 6mm kalınlık



HA2: 6mm kalınlık

Şekil 6.13. İS, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerin karşılaştırmalı mikroyapıları

## 6.2. İS1, HA1 ve HA2 Nolu Döküm Numunelerinin Mikroyapılarının Karakterizasyonu

Bütün döküm numunelerinden elde edilmiş ferrit, perlit, grafit, sementit yüzdeleri, küresellik yüzdesi, küre sayısı ve ortalama grafit çapı Tablo 6.1-6.3'de verilmiştir. Döküm sonuçlarına göre çizdirilmiş grafikler sırasıyla Şekil 6.14-6.19'da verilmiştir.

Tablo 6.1. İS1 nolu döküm numunelerinin faz yüzdeleri ve grafit özellikleri

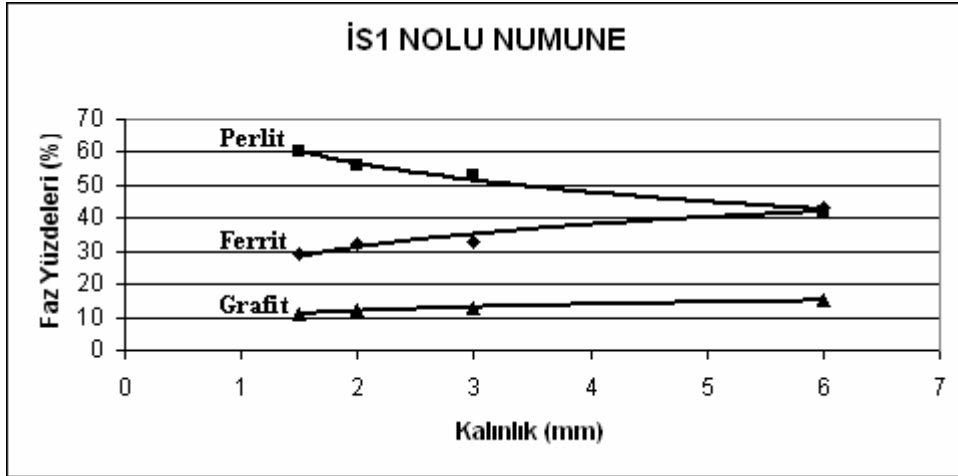
Kalınlık (mm)	Ferrit (%)	Perlit (%)	Grafit (%)	Sementit (%)	Küresellik (%)	Ortalama grafit çapı (µm)	Küre sayısı (küre/mm <sup>2</sup> )	γ (hale) kalınlığı (µm)	r <sup>γ</sup> /r <sup>g</sup>
1,5	29	60	11	0	97	9	960	3	1,66
2	32	56	12	0	96	14	850	5	1,71
3	33	53	14	0	96	19	580	7	1,84
6	43	42	15	0	94	31	290	14	1,90

Tablo 6.2. HA1 nolu döküm numunelerinin faz yüzdeleri ve grafit özellikleri

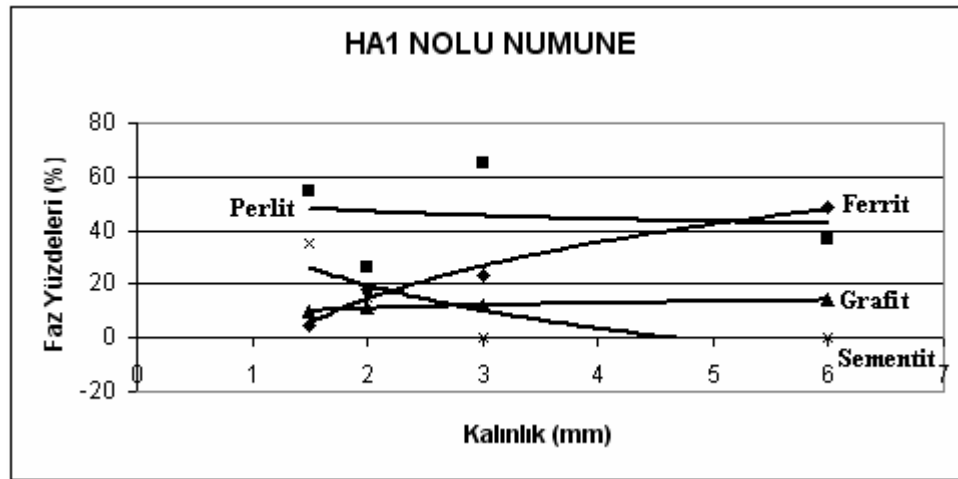
Kalınlık (mm)	Ferrit (%)	Perlit (%)	Grafit (%)	Sementit (%)	Küresellik (%)	Ortalama grafit çapı (µm)	Küre sayısı (küre/mm <sup>2</sup> )	γ (hale) kalınlığı (µm)	r <sup>γ</sup> /r <sup>g</sup>
1,5	5	55	10	35	93	8	385	3	1,75
2	18	56	11	15	95	13	485	5	1,76
3	23	65	12	0	96	18	510	8	1,88
6	49	37	14	0	95	27	230	15	2,11

Tablo 6.3. HA2 nolu döküm numunelerinin faz yüzdeleri ve grafit özellikleri

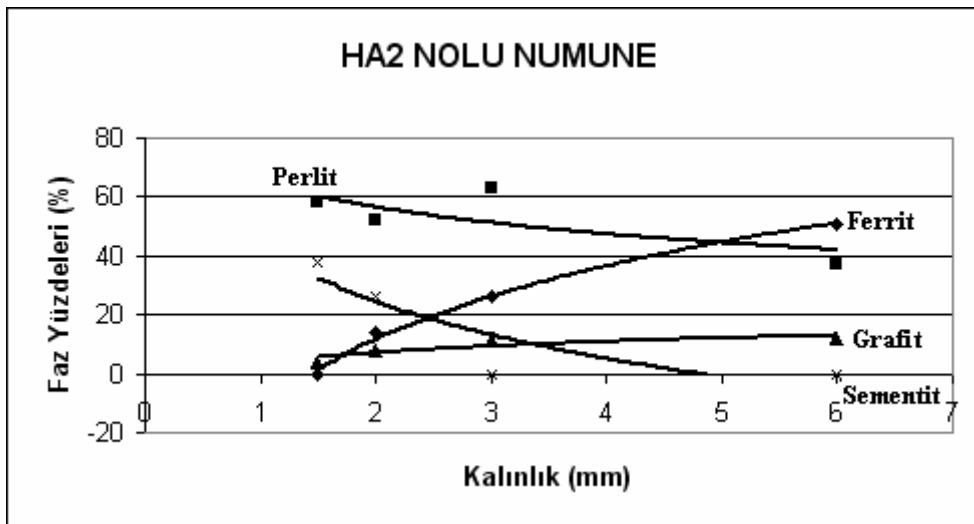
Kalınlık (mm)	Ferrit (%)	Perlit (%)	Grafit (%)	Sementit (%)	Küresellik (%)	Ortalama grafit çapı (µm)	Küre sayısı (küre/mm <sup>2</sup> )	γ (hale) kalınlığı (µm)	r <sup>γ</sup> /r <sup>g</sup>
1,5	0	58	4	38	88	10	230	-	-
2	14	52	8	26	94	11	310	6	2,09
3	26	63	11	0	95	14	490	9	2,28
6	51	37	12	0	95	23	175	16	2,39



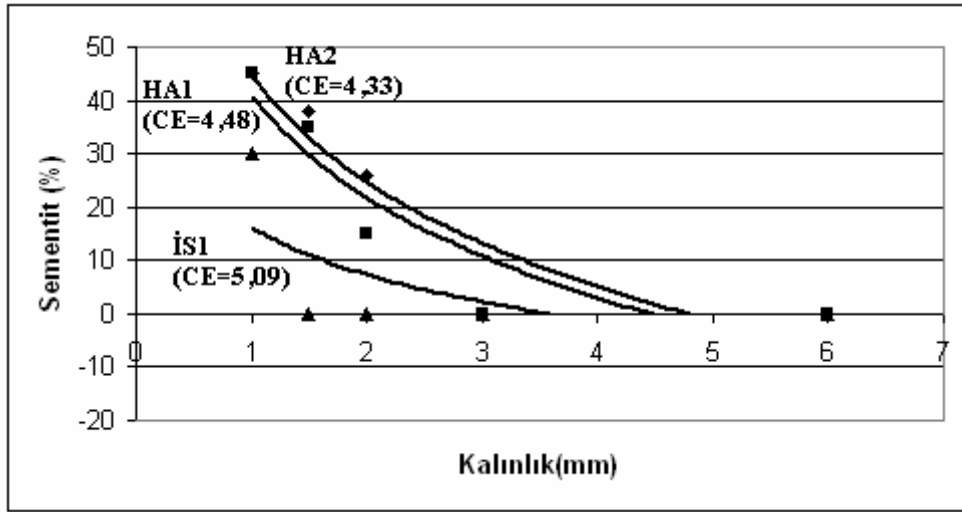
Şekil 6.14. İS1 nolu numunenin ferrit, perlit ve grafit yüzdelерinin şematik olarak gösterimi



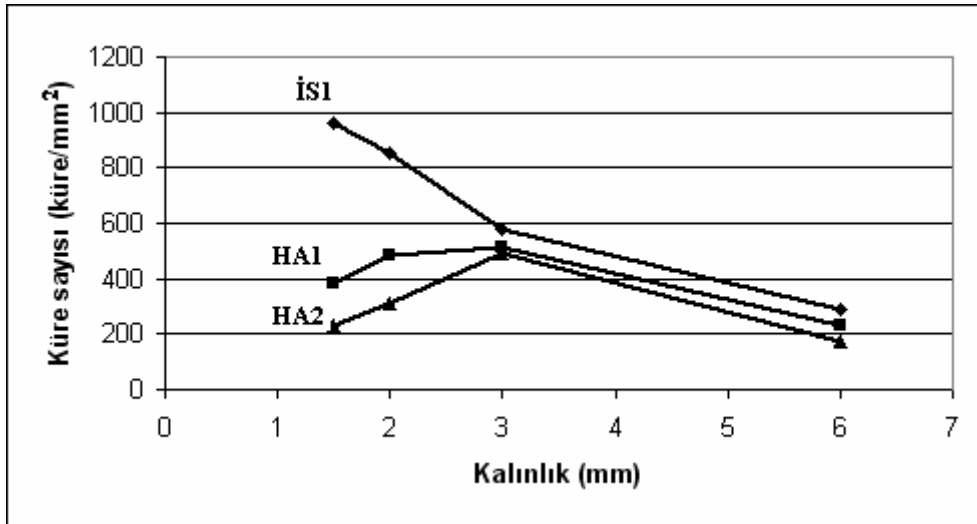
Şekil 6.15. HA1 nolu numunenin ferrit, perlit, grafit ve sementit yüzdelерinin şematik olarak gösterimi



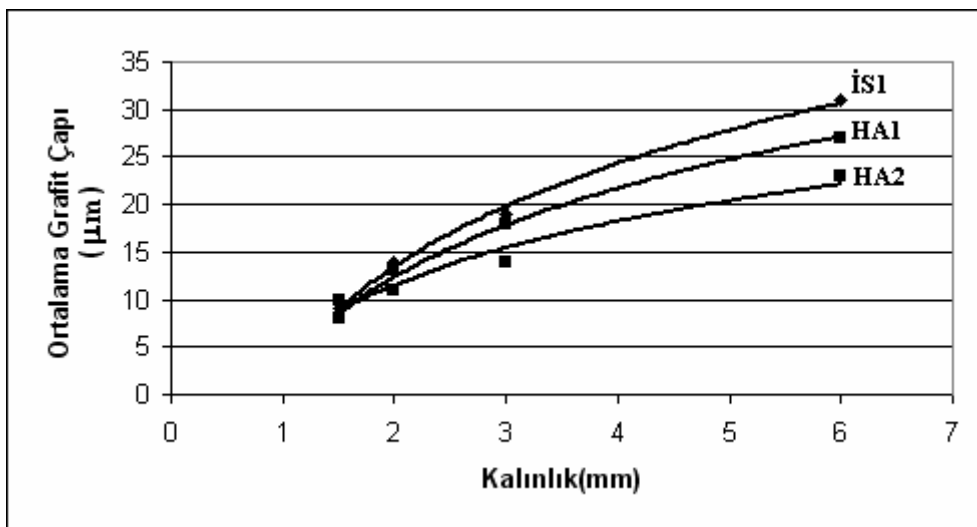
Şekil 6.16. HA2 nolu numunenin ferrit, perlit, grafit ve sementit yüzdelерinin şematik olarak gösterimi



Şekil 6.17. İS1, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerin sementit yüzdelерinin şematik gösterimi



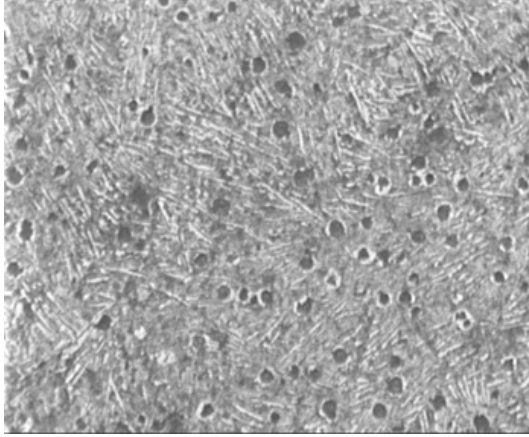
Şekil 6.18. İS1, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerin küre sayılarının şematik gösterimi



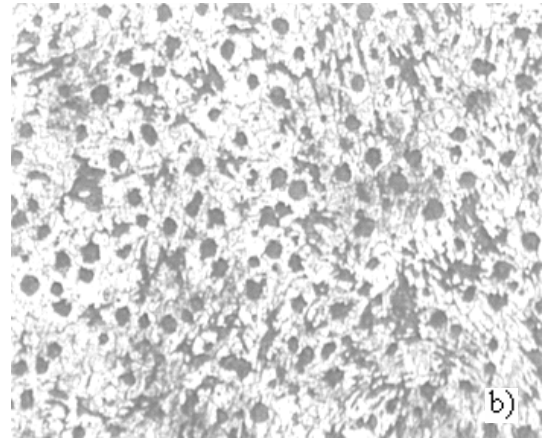
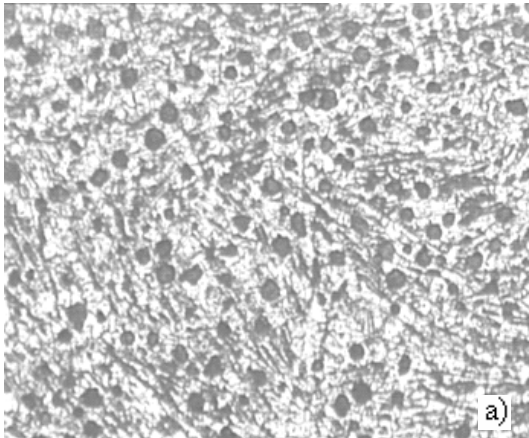
Şekil 6.19. İS1, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerin ortalama grafit çapının şematik gösterimi

### 6.3. Isıl İşlem

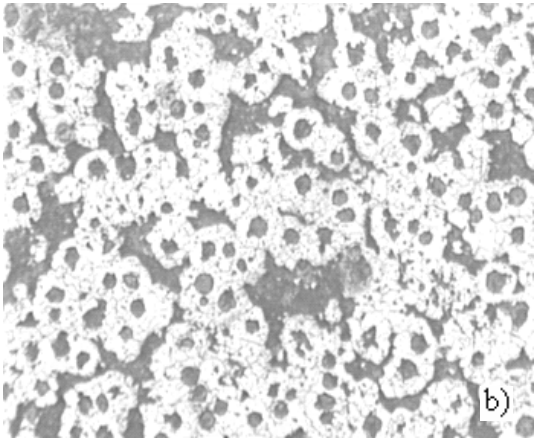
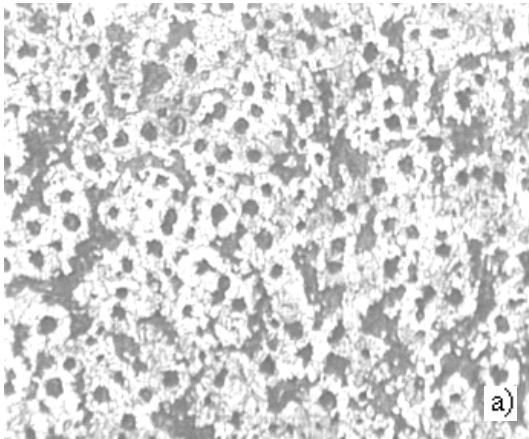
HA1 nolu dökümden alınan 1,5mm kalınlığındaki numuneler değişik sıcaklık ve sürelerde ısıl işleme tabi tutulmuştur. Numunelerin mikroyapı fotoğrafları Şekil 6.20-6.22'de verilmiştir.



Şekil 6.20. Isıl işlem görmemiş HA1 numunesi, Ölçek ——— 100µm

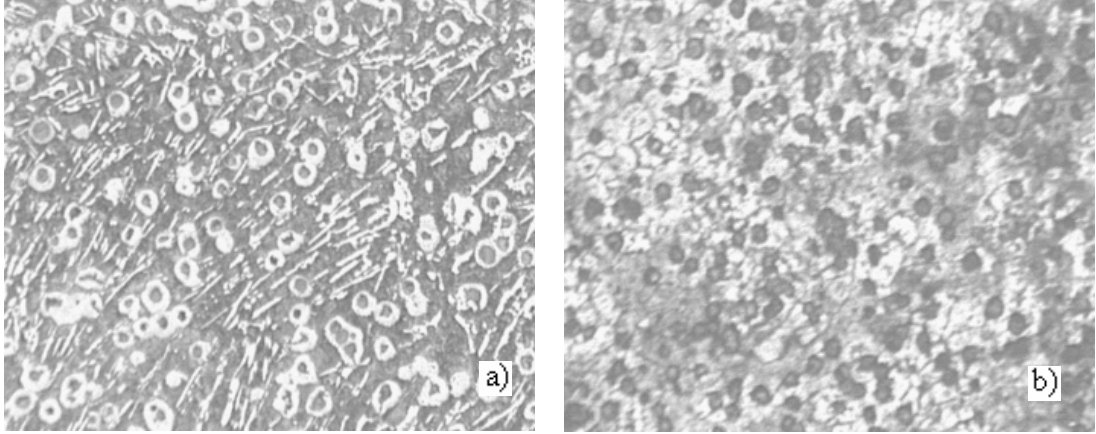


Şekil 6.21. Isıl işlem görmüş HA1 numunesi a) 870°C' de 30dak., b) 870°C' de 1saat

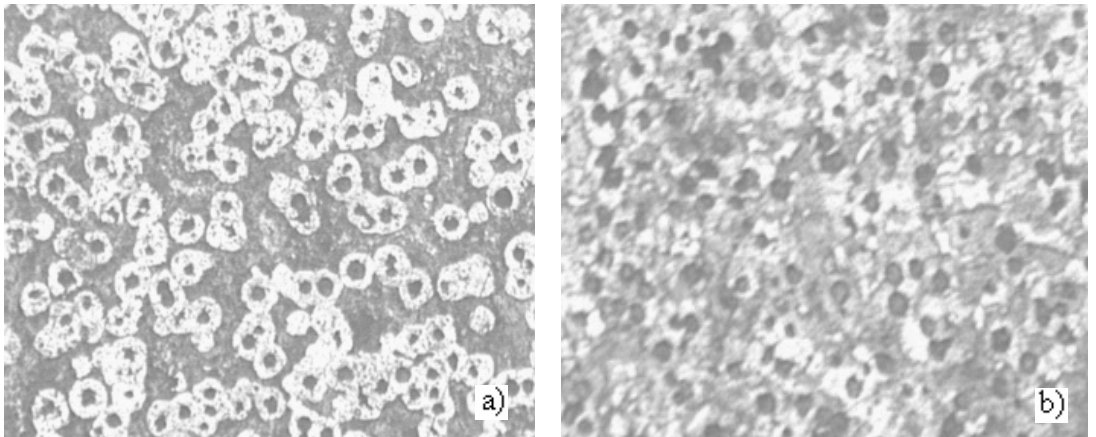


Şekil 6.22. Isıl işlem görmüş HA1 numunesi a) 920°C' de 30dak., b) 920°C' de 1saat

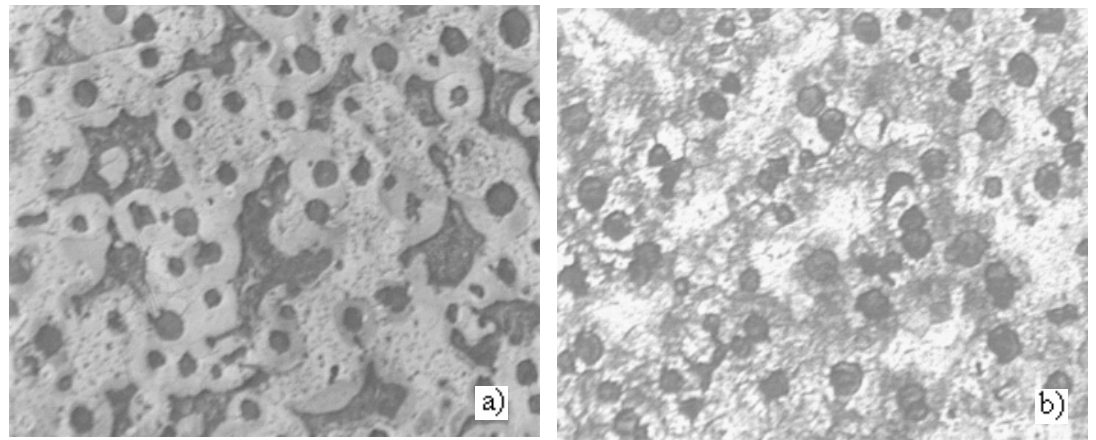
HA2 nolu dökümden alınan 2mm, 3mm ve 6mm kalınlıklarındaki numuneler 920°C'de 1saat ısıtılma işlemine tabi tutulmuştur. Numunelerin mikroyapı fotoğrafları Şekil 6.23-6.25'de verilmiştir. Numuneler için ölçeklendirme aşağıda verilmiştir.



Şekil 6.23. 2mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesi a) döküm hali, b) 920°C'de 1saat ısıtılma işlemi görmüş mikroyapısı



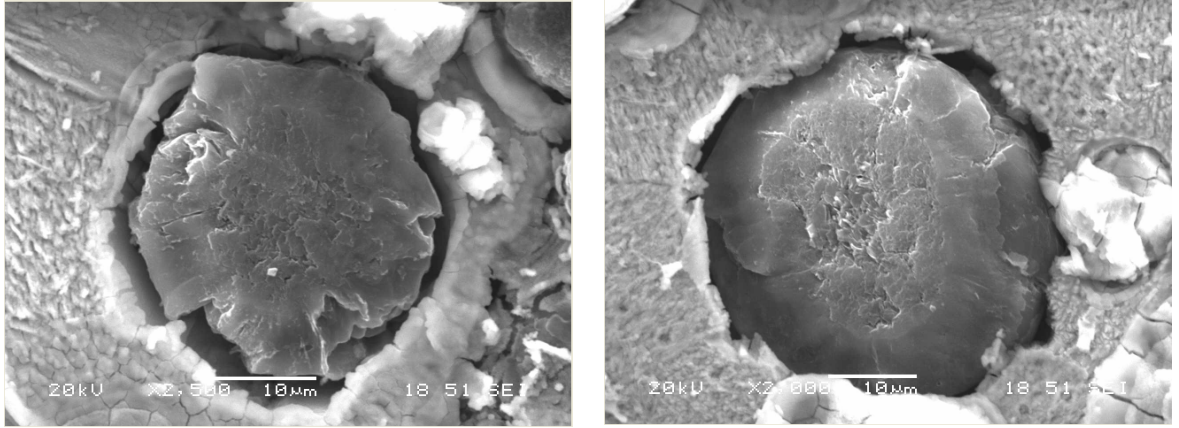
Şekil 6.24. 3mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesi a) döküm hali b) 920°C'de 1saat ısıtılma işlemi görmüş mikroyapısı



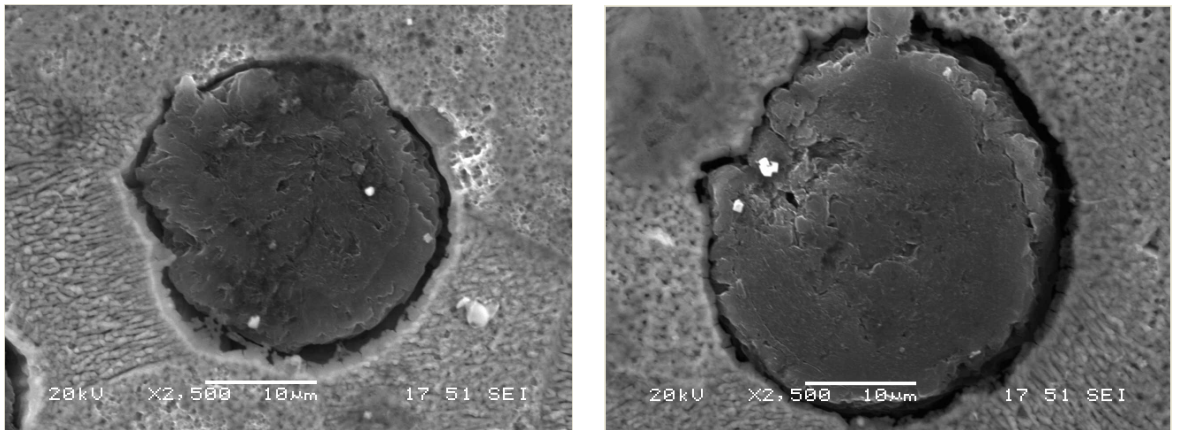
Şekil 6.25. 6mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunesi a) döküm hali b) 920°C'de 1saat ısıtılma işlemi görmüş mikroyapısı

Ölçek ——— 100µm





Şekil 6.26. HA2 nolu dökümden alınan 6mm kalınlığındaki numunenin (döküm hali) SEM görüntüleri



Şekil 6.27. HA2 nolu dökümden alınan 6mm kalınlığındaki numunenin (920°C'de 1saat ısıt işlem görmüş) SEM görüntüleri

Tablo 6.4. Değişik sıcaklık ve sürelerde ısıtılma tabi tutulan HA1 nolu numunenin (1,5mm kalınlık) küresellikteki değişimi

	Küresellik (%)
HA1 nolu döküm (1.5mm)	88
870°C, 30dak.	89
870°C, 1saat	91
920°C, 30dak.	90
920°C, 1saat	93

Tablo 6.5. 920°C'de 1saat ısıtılma tabi tutulan HA2 nolu numunenin küresellikteki değişimi

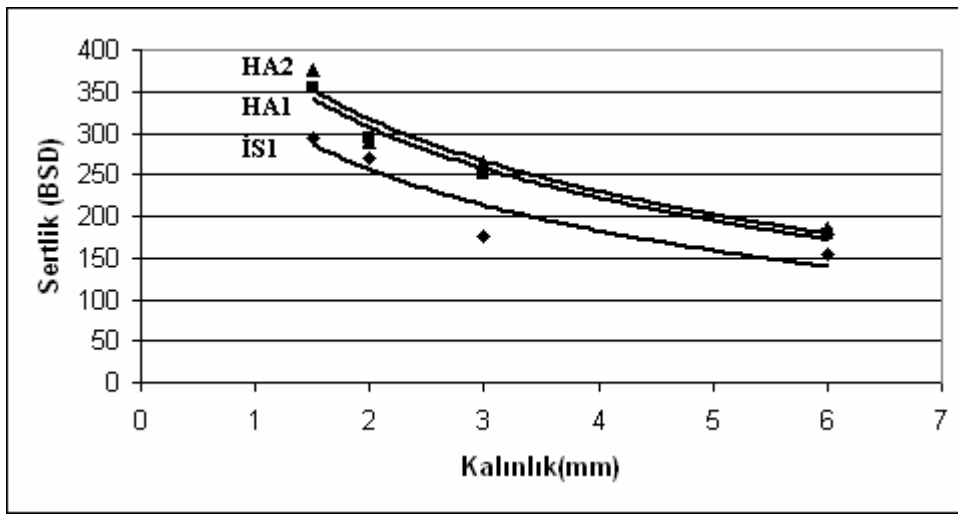
HA2 nolu döküm (döküm hali)	Küresellik (%)	HA2 nolu döküm (920°C'de 1saat ısıtılma)	Küresellik (%)
2mm kalınlık	94	2mm kalınlık	95
3mm kalınlık	95	3mm kalınlık	96
6mm kalınlık	95	6mm kalınlık	96



#### 6.4. Sertlik (BSD) Deneyleri

Tablo 6.6. Döküm halindeki İS1, HA1 ve HA2 nolu döküm numunelerinin sertlik değerleri (BSD)

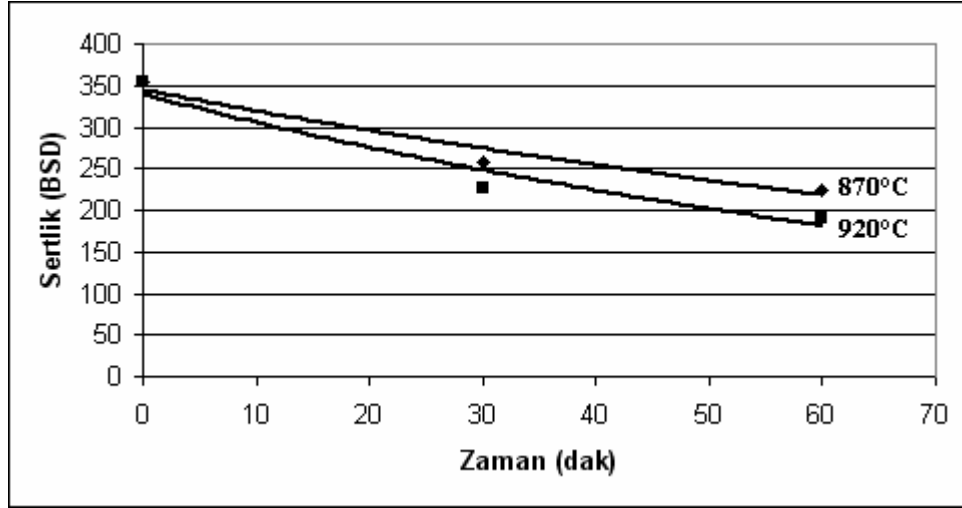
	Sertlik (BSD) (1,5mm Kalınlık)	Sertlik (BSD) (2mm Kalınlık)	Sertlik (BSD) (3mm Kalınlık)	Sertlik (BSD) (6mm Kalınlık)
<b>İS1</b>	295	260	175	155
<b>HA1</b>	355	295	250	178
<b>HA2</b>	375	290	265	185



Şekil 6.28. İS1, HA1 ve HA2 nolu numunelerin sertlik değerlerinin şematik gösterimi

Tablo 6.7. HA1 nolu dökümden alınan 1,5mm kalınlığındaki numunenin döküm halindeki ve ısıt işlem görmüş halindeki sertlik değerleri

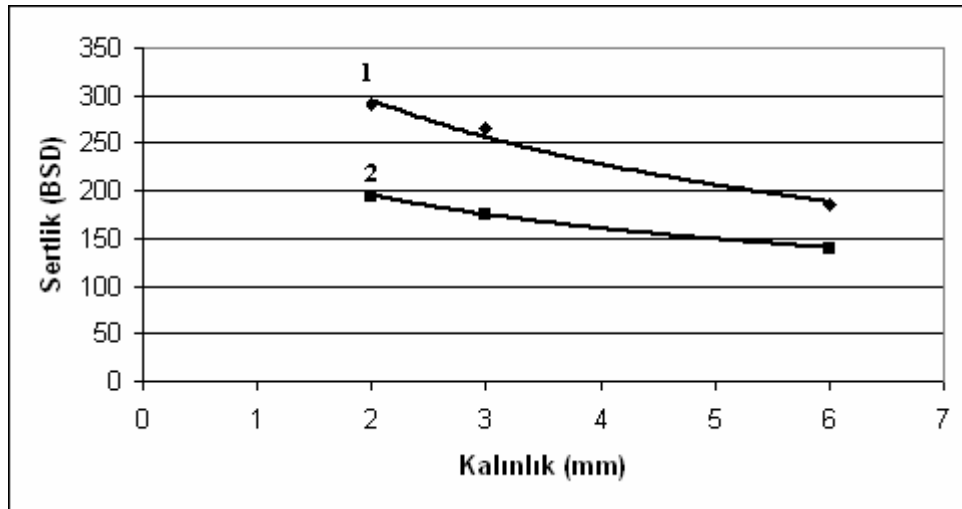
	Sertlik (BSD)
Isıl işlem görmemiş numune	355
870°C, 30dakika	258
870°C, 1saat	225
920°C, 30dakika	227
920°C, 1saat	190



Şekil 6.29. HA1 nolu dökümden alınan 1,5mm kalınlığındaki numunelerin sertlik değerlerinin şematik gösterimi

Tablo 6.8. HA2 nolu dökümden alınan 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığındaki numunelerin döküm halindeki ve 920°C'de 1 saat ısıtılma tabi tutulmuş sertlik değerleri

Kalınlık	Sertlik (BSD) (Döküm hali)	Sertlik (BSD) (Isıl işlem görmüş hali)
2mm	290	195
3mm	265	175
6mm	185	140



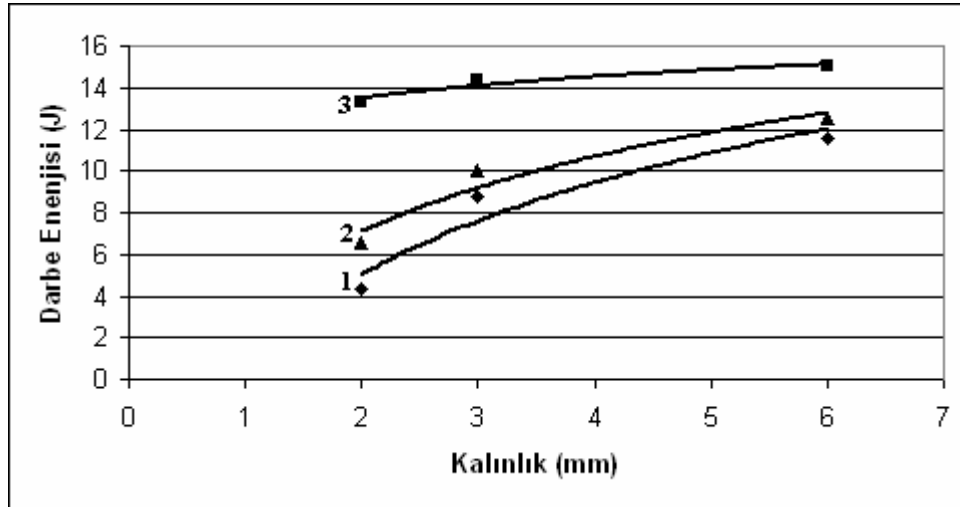
Şekil 6.30. HA2 nolu numunenin döküm halindeki (1) ve 920°C'de 1 saat ısıtılma tabi tutulmuş halindeki (2) sertlik değerlerinin şematik gösterimi

## 6.5. Darbe Deneyleri

HA1 nolu dökümden alınan 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığındaki numunelerin döküm halindeki ve HA2 nolu dökümden alınan 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığındaki numunelerin döküm halindeki ve 920°C'de 1saat ısıtılma tabi tutulmuş haldeki numunelerinden hazırlanan darbe numunelerinin darbe enerjisi değerleri aşağıdaki gibidir:

Tablo 6.9. HA1, HA2 ve 920°C'de 1saat ısıtılma tabi tutulmuş HA2 nolu döküm numunelerinin darbe enerjisi değerleri

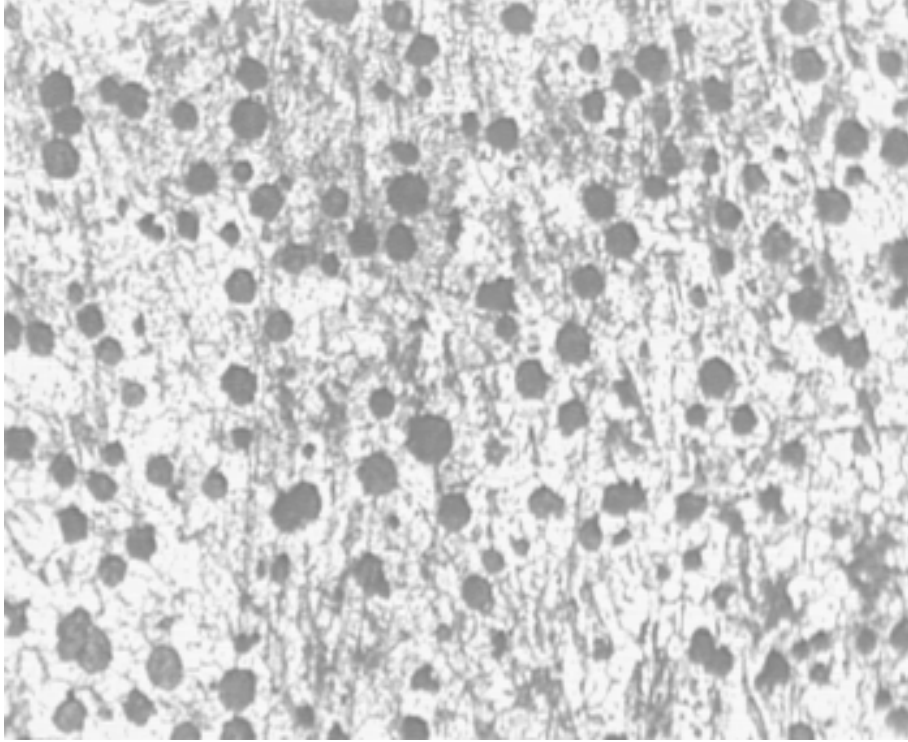
Kalınlık	Darbe enerjisi (J) (HA1 nolu numune)	Darbe enerjisi (J) (HA2 nolu numune)	Darbe enerjisi (J) (Isıl işlem görmüş HA2 nolu numune)
6mm	12,5	11,6	15
3mm	7,4	8,8	14,4
2mm	6,6	4,3	13,3



Şekil 6.31. HA1 (2), HA2 (1) ve 920°C'de 1saat ısıtılma tabi tutulmuş HA2 (3) nolu dökümlerden alınan numunelerin darbe enerjisi değerlerinin şematik gösterimi

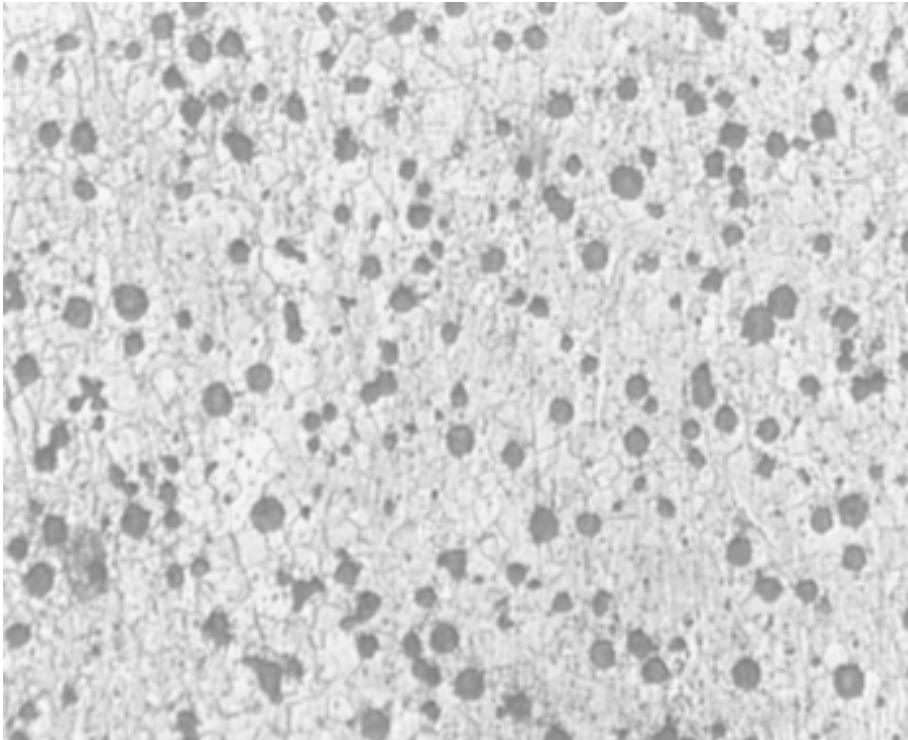
## 6.6. Küresel Grafitli Dökme Demir Boru Numunelerinin Mikroyapıları

Numunelerin mikroyapı fotoğrafları (%2 Nital ile dağlanmış);



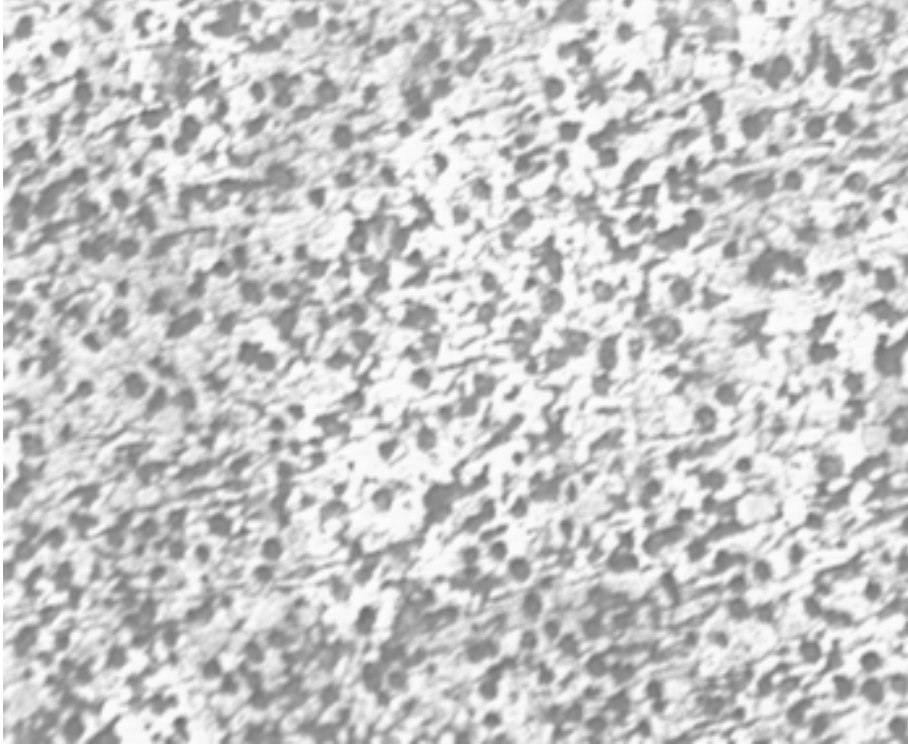
Ölçek ————— 100µm

Şekil 6.32. A nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesinin mikroyapısı



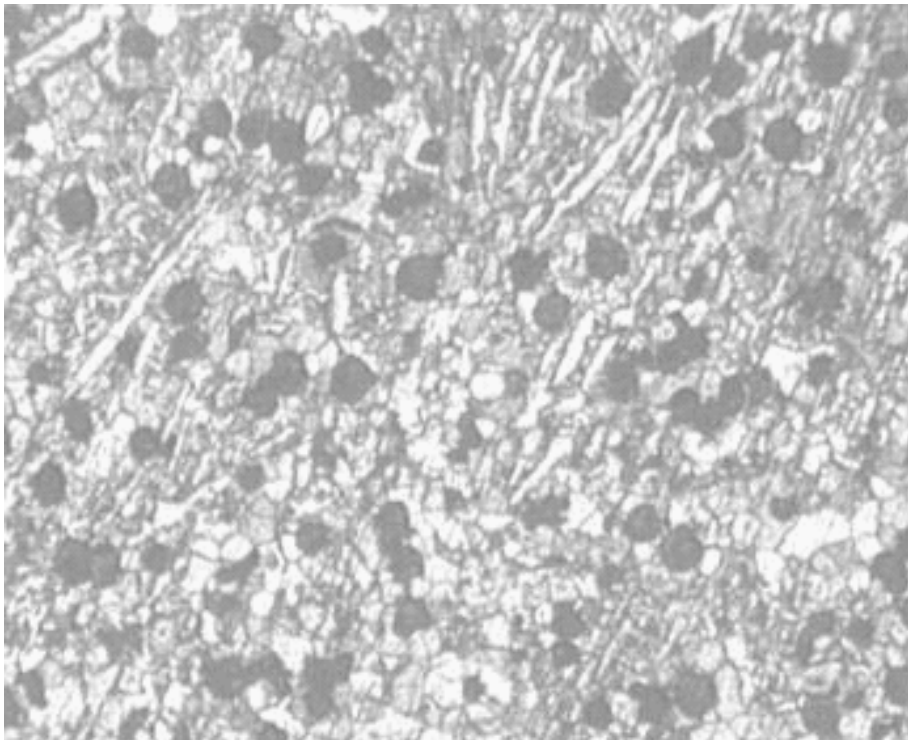
Ölçek ————— 100µm

Şekil 6.33. B nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesinin mikroyapısı



Ölçek  100µm

Şekil 6.34. C nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesinin mikroyapısı

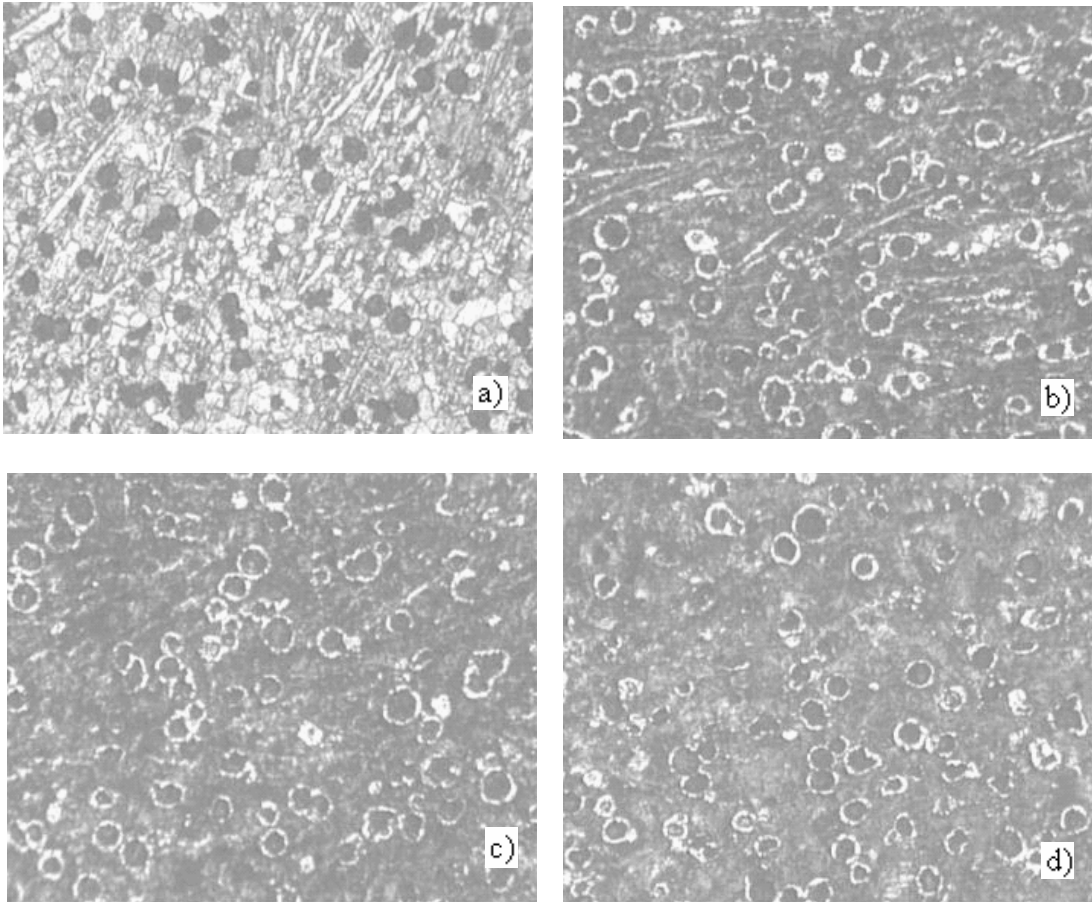


Ölçek  100µm

Şekil 6.35. D nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesinin mikroyapısı

### 6.7. D Nolu Küresel Grafitli Dökme Demir Boru Numunesinin Isıl İşlemi

D nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesi 950°C’ de 10 dakika, 20 dakika ve 30 dakika ısıl işleme tabi tutulmuştur. D nolu numunenin Şekil 6.34’de döküm halindeki ve ısıl işlem görmüş halindeki mikroyapıları verilmiştir.

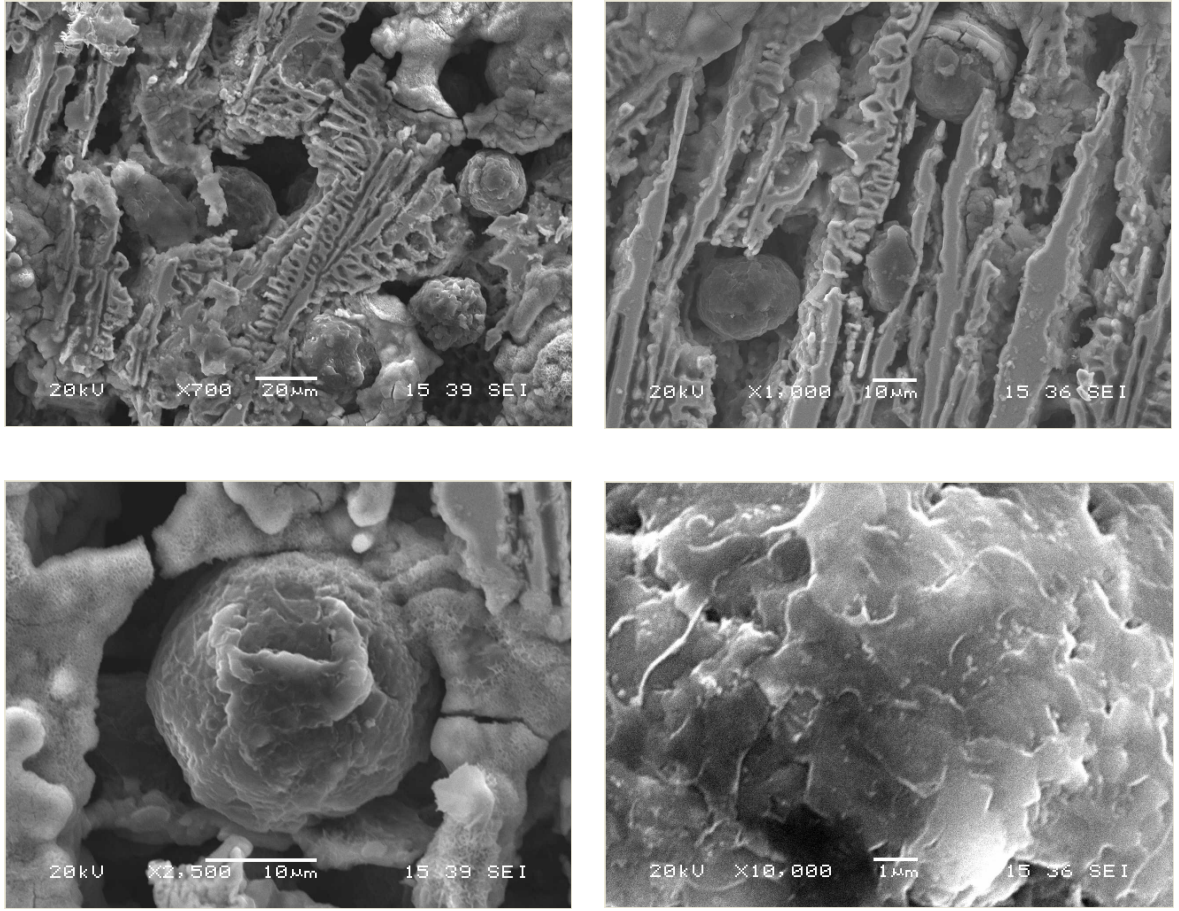


Ölçek ——— 100µm

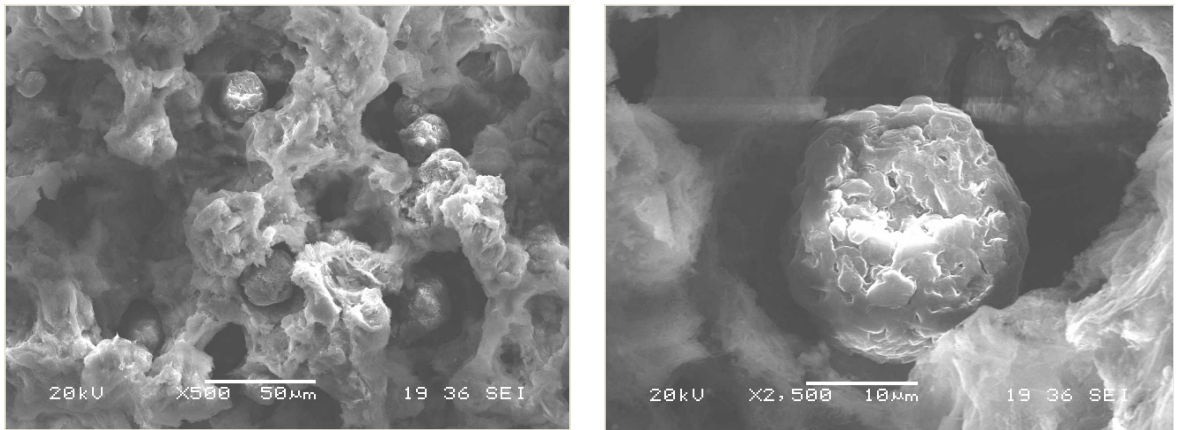
Şekil 6.36. D nolu küresel grafitli dökme demir boru a) döküm hali, b) 950°C’ de 10dak. ısıl işlem, c) 950°C’ de 20dak. ısıl işlem, d) 950°C’ de 30dak. ısıl işlem görmüş halindeki mikroyapıları

Tablo 6.10. Çeşitli sürelerde ısıl işleme tabi tutulmuş ve döküm halindeki sementitli D Nolu KGDD boru numunesinin özellikleri

	Sementit	Küresellik (%)	Sertlik (BSD)
Isıl işlem görmemiş	7	89	257
950°C’ de 10dak. ısıl işlem	3	92	250
950°C’ de 20dak. ısıl işlem	1	93	232
950°C’ de 30dak. ısıl işlem	0	93	194



Şekil 6.37. Isıl işlem görmemiş D nolu KGDD boru numunenin farklı büyütmelerdeki SEM görüntüsü

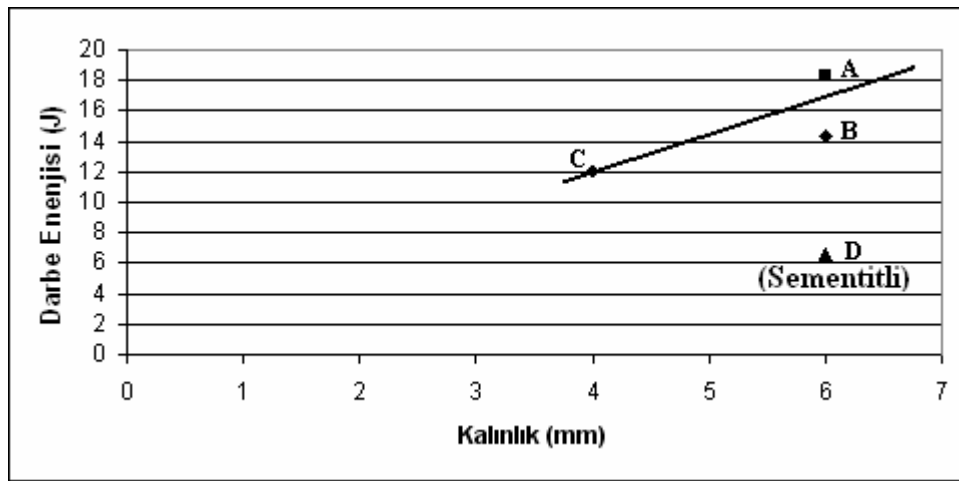


Şekil 6.38. 950°C’de 30 dakika ısıl işlem görmüş sementitli D nolu KGDD boru numunesinin değişik büyütmelerdeki SEM görüntüleri

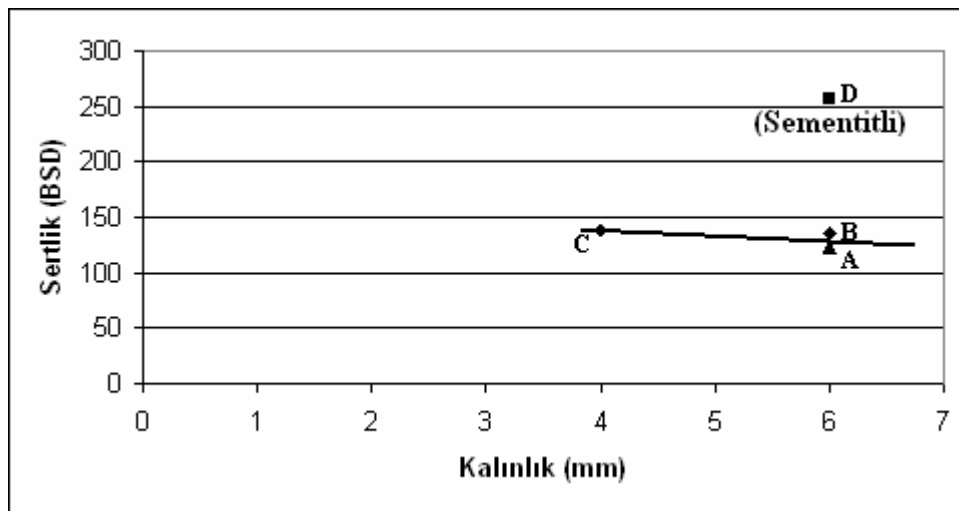
### 6.8. Küresel grafitli dökme demir boruların darbe deneyleri

Tablo 6.11. Küresel grafitli dökme demir boruların mikroyapı karakterizasyonu ve mekanik özellikleri

Küresel Grafitli Dökme Demir Borular	Küre Sayısı (küre/mm <sup>2</sup> )	Ortalama Grafit Çapı(μm)	Darbe Enerjisi (J)	Sertlik (BSD)
A	555	16	20	122
B	650	12	14,2	135
C	1450	8	12	137
D	205	18	6,6	257

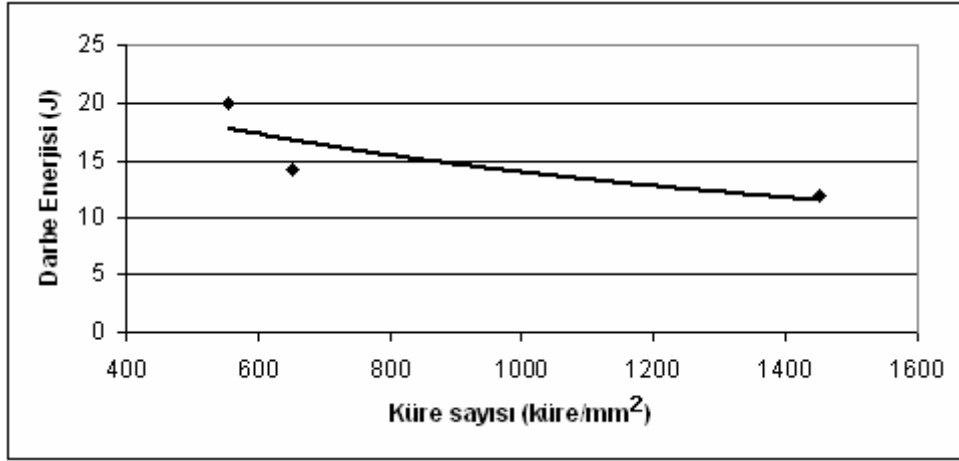


Şekil 6.39. Küresel grafitli dökme demir boru numunelerin darbe direncinin şematik gösterimi

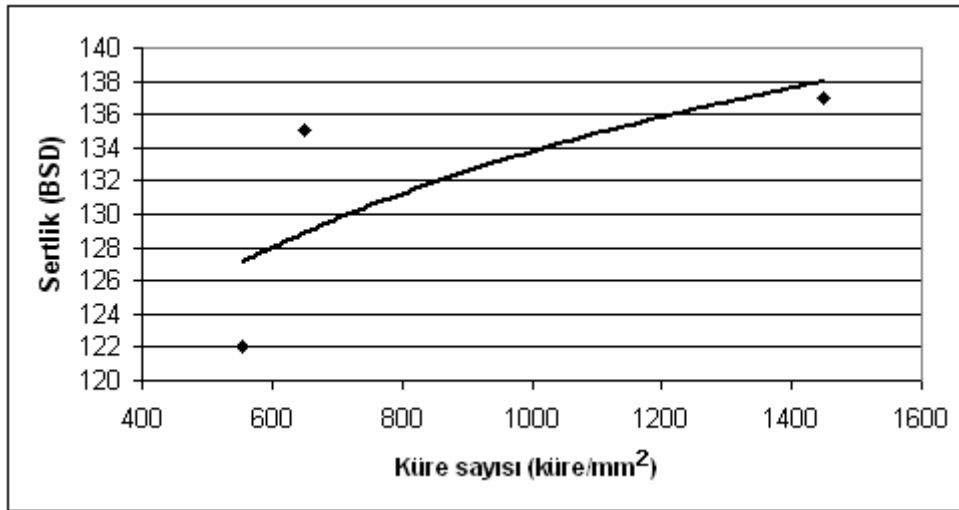


Şekil 6.40. Küresel grafitli dökme demir boru numunelerin sertlik değerinin şematik gösterimi





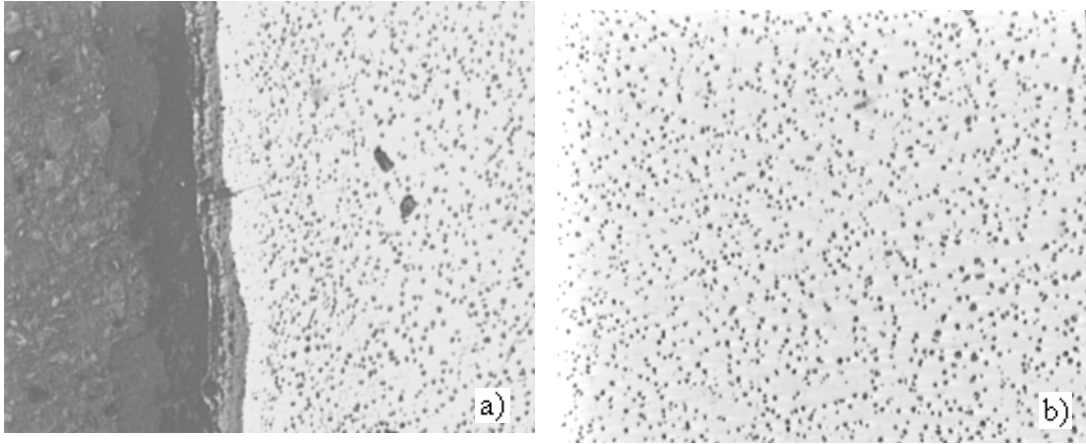
Şekil 6.41. Küre sayısına bağlı olarak darbe direncinin değişiminin şematik görünümü



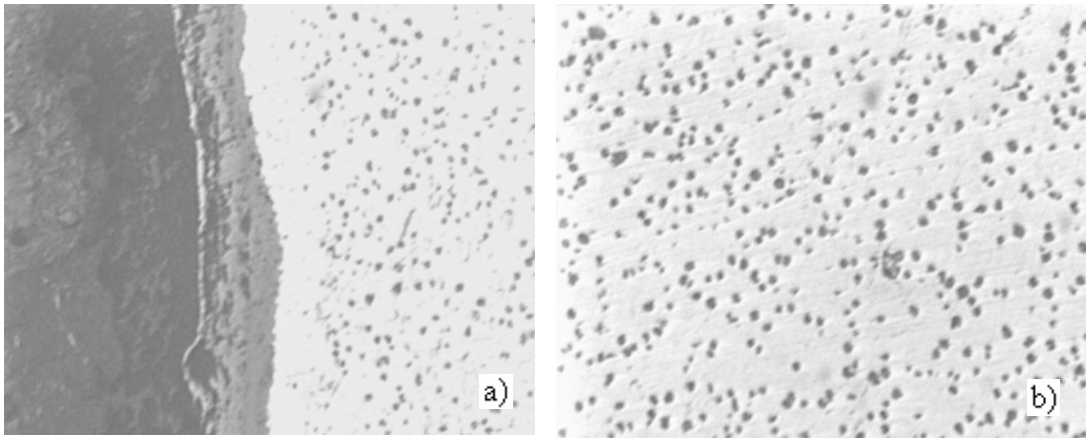
Şekil 6.42. Küre sayısına bağlı olarak sertlik değişiminin şematik görünümü

### 6.9. C Nolu Küresel Grafitli Dökme Demir Boru Numunesinin Mikroyapısı

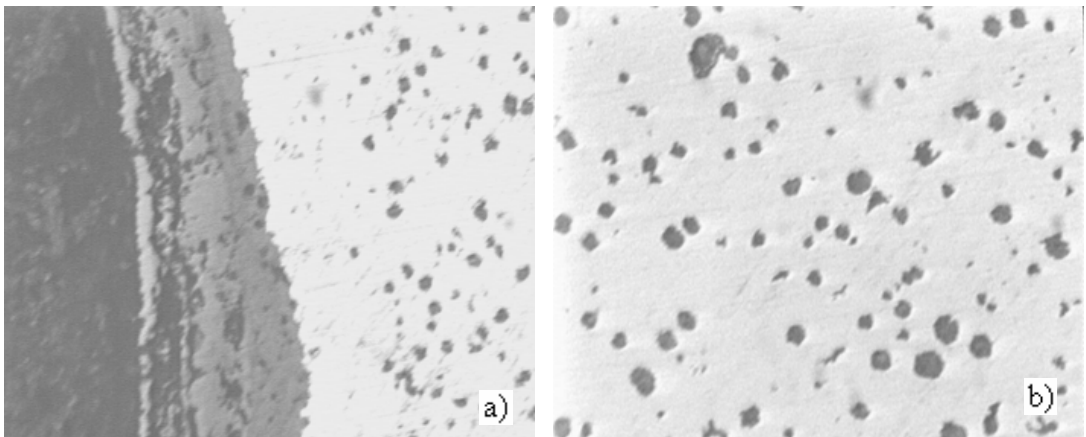
C nolu küresel grafitli dökme demir boru numunesinin değişik büyütmelelerdeki dağlanmamış mikroyapı fotoğrafları Şekil 6.43-6.45’de verilmiştir.



Şekil 6.43. C nolu boru numunesinin mikroyapısı a) boru kenarı, b) boru iç kısmı, 50X



Şekil 6.44. C nolu boru numunesinin mikroyapısı a) boru kenarı, b) boru iç kısmı, 100X

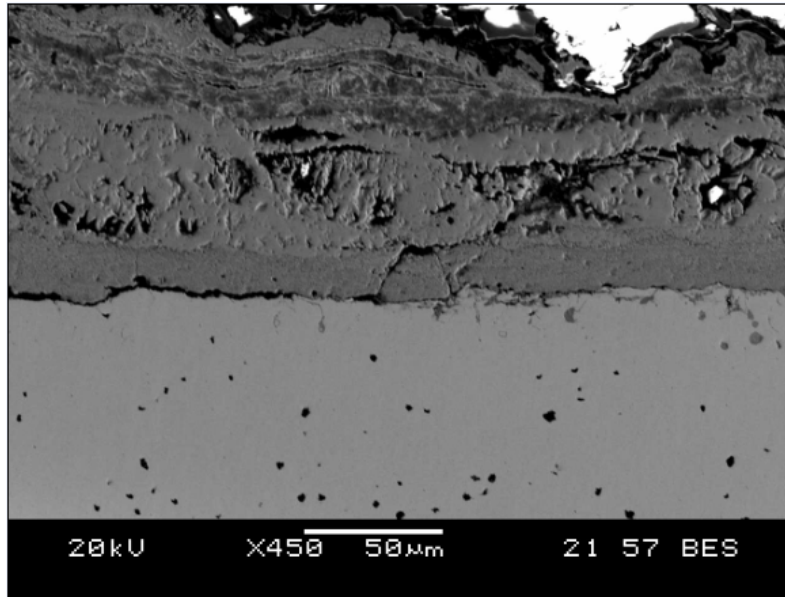
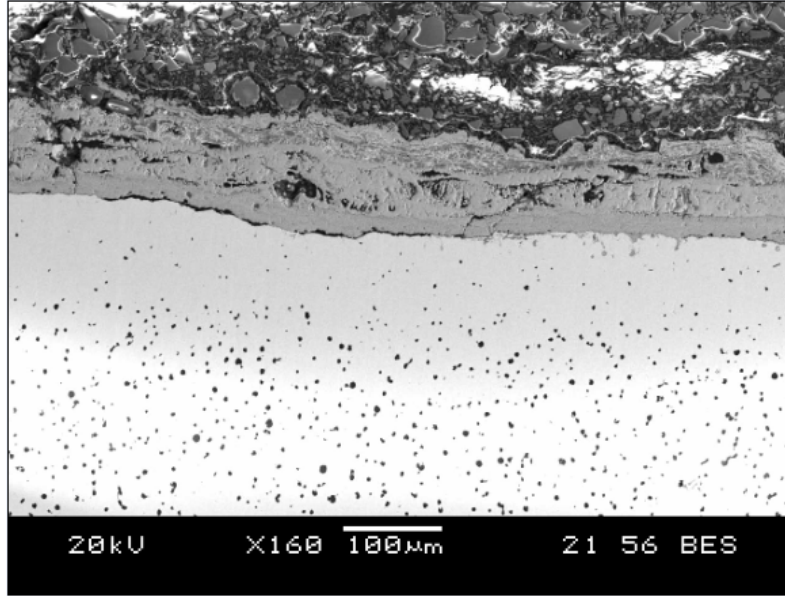


Şekil 6.45. C nolu boru numunesinin mikroyapısı a) boru kenarı, b) boru iç kısmı, 200X

Tablo 6.12. C numunesinin ortalama grafit çapı

C nolu numune	Ortalama grafit çapı ( $\mu\text{m}$ )
Kenara yakın bölge	8
İç bölge	4

Savurma dökümde grafit taneleri kalıp kenarında sayıca çok ve çap olarak düşüktür. İnce bir ilk katılaştıran grafitsiz yüzey tabakası da mevcuttur.



Şekil 6.46. Boru numunesinin dış kenarının değişik büyütmelelerdeki SEM görüntüsü

## 6.10. Sonuçların İrdelenmesi

İS1, HA1 ve HA2 nolu dökümlerde başlıca değişkenler olarak kimyasal kompozisyon ve parça kalınlığı üzerinde durulmuş ve bu değişkenler çerçevesinde çalışmalar yürütülmüştür. Farklı kimyasal kompozisyona ve kalınlıklara sahip numuneler üzerinde testler yapılmıştır. Sonuçlar aşağıdaki gibidir;

1. İS1 nolu dökümün 1,5mm, 2mm, 3mm ve 6mm kalınlıklarındaki numunelerinde sementit oluşumu meydana gelmemiştir. HA1 ve HA2 nolu dökümlerin 1,5mm ve 2mm kalınlıklarında sementit oluşumu gözlenirken, 3mm ve 6mm kalınlıklardaki numunelerde sementit oluşumu gözlenmemiştir. Karbon eşdeğeri en yüksek olan (CE: 5,09) İS1 numunesinde sementitin oluşmaması anlamlıdır.

Mempey ve Xu [27] tarafından yapılan çalışmada 3mm kalınlığında küresel grafitli dökme demiri sementit oluşumu meydana gelmeden üretebilmek için  $\text{mm}^2$ 'de 1000 küreden daha fazla küre olması gerektiğini belirtmişlerdir. C. Labrecque ve M.Gagne [28] tarafından yapılan çalışmada aşılmanın iyi yapılması durumunda  $\text{mm}^2$ 'de 500-700 küre bulunması durumunda dökümlerde sementit oluşumu meydana gelmemektedir. 1,5mm, 2mm ve 3mm kalınlığındaki İS1 nolu döküm numunelerinin  $\text{mm}^2$ 'deki küre sayıları sırasıyla 960, 850 ve 580 küredir. Bu kalınlıklarda dökülen İS1 nolu döküm numunelerinde sementit oluşumu gözlenmemiştir. 1,5mm ve 2mm kalınlığındaki HA1 nolu döküm numunelerinin  $\text{mm}^2$ 'deki küre sayıları sırasıyla 385, 485'dir. Bu kalınlıklarda dökülen HA1 nolu döküm numunelerinde sementit oluşumu gözlenmiştir. Aynı şekilde 1,5mm ve 2mm kalınlığındaki HA2 nolu döküm numunelerin  $\text{mm}^2$ 'deki küre sayıları sırasıyla 230, 310'dur. Benzer şekilde numunelerde sementit oluşumu meydana gelmiştir.

P. David ve arkadaşlarının [29] ince cidarlı KGDD'nin mekanik özellikleri-karbon eşdeğeri ve grafit dağılımının etkisi ile ilgili yaptığı çalışmada 5mm altındaki kalınlıklarda KGDD dökme için ötektiküstü bileşime sahip KGDD kullanılması gerektiği ve CE değerinin 4.6-4.9 civarında olması gerektiğini belirtmiştir. Literatürde verilen sonuçlar mevcut çalışma sonuçları ile örtüşmektedir.

2. Kalınlığın artmasıyla birlikte malzemedeki ferrit oranı, ortalama grafit çapı ve  $\gamma$ -hale kalınlığı artmıştır. Kalınlığın azalmasıyla birlikte küre sayısı, perlit oranı ve sertlik artmıştır. Numuneler kalından inceye doğru tek tek değerlendirildiğinde, ortalama grafit çapında küçülme olduğu görülmüştür. Kalınlık (veya modül) azaldıkça soğuma daha kısa sürede gerçekleşmekte yani malzeme daha hızlı katılaşmaktadır. Bu sebeple test edilen numunelerde kalınlık azaldıkça ortalama grafit çapında da küçülme gerçekleşmiştir. Ayrıca küre sayısı arttıkça küresellikte artmaktadır.

A. Javaid ve arkadaşları [30] tarafından ince cidarlı küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özelliklerini etkileyen mikroyapısal faktörlerin değerlendirilmesi ile ilgili yapılan çalışmada artan kalınlıkla beraber ferrit oranının ve ortalama grafit çapının arttığı, kalınlığın azalmasıyla küre sayısının ve sementit miktarının arttığı belirtilmiştir. 1,5mm kalınlığındaki numunede  $\text{mm}^2$ 'de ortalama 2500, 2mm kalınlığındaki numunede 2200, 3mm kalınlığındaki numunede ortalama 1300 küre olduğu belirtilmiştir.

Martin Caldera ve arkadaşlarının [31] ince cidarlı KGDD' lere darbe özelliklerinin incelenmesi ile ilgili yaptıkları çalışmada 2mm ile 4mm plaka kalınlıklarında yaptıkları dökümlerde  $\text{mm}^2$ 'de sırasıyla 1700-1300 küre olduğu, 13mm ile 25mm kalınlığında Y blok dökümlerde  $\text{mm}^2$ 'de sırasıyla 390-200 küre olduğu belirtilmiştir.

E. Fras ve arkadaşlarının [32] küre sayıları ile ilgili yaptıkları çalışmalar döküm plaka kalınlığı ile küre sayısı arasında sistematik bir ilişki vermiştir. 6mm kalınlığındaki plakada  $\text{mm}^2$ 'de 270 küre bulmuştur. Doğal olarak aynı şarj için artan plaka kalınlığıyla küre sayısı düşmektedir. Örneğin 22mm kalınlıkta küre sayısı 104'e düşmüştür.

Akbulut H. [33] "OKGDD' de mikroyapı-darbe enerjisi ve sertlik ilişkisi" adlı yüksek lisans çalışmasında yapığı Y blok dökümlerin  $\text{mm}^2$ 'deki küre sayılarını ortalama 120-170 küre olarak tespit etmiştir. Ortalama grafit çapının 29-44 $\mu\text{m}$  arasında değiştiğini belirtmiştir.

R.C. Dommarco ve arkadaşları [34] tarafından yapılan farklı matris mikroyapılarına sahip yüksek küre sayılı küresel grafitli dökme demirlerin aşınma direnci ile ilgili yaptıkları çalışmada 3mm kalınlıktaki numunede  $\text{mm}^2$  de ortalama 1150-1450 küre olduğu belirtilmiştir.

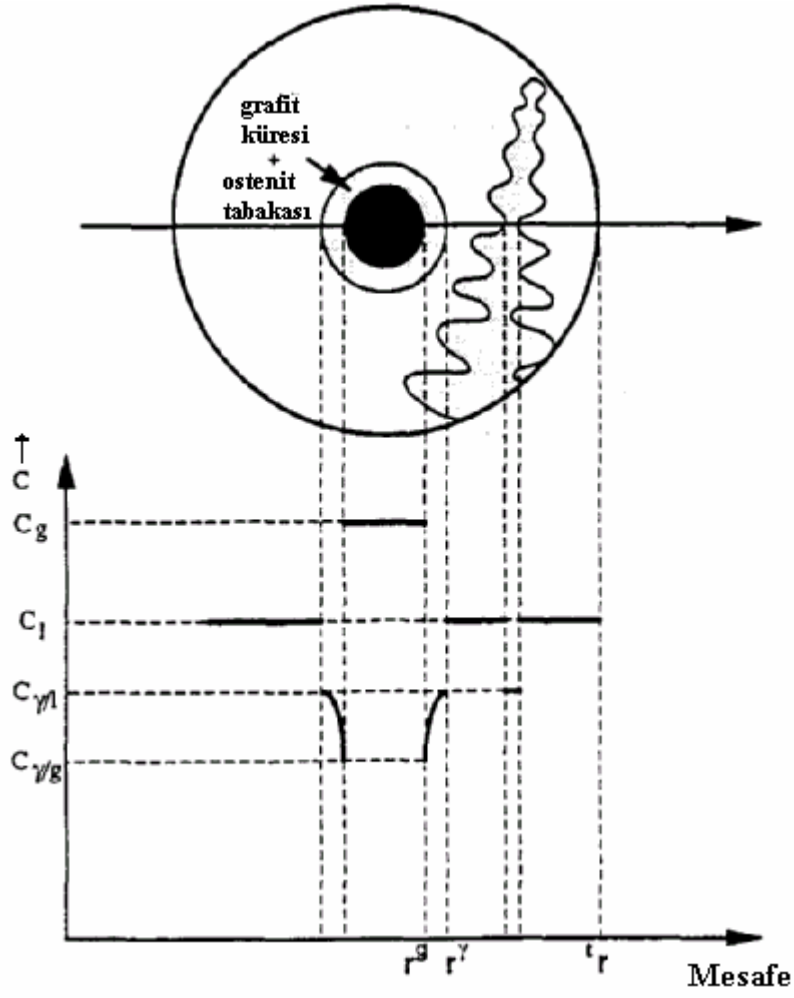
3. Numunelerde yapılan sertlik testi sonuçlarına bakıldığında kalınlık azaldıkça (veya modül) sertliğin arttığı gözlenmiştir. Kalınlık azaldıkça oluşan perlit daha ince ve sıkı yapılı olmakta ve malzemenin sertliğinin artmasına yol açmaktadır. Diğer bir etki kalınlık azaldıkça oluşan grafit küre sayısının artması ve çaplarının düşmesidir. Buda malzemenin sertliğini arttırmaktadır.

4. HA1 ve HA2 nolu dökümlerin 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığındaki parçalarından hazırlanan darbe numunelerine uygulanan darbe testi sonuçlarına bakıldığında kalınlık azaldıkça darbe enerjisi değerinin düştüğü gözlenmiştir.

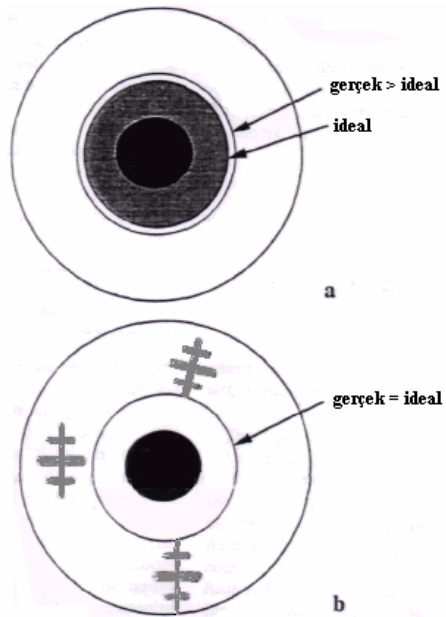
Literatürde [16] artan grafit küre sayısının darbe direncini düşürdüğü belirtilmiştir. 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığındaki HA1 ve HA2 nolu dökümlerden hazırlanan darbe numunelerine uygulanan darbe testi neticesinde en düşük küre sayısına sahip 6mm kalınlığındaki numunenin darbe direnci en yüksek çıkmıştır.

5. Ostenit yarıçapının grafit yarıçapına oranının ( $r^y/r^g$ ) en yüksek değeri HA2 nolu dökümün 6mm kalınlığındaki numunesinde gözlenmiştir.  $r^y/r^g$  oranı 2,39 olarak hesaplanmıştır.

Lesoult ve arkadaşları [10] tarafından yapılan KGDD'lerin katılaşması ile ilgili çalışmada  $r^y/r^g$  oranının 2,4'den küçük olduğu durumlarda Şekil 6.48a' da görülen yapı, büyük olduğu takdirde Şekil 6.48b'de görülen yapının oluştuğunu belirtmişlerdir.



Şekil 6.47. KGDD'in katılaşması [10]



Şekil 6.48. KGDD' in katılaşması sırasında iki olasılığın gösterimi [10]

6. HA1 (CE:4,48) nolu dökümün 1,5mm kalınlığındaki numunesine 870°C' de 30 dakika ve 1saat süreyle uygulanan ısı işlem neticesinde yapıda sementitlerin varlığına rastlanmıştır. 920°C' de 30 dakika ve 1saat uygulanan ısı işlem neticesinde yapıdaki sementit tamamen giderilmiştir.

Literatürde [2] serbest sementitlerin çözünmesi için ostenitleme sıcaklığının 850°C ile 950°C arasında olması ve bu sıcaklıkta 2 saat tutulması gerektiği belirtilmiştir. A.Giacopini ve arkadaşlarının [2] ince cidarlı KGDD' de sementitin çözünmesi ile ilgili yaptığı çalışmada yapısında %40 sementit içeren küresel grafitli dökme demirlerin 900°C'de 24 dakika tavlmasıyla yapıdaki sementitin giderildiği belirtilmiştir.

7. HA2 (CE:4,33) nolu dökümün 2mm, 3mm ve 6mm kalınlığındaki numunelerine 920°C' de 1saat ısı işlem uygulandıktan sonra hazırlanan darbe numunelerinin darbe enerjisi değeri döküm haliyle kıyaslandığında darbe enerjisi değerinin arttığı gözlenmiştir.

8. Sementitli D nolu KGDD boru numunesine ( $t = 6\text{mm}$ ) 950°C'de değişik sürelerde uygulanan ısı işlem neticesinde 30dakikada yapıdaki sementit tamamen giderilmiştir. Ayrıca uygulanan ısı işlem neticesinde küreselliğin arttığı saptanmıştır.

Borrajo ve arkadaşlarının [35] ince cidarlı KGDD'lerde serbest grafit tanelerinin sayısı ve şekli ile ilgili yaptığı çalışmada grafit küre sayısı arttıkça küreselliğinde arttığını belirtmiştir.

9. C nolu KGDD boru numunesinin ( $t = 4\text{mm}$ ) dış kenar ve iç kısmındaki mikroyapıları karşılaştırıldığında dış kenardaki grafitlerin çapının iç kısımdakilere göre daha küçük grafit çapına sahip oldukları saptanmıştır.

10. A, B ve C nolu KGDD numunelerine uygulanan darbe testi neticesinde küre sayısının arttıkça darbe enerjisinin düştüğü tespit edilmiştir (Şekil 6.52). D nolu KGDD boru numunesinin darbe enerjisi sementitli yapıya sahip olduğundan diğerlerine göre daha düşük çıkmıştır.



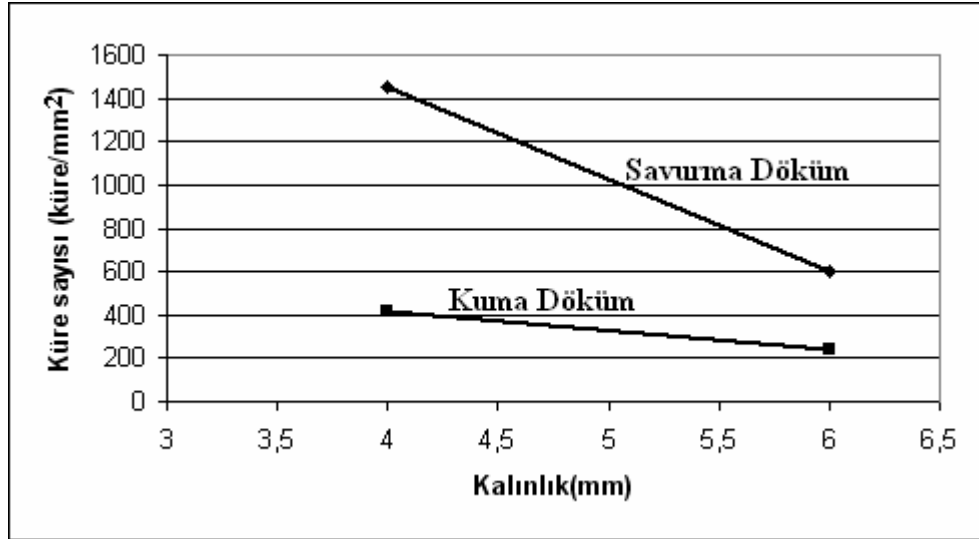
Küresel grafitli dökme demir mükemmel bir malzemedir ve muhtelif mukavemet seviyelerinde üretilebilir. Çekme mukavemeti 350MPa ile 700MPa arasında değişir. Mukavemet bileşime ve ısıl işleme bağlıdır. Göreceli olarak yumuşak, iyi uzamalı ve artan tokluklu (Charpy) veya bazı hallerde dökülmüş olarak (kuma dökülen fittingler gibi) kullanılır. Birçok savurma döküm borular hızlı katılma sonucu bünyelerinde kırılğan sementit veya perlit dokusu içerirler. Boru uygun mekanik değerler için tavllanır ve minimum 420MPa çekme mukavemeti, minimum %10 uzama ve minimum 9,49J Charpy darbe test değerleri elde edilir (AWWA C151). Çekme mukavemeti değeri kolayca sağlanır. Örneğin herhangi bir küresel grafitli dökme demir döküm bileşimi 420MPa değerini rahatça verir. Uzama ve Charpy testi, küresel grafitli dökme demirin kırılğan olmadığını ve tok olduğunu gösterir. ISO 2531 minimum %7 uzamayı şart koşarken Charpy ile ilgili herhangi bir değer talep etmez. 420MPa çekme mukavemeti gereksinimi düşük kalite hurda demir şarjı (Cu, Cr, Mn içeren) ile sağlanabilir. Eğer bu elementler fırına verilen şarjda çok fazla ise uzama ve Charpy şartları sağlanamaz. Şartnamede yalnızca %7 uzama öngörülürse, ferritleme tavlama süresi azaltılır ve bu durumda Charpy çarpma değeri çok düşük olur. Tutarlı küresel grafitli dökme demir boru kalitesi için kullanıcı/mühendis 420MPa çekme gerilmesi, %10 uzama ve 9,49J Charpy test değerini (alt limitler) talep etmelidir.

Sementitli (tavlamasız, D nolu numune) çentik darbe enerjisi olarak 6,6J vermiştir. Bu değer şartnamelerde öngörülen limitlerin altındadır (Tavlama uygulamanın zorunlu olduğunun kanıtıdır). Tavlama sonucu sementit dokusu kaybolmuş ve darbe değeri 14,3J'e yükselmiştir. Standart ve şartnamelerin gerekleri sağlanmıştır.

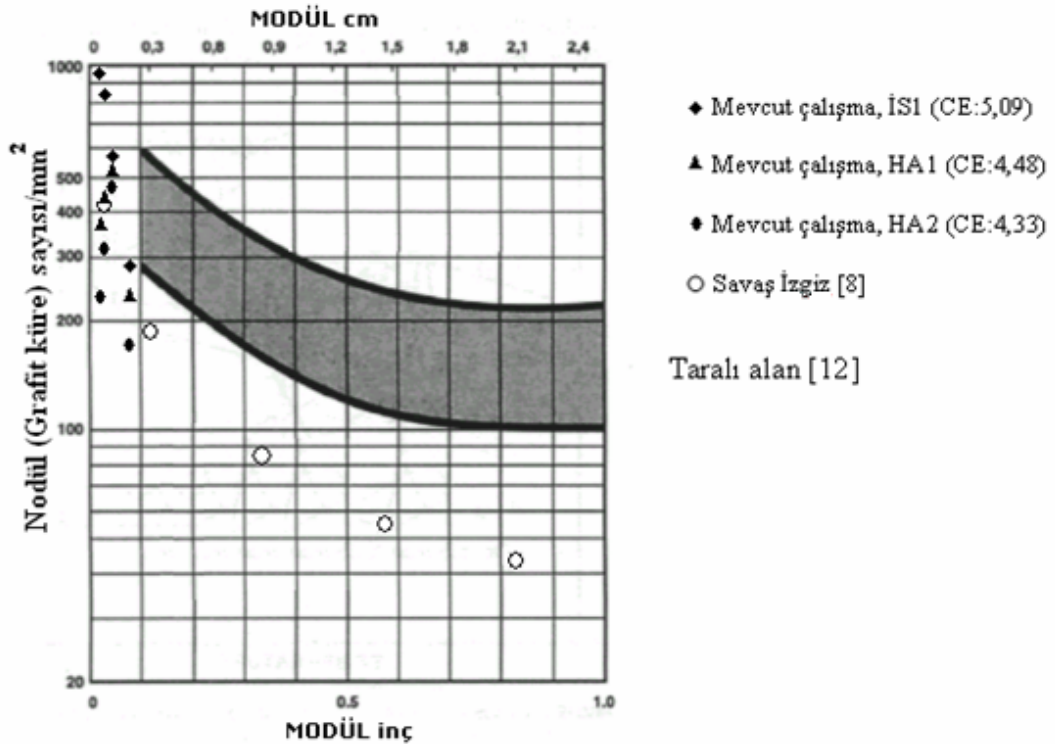
11. İnce kesitli KGDD'ler teknik olarak önem kazanmaktadır. İnce kesit boru döküm, ince kesit rüzgar değirmeni gövde ve kanatları ve çeşitli ince otomotiv parçaları (ostemperlenmişler de dahil) büyüyen alanlardır. Tablo 6.13 statik kum kalıba döküm ile savurma döküm ince kesit numunelerin mukayesesini vermektedir. Şekil 6.49-6.52' de mukayeseli deneysel sonuçlar ve bazı araştırmacıların bulguları birlikte verilmektedir.

Tablo 6.13. Savurma döküm ile statik döküm sonuçlarının mukayesesi

	Savurma Döküm (GGG40)		Statik Döküm (Kuma Döküm) (GGG50)	
	4	6	4	6
Kalınlık (mm)	4	6	4	6
Ortalama Grafit Çapı ( $\mu\text{m}$ )	8	14	22	27
Küre Sayısı (küre/ $\text{mm}^2$ )	1450	600	420	240
Darbe Enerjisi (J)	12	16	11	13

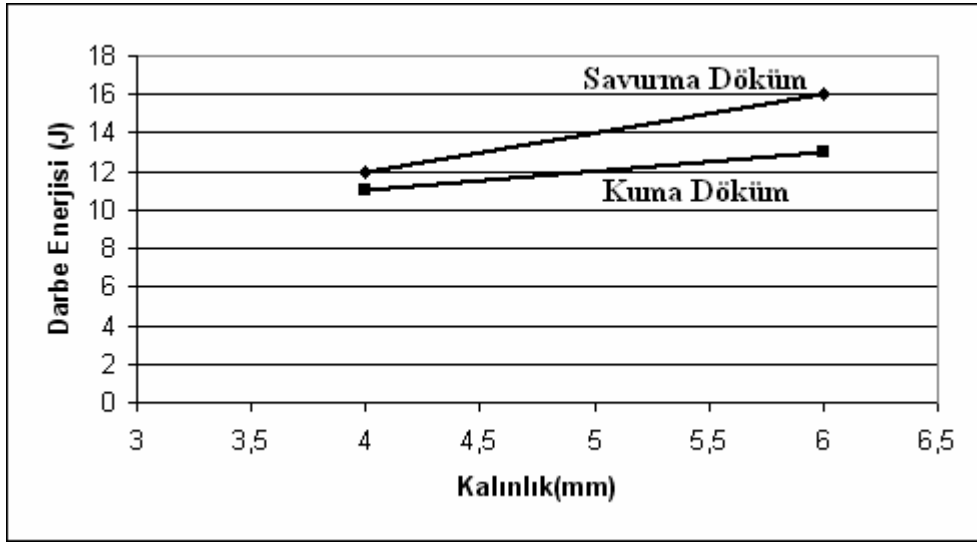


Şekil 6.49. Kalınlık-küre sayısının şematik gösterimi

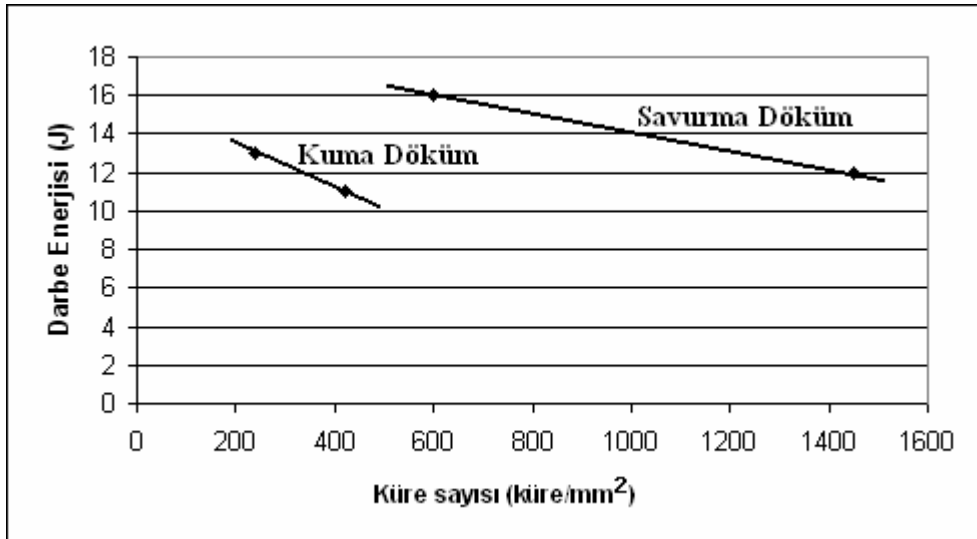


Şekil 6.50. Modül-Küre sayısının şematik gösterimi

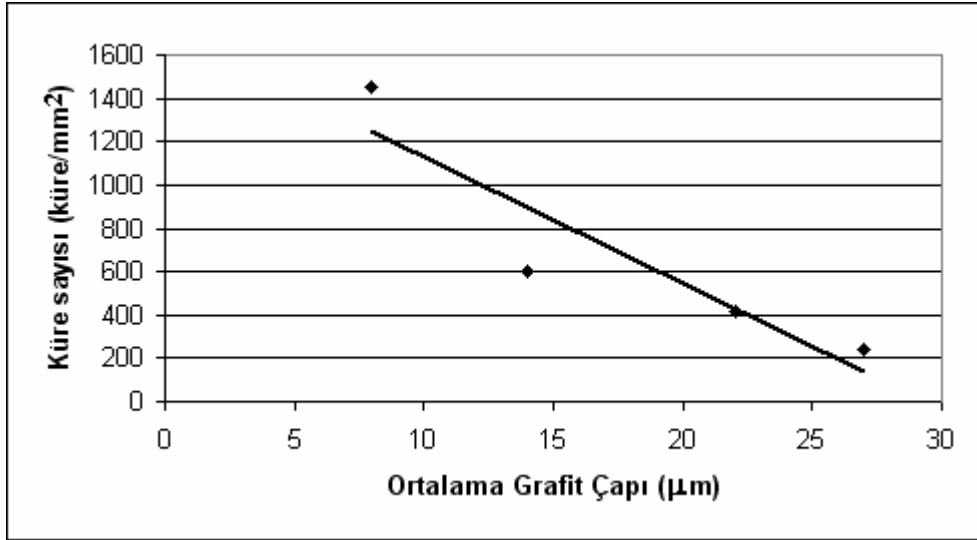
Şekil 6.49 kalınlık-küre sayısı ilişkisini vermektedir. Burada ince kesitlerde küre sayısının  $\text{mm}^2$ 'de 1000'leri geçebileceği görülmektedir. Özellikle savurma dökümde azalan katılaşma süresi nedeniyle grafitler büyüyememekte ve ince kalmaktadır. Dinamik çekirdeklenme ise ani grafit kristalleşmesini doğurmaktadır. Buna literatürde [9] grafit patlaması denmektedir. Deneysel çalışmalarda bulunan küre sayısı ile literatürde verilen sayılar arasında örtüşme vardır (Şekil 6.50).



Şekil 6.51. Kalınlık-darbe enerjisinin şematik gösterimi



Şekil 6.52. Küre sayısı-darbe enerjisinin şematik gösterimi



Şekil 6.53. Ortalama grafit çapı-küre sayısının şematik gösterimi

Şekil 6.53' de ortalama grafit çapı ile küre sayısı arasındaki ilişkiyi vermektedir. Aşılama ve küreleştirme şartları aynı olduğundan belirleyici faktör soğuma hızıdır. Soğuma hızı yavaş olduğunda grafit irileşmekte ve küre sayısı az olmaktadır. Soğuma hızı fazla olduğunda ise irileşme için süre yetersizdir. Doymuş karbon çekirdekleyici ile birlikte küre sayısı patlaması vermektedir.

## KAYNAKLAR

- [1] YILMAZ, F., “İçme - Atık Su ve Gaz Dağıtım Şebekelerinde, Dökme Demirler ve Düktil Demir Uygulamaları”, İSKİ Yayını, İSTANBUL, 2003
- [2] GIACOPINI, A., Boeri, R.E. and Sikora, J.A., “Carbide Dissolution In Thin Wall Ductile Iron”, Materials Science and Tecnology, Vol. 19, pp.1755-1760, December2003
- [3] CHOI, J.O., Kim, J.Y., Choi, C.O., Kim, J.K. Rogathi, P.K., “Effect of Rare Earth Element on Microstructure Formation and Mechanical Properties of Thin Wall Ductile Iron Castings”, Materials Science and Engineering, pp.323-333, 2004
- [4] SMITH, W. F., “Principles of Materials Science and Engineering”, Third edition, 1996
- [5] DEMİREL, T., “Düktil Dökme Demir Teknolojisi, Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi”, Lisans Tezi, SAKARYA Haziran 2002
- [6] LABRECQUE, C. ve Gagne, M., “Review Ductile Iron: Fifty Years of Continuous Development” , Canadian Metallurgical Quarterly, No.5., 1998
- [7] ALP, T., Yılmaz, F. and Wazzan, A.A., “Microstructure-Property Relationships in Cast Irons”, The Arabian Journal for Science and Engineering, Vol.30, Number 2B, pp.163-175, October 2005
- [8] İZGİZ, S., “KGDD Üretimi, Yolluk Besleyici Tasarımı, Isıl İşlemi ve Özellikleri”, SEGEM, ANKARA, 1988
- [9] ŞEN, Ö., “Dökme Demirlerde Isıl Analiz Yöntemiyle Yapı Belirlenmesi”, Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, 2004
- [10] LESOULT, G., Castro, M. and Lacaze, J., “Solidification of Spheroidal Graphite Cast Irons-I. Physical Modelling”, Acta Metallurgica Inc. Vol.46, No.3, pp.983-995,1998

- [11] ÇAVUŞOĞLU, N.E., “Döküm Teknolojisi”, İTÜ Kimya-Metalurji Fakültesi, İstanbul, 1992
- [12] Rio Tinto&Titanium Inc., The Sorelmetal Book of Ductile Iron, 2004
- [13] SILLEN R.V. “Production of Ductile Iron Castings without Feeders”, World Foundry Congress, pp.217/1-10, 2006
- [14] SKALAND, T., “Ductile Iron Shrinkage Control Through Graphite Nucleation and Growth”, Elkem, Kristiansand, Norway
- [15] A.S.M. Handbook, 2<sup>nd</sup> Edition, Vol.15, 1992
- [16] HENYCH, I., “Trends in Melting and Magnesium Treatment of Ductile Iron Melt”, The Ductile Iron Society’s 1998 Keith D. Millis World Symposium on Ductile Iron, 1998
- [17] MURATORE, E.C., “The effect of Metallic Charge/Melt History on Nucleation Potential in Cast Irons”, AFS International Inoculation Conference, April 6-8,1998
- [18] KNOTHE, W., “Practical Application of Thermal Analysis as an Aid to Strict Metallurgical Control”, BCIRA, 1987
- [19] LABRECQUE, C. ve Gagne, M., “Interpretation of Cooling Curves of Cast Irons: A Literature Review”, AFS Transactions, 1998
- [20] [www.allbusiness.com/periodicals/issue/87671-1-2.html](http://www.allbusiness.com/periodicals/issue/87671-1-2.html), “A Review of ductile iron process technology”, Foundry Trade Journal, June 2001.
- [21] SPENGLER, A.F. and Briggs, H.K., “The Ductile Iron Process”, Miller and Company Service Handbook, Compendium 4., 1972
- [22] SKJEGSTAD, N.T. and Skaland, T., “Inoculation of Grey and Ductile Iron”, Bombay Foundry Congress, 24-25 May, 1996
- [23] Cast Irons, A.S.M. Specialty Handbook, 1996
- [24] LOPER, C.R., “Preconditioning Effect from Crystalline Recarburisers and Their Use in Safety Cast Components Production”, II Foundry Technical Forum 2005, Bilbao/Spain, 28-29 September 2005

- [25] BROWN, J.R., "Foseco Foundryman's Handbook", 221-229, tenth edition, 1994
- [26] BOCKUS, S. and Dobrovolskis A., "Peculiarity of Producing Ferritic Ductile Iron Castings", Materials Science, Vol.10, No.1, 2004
- [27] MEMPEY, F. and Xu, Z.A., "Mould Filling and Solidification of a Thin-Wall Ductile Iron Casting", AFS Transactions, 1994
- [28] LABRECQUE, C. and Gagne, M., "Optimizing the Mechanical Properties of Thin-Wall Ductile Iron Castings", AFS Transactions, Schaumburg, USA, 2005
- [29] DAVID, P., Massone, J., Boeri. and Sikiro, J., "Mechanical Properties of Thin Wall Ductile Iron-Influence of Carbon Equivalent and Graphite Distribution", ISIJ International, Vol. 44, No.7, 2004
- [30] JAVAİD, A. and Davis, K.G., "Evaluation of Microstructural Factors Affecting the Mechanical Properties of Thin-Wall Ductile Iron Castings", Microscopy Society of America, 2002
- [31] CALDERA, M., Massone, J.M., Boeri, R.E. and Sikora, J.A., "Impact Properties of Thin Wall Ductile Iron", ISIJ International, 2003
- [32] FRAS, E., Wiencek, K., Gorny, M. and Lopez, H.F., "Nodule Count in Ductile Iron: Theoretical Model Based On Weibull Statistics", International Journal Of Cast Metals Research, Vol.18, Number 3, 2005
- [33] AKBULUT, H., "OKKGD'de Mikroyapı-Darbe Enerjisi ve Sertlik İlişkisi", Yüksek Lisans Tezi, İTÜ, 1990
- [34] DOMMARCO, R.C., Sousa, M.E. and Sikora, J.A., "Abrasion Resistance of High Nodule Count Ductile Iron with Different Matrix Microstructures", Wear 257, 2004
- [35] BORRAJO, J.M., Martinez, R.A., Boeri, R.E. and Sikiro, J.A., "Shape and Count of Free Graphite Particles in Thin Wall Ductile Iron Castings", ISIJ International, Vol. 42, No.3, 2002

## ÖZGEÇMİŞ

1979 Sapanca-Sakarya doğumludur. İlköğretimi Mithatpaşa ilköğretim okulunda, ortaöğretimi Mithatpaşa lisesinde okuduktan sonra 1997'de SAÜ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümünde eğitimine başlayarak, 2001'de Metalurji ve Malzeme Mühendisi olarak mezun olmuştur. 2002-2003 yılları arasında 8. Bakım Merkezi/Afyon' da askerliğini Ar-Ge mühendisi olarak yapmıştır. 2003 yılında SAÜ Fen bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliğinde yüksek lisansa başlamış ve bir yıl İngilizce hazırlık okumuştur. Halen SAÜ Fen bilimleri Enstitüsü Metalurji ve Malzeme Mühendisliğinde yüksek lisans öğrencisidir ve TÜBİTAK projesinde çalışmaktadır.