
GAZİ ÜNİVERSİTESİ
Gazi
1926

LAMEL VE KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİR MALZEMELERDEN SIVI KARIŞTIRMA TEKNİĞİ İLE MİKRO KOMPOZİT ÜRETİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ

Mustafa ARAT

DOKTORA TEZİ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

GAZİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

HAZİRAN 2024

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmasında;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmasında yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Mustafa ARAT
24/06/2024

LAMEL VE KÜRESEL GRAFİTLİ DÖKME DEMİR MALZEMELERDEN SIVI KARIŞTIRMA TEKNİĞİ İLE MİKRO KOMPOZİT ÜRETİLEBİLİRLİĞİNİN İNCELENMESİ

(Doktora Tezi)

Mustafa ARAT

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Haziran 2024

ÖZET

Bu tez çalışmasında, sıvı halde iki farklı metalin kendi yapılarını koruyarak karıştırılması yoluyla metal-metal kompozit üretiminin mümkün olup olmadığı araştırılmıştır. Bu amaçla, her iki yapının sıvı halde olduğu Küresel Grafitli Dökme Demir (KGDD) ve Lamel Grafitli Dökme Demir (LGDD) malzemeler reçineli kum kalıplar kullanılarak döküm yöntemiyle kompozit malzemeler üretilmiştir. Çalışma iki aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada sıvı metaller kalıp içerisine tek, çift ve uzak-yakın yolluk uygulamaları şeklinde farklı döküm parametreleri uygulanarak dökülmüştür. Çalışmanın ikinci aşamasında soğutucu ilaveli yolluk ve kalıp tasarımları şeklinde farklı parametreler kullanılarak denemeler yapılmıştır. Üretilen numuneler mikroyapısal ve mekanik özellikler açısından değerlendirilerek kendi aralarında ve çalışma için üretilen KGDD ve LGDD'nin ara bir formu olan VGDD (Vermiküler Grafitli Dökme Demir) malzeme ile kıyaslanmıştır. Çalışmanın birinci aşamasında elde edilen sonuçlar incelendiğinde; LGDD'nin KGDD üzerinde kimyasal bir etkisi olduğu ve bu etkinin KGDD'nin küresel yapısını bozduğu ve baskın grafit tipini lamel grafit haline dönüştürdüğü tespit edilmiştir. Bu kimyasal etkileşimin sıcaklıktan da etkilendiği ve uzak yolluk bağlantısıyla LGDD'nin soğutulmasının bu etkinin bir azalmasına ve küresel grafit oranında artışa yol açtığı görülmüştür. Soğutma işleminin çekme dayanımında %24'lük bir iyileşme sağladığı ortaya çıkmıştır. Bunun yanında, KGDD'nin yüksek hacim oranına sahip olması da küresel grafit oranını %9 oranında yükseltmiş ve bu da çekme dayanımında %15 artışa yol açmıştır. Bu bilgiler ve bulgular ışığında çalışmanın ikinci aşaması gerçekleştirilmiş olup KGDD soğutmalı, LGDD soğutmalı, hem KGDD hem LGDD soğutmalı ve kalıp içerisinde soğutmalı tasarımlar gerçekleştirilmiştir. LGDD soğutmalı yolluk tasarımında yapı içerisinde küresel ve lamel grafitlerin kendi varlıklarını koruyarak metal-metal kompozit oluşturabildiği, standart olarak verilen VGDD malzemeden ve hesaplanmış çekme dayanımına göre de yaklaşık %43 daha iyi çekme dayanımı sergilediği, ayrıca uzama değeri hesaplanmış uzama değerine göre %33 arttığı tespit edilmiştir.

Bilim Kodu : 91530
Anahtar Kelimeler : Küresel grafitli dökme demir, lamel grafitli dökme demir, tek yolluk, çift yolluk, soğutucu, sıvı karıştırma, kompozit malzeme
Sayfa Adedi : 156
Danışman : Doç. Dr. Hasan HASIRCI

INVESTIGATION OF MICROCOMPOSITE MANUFACTURABILITY FROM LAMELLAR AND SPHERICAL GRAPHITE CAST IRON MATERIALS BY LIQUID MIXING TECHNIQUE

(Ph. D. Thesis)

Mustafa ARAT

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

June 2024

ABSTRACT

In the study, the feasibility of producing metal-metal composites by combining two different metals in their liquid state while preserving their structures was investigated. For this purpose, Spherical Graphite Cast Iron (SGCI) and Lamellar Graphite Cast Iron (LGCI) materials, both in their liquid state, were combined using a casting method with sand molds. The study was conducted in two stages. In the first stage, different casting parameters were tested in using single, double and far-near guides applications to introduce the liquid metals into the mold. In the second stage of the study, experiments were carried out using different parameters such as guide designs with cooling and mold designs. The produced specimens were evaluated in terms of microstructure and mechanical properties and were compared among themselves and with Vermicular Graphite Cast Iron (VGCI), which is an intermediate form of SGCI and LGCI. When the results obtained in the first stage of the study were examined, it was determined that LGCI caused a significant deterioration of the sphere structure due to its chemical effect on SGCI, thus causing the dominant structure to be lamellar graphite. It has been determined that spherical-shaped graphite increases as a result of the chemical effect of LGCI being cooled slightly by the far-near guide connection, as the result is encouraged by the temperature. A 24% improvement in tensile strength was achieved due to cooling. In addition, the high volume ratio of SGCI increased tensile strength by 15%, as it increased the spherical graphite ratio by 9%. In light of the first stage's information and findings, the second stage of the study was carried out. Designs with SGCI cooling, LGCI cooling, and both cooling and in-mold cooling were realized. In the LGCI cooled guide design, it has been observed that spherical and lamellar graphites can form metal-metal composites by preserving their existence within structure. It was observed that exhibited approximately 43% better tensile strength than the standard VGCI material and the calculated tensile strength, and also the strain value increased by 33% compared to the calculated strain value.

Science Code : 91530
Key Words : Spheroidal graphite cast iron, lamellar graphite cast iron, single guide, double guide, liquid-liquid mixture, cooler, composite material
Page Number : 156
Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Hasan HASIRCI

TEŞEKKÜR

Doktora tez çalışmalarımın planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren, süreç boyunca desteğini hep hissettiğim danışman hocam sayın Doç. Dr. Hasan HASIRCI' ya sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Tez izleme komitemin değerli üyeleri Prof. Dr. Mehmet TÜRKER ve Prof. Dr. Ferhat GÜL'e bütün süreçlerdeki katkıları, yönlendirmeleri ve destekleri için teşekkür ederim.

Tez çalışması için gerekli numunelerin üretilmesi konusunda destek olan FAF Döküm Sanayi ailesine teşekkürü bir borç bilirim.

Gazi Üniversitesinde yapmış olduğum deneysel çalışmalarımda yardımlarını esirgemeyen Öğr. Gör. Ömer ŞAHİN'e teşekkürlerimi sunarım.

Mensubu olmaktan gurur duyduğum Elektrik Üretim Anonim Şirketi (EÜAŞ) çalışma arkadaşlarıma, bu süreçte verdikleri destekler için teşekkür ederim.

Bugünlere gelmemde her daim bana destekçi olan aileme sevgi ve saygılarımı sunarım.

Bu zorlu süreçte yanımda olan, desteğini benden esirgemeyen hayat arkadaşım sevgili eşime teşekkür ederim.

Son olarak, doktora tezimi, genç yaşta aramızdan ayrılan, bugünlere geldiğimi görseydi eminim ki benimle gurur duyacağından şüphem olmayan, benim kendimi iyi bir şekilde yetiştirip vatana millete hayırlı bir evlat olmamı isteyen babam Erdoğan ARAT'a ithaf ediyorum.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET iv

ABSTRACT v

TEŞEKKÜR vi

İÇİNDEKİLER vii

ÇİZELGELERİN LİSTESİ x

ŞEKİLLERİN LİSTESİ xi

SİMGELER VE KISALTMALAR xviii

1. GİRİŞ 1

2. DÖKME DEMİRLER 5

2.1. Lamel Grafitli (Gri) Dökme Demir (LGDD) 9

2.2. Lamel Grafitli Dökme Demirlerde Yapı Bileşenleri 10

2.2.1. Grafit 10

2.2.2. Sementit 12

2.2.3. Ferrit 12

2.2.4. Perlit 13

2.3. Alaşım Elementlerinin Lamel Grafitli Dökme Demirlerin Özelliklerine Etkisi 13

2.3.1. Karbon 13

2.3.2. Silisyum 13

2.3.3. Kükürt ve manganez 14

2.3.4. Fosfor 14

2.3.5. Bakır 14

2.3.6. Kalay 15

2.4. Bileşimin Etkisi 16

2.5. Küresel Grafitli Dökme Demirler 16

Sayfa

2.5.1. Küresel grafitli dökme demirlerin genel ve mekanik özellikleri..... 16
2.5.2. Küresel grafitli dökme demirlerin üretim yöntemleri ve mikroyapıları... 17
2.5.3. Küresel grafitli dökme demirlerin kimyasal bileşimleri 25
2.5.4. Küresel grafitli dökme demirlerin üretimi 28
2.5.5. Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Katılaşma 34
3. KOMPOZİT MALZEMELER..... 39
3.1. Takviye Malzemesinin Türüne Göre Metal Matrisli Kompozit Çeşitleri 40
3.1.1. Partikül takviyeli metal matrisli kompozit..... 40
3.1.2. Süreksiz fiber takviyeli metal matrisli kompozit 41
3.1.3. Sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozit..... 42
3.2. Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri 43
3.2.1. Toz metalurjisi..... 43
3.2.2. Ergitilmiş metal yöntemleri..... 44
3.2.3. Karıştırmalı döküm yöntemi 44
3.2.4. Yarı-katı döküm yöntemi 45
3.2.5. Basınçlı infiltrasyon yöntemi 45
3.2.6. Basınçsız infiltrasyon yöntemi..... 46
3.2.7. Sprey döküm (Sprey biriktirme) yöntemi 46
3.2.8. XD^{TM} (In-situ) yöntemi 46
4. SIVI METAL İLE KOMPOZİT ÜRETİMİNE YÖNELİK ÇALIŞMALAR 49
4.1. Ergimiş Metal Karıştırmada Parçacık Dağılımı ve Önemi..... 50
4.2. Ergimiş Metal Karıştırma Yönteminde Kullanılan Teknikler..... 53
4.2.1. Ergimiş metal karıştırma yönteminde ıslatabilirlik ve ıslanabilirlik..... 54
4.3. Bimetal Kompozitler 59
4.4. Sıvı-Sıvı Kompozit Malzeme ile Bimetal Malzeme Farklılığı..... 64

Sayfa

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR 67
5.1. KGDD ve LGDD Malzemelerin Üretimi 67
5.1.1. Çalışmanın birinci aşaması 67
5.1.2. Çalışmanın ikinci aşaması 72
5.2. Mikroyapı Karakterizasyonu 76
5.3. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu 77
6. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA 79
6.1. Birinci Aşamada Üretim Yapılan Numunelerden Elde Edilen Deneysel Bulgular 79
6.1.1. Mikroyapısal karakterizasyon sonuçları 79
6.1.2. Mekanik özellikler 90
6.2. İkinci Aşamada Üretim Yapılan Numunelerden Elde Edilen Deneysel Bulgular 95
6.2.1. Numune kodları ve örnek alınan bölgeler 95
6.2.2. Mikroyapısal karakterizasyon 97
6.2.3. Mekanik özellikler 128
6.2.4. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) mikrografileri ve EDS analizleri. 134
7. SONUÇ VE ÖNERİLER 141
7.1. Sonuçlar 141
7.2. Öneriler 143
KAYNAKLAR 145
ÖZGEÇMİŞ 155

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge **Sayfa**

Çizelge 2.1. Dökme demir türleri ile çelik döküm arasındaki özelliklerin karşılaştırılması 7

Çizelge 2.2. Dökme demir çeşitlerine ait kimyasal bileşim oranları..... 8

Çizelge 2.3. Küresel, lamel ve vermiküler grafitli dökme demirlerin mekanik özellikler açısından kıyaslanması..... 17

Çizelge 4.1. AA-6061 alaşımı, SiC parçacık ve bunlardan elde edilen AA-6061/%17 SiCp içerikli kompozitin bazı mekanik özellikleri..... 49

Çizelge 5.1. Birinci aşama döküm işlemlerinde kullanılan LGDD (GJL 150) ve KGDD (GJS 400) malzemelerin kimyasal analizleri..... 68

Çizelge 5.2. Birinci aşama döküm işlemlerinde kullanılan kalıplar ve değişkenler 68

Çizelge 5.3. İkinci aşama döküm işlemlerinde kullanılan LGDD (GJL 150) ve KGDD (GJS 400) malzemelerin kimyasal analizleri 72

Çizelge 5.4. İkinci aşama döküm işlemlerinde kullanılan kalıplar ve değişkenler 73

Çizelge 5.5. Döküm işlemlerinde kullanılan soğutucu ölçüleri ve hacimleri 74

Çizelge 6.1. Üretilen numunelere ait mekanik test sonuçları ve teorik oransal hesaplanmış özellik verileri..... 90

Çizelge 6.2. Parametrelerdeki değişime bağlı olarak numunelerin küreselleşme oranları ve grafit sayılarının karşılaştırılması 99

Çizelge 6.3. İkinci aşamada üretilen numunelere ait çekme dayanımı ve uzama sonuçları (Karışım oranları: %50 LGDD-%50 KGDD) 129

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil **Sayfa**

Şekil 2.1. Demir-karbon denge diyagramı üzerinde bileşime ve sıcaklığa bağlı olarak oluşan matris yapılarının gösterilmesi 5

Şekil 2.2. (a) BDD, (b) TDD, (c) LGDD ve (d) KGDD malzemelere ait metalografik görüntüler 6

Şekil 2.3. Dökme demirlerin mikroyapıları esas alınarak yapılan sınıflandırmanın şematik gösterimi 9

Şekil 2.4. a) Ferritik ve b) Perlitik matrisli LGDD'nin mikroyapısı 10

Şekil 2.5. Farklı türdeki lamel/yapraksı grafit yapılarının gösterimi 11

Şekil 2.6. ASTM A 247.1 standartlarına göre lamel grafitli dökme demirlerde lamel boyutlarının gösterimi 12

Şekil 2.7. KGDD'de oluşan perlit+ferritik yapıların (a) Genel, (b) Detay görünümde mikroyapı görüntüleri 18

Şekil 2.8. KGDD malzemesinde döküm ve ısıl işlem uygulamasına bağlı olarak meydana gelen (a) Ferritik ve (b) Çoğunlukla perlitik mikroyapı görüntüleri 20

Şekil 2.9. Kimyasal kompozisyon ve uygulanan işlemlere bağlı olarak üretilebilen KGDD çeşitleri 20

Şekil 2.10. Ferritik KGGD mikroyapı görüntüsü 21

Şekil 2.11. Perlitik+ferritik KGDD'lerin mikroyapı görüntüsü 22

Şekil 2.12. Perlitik küresel grafitli dökme demirin mikroyapı görüntüsü 23

Şekil 2.13. a) Martenzitik ve b) Ösferritik KGDD mikroyapı görüntüsü 24

Şekil 2.14. Östenitik KGDD'nin mikroyapı görüntüsü 24

Şekil 2.15. KGDD'lerde Si-C oranlarına bağlı en uygun döküm aralığının şematik gösterimi 26

Şekil 2.16. KGDD'nin genel üretimine ait genel akış şeması 29

Şekil 2.17. Magnezyumun küreselleşme üzerine etkisinin grafik üzerinde gösterimi ... 30

Şekil 2.18. Küreselleştirme yöntemlerinin şematik özet gösterimi 31

Şekil 2.19. KGDD malzemenin katılaşmasını açıklayan faz diyagramı, soğuma eğrisi ve oluşum adımlarının şematik gösterimi 35

Şekil **Sayfa**

Şekil 2.20. Dökme demirde a) Küresel ve b) Lamel grafit oluşumunun şematik olarak gösterimi..... 37

Şekil 3.1. Partikül katkılı MMK yapısının şematik gösterimi..... 41

Şekil 3.2. Farklı tiplerdeki MMK çeşitlerinin şematik gösterimi 43

Şekil 3.3. Toz metalurjisi yöntemi ile MMK üretim aşamalarının şematik gösterimi. 44

Şekil 4.1. Ergimiş metalin katılaşması sırasında takviye elemanlarının konumlarının değişiminin şematik gösterimi; a) Ergimiş metalin üretim sonrası serbest olarak farklı yerlerinde katılaşan taneler, b) Zamanla büyüyen taneler, c) Matris tane sınırlarına yerleşmek zorunda kalan takviye elemanları..... 52

Şekil 4.2. Ultrasonik titreşim ve piezo elektrik karıştırıcılı sıvı metal karıştırma ünite yapısının şematik gösterimi 54

Şekil 4.3. Katı, sıvı ve gaz fazların arasında oluşan temas açıları 55

Şekil 4.4. SiC parçacıkların 600^{o}C' de 2 saat bekletilmesi ile ıslanabilirliğinin iyileştirilmesi; a) SiC parçacık yüzeyinde oluşan 50 nm boyutunda SiO_2 partikülleri, b) SiC parçacık yüzeyindeki SiO_2 partikülleri ve etrafında Si ve $MgAl_2O_4$ formunda oluşan ıslatma çemberi oluşumu..... 56

Şekil 4.5. SiO_2 parçacıkların a) Ultrasonik titreşim ve b) Titreşimsiz olarak ergimiş metale ilave sonrası oluşan matris/takviye arayüzey görüntülerinin karşılaştırılması 57

Şekil 4.6. Çelik kalınlığı (a) %0, (b) %35, (c) %45 ve (d) %55 azaltılmış çelik/alüminyum bimetal kompozitlerinin arayüzey morfolojisinin değişimi..... 61

Şekil 4.7. (a, b) alaşımsız çelik/alüminyum ve (c, d) paslanmaz çelik/alüminyum kompozitlerinin; (a, c) numune merkezinden ve (b, d) kenar bölgelerden alınmış mikroyapı görüntülerinin karşılaştırılması (RF: Reaksiyon Fazı, P.Ç: Paslanmaz Çelik)..... 62

Şekil 4.8. Patlamalı kaynak yöntemiyle üretilen Ti/Al tabakalı kompozitin farklı noktalarının arayüzey kesit görüntüleri..... 64

Şekil 4.9. Bimetal ile sıvı-sıvı karıştırılmış metal-metal kompozit malzemelerin yapısal farklılıklarının şematik olarak gösterimi 66

Şekil 5.1. KGDD ve LGDD malzemelerin ergitildiği orta frekans indüksiyon ocaklarının görüntüsü..... 67

Şekil 5.2. Birinci aşama denemeleri için döküm işleminde kullanılan reçineli kum kalıplar 68

Şekil 5.3. Üretilen Y-blok parçaların teknik resim görüntüsü ve ölçüleri 69

Şekil **Sayfa**

Şekil 5.4. Kalıplarda oluşturulan sıvı metal akış kanalları (yolluk sistemi) ve Y-blokların kalıp içerisindeki konumu 70

Şekil 5.5. (a) Tek ve (b) Çift yolluk uygulaması yapılmış kalıplardaki döküm işlemlerinin yapılışı..... 70

Şekil 5.6. Çift yolluk kullanılarak farklı oranlarda döküm işleminden sonra oluşan yolluk sistemi görüntüsü 71

Şekil 5.7. Biri uzak diğeri parçaya yakın konumda çift yolluk sistemi farklı miktarda olan döküm parçalar ve yolluk sistemi 71

Şekil 5.8. Üretilen Y-blokların temizlenmiş haldeki görüntüleri..... 72

Şekil 5.9. İkinci aşama denemeleri için döküm işleminde kullanılan reçineli kum kalıplar 73

Şekil 5.10. Kalıp içerisinde soğutucuların yerleşim konumları ve sıvı metal akış yönlerinin gösterimi 75

Şekil 5.11. Döküm işlemi sonrası kalıptan çıkan döküm parçası ve yolluk sistemi ölçülerinin a) Üstten b) Alttan görünümü 76

Şekil 5.12. Mekanik testler ve mikroyapısal karakterizasyon çalışmaları için numune alınan Y-blok üzerindeki A ve B bölgelerinin şematik gösterimi 77

Şekil 5.13. LGDD ve KGDD çekme testi numune ölçüleri 78

Şekil 6.1. Sıvı-sıvı kompoziti oluşturan a) LGDD ve b) KGDD malzemelerinin mikroyapıları..... 79

Şekil 6.2. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Tek yolluk kullanılarak aynı anda döküm), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit) 82

Şekil 6.3. a-c 30/70 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit) 83

Şekil 6.4. a-c 70/30 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit) 84

Şekil 6.5. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit) 85

Şekil **Sayfa**

Şekil 6.6. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm /LGDD uzak yolluktan), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit) 87

Şekil 6.7. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm /KGDD uzak yolluktan), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit) 88

Şekil 6.8. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm /Her iki malzeme de uzak yolluktan), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit) 89

Şekil 6.9. Üretilen numunelere ait çekme dayanımı verileri ile standart GJL 150, GJV 300 ve GJS 400 malzemelerin çekme dayanımı verilerinin karşılaştırılması 91

Şekil 6.10. Üretilen numuneler ile standart GJL 150, GJV 300 ve GJS 400 malzemelerin uzama verilerinin karşılaştırılması 93

Şekil 6.11. Mikroyapı ve mekanik özelliklerin incelenmesi için Y-bloktan numune alınan A ve B bölgelerinin şematik gösterimi 95

Şekil 6.12. A bölgesinden alınan A1, A2 ve A3 numunelerinin bölgesel olarak gösterimi 96

Şekil 6.13. B bölgesinden alınan B1, B2 ve B3 numunelerinin bölgesel olarak gösterimi 96

Şekil 6.14. Y-bloğun konik bölgesi (besleyici) ve numune alım yerlerinin şematik gösterimi 97

Şekil 6.15. İkinci aşama sıvı-sıvı kompoziti oluşturan ferritik a) LGDD ve b) KGDD malzemelerin mikroyapı görüntüleri 97

Şekil 6.16. 2.3 numaralı numunede yapı içerisinde kendi varlıklarını koruyan küresel ve lamel grafitlerin gösterimi (P: Perlit, F: Ferrit) 99

Şekil 6.17. 2.3 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 100

Şekil 6.18. 2.3 numaralı numunenin B1, B2 ve B3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 101

Şekil 6.19. 2.4 numaralı numunede yapı içerisinde kendi varlıklarını koruyan lamel grafitler ve bozulmuş küresel grafitlerin görüntüsü (P: Perlit, F: Ferrit) 102

Şekil **Sayfa**

Şekil 6.20. 2.4 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 103

Şekil 6.21. 2.4 numaralı numunenin B1, B2 ve B3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 104

Şekil 6.22. a) 2.5 numaralı numunede yapı içerisinde kendi varlıklarını koruyan lamel grafitler ve bozulmuş küresel grafitlerin görüntüsü (P: Perlit, F: Ferrit) b) 2.5 numaralı numunede soğutucu etkisinden dolayı görülen dendritik yapıların görüntüsü 106

Şekil 6.23. 2.5 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 107

Şekil 6.24. 2.5 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 108

Şekil 6.25. a) 2.6 numaralı numunede yapı içerisinde kendi varlıklarını koruyan lamel grafitler, küresel grafitler ve bozulmuş küresel grafitlerin görüntüsü (P: Perlit, F: Ferrit) b) 2.6 numaralı numunede soğutucu etkisinden dolayı görülen dendritik yapıların görüntüsü 110

Şekil 6.26. 2.6 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 111

Şekil 6.27. 2.6 numaralı numunenin B1, B2 ve B3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 112

Şekil 6.28. Döküm şartlarına bağlı olarak üretilen kompozit numunelerdeki küreselleşme oranının değişimi ve standart dökme demirlerle karşılaştırılması 114

Şekil 6.29. Üretilen kompozit numunelerin lamel ve ara form (küreselliği bozuk) grafit oranlarının karşılaştırılması 115

Şekil 6.30. 2.3 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 117

Şekil 6.31. 2.3 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 118

Şekil 6.32. 2.4 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 119

Şekil 6.33. 2.4 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 120

Şekil 6.34. 2.5 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 121

Şekil **Sayfa**

Şekil 6.35. 2.5 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 122

Şekil 6.36. 2.6 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 123

Şekil 6.37. 2.6 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması 124

Şekil 6.38. Numunelerin besleyici kısımlarındaki Kesit-1 bölgesindeki kalınlık değişiminin grafit hacim oranına etkisi..... 125

Şekil 6.39. Numunelerin besleyici kısımlarındaki Kesit-2 bölgesindeki kalınlık değişiminin grafit hacim oranına etkisi..... 126

Şekil 6.40. Numunelerin besleyici kısımlarındaki Kesit-1 bölgesindeki kalınlık değişiminin grafit hacim alanının değişimine etkisi 127

Şekil 6.41. Numunelerin besleyici kısımlarındaki Kesit-2 bölgesindeki kalınlık değişiminin grafit hacim alanının değişimine etkisi 128

Şekil 6.42. Üretilen numunelerden elde edilen çekme dayanımı verileri ile standart malzemelerin karşılaştırılması (Not: A kodu KGDD, B kodu LGDD standardına göre hazırlanan çekme çubuğu numuneleri test sonucudur) 130

Şekil 6.43. Üretilen numunelerden elde edilen uzama verileri ile standart malzemelerin karşılaştırılması (Not: A kodu KGDD, B kodu LGDD standardına göre hazırlanan çekme çubuğu numuneleri test sonucudur) 131

Şekil 6.44. Üretilen numunelerden elde edilen sertlik değerleri ile standart malzemelerin karşılaştırılması 132

Şekil 6.45. Numune 2.6'da aşırı dengesiz soğuma sebebiyle oluşan yapıların çeşitli bölgelerden alınan sertlik değerlerinin mikroyapı görüntüsü üzerinde gösterilmesi 134

Şekil 6.46. Farklı büyütmelerde alınmış 2.3 numaralı numunede kendi yapılarını koruyarak bozulmadan kalmış küresel ve lamel grafitlerin SEM görüntüleri..... 134

Şekil 6.47. 2.3 numaralı numuneye ait SEM görüntüsü ve noktasal EDS analizi sonucu 136

Şekil 6.48. Farklı büyütmelerde alınmış 2.4 numaralı numuneye ait bozulmuş küresel grafitin SEM görüntüsü..... 138

Şekil 6.49. 2.4 numaralı numuneye ait SEM görüntüsü ve noktasal EDS analizi sonuçları 139

Şekil **Sayfa**

Şekil 6.50. 2.4 numaralı numunede bulunan bozulmuş küresel grafitin çizgisel EDS analizi 140

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	**Açıklamalar**
$\mathbf{A_0}$	Orijinal Kesit Alanı
$\mathbf{C_{eş}}$	Karbon Eşdeğeri
F	Ferrit
N	Newton
P	Perlit
$\mathbf{P_{max}}$	Maksimum Yük
$\mathbf{\sigma_ç}$	Çekme Dayanımı

Kısaltmalar	**Açıklamalar**
ASTM	Amerikan Test ve Malzeme Topluluğu
BDD	Beyaz dökme demir
BSD/HB	Brinell sertlik
CERMET	Seramik metal
CNC	Computer Numerical Control
DIN	Alman Standardizasyon Enstitüsü
EDS	Enerji dağılım x-ışını spektrometresi
HRC	Rockwell sertlik
ISO	Uluslararası Standart Organizasyonu
KGDD	Küresel grafitli dökme demir
LGDD	Lamel grafitli dökme demir
MMK	Metal matrisli kompozit
SEM	Taramalı elektron mikroskobu
TDD	Temper dökme demir
VGDD	Vermiküler grafitli dökme demir
XRD	X-ışınları difraksiyonu

1. GİRİŞ

Metal döküm sektörü madencilikten inşaata, havacılıktan otomobile binlerce sektöre hizmet etmektedir. Döküm parçaları, modern çağın ürünlerinden otomobil, tren, uçak, gemi vb. ile hayatımızın içinde yer almaktadır [1]. Bunlara ek olarak ev ve iş aletlerinde, türbin kanatlarından oyuncaklara, aydınlatma araçlarından mobilya sektörüne kadar birçok alanda görülmektedir. Dökme demir grubuna ait Lamel Grafitli Dökme Demir (LGDD) ve Küresel Grafitli Dökme Demir (KGDD) malzemeler sertlik, kolay işlenebilirlik, korozyona karşı direnç, titreşim sönümleme gibi üstün özelliklere sahiptirler. Bu özelliklere ek olarak kolay üretilebilirliği ve ekonomik olmalarından dolayı mühendislik malzeme grupları arasında öncelikli tercih sebebidir [2]. Dökme demir üretimine ait ilk adım LGDD malzemenin doğru ve başarılı bir aşılama yöntemi ile üretilmesiyle atılmıştır. Bu malzemenin üretimi sonrasında küreselleştirici etkisi bulunan magnezyum ve seryum gibi bazı elementlerin ilavesi ile KGDD malzemelerin üretimi gerçekleştirilmiştir [2]. Bu iki malzeme grubunun mekanik ve termal özellikler açısından ara formu Vermiküler Grafitli Dökme Demir (VGDD) malzemelerdir [3]. VGDD malzemeyi öne çıkaran üstün özelliklerine bakıldığında, LGDD malzemeden daha üstün mukavemet ve LGDD'ye yakın titreşim sönümleme özelliğine sahip olmasıdır [4]. Dünyada, VGDD malzeme teknolojisi hem endüstriyel alanlarda hem de akademik çalışmalarda yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Endüstriyel alanda VGDD malzemenin kullanım alanlarına bakıldığında, yüksek mukavemete sahip olmasından dolayı motor bloğu ile fren disk üretiminde tercih edilmektedir [5]. Bu malzemenin üretim prosesi güç ve maliyetli olmasından dolayı, alternatif ve farklı üretim yöntemlerine ait çalışmalar hız kesmeden artmaktadır [5].

Bu tez çalışmasında; KGDD ve LGDD malzemelerin sıvı-sıvı karıştırma yöntemi ile kendi özelliklerini koruyarak metal-metal kompozit malzeme olarak üretilmesi amaçlanmıştır. En az iki metal malzemenin kullanılması ile yeni bir malzeme veya kompozit üretilmesi ile ilgili çok farklı metotlar bulunmaktadır. Bu üretim yöntemlerinden başlıcaları; toz metalurjisi, katmanlı üretim, döküm ve yapıştırma yoluyla ekleme yöntemleridir. Döküm yöntemi kullanılarak yapılan metal şekillendirmenin birçok avantajı bulunmaktadır. Bu avantajların kullanımı ile kompozit üretmek, malzemenin istenilen özelliklere sahip olması açısından fayda sağlayacaktır. Sıvı formda bulunan metalik malzemelerin üretiminde yer alan avantajlar sıralandığında; arayüzey uyumluluğu, kolay şekil verebilme, yapı ve özellik kontrollerinin sağlanmasıdır. Bu özelliklere ek olarak kompozit üretiminde kullanılan iki

farklı sıvı metalin bir araya gelerek çok daha iyi bir arayüzey bağı oluşturması mümkündür. Homojen karışıma sahip kompozit üretebilmek için, sıvı-sıvı yönteminde kalıp içerisinde uygun bir karıştırma sağlanmalıdır. Homojen karıştırmada kullanılan malzemelerin fiziksel ve kimyasal özellikler bakımından uyumlu olmaları üretim prosesinde ve nihai ürün özelliklerinde çok büyük avantajlar sağlayacaktır.

Kompozit malzemelerin üretiminde döküm yönteminin kullanılmasının sayısız avantajlara sahip olması sebebiyle bu tez çalışmasında döküm yöntemi ile kompozit malzeme üretimi tercih edilmiştir. Birbirlerine hem fiziksel hem de kimyasal açıdan uyum sağlayabilen KGDD ve LGDD malzemelerin kullanımı ile metalik (matris ve takviyenin metal olması) yapıda olan bir kompozit malzemenin üretilmesi planlanmıştır. Çalışmada, mikro boyutlu karışımlı kompozitler üretilmiştir. Bu amaçla sıvı metaller, farklı yolluk tasarımları kullanılarak kalıba dökülmüştür. Farklı yolluk tasarımları, mikroyapıyı kontrol ederek istenilen özelliklere sahip kompozitlerin üretilmesini sağlamıştır.

20. yüzyılın başlarında, niyobyum ve alüminyum alaşımlarından üretilen ve çift faza sahip olan bir yapıda ekstrüzyon ve haddeleme ürünü olan yapının mekanik özellikler açısından araştırıldığı bir akademik çalışmada metal-metal kompozit terimi ilk olarak yer almıştır [6]. Metal-metal kompozit veya bimetal kompozit teriminin kullanılabilmesi için, belirgin bir arayüzeye sahip iki metalin birlikteliğinin olması gerekmektedir. Bimetal kompozitler üzerinde 21. yüzyılın başlarına kadar, bazı istisna çalışmalar haricinde [7,10] neredeyse hiç çalışma yapılmamıştır. 2001 yılının ilk çeyreğinde, alüminyum ve bakır malzemeden oluşan bimetal kompozitte oluşan intermetalik yapıda bulunan alaşımların büyüme hızlarının araştırıldığı akademik çalışmada [11], camia içerisinde ses getirmiş, bu durum bimetal kompozitler ile ilgili çalışmalarda hızlı bir artışa yol açmıştır [12,13]. Özellikle döküm, ekstrüzyon ve haddeleme yöntemleriyle bimetal kompozitlerin üretilmesi konusunda yapılan çalışmaların tümünde, iki farklı metal esaslı malzemenin genellikle katmanlar halinde oldukları görülecektir. Fakat bu çalışmada her iki malzemenin yapıları/taneleri karışık halde ve birlikte kompoziti oluşturmaktadır. Bu bakımdan sadece bimetal üretimi konusunda toz metalurjisi esaslı olan çalışmalardaki ürünlerin yapıları yapılan bu çalışmaya benzemektedir.

Çalıkoğlu ve arkadaşları tarafından 2011 yılında yapılan bir çalışmada; kademeli döküm yönteminin kullanılması ile bimetal malzemenin üretimi, bu malzemelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılmıştır. Bu çalışma kapsamında, düşük alaşımlı sıvı çelik

malzeme ile Beyaz Dökme Demir (BDD) malzemeyi aynı kalıp içerisine farklı yolluk kullanılarak kademeli döküm işlemiyle gerçekleştirmişler ve kademeli döküm işlemi esnasında arayüzeyde farklı flakslar kullanmıştır. Yapılan bu çalışma sonucunda, bimetal parça üretimi kademeli döküm prosesi ile gerçekleştirilebileceği görülmüştür. Kullanılan flaks tozlarını içeren yüksek kromlu BDD'nin mikroyapısı incelendiğinde, yapı içerisinde birincil östenit faz ve ötektik noktada karbür çökeltileri içerdiği saptanmış olup kullanılan tozların uygun olduğu sonucuna varılmıştır. Üretimi yapılan bimetal çekiç malzemenin sertlik değerlerinin, piyasada var olan ve kullanılan bimetal çekiç malzemeye göre daha düşük değerde olduğunu tespit edilmiştir [14].

Baron ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada, sinterleme yapılmış metalik formlar kullanarak sıkıştırmalı dökümle 409 ve 1080 kalitede olan iki farklı takviye elemanı kullanarak 380 alaşımlı alüminyum matrisli kompozit üretmişler ve bu kompozitin sergilediği özellikleri üzerinde döküm koşullarının etkisi araştırılmıştır. Çalışmada, düşük alaşımlı çelik ve paslanmaz çelik olmak üzere iki farklı takviye elemanı kullanılmıştır. Döküm prosesi düşük bir sıcaklıkta gerçekleştirilmiş ve her iki takviye elemanının da kullanımı, kompozitin özelliklerini önemli ölçüde iyileştirmiştir. Düşük alaşımlı çelik takviyesiyle kompozite ait çekme dayanımını 182 MPa'ya düşerken, paslanmaz çelik takviyesinde bu değer 409 MPa'ya yükseltmiştir. Bu durum, paslanmaz çelik takviyesinin düşük alaşımlı çeliğe kıyasla kompozitin çekme dayanımını önemli ölçüde artırdığını göstermektedir [15].

Ozaki ve arkadaşları, karbon çeliğiyle beraber alüminyum malzemenin bir araya getirilmesiyle ilgili yapmış oldukları çalışmalarında, ortaya çıkan malzemenin mekanik özelliklerinde bir azalış gözlenmemesi için, arayüzey görülen intermetalik faza ait kalınlığın azami 10 μm olması gerektiği sonucuna varmışlardır [16].

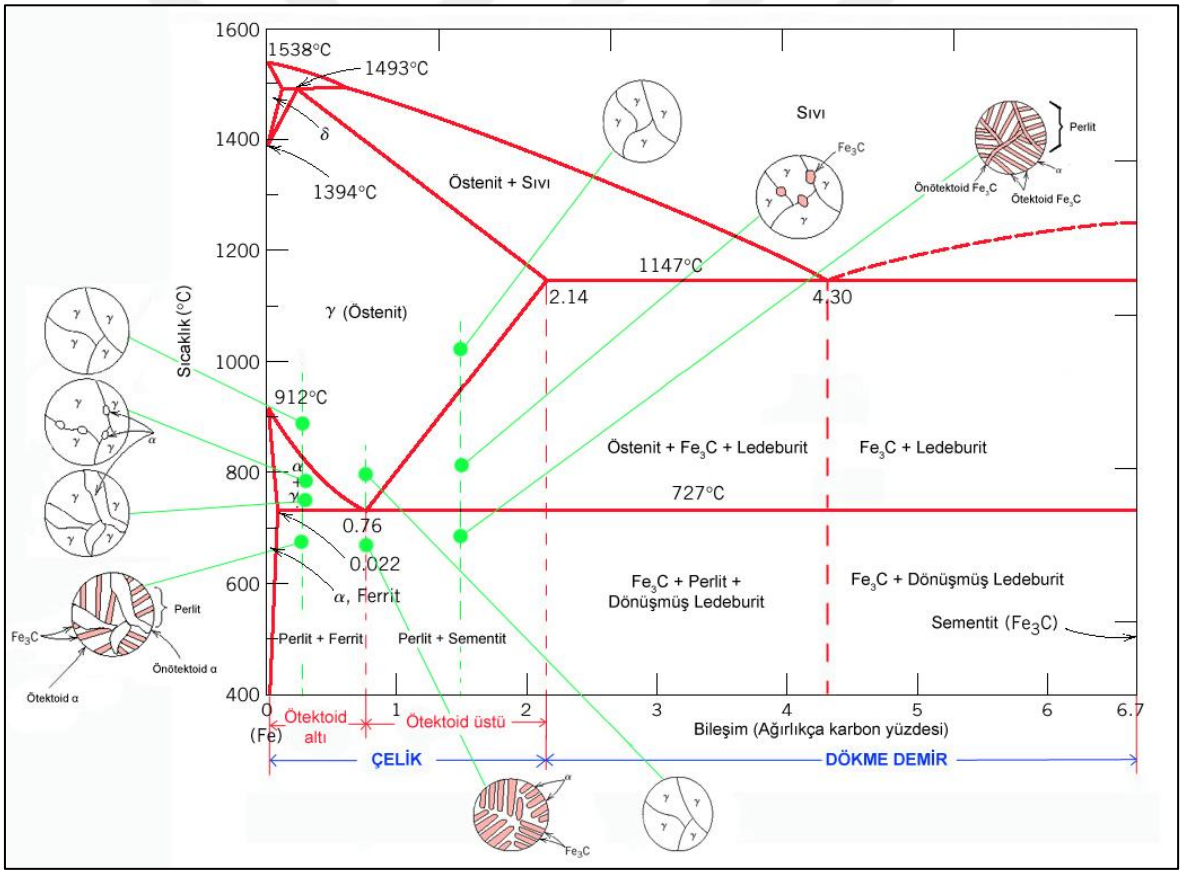
Shoufan ve arkadaşları çalışmalarında, maden ve cevher hazırlama endüstrisi için kırıcı çekiçler üretmişlerdir. Kırıcı çekiçler genellikle 40 saatten daha kısa bir ömre sahip olmaktadır. Bu durum hem üretim maliyetlerini artırmakta hem de işgücünde zaman kaybına yol açmaktadır. Çalışmada, bu soruna çözüm olarak, çekiç kafasında yüksek aşınma direnci ve çekiç sapında yüksek darbe tokluğu sağlayacak bir bimetal kırıcı çekiç geliştirilmiştir. Bu amaçla, sıvı fazda bulunan katmanlı kompozit döküm yöntemi kullanılmasıyla yüksek kromlu dökme demir (YKBDD) ve ek olarak düşük alaşımlı çelikten (DAÇ) yapılmış bir

bimetal yapı üretilmiştir. Sonuç olarak, katmanlı dökümle sıvı-sıvı bimetal kompozit çekiç malzemenin kullanım ömrünün, mevcutta kullanılan çekiçlerden yaklaşık 4 kat daha uzun ömürlü olduğunu göstermişlerdir [17].

Bu tez çalışmasında, literatür çalışmalarında kullanılan ayrı ayrı katmanlar halinde katmanlı döküm yöntemiyle değil, aynı anda iki sıvı metalin birlikte dökülmesiyle yeni bir kompozit malzeme üretilmesi hedeflenmiştir. Çalışmada, her iki malzemenin de kendi yapılarını/tanelerini koruyarak kompozitte var olmaları amaçlanmıştır. Tüm bu çalışmalara ait bilgiler baz alınarak; nano veya mikro boyutta bulunan sıvı-sıvı metal kompozitlerin birleşimi ile meydana gelecek metal-metal kompozit yapısının, homojen bir yapıya sahip olacağı öngörülmektedir. Yapılan literatür araştırmalarında bu konuya ait bir çalışmaya rastlanmamış olup, bu tez çalışmasında ilk defa iki dökme demir malzemenin sıvı halde mikro kompozit üretimi üzerine araştırma yapılarak sonuçları irdelenmiştir.

2. DÖKME DEMİRLER

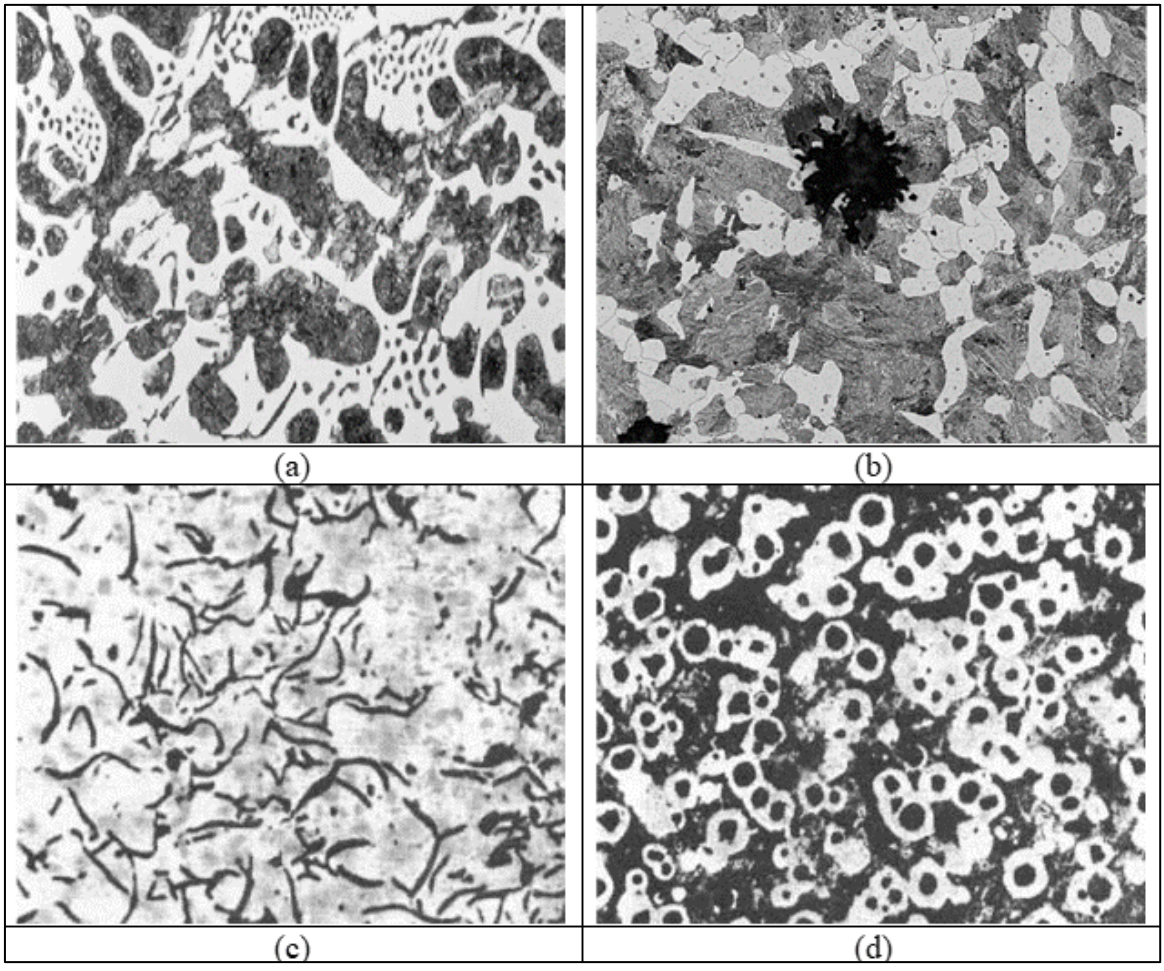
Demir alaşımının, çeliklerde olduğu gibi, büyük bir bölümü dökme demirlerden meydana gelmektedir. Dökme demirlerin kimyasal bileşim oranları incelendiğinde, %2 ve daha fazla karbon (C) içerdiği görülmektedir. Bu amaçla demir-karbon alaşımı ismiyle nitelendirilmektedirler. Yüksek miktarda C içeriği, dökme demir malzemelerin kırılgan bir yapıda olmasına yol açmaktadır. Bu nedenle, sanayide dökme demirlerde bulunan C oranının %2-4 arasında olması istenir. Aynı zamanda, dökme demir malzemeler yüksek oranda silisyum (Si) içerir. Dökme demirlerde, ötektik bölgede sementit (Fe_3C) fazı oluşmakta ve bu faz oldukça yüksek C içeriğine sahiptir. [18]. Şekil 2.1'de demir-karbon denge diyagramı verilmiştir.



Şekil 2.1. Demir-karbon denge diyagramı üzerinde bileşime ve sıcaklığa bağlı olarak oluşan matris yapılarının gösterilmesi [19]

Dökme demirlerin sınıflandırması ilk olarak kırık yüzey görüntüleri ile yapılmıştır. Bu nedenle gri ve beyaz dökme demir olarak 2 ana gruba ayrılmaktadır. Metalografinin gelişmesiyle elde edilen bilgiler sayesinde malzemenin mikroyapısının durumuna göre

sınıflandırmalar ayrıca yapılmıştır. Dökme demirlerin sınıflandırılmasında en etkili yöntem, mikroyapıya dayalı sınıflandırmadır. Dökme demir üretiminde mikroyapıyı dört ana faktör etkiler. Bu faktörler; alaşım elementleri, alaşımın karbon içeriği, kirlilik içeriği, katılaşma sırasında veya sonrasında soğuma hızı ile döküm sonrası ısıl işlem uygulamalarıdır. Bu etkenler aynı zamanda grafit yapısının türünü ve morfolojisini etkilemektedir. Karbon, serbest halde grafit olarak veya bileşik halde demir karbür (sementit) olarak bulunmaktadır. Tüm bunlar incelendiğinde dökme demir malzemeler 4 sınıfa ayrılmaktadır. Günümüz endüstrisinde sınıflandırma; lamel grafitli dökme demir, beyaz dökme demir, temper dökme demir ve küresel grafitli dökme demir olarak yapılmaktadır (Şekil 2.2) [20-22].



Şekil 2.2. (a) BDD, (b) TDD, (c) LGDD ve (d) KGDD malzemelere ait metalografik görüntüler [23]

BDD malzemede karbon, eriyik içerisinde tamamen çözünmektedir. Dökme demir sıvı halden katı hale geçerken sıvı içinde çözünen bu karbon ergiyik içinde ayrışamayıp %100

yapı içerisinde çözünürse, perlit+sementitten meydana gelen bu yapı BDD olarak isimlendirilir.

LGDD sıvı fazdan katı faza geçerken, sıvı halde çözünmüş olan karbon, bu süreçte farklı bir faz olarak ortaya çıkmaktadır. Mikroskopta, dökme demirdeki karbonun grafit olarak ayrıştığı görülür. Karbonun lamel ya da tabakalar şeklinde bulunduğu ve kırılması durumunda mat ve gri bir renk olan dökme demir türleri, Gri Dökme Demir olarak anılır. Grafitin şekline göre 3 farklı türü bulunur. Bunlar; LGDD, VGDD ve KGDD'dir.

TDD malzeme ise, BDD'nin ısıl işleme tabi tutulmasıyla yapıdaki sementit olarak bulunan karbonun, matris yapıda grafit rozeti (temper grafit) olarak ayrışması sağlanarak üretilir. Bu işlemde, karbon bozuk grafit rozeti halinde kümelenerek bu dökme demire özgü özellikler kazandırır.

Demir esaslı malzemeler çok yaygın olan ve birçok türü bulunan malzemelerdir. Genel sınıflandırma ise dökme demirler ve çelikler şeklindedir. Dökme demirler genellikle çeliklerle karşılaştırılarak değerlendirilir. Çizelge 2.1'de ise dökme demir çeşitleri ile çelik arasındaki malzeme özelliklerine ait bilgiler verilmektedir.

Çizelge 2.1. Dökme demir türleri ile çelik döküm arasındaki özelliklerin karşılaştırılması [24]

Özellik	*LGDD*	*BDD*	*TDD*	*KGDD*	*Çelik Döküm*
Dökülebilirlik	1	3	2	1	4
İşlenebilirlik	1	-	2	2	3
Güvenilirlik	5	4	3	1	2
Titreşim Sönümleme Kabiliyeti	1	4	2	2	4
Yüzey Sertleşebilirliği	1	-	1	1	3
Elastisite Modülü	3	-	2	1	1
Darbe Direnci	5	-	3	2	1
Aşınma Direnci	3	1	4	2	5
Korozyon Direnci	1	2	2	1	4
Mukavemet/Ağırlık Oranı	5	-	4	1	3
Üretim Maliyeti	1	1	3	2	4
1=en iyi; 5=en kötü					

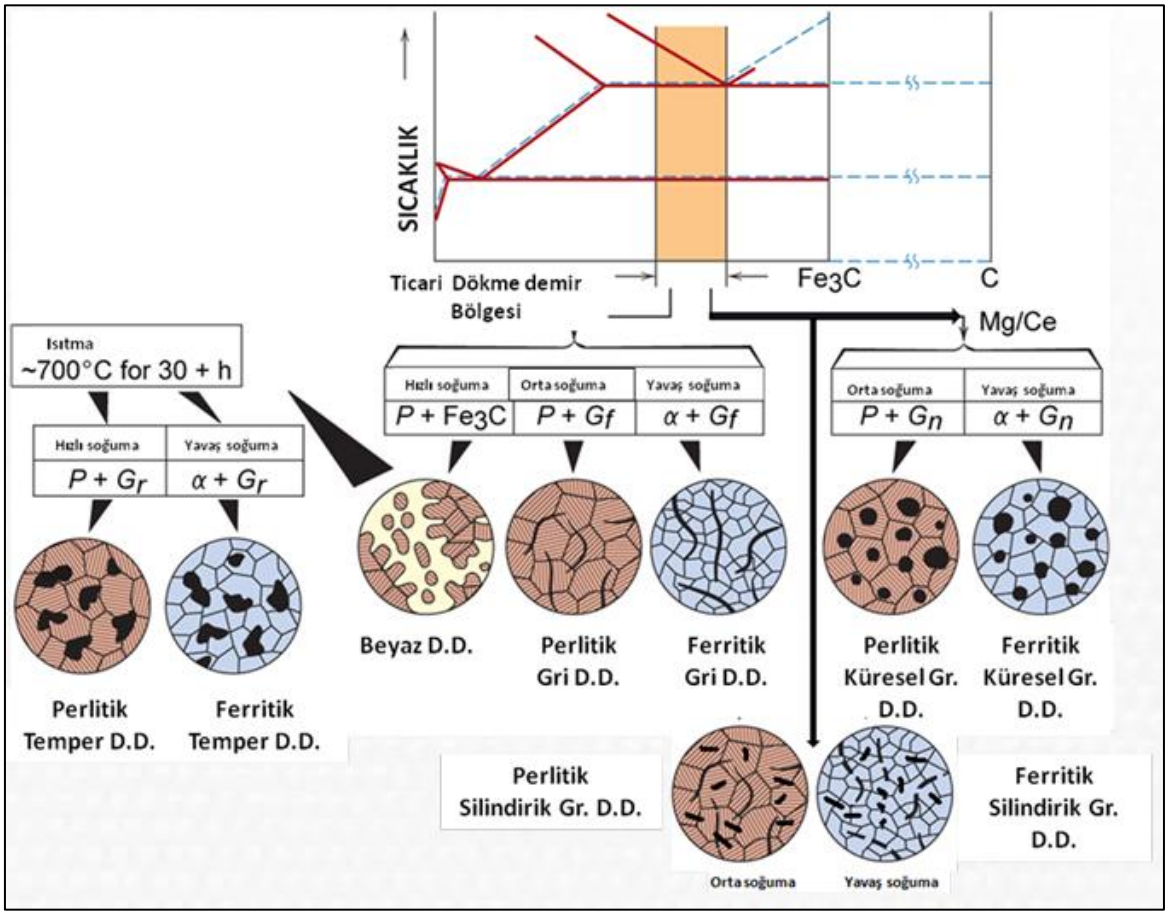
Dökme demirler genel olarak Fe, C, Si, Mn, P ve S ana bileşenlerinden meydana gelir. Dökme demir türüne ve istenilen özelliklere göre kimyasal analizleri bir miktar değişim gösterir. Çizelge 2.2'de dört farklı dökme demir sınıfının kimyasal bileşimleri yer almaktadır.

Çizelge 2.2. Dökme demir çeşitlerine ait kimyasal bileşim oranları

Dökme Demir	*C (%)*	*Si (%)*	*Mn (%)*	*P (%)*	*S (%)*
KGDD	2.5-4.0	1.8-2.8	0.1-1.0	0.05-0.1	0.008-0.03
LGDD	2.5-4.0	1.0-3.0	0.25-1.0	0.05-1.0	0.02-0.25
BDD	1.8-3.6	0.5-1.9	0.25-0.8	0.06-0.2	0.06-0.2
TDD	2.2-2.9	0.9-1.9	0.15-1.2	0.02-0.2	0.06-0.2
VGDD	2.5-4	1.0-3.0	0.2-1.0	0.01-0.1	0.01-0.03

LGDD yüksek oranda karbon içeriğine sahip, karbon-silisyum alaşımından elde edilen ve çeşitli alanda kullanılan en eski dökme demir türüdür. TDD ile BDD malzemeleri aynı kimyasal kompozisyona sahip oldukları bilinmektedir. Ancak ısıl işlem uygulamaları ile süneklik özelliği kazandırılabilmesi açısından birbirleri arasında yapısal farklılıklar göstermektedir. BDD sert döküm malzemelerdir. TDD malzemelerinin süneklikleri, KGDD ile neredeyse yaklaşık değerler göstermektedir. Genellikle LGDD ya da BDD malzemeler alaşımlandırılarak daha iyi korozyon direnci ve sertlik değerleri göstermektedir [24]. LGDD malzemeler döküm sektörünün başlangıcı ve hatta temel taşı olarak kabul edilir. Sonrasında da KGDD malzemesi üretilmiş ve bu malzemenin mekanik özellikler açısından dökme demir sınıfının çeliğe en yakın sonuçlar sergilediği görülmüştür. KGDD içerisinde karbon küresel şekle sahiptir. KGDD malzemeler döküm prosesi öncesinde sıvı faza belirli miktarda seryum ve/veya magnezyum elementlerinin ilavesiyle, olabildiğince sementit fazı oluşumunun engellenmesi ve grafitin küresel şekilde katılaşması sonucu meydana gelmektedir. KGDD malzemenin kimyasal kompozisyonu LGDD ile neredeyse benzer olup, fark olarak KGDD malzemede sınırlı miktarda fosfor ve kükürt elementleri bulunmaktadır. KGDD malzeme, TDD ile karşılaştırıldığında akma dayanımının daha iyi olduğu görülmektedir [24]. Bu özelliğe ilaveten KGDD'ler; yüksek işlenebilirlik ve iyi akışkanlık, yüksek korozyon ve aşınma dayanımı, üretim maliyetinin düşük olması gibi özelliklere sahiptir. Ayrıca, karmaşık şekle sahip, küçük ve büyük iş parçalarının üretimine imkân sağlamaktadır. Bu özelliklere sahip olması sebebiyle otomotiv sektörü başta olmak üzere, yapı ve diğer endüstriyel alanlarda tercih nedenidir.

Şekil 2.3'te dökme demir malzemelere ait yapısal sınıflandırma farklılıkları Fe-C denge diyagramı ile bağlantılı olarak verilmiştir.

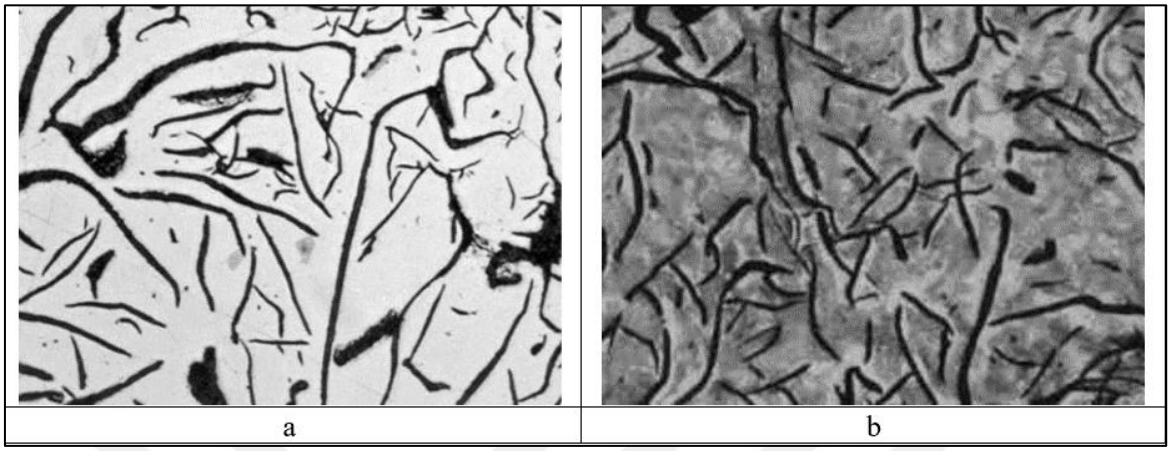


Şekil 2.3. Dökme demirlerin mikroyapıları esas alınarak yapılan sınıflandırmanın şematik gösterimi [24]

2.1. Lamel Grafitli (Gri) Dökme Demir (LGDD)

Sıvı metalin katılaşma sonrası kimyasal bileşimindeki karbon yapısının büyük bir bölümü serbest grafit yaprakları/lameller halinde bulunan bir dökme demir türüdür. Kırık yüzeyinden bakıldığı zaman yüzeyi isli gri bir görünüme sahiptir. Grafitten dolayı rengi esmer olan bu dökme demire LGDD veya gri dökme demir denir. Kimyasal bileşiminde yaklaşık %2,5-5 karbon ve %0,8-3 silisyum içeren LGDD'lerde yapraklar halinde ortaya çıkan lamel grafitler hem yük taşıyan kesitlerin küçülmesi hem de çentik etkisinden dolayı çekme ve darbe dayanımlarının düşük olmasına neden olur. LGDD optik mikroskop ile incelendiğinde, Şekil 2.4'te görüldüğü gibi yapı içerisinde dağılmış olarak yer alan grafit

yaprakları/lamelleri bulunmakta olup bu grafit yapıları, kalın kesitli döküm parçaların yapısında gözle bile görülebilir büyüklükte olmaktadır.



Şekil 2.4. a) Ferritik ve b) Perlitik matrisli LGDD'nin mikroyapısı [24]

2.2. Lamel Grafitli Dökme Demirlerde Yapı Bileşenleri

2.2.1. Grafit

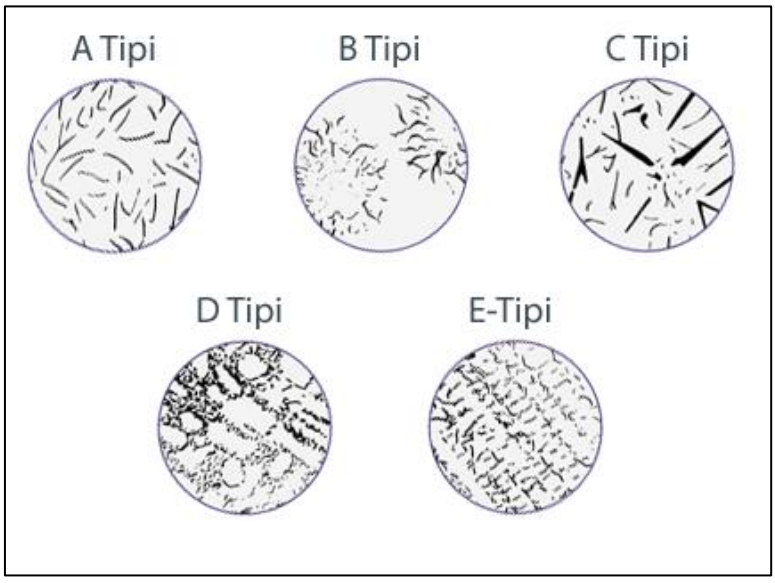
DIN EN ISO 945-2 [25] standardına göre, LGDD'de görülebilecek grafit tipleri A, B, C, D ve E (Şekil 2.5) olmak üzere beş ana gruba ayrılmaktadır:

A tipi grafit: Yapıda homojen şekilde yer alan ve rastgele yönelime sahip yapraklar halindedir. Soğuma hızının çok yüksek olmadığı ve doğru bir şekilde aşılanmış dökme demirlerde grafitin A tipine sahip şekilde oluştuğu görülmektedir. Bu sebeple, bu grafit tipinin ortaya çıktığı dökme demirlerde aşırı soğumanın da oldukça düşük seviyelerde olduğu gözlemlenmektedir. A-tipi grafitin, sağladığı yüksek mekanik özellikler nedeniyle, çoğu durumda dökme demirin yapısında istenen grafit tipi olduğu söylenebilmektedir.

B tipi grafit: Çiçeksi grafit (İngilizce: rosette graphite) olarak isimlendirilen bu grafit tipi, ötektik kompozisyona sahip dökme demirlerde, A tipi grafit ile karşılaştırıldığında biraz daha fazla aşırı soğuma gerçekleştiği durumlarda ortaya çıkmaktadır. Göreceli olarak hızlı soğuma koşullarında ortaya çıkan bu grafit tipini, daha çok ince kesitlerde ya da kalın kesitli parçaların yüzey bölgesine yakın yerlerde görülmektedir. Çok sık olmasa da, aşılamanın verimsiz olduğu durumlarda da B tipi grafit oluşabilmektedir.

C tipi grafit: Kiş grafit (İngilizce: kish graphite) olarak isimlendirilmekte, sadece karbon eşdeğerinin çok yüksek olduğu, ötektik üstü (hiperötektik) dökme demirlerde ortaya çıkmaktadır. Birincil katılaşma esnasında çökelen bu grafit tipi oluşurken, yine oldukça düşük miktarlarda aşırı soğuma gerçekleştiği görülmektedir. Büyük ve kalın tabaka yapısına sahip bu grafit türü dökme demirin mekanik özelliklerini olumsuz şekilde etkilediği gibi, işleme sonrasında pürüzlü bir yüzey oluşmasına da neden olabilmektedir. Grafit miktarının fazla olması nedeniyle dökme demire yüksek ısı iletkenliği sağlayan bu grafit tipi, bu özelliği nedeniyle yüksek ısı iletimi istenen uygulamalarda tercih edilmektedir.

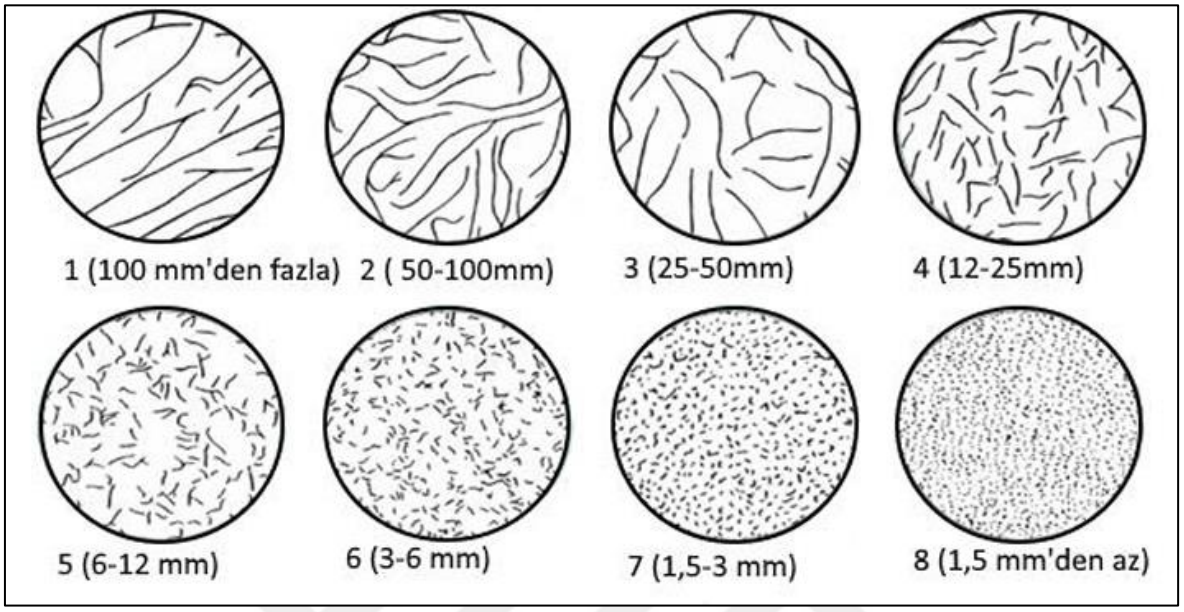
D tipi ve E tipi grafit: Her iki grafit yapısı da karbür (sementit) oluşturacak derecede olmasa bile aşırı soğumanın nispeten fazla olduğu durumlarda ortaya çıkmaktadır. Dendritler arası bölgede kümelenmiş şekilde gözlemlediğimiz bu grafit yaprakları, D tipinde rastgele yönelime sahipken, E tipinde ise belli bir doğrultuda yönelmiş olarak bulunmaktadırlar. Dökme demir yapısında fazla alüminyum ya da titanyum bulunmasının bu grafit tiplerinin oluşumuna yardımcı olduğunu bilinmektedir. Bu kadar ince ve dallanmış grafit yaprakları oluştuğu zaman karbonun difüzyon mesafesi kısıtlandığı için, bu grafit tipleri ortaya çıktığında matrisin genellikle sadece ferrit yapısı sergilediği görülmektedir.



Şekil 2.5. Farklı türdeki lamel/yapraksı grafit yapılarının gösterimi [26]

Bu malzemelerin görüntü karakterizasyonunun yapılabilmesi için, öncelikle numuneler numune hazırlama işlemlerinden geçirilir. Dağlama işlemi sonrası perlit ve ferrit fazı ortaya

çıkarak ikinci aşamaya geçilmiş olmaktadır. İlk aşamaya dönülecek olunursa grafit yapıları Şekil 2.6'da olduğu gibi görünmelidir.



Şekil 2.6. ASTM A 247.1 standartlarına göre lamel grafitli dökme demirlerde lamel boyutlarının gösterimi [27]

2.2.2. Sementit

Demir-karbür (Fe_3C) bileşiği sert ve gevrek bir yapıdır [28]. Dökme demirde bulunan karbon elementi kısmen veya tamamen sementit fazı halinde bulunabilir. Yapı içerisinde dağınık veya kümelenmiş şekilde olan sementit, dökme demirlerin katılaşması esnasında oluşmaktadır [29].

2.2.3. Ferrit

Oda sıcaklığında hacim merkezli kübik yapıya sahiptir. Düşük oranda karbonun oluşturduğu; göreceli olarak yumuşak, sünek ve düşük oranda mukavemetli, katı bir eriyik olarak tanımlanır. Dökme demirde ferrit fazı, silisyum içeren yapıdır. Silisyum elementi, ferrit fazını sertleştirirken, aynı zamanda mukavemetini de artırmaktadır. Yapısal olarak, dökme demirde ferrit fazı serbest durumda ya da perlit içinde meydana gelir. Karbon oranı düşük miktarda olan dökme demirin, bileşimde grafit yapıcılar varsa ve soğuma hızı yavaş ise ferritik yapının oluşma durumu mümkündür [29].

2.2.4. Perlit

Perlit fazı, bir ötektoid bileşime sahiptir. Yan yana sıralanmış ferrit ve sementit fazlarından oluşur. Sertliği ve mukavemeti ferritten fazladır [28]. Dökme demirlerde bulunan perlit fazı mukavemetli ve orta sertliğe sahip bir yapıdadır. Yapıda oluşacak perlit miktarı, grafit miktarına bağlıdır [29].

2.3. Alaşım Elementlerinin Lamel Grafitli Dökme Demirlerin Özelliklerine Etkisi

2.3.1. Karbon

LGDD'de karbon oranı %2,3-4,5 arasındadır. Karbon elementi yapıda serbest veya bileşik olarak iki farklı faz meydana getirir. Karbonun her iki varoluş şekli de ayrı olarak tayin edilebildiğinden grafitleşme oranı Eşitlik 2.1'de yer alan formül ile tespit edilebilir [30].

% Toplam karbon = % Grafit halindeki karbon + % Bileşik halindeki karbon (2.1)

LGDD'de %0,4-0,9 oranında bileşik halde C elementi var ise mikroyapı genellikle perlitik olacaktır. Çünkü %2 oranında Si bulunduran LGDD'de, perlit oranı %0,55 bileşik karbon içeren östenitten oluşmaktadır. Bu nedenle Eşitlik 2.1'de yer alan formül LGDD'de bulunan grafitleşme derecesi için kimyasal bir kriterdir. LGDD'nin katılaşmasında grafitleşmenin tam olarak gerçekleşebilmesi için azami miktarda toplam karbon yüzdesi olmalıdır. Karbon yüzdesi değeri, alaşımın içerdiği Si oranına bağlı olarak en az %2,2 civarında C içerir [30]. Dökme demire ait morfolojide %2,2 değerine kadar C elementi yapı içerisinde bileşik halinde yer alırken, %2,2'den %4'e kadar karbon miktarının artmasından dolayı grafit olarak çökelti oluşturduğu düşünülmektedir.

2.3.2. Silisyum

LGDD'de Si oranı %1-3,5 arasında olup ve dökme demirlerde en büyük etkisi grafitleşme üzerinedir. Silisyumun dökme demirde düşük oranda (%1'den az) bulunması, sıvı metalin katılaşmasında grafitleşmenin yetersiz kalması, yüksek sıcaklıkta uygulanan ısıl işlem (temperleme gibi) ise katı durumda çekirdek oluşumunu tetiklerken, aynı zamanda grafitleşmeyi teşvik eder. Mikroyapı içerisinde Si elementi ferrit fazının içinde erimiş

durumda yer alır ve ferrite dayanım kazandırır. Yapısında %2 Si ihtiva eden ferritik bir LGDD'ye ait sertlik 120-130 Brinell değerlerindedir [30].

2.3.3. Kükürt ve manganez

LGDD yapısında %0,25'e kadar yer alabilen kükürt elementi, grafitleşmede sınırlayıcı etkiye sahip (karbür stabilizasyonunu sağlayan) bir elementtir. %0,25 üzerinde kükürt (S) varlığı; dökme demire istenilmeyen bir sertlik özelliği kazandırır, bu sertlik işlenebilirliği de azaltır. Kükürt elementinin bileşime etkisi, bileşimde bulunan manganez (Mn) elementine ait oran göz önünde bulundurularak incelenmelidir. Tek başına kükürt, demir sülfür (FeS) oluşumuna neden olmaktadır. Yapı içerisinde Mn elementinin varlığında, Mn oranına bağlı olarak MnS veya karmaşık demir-mangan-sülfürleri oluşur. Tek başına Mn grafitleşmeye direnç gösteren bir elementtir. Bu nedenle S ile reaksiyon için yeterli oranda Mn bulunması perlitik mikroyapının devamlılığını sağlamaktadır [30]. Bu sebeple, sıvı metaldeki mangan ile kükürt oranı için $\%Mn = (1{,}70 \times \%S) + 0{,}30$ olması tavsiye edilir.

2.3.4. Fosfor

Fosfor (P) elementi, ergimiş metalin akışkanlığı üretilen döküm parçanın aşınmaya karşı direncini artırır. Katılaşma esnasında fosforun ergiyik metale direk ilavesi ile katılaşma sıcaklığı azalmaktadır. Fosfor elementi, ötektik fazda beyaz ve dağlama özelliğine sahip olmayan bir malzemedir. Bu özelliği sebebiyle karbürlerle kolayca karışmaktadır [30].

2.3.5. Bakır

Bakır (Cu) elementi, dökme demirde önemli bir rol oynar. Lameller halinde bulunan grafit ile çekme dayanımı ve sertliği artırırken, grafitleştirici bir etkiye de sahiptir. Bakır, dökme demir yapısını etkileyerek perlitik bir yapı oluşumunu sağlar. Bu perlit yapıcı özelliği, bakırın dökme demirde kullanılmasının en önemli sebeplerinden biridir. Normalde ihtiyaç duyulan %0,5-1,2 seviyelerinde bakır kullanımı, dökümde sementit oluşum riskini ortadan kaldırır. [31].

Bakır elementinin olumlu bir özelliği ise, belirli oranlarda kullanıldığında, dökme demire ait kalınlığa göre çekme mukavemeti ve sertlik değerinin değişmesini engelleyici bir etkiye sahiptir. Bakır ilavesinin yapı üzerindeki mekanik etkisi, dökme demirdeki Si, C ve Mn

oranına bağlı olarak değişir. Bakır elementinin dökme demire kattığı en önemli etki işlenebilirliği artırmasıdır. Bu özellik ile perlitik homojen bir yapı oluştururken, sementit ve karbür gibi fazların oluşumunu da engeller [31].

Bakır ilavesinde %3'ün üzerine çıkıldığında mekanik özelliklerde düşüş meydana gelmektedir. Bu durumun nedeni, bu oranların üzerinde fazla bakır ince kürecikler şeklinde sıvı metalin dışında kalmasıdır. Bakır ilavesinde dikkat edilmesi gereken önemli hususlardan bir diğeri ise; kullanılan bakırın saf elektrolitik bakır olmasıyla beraber içerisinde dökme demire zarar verecek antimon ve kurşunu bulundurmamasıdır [31].

2.3.6. Kalay

Kalay (Sn) elementi dökme demirler için özellikle LGDD'lerde kırılganlığa neden olabileceği ve hatta KGDD'lerde grafit oluşumunu olumsuz yönde etkilediği uzunca bir dönem düşünülmüştür [32]. Fakat son zamanlarda yapılan araştırmalar, dökme demirde kalayın mekanik ve fiziksel özelliklere olumsuz bir etkisinin olmadığını göstermiştir.

1948'de dökme demirdeki kalayın mikroyapıda önemli değişiklikler meydana getirebileceğine dair ilk gösterge, Ottowa'da bulunan Kanada Maden Ofisi tarafından bulunmuştur [33]. Rehder yapmış olduğu çalışmasında, kalayın (%0,025-0,09 Sn aralığında) LGDD morfolojisindeki matris yapısını perlite dönüştürdüğünü ispatlamışlardır. Hatta çalışmanın devamında KGDD'de yaptıkları çalışmada, kalay oranının %0,05'ten sonra zararlı olduğunu tespit etmişlerdir [34]. Diğer yandan daha sonra yapılan araştırmalarda (Morrogh), kalay elementinin dökme demir içerisinde alaşım elementi olarak %0,13 oranına kadar katılabileceğini ortaya koymuştur [35,36]. Morrogh eser miktarda alaşım elementlerinden (Cu, Ti, Mo, Al. vs.) tamamen arındırılmış bir dökme demir içerisine kademeli bir şekilde kalay ilavesi yaparak bu kanıya varmıştır.

Kalay elementinin dökme demir içesindeki çözünürlüğü yüksektir. Ergimiş dökme demirde bile kalayın buhar basıncı düşüktür (1300^{o}C). Bu durum, kalay elementinin neredeyse tamamının buharlaşma ile kaybolmadığını gösterir [32].

2.4. Bileşimin Etkisi

Bu etki karbon eşdeğeri ($C_{eş}$) ile açıklanmaktadır. Demirle ötektik oluşturmada gerekli karbon oranı, silisyum ve fosfor ihtivası ile ciddi oranda azaltılır. Ötektik yapıya doğru ergime derecesi düşerken, akışkanlık değeri artar ve çekme mukavemeti düşer. Karbon eşdeğeri bu etkinin bir ölçüsü olup $C_{eş} = C + [(Si+P)/3]$ ile hesaplanır [29].

Karbon eşdeğeri oranı %4,3 değerinden büyük (ötektik üstü) olduğu zaman, grafitin katılaşması ile LGDD oluşumuna sebep olur. Karbon eşdeğeri oranı %4,3 küçük (ötektik altı) olduğu zaman ise, östenitin ilk katılaşmasıyla, beyaz dökme demir oluşumu tetiklenmiş olur [29].

2.5. Küresel Grafitli Dökme Demirler

2.5.1. Küresel grafitli dökme demirlerin genel ve mekanik özellikleri

Son dönemlerde ciddi oranda kullanım payına sahip olan KGDD'ler; başta otomotiv, makine ve havacılık sektörü gibi birçok alanda başarılı şekilde kullanılmaktadır. Bu dökme demir türünün imalat yolunun, diğer dökme demir türleri ve çelik üretiminin gerçekleştirildiği yerlerde üretilebilmesi, üstün mekanik özelliklerinin yanı sıra, döküm ve ısıl işlem sonrası kullanıma hazır olması da KGDD'leri endüstride oldukça popüler hale getirmektedir.

KGDD'ler, üretim özellikleri bakımından diğer dökme demir türlerine, mekanik özellikler bakımından ise çeliğe eşdeğer bir malzeme sınıfı olarak öne çıkmaktadır. Diğer dökme demir çeşitlerine göre KGDD malzemelerin tokluk, iyi mukavemet, sünek bir yapı gibi kritik özellikleri vardır. Çelik malzemeye kıyasla iyi işlenebilirlik ve kolay dövülebilme özelliği gösterir. Diğer dökme demir türleri araştırıldığında; kendi içlerinde iyi yapısal özellikler göstermelerine rağmen, KGDD malzemeler düşük maliyet sergileyerek tam bir fiyat/performans ürünü olmaktadır. Bu sunduğu benzersiz avantajlar sayesinde hem diğer dökme demirlere hem de çeliğe kıyasla kullanım alanlarını her geçen gün genişletmekte, KGDD'ler ürün ve kalite mühendisleri için ilk tercih edilen malzemelerden biri haline gelmektedir. [37-39].

Çizelge 2.3'te küresel, lamel ve vermiküler grafitli dökme demirlerin mekanik özellikleri karşılaştırma amaçlı olarak verilmiştir.

Çizelge 2.3. Küresel, lamel ve vermiküler grafitli dökme demirlerin mekanik özellikler açısından kıyaslanması [40]

ÖZELLİK	*LGDD*	*VGDD*	*KGDD*
Kopma Dayanımı (N/mm^2)	100-400	300-500	350-900
%0,2 Akma Sınırı (N/mm^2)	-	250-400	250-600
Kopma Uzaması (%)	Maks. 1,5	1,5-8	3-25
Eğilme Dayanımı (N/mm^2)	300-600	500-800	800-1200
Basma Dayanımı (N/mm^2)	500-1400	600-1200	600-1200
Brinell Sertlik	140	140-240	120-350
E-Modülü (KN/mm^2)	75-155	140-170	165-185
Isıl İletkenlik (W/cm^2K)	0,45-0,5	0,38-0,5	0,25-0,3
Hacimsel Çekme (%)	1-3	1,5	7-10

KGDD malzemesinin mekanik özellikler açısından yeterliliği (Çizelge 2.3), sıvı metale ilave edilen elementlerle orantılıdır. Bu elementler; grafitleşme oranı ve grafit dağılımı, sementit oluşumu ve mikroyapıyı etkilediğinden, büyük öneme sahiptir. Ayrıca malzemenin mekanik özellikleri alaşım elementlerinin ilavesiyle değiştiği gibi; ısıl işlemler, soğuma süresi ve hızıyla da ilişkilidir. KGDD malzemeler genellikle ısıl işlem uygulamalarına ihtiyaç duyulmadan kullanılmakta olup, mikroyapılarında ferrit ve perlit yapıları beraber görülür. Isıl işlem uygulamalarıyla sünekliğin ve mukavemetin birlikte artması mümkün olup, işlenebilirlik yeteneği de artırılabilir [40].

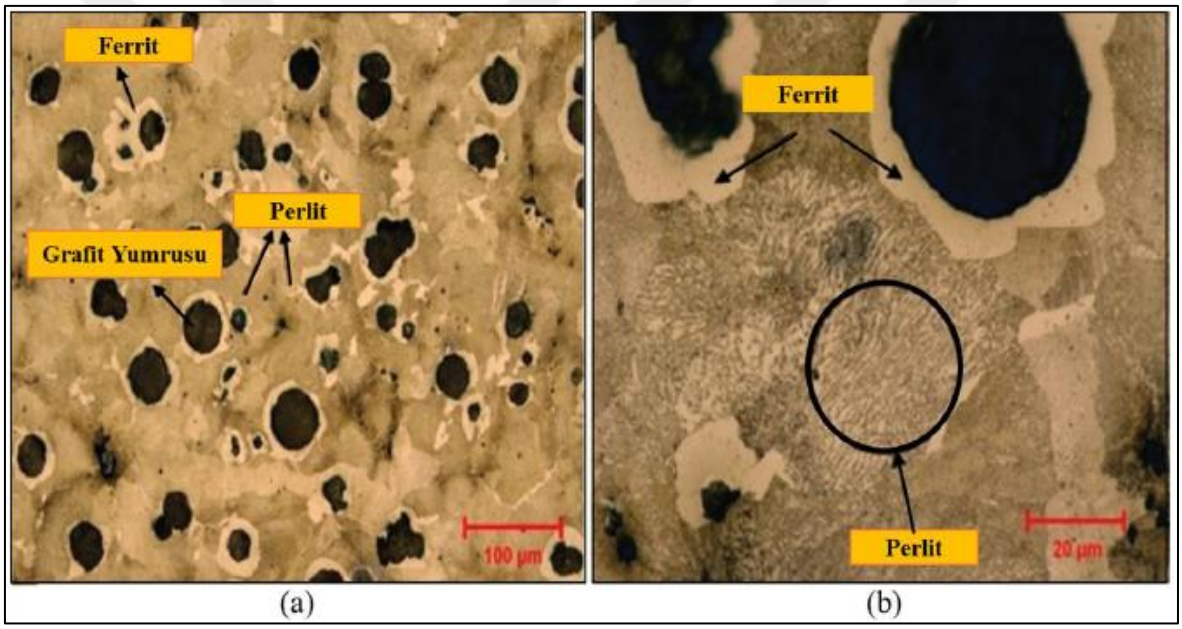
KGDD malzemelerin korozif bir ortamda aşınma dayanımları, LGDD malzemelere kıyasla çok daha iyidir. Bununla beraber ani ve hızlı sıcaklık dalgalanmalarına karşı sergilemiş oldukları direnç, LGDD ve bazı çelik türlerine kıyasla çok yüksektir. Ferritik matris yapıda olan KGDD malzemelerin tokluğu yüksek olup, diğer yandan perlit hacim oranının artması tokluk değerlerinde azalmaya yol açmaktadır [40].

2.5.2. Küresel grafitli dökme demirlerin üretim yöntemleri ve mikroyapıları

Grafitin küre şeklinde yapı içerisinde varlığından dolayı KGDD olarak adlandırılırlar. Küresel şekilli grafit yapısı, LGDD'deki lamel şekle sahip grafit formlarının küresel forma dönüştürülmesi ile meydana gelmektedir. Bu işlem, sıvı metale küreselleştirme işleminin uygulanmasıyla gerçekleşir. Karbon elementinin küresel şekli alması için, sıvı halde bulunan LGDD malzemeye belirli oranda magnezyum veya seryum gibi elementler ilave edilir.

KGDD'lerde grafitlerin dağılımı ve küre boyutu, katılaşma sırasında belirlenir ve bu özellikler dökme demirin mekanik özelliklerini doğrudan etkiler. Grafitlerin küreselleşme işlemi, üretim esnasında doğru zamanda ve doğru miktarda aşılama işlemiyle beraber olmaktadır. Yapısındaki grafitin küreselleşme oranı, mukavemeti ve sünekliği direk olarak etkilemektedir. KGDD malzemeye iyi bir mukavemet ve iyi bir süneklik özelliği kazandıran grafit şeklinin küresel bir formda olmasıdır. KGDD, ısıl işlem gerektirmeden sunduğu üstün mekanik özellikler ile diğer dökme demir türlerine göre öne çıkmaktadır [41].

Şekil 2.7'de görüldüğü gibi KGDD malzemeler ferritik, perlitik veya her iki yapıda matriste dağılmış olarak oluşmaktadır. Bu matris yapı literatürde "dana gözü" olarak nitelendirilir.



Şekil 2.7. KGDD'de oluşan perlit+ferritik yapıların (a) Genel, (b) Detay görünümde mikroyapı görüntüleri [41,42]

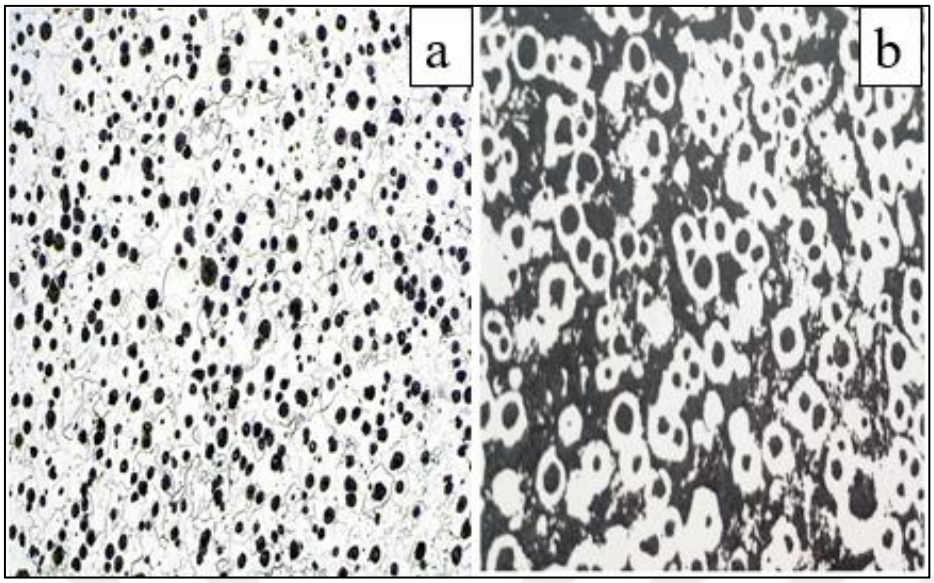
KGDD'de ferrit ve perlit oranları; alaşım elementlerine, grafit miktarına ve soğuma hızına bağlı olarak değişebilmektedir. Döküm şartlarındaki diğer değişkenler de göz önüne alındığında, kullanılan hurda (şarj) malzemelerinin saflık değeri ve kalıpların soğuma hızı gibi faktörler, döküm parçalarında segregasyon oluşumuna yol açabilmektedir. Bu etkiyi uygun değer aralığında tutabilmek için döküm potalarında şarj girdileri kontrolü ve temiz hurda kullanımı çok kritik bir öneme sahiptir. Böylece üretimi yapılacak ürün ve malzemenin arzu edilen mekanik özelliklerde olması sağlanmış olur. Bu durum yapı içerisinde istenilmeyen bileşiklerin düşük bir seviyede olmasına yardımcı olur [43].

KGDD'de yer alan ferrit, darbe dayanımı ve sünekliği artırarak dökme demirin düşük karbonlu çeliklere yakın akma ve çekme mukavemeti değerlerine ulaşmasını sağlar. Bu ferritik yapının oluşması ise katılaşmanın çok yavaş olmasıyla mümkün olmaktadır.

Hem perlit hem de ferrit içeren KGDD'ler, yüksek işlenebilirlik ve düşük üretim maliyetleri gibi iki önemli avantaja sahiptir. KGDD'de perlit yapının içeriğinde yer alan sementitin malzemenin sertlik değerine olumlu etkisinden dolayı; aşınma direnci ve mukavemet artışına katkı sağlamaktadır.

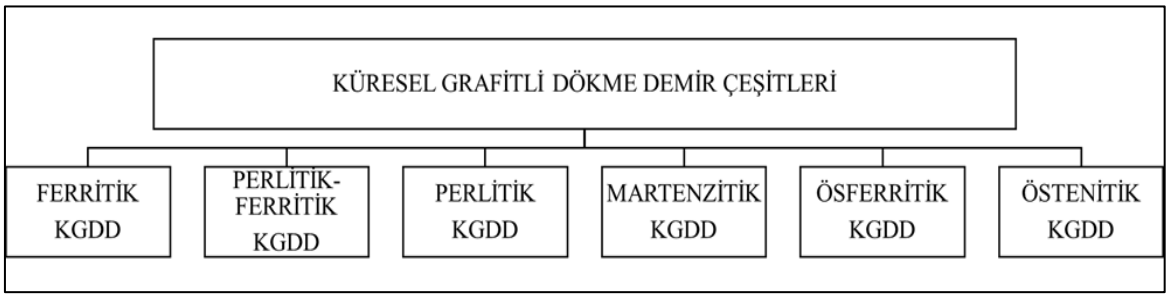
KGDD'lerde kesit kalınlığı metalurjik açıdan dolaylı olarak etki eder. KGDD'de kesit kalınlığı; soğuma hızını, dolayısıyla yapıdaki faz türünü ve tane boyutunu doğrudan etkiler. Örneğin, yüksek soğuma hızı ile oluşan perlitik yapı, küçük taneli ve yüksek mukavemetli olsa da, düşük sünekliğe neden olur [40].

KGDD malzemelerde döküm sürecinde ve dökümden sonraki ısıl işlem uygulamalarıyla farklı mikroyapıların ortaya çıkması mümkündür. KGDD malzemeler bu oluşan mikroyapılar ile sınıflandırılırlar. KGDD, yüksek sıcaklıklarda östenitik bir yapıya sahipken, 735°C'nin altındaki sıcaklıklarda farklı bir yapıya dönüşmektedir. Ferrit içinde karbonun çözünürlüğü oldukça düşüktür, ancak östenit fazda %1 civarında çözünebilir. Bu %1 çözünmüş karbon, östenitin ferrite dönüşümü sırasında grafite dönüşümü gerçekleşir. Ferrit matris içerisinde dağılmış olan küresel grafitler, sadece östenitte çözünen karbon elementinin neredeyse hepsinin küresel grafit yapıya dönüşmeye zaman bulduğunda ortaya çıkar. Fakat genellikle östenit fazdan kopan karbon, grafit yapıların yer aldığı bölgelere hareket edemez, bu bölgelerde difüzyon gerçekleştiremez ve katılaşma için yeterli zamanı bulamaz. Ayrılan bu karbon, ince karbür tabakaları halinde grafitler oluşturarak katılaşır. Bu karbür tabakaları, ferrit yapının devamlılığını bozarak ferrit ve karbür tabakalarının sürekli olarak birbirine bitişik şekilde oluşmasına neden olur. Bu yapıya perlit adı verilir. KGDD'lerin yapısında, ferrit, perlit ve grafit gibi yapı bileşenlerinden bir ya da birkaçının farklı oranlarda görülmesi mümkündür. Bu yapısal çeşitlilik, KGDD'nin kullanım alanları ve kimyasal bileşimi gibi faktörlerden etkilenmektedir. Şekil 2.8'de döküm ve ısıl işlem uygulanmış KGDD'lerin mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Bu görüntüler, KGDD'nin farklı yapısal bileşenlerini ve bu bileşenlerin dağılımını net bir şekilde ortaya koymaktadır.



Şekil 2.8. KGDD malzemesinde döküm ve ısıl işlem uygulamasına bağlı olarak meydana gelen (a) Ferritik ve (b) Çoğunlukla perlitik mikroyapı görüntüleri [40]

KGDD malzemeler, üretim yöntemlerine bağlı olarak Şekil 2.9'da görüldüğü gibi altı farklı gruba ayrılır. Bu çeşitler; Ferritik, Perlitik+ferritik, Perlitik, Martenzitik, Ösferritik ve Östenitik KGDD'lerdir [44].



Şekil 2.9. Kimyasal kompozisyon ve uygulanan işlemlere bağlı olarak üretilebilen KGDD çeşitleri [44]

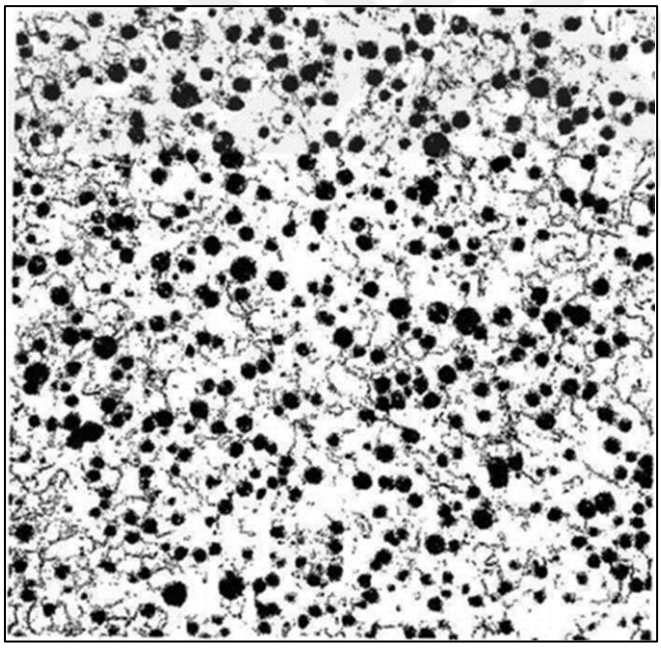
Ferritik küresel grafitli dökme demirler

Ferritik matris yapı içinde dağılmış halde olan küresel grafitlerin oluşması sonucunda, yapısal olarak elde edilmesi istenen mikroyapı için östenitin içerisinde çözünen karbon içeriğinin hepsinin küresele dönüşmeye zaman bulması gerekmektedir. Düşük karbonlu çeliklere yakın çekme mukavemeti, akma dayanımı, yüksek darbe direnci ve süneklik özellikler ferritik matris içinde dağılmış küresel grafitler sayesinde sağlanır.

Ayrıca, çeliğe göre iyi termal iletkenlik özelliği, yüksek darbe dayanımı, manyetiklik, işlenebilirliği ve yüksek korozyon dayanımı önemli özellikleri arasında yer alır.

Sıvı metale küreselleştirme işlemi için uygun oranda magnezyum alaşımı ilave etmek, dökümü gerçekleştirilen küresel grafit oluşturulması için KGDD'nin uygun ortam ve şartlarda katılaşmasını sağlamak, Perlitik KGDD'ye ısıl işlem uygulamak, ferrit matrisli KGDD üretiminde kullanılan teknikler arasında yer almaktadır.

Şekil 2.10'da Ferritik KGDD malzemenin mikroyapısı görülmektedir. Ferritik KGDD; büyük iş makine parçaları, otomotiv sektörü, inşaat sektöründe kullanılan iskele direkleri, fren disk balataları, makina pistonları, potalar, ergitme ocakları ve fırın kapakları gibi birçok alanda kullanılır [44,45].

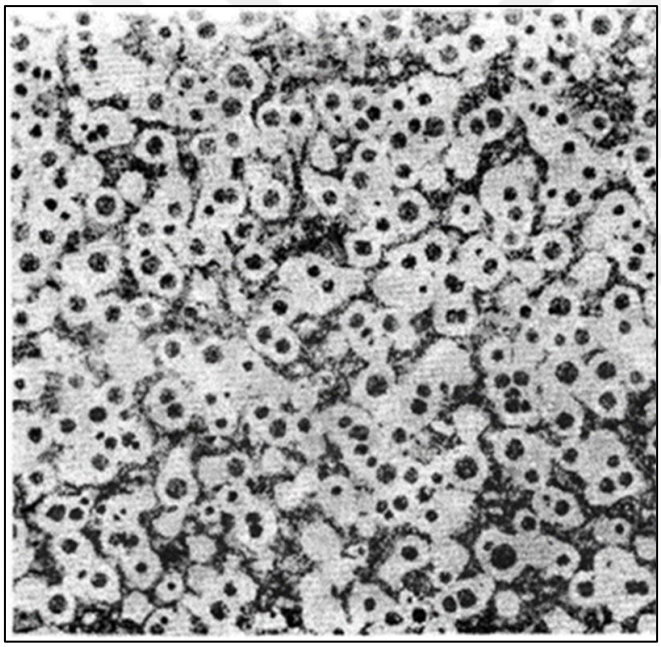


Şekil 2.10. Ferritik KGGD mikroyapı görüntüsü [23]

Perlitik-ferritik küresel grafitli dökme demirler

KGDD'ler arasında en yaygın kullanılan perlitik+ferritik KGDD, doğrudan döküm yoluyla üretilerek kullanılır. Matris yapısı içinde küresel grafitler hem ferrit hem de perlit alanları içerisinde dağılmaktadır. Bu malzeme, KGDD'ler arasında en ekonomik üretime sahip olup, güzel işlenebilirlik kabiliyeti dışında diğer özellikleri perlitik ve ferritik KGDD'lere benzerlik gösterir [44].

Dağılım oranlarının eşit olması muhtemel olan perlitik ve ferritik matris yapılarına sahip bu malzemenin mikroyapısı Şekil 2.11'de gösterilmektedir. Bu mikroyapıya sahip KGDD'lerin aşınma direnci ve çekme dayanımı özellikleri ferritik yapılar ile kıyaslandığı zaman daha iyidir. Üretilen KGDD malzemelerin büyük bir çoğunluğu bu grup yapılara sahiptir. Yüksek mukavemet ve aşınmaya dayanıklılığının istendiği yerlerde perlitik matrisli KGDD istenirken, optimum düzeyde darbe dayanımının arzu edildiği, ancak mukavemet özelliğinin önemsiz olduğu işlerde de ferritik matrisli KGDD malzemeleri tercih edilir. Tarım makineleri ve traktör parçalarında, disklerde, dişli kutularında, kompresör pistonları pompa gövdelerinde, valfler, kâğıt sanayi endüstrisi haddelerinde, hidrolik kontrol aletlerinde, uçak-gövde-motor parçalarında ve daha birçok alanda bu sınıf KGDD'ler kullanılır [23].



Şekil 2.11. Perlitik+ferritik KGDD'lerin mikroyapı görüntüsü [23]

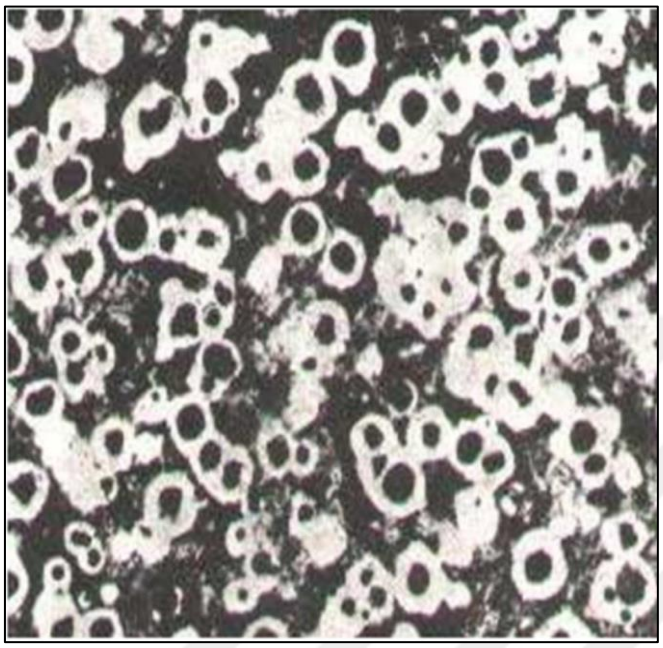
Perlitik küresel grafitli dökme demirler

Perlitik KGDD'ler; yüksek mukavemet, tokluk ve titreşim sönümleme kabiliyeti sunan, dökme demir türleri arasında öne çıkan bir malzemedir. Bu özellikler, Perlitik KGDD'yi otomotiv, tarım makinaları, inşaat ekipmanları ve demiryolu ekipmanları gibi çeşitli kritik uygulamalarda vazgeçilmez kılmıştır.

Fakat östenitten ayrılan karbon, matris içerisinde bulunan grafit nodüllerine ulaşamadığı ve orada katılaşmaya zaman bulamadığı durumlarda, karbürlü levhalar şeklinde katılaşarak

ferrit matrisin sürekliliğini bozabilir. Bu durum, malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir.

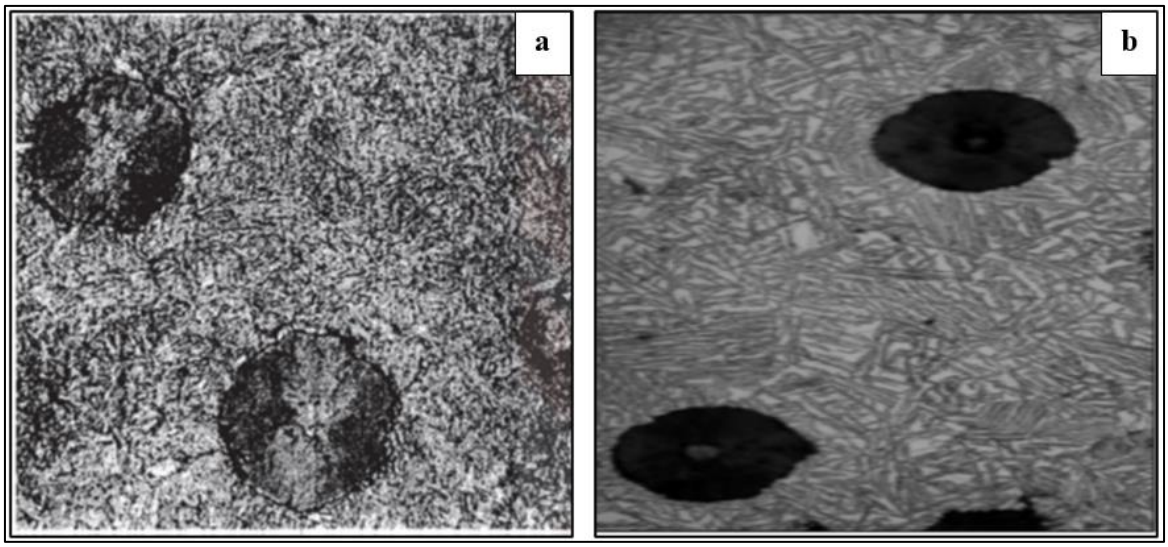
Perlitik KGDD'lerin mikroyapısı Şekil 2.12'de gösterilmektedir [23].



Şekil 2.12. Perlitik küresel grafitli dökme demirin mikroyapı görüntüsü [23]

Martenzitik ve ösferritik küresel grafitli dökme demirler

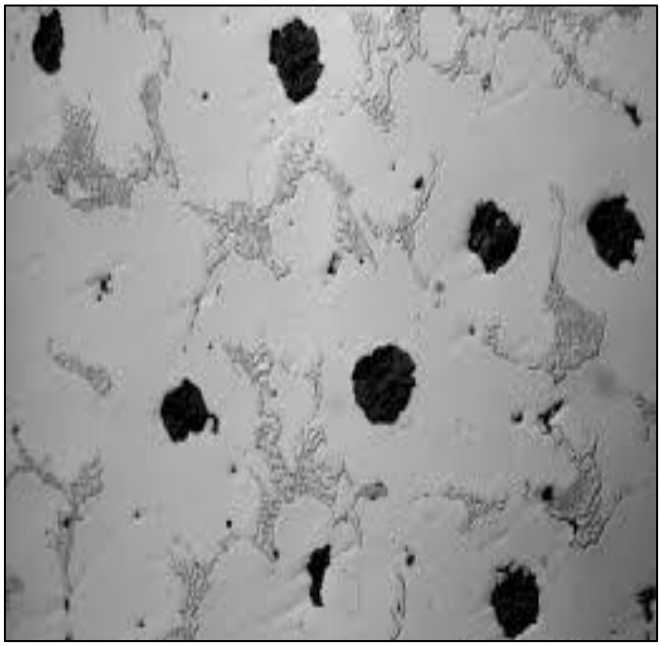
Alaşımsız olarak üretilen KGDD malzemeye yağ ortamında su verme işlemi yapılmış; özel alaşımlı veya temperlenmiş KGDD malzemelerle östemperleme ya da martemperleme işlemleri uygulanan KGDD malzemeler, birçok iyi özellik sergilemekle beraber maliyet açısından çok yüksektir. Bu malzemede ana yapıyı hatta kritik yapıyı ösferritik ve/veya martenzit oluşturur. Nadiren kullanım alanına sahip olan martenzitik KGDD; sert ve kırılgan yapıda olan bir döküm malzemesidir. Perlit oluşumu, yeterli alaşım elementi ilavesi veya su verme ve temperleme ısıl işlemi ile önlenebilir veya geciktirilebilir. Bu işlemler sonucunda temperlenmiş martenzit yapı oluşur. Bu yapı, yüksek aşınma direnci ve iyi mukavemet sunarken düşük tokluk ve süneklik gösterir. Martenzitik ve ösferritik KGDD'lerin mikroyapısı Şekil 2.13'de gösterilmiştir. [44, 45].



Şekil 2.13. a) Martenzitik ve b) Ösferritik KGDD mikroyapı görüntüsü [23]

Östenitik küresel grafitli dökme demirler

Bu KGDD çeşidi, yüksek oranda nikel elementi içerir. Östenitik matris oluşturmak için alaşımlandırılan bu tür KGDD'ler, döküm parçalarına yüksek korozyon ve oksidasyon direnci, iyi bir mukavemet özelliği, üstün manyetik özellikler ve yüksek sıcaklıklarda boyutsal kararlılık sağlanır. Analizler, matris yapılarının çok az oranda perlit ve kalanın ise östenit içerdiğini gösterir. Bu yapı oluştuğunda grafitler küresel şekillerini biraz olsun kaybederler. Östenitik KGDD'lerin mikroyapısı Şekil 2.14'te görülmektedir.



Şekil 2.14. Östenitik KGDD'nin mikroyapı görüntüsü [23]

2.5.3. Küresel grafitli dökme demirlerin kimyasal bileşimleri

KGDD malzemenin temelini oluşturan ana elementler silisyum ve karbondur [46]. Bu iki elementin yanında, periyodik tablodaki yaklaşık 50 element de KGDD bileşiminde yer alır. Ancak, Ar, As, Bi, P, Pb, S ve Sb vb. bazı elementlerin zararlı etkileri nedeniyle dökme demir içerisinde yer alması istenmez. Bu elementler, mekanik özellikleri olumsuz etkileyebilir ve malzemenin işlenebilirliğini zorlaştırabilirler [23].

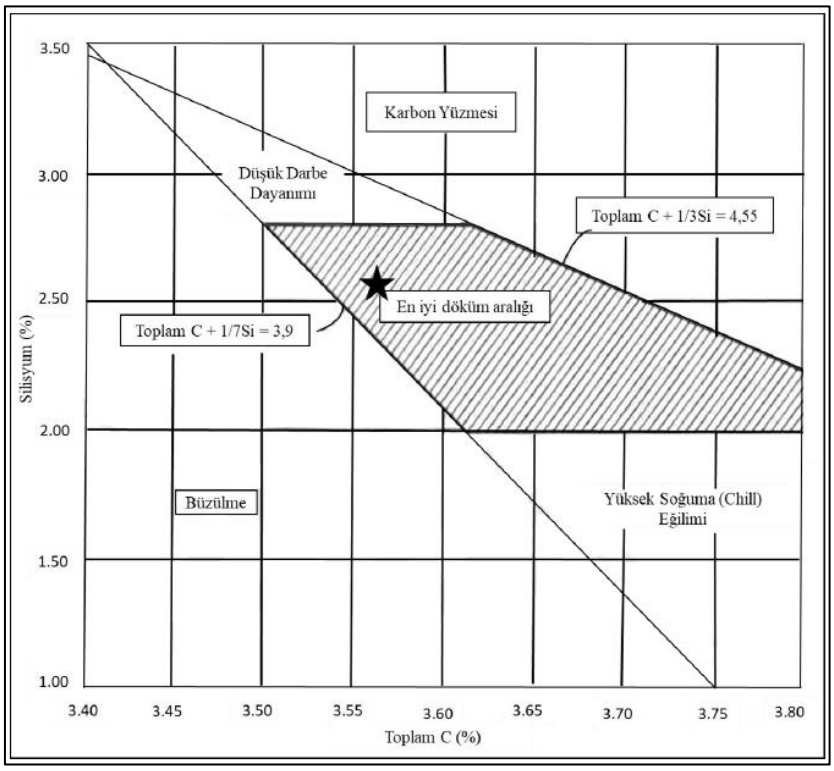
KGDD malzemelerin mekanik özelliklerini geliştirmek için, farklı türde alaşım elementleri ilave edilerek alaşımlandırma işlemi uygulanır. Cu, Cr, Ni, Mn ve Mo vb. elementleri bunlardan başlıcalarıdır. Bu alaşım elementlerinden bazısı tek başına elementel halde, bazısı ise bileşik formlarında dökme demire katılırlar.

Dökme demirlere pik, hurdalar ve karbon bazlı malzemeler sayesinde C girişi gerçekleşmektedir. Karbon bileşimi için optimum değer aralığı %3,4-3,8; silisyum için %2-2,75 arasındaki değerlerdir. LGDD'de bulunan grafitlerin küresel formda meydana gelmesi için olması gereken minimum Mg oranı genel olarak %0,04-0,06 aralığındadır. S oranı %0,015 ve bu değerin altında ise %0,035-0,04 Mg oranı yeterlidir. Mg oranı olması gereken değer aralığının altında kaldığı zaman mikroyapıda yeteri oranda küresel yapının olmaması, böylece vermiküler grafitlerin yapıda görülme ihtimali artar.

Ergiyen metalin kompozisyonu incelendiğinde bileşim içerisinde bulunan kükürt oranı %0,02 değerinden daha düşük olmalıdır. Küreselleştirme işlemi bir kalıp içinde gerçekleşiyorsa kükürt elementine ait oran %0,01'den küçük olması istenilmektedir [47]. Mn elementinin sabit tutulması KGDD malzemede karbür oluşmasını önler. Manganezin maksimum değerde tutulması, % Si oranına ve kesit kalınlığına bağlıdır. 25 mm ve üstünde kesit kalınlığına sahip olan döküm parçalarında, karbür oluşturucu Mn'den dolayı, silisyum miktarındaki artış ile karbür oluşumu bastırılır. Yaklaşık 12 mm kesit kalınlığına sahip olan döküm parçalarında Si miktarı %2,5'ten %3'e çıktığında, manganez oranı %0,25'ten, %0,35'e çıkar. Segregasyonun yol açtığı bu tür bölgesel manganez oranındaki artış, kalın kesite sahip döküm parçalarında ortaya çıkmaktadır. Sıvı metal içerisinde manganez, yapısı gereği segrege olur. Segregasyonun belirginleşmesindeki etken katılaşma hızında meydana gelen azalmadır. Yapılan çalışmalara ait sonuçlarda [44,45], manganez oranının %0,4 olduğu bir alaşımda son katılaşma gösteren sıvıda manganez oranının yaklaşık %2,5 ve daha

büyük olabileceği ispatlanmıştır. Oluşan bu segregasyon, kesit kalınlığında meydana gelen artış ile silisyum tarafından engellenemez. Bu durumun nedeniyse katılaşmanın ilk esnasında silisyum segregasyonu olması gereken orandan çok olmasından dolayıdır.

Şekil 2.15'te KGDD malzemelere uygun C ve Si döküm analiz aralığı gösterilmektedir. Şekil 2.15 incelendiğinde; Si miktarının %2,8'i aşması halinde darbe dayanımının düştüğü görülmektedir. Buna ek olarak, taralı çizgiler ile belirtilmiş olan %3,5-3,8 karbon ve %2–2,8 silisyum içerikli döküm aralığının en optimum olduğu gösterilmiştir. Karbon eşdeğerine ($C_{eş}$) ait en iyi değer aralığı %4,3-4,65 olduğu görülmektedir. Karbon eşdeğer aralığının olması gereken değerlerin üzerinde olduğunda, ergimiş metale ait akışkanlık yüksek ölçüde düşer ve döküm prosesinde zorluklar meydana gelir. Bu aralığın altına inen karbon eşdeğeri ise, malzemeye kırılganlık ve gevrekleşme gibi malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz etkilemekle kalmayıp, döküm kusurlarına neden olan mikro çekintilerin boyutunu da artırmaktadır. Mikro çekintiler günümüz dökümhanelerinde büyük hacimli döküm parçalarında sıklıkla karşılaşılan bir problemdir. Bu problemi aşmanın ilk adımı, Şekil 2.15' de verilen silisyum ve karbon dengesini sağlayabilmektir. Sıvı metal hazırlanırken grafikte belirtilen aralık değerlerine titizlikle uyulması gerekmektedir.



Şekil 2.15. KGDD'lerde Si-C oranlarına bağlı en uygun döküm aralığının şematik gösterimi [44]

KGDD malzemede bulunan segregasyon, katı çözeltide bulunan alaşım elementlerine ait büyük oranda bölgesel yoğunlaşma veya alaşım elementlerinin sebep olduğu karbürler şeklinde ortaya çıkmaktadır. Si, Ni, Cu gibi elementler KGDD'nin katılaşması sırasında küresel grafitlere yakın bölgelerde segrege olmaktadır. İlave olarak Cr, V, Mn, Ti, Mo vb. elementlerse taneler arası sınırlarda birikme eğilimi göstermektedirler. Bu doğrultuda homojen yapıya sahip bir döküm matrisi oluşabilmesi için, küresel grafit sayısında meydana gelen artış önemlidir. Katılaşma hızı, karbür oluşumunun önlenmesinde önemli bir paya sahiptir. Bu önem, homojen bir yapısal dağılım oranının artışı ve zararlı etkiye sahip taneler arası karbür oluşumunun önlenmesinde büyük bir etki yapmaktadır. Bu nedenle, optimum döküm modellemesi yapılamayan döküm parçalarda; kesit kalınlığının artmasıyla, katılaşmanın hızı düşmekte ve segregasyon oluşumu artmaktadır.

KGDD malzemelerde uygun standartlarda ürün elde edilebilmesi için yapıda kimyasal kompozisyonun etkisi önemlidir. Segregasyonun en alt seviyede tutulabilmesi için eş dönüşümlerin olması gerekmektedir. Proses aralığını genişleten alaşım elementleri yapıya eklenerek beynitik ikincil dönüşümün önüne geçilebilir. Molibden ve nikel gibi elementler, beynitik dönüşümü geciktirerek proses aralığını genişleten elementlere örnektir [48]. KGDD'lerin yapısını etkileyen birçok element olduğu bilinmektedir. Yapıya etki eden elementlerden başlıcaları;

Karbon: KGDD malzemelerde bulunan karbon miktarı arttıkça küresel şekilli grafitlerin sayısı artmaktadır. Bileşim içerisinde bulunan karbon oranındaki artış ile akışkanlık özelliği artış eğilimi gösterir. Karbon oranında görülen artış ile dökülebilirlik kabiliyeti artar. Endüstride üretimi gerçekleşen KGDD genellikle %3–4 oranında karbon olması istenmektedir [23].

Silisyum: Silisyum, KGDD'lerde magnezyumun küresel grafit oluşturmasına ve grafit nodüllerin büyümesini teşvik etme etkisini artıran önemli bir elementtir. Ötektoid dönüşümde oluşan ferrit oranını ve yapı sertliğini artırarak mukavemeti yükseltir. Genellikle ferro silisyum formunda eklenir. Yapıda olması gereken oran %1,80-2,80 arasındadır [23].

Fosfor: LGDD malzemelerde olduğu gibi kırılgan yapı (steadit) oluşumunu tetikler. Bu element, ferrit fazında çözünerek yapıda tokluk ve sünekliği düşürücü bir etkiye sahiptir. Bileşimde en fazla %0,05 oranında yer alması kabul edilmektedir [23].

Manganez: KGDD malzemelerde manganez içeriğinin artması grafit oluşumunu engellerken karbür oluşumunu teşvik eder. Bu durum, malzemenin sertlik ve dayanıklılığında artışa, uzama ve tokluk değerlerinde ise azalmaya yol açar [23].

Bakır: KGDD'lerde malzemenin işlenebilirliğini ve elektriksel iletkenliğini artırır [23].

Kükürt: KGDD malzemelerde oranının kontrol altında tutulması gereken elementler arasındadır. Kükürt elementi, ferrit fazında çözünmekte ve FeS bileşiği oluşturarak mekanik özellikleri düşürmektedir. Aynı zamanda küreselleşmeyi de olumsuz yönde etkiler. Bu olumsuz yönünden dolayı yapı içerisinde %0,1'in altında olması istenir [23].

2.5.4. Küresel grafitli dökme demirlerin üretimi

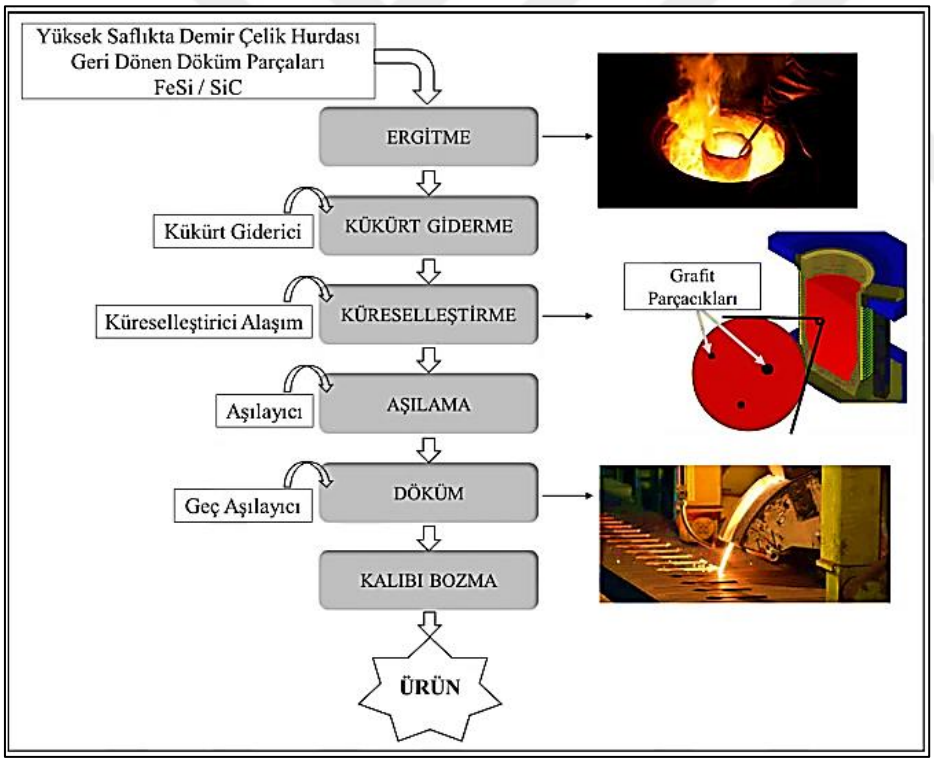
KGDD üretimi ergitme ve ocakta alaşımlama, küreselleştirme ve aşılama işlemi aşamalarından meydana gelir. KGDD üretiminde kritik iki aşama bulunmaktadır. Birincisi küreselleştirici ilavesidir. Magnezyum ilavesi en ekonomik ve etkili olan yöntemdir. Bileşimde %0,015-0,05 aralığında magnezyum ihtiva etmesi kabul edilebilir orandır. İkinci aşama ise, ergimiş metal üzerinde katılaşmanın başlayacağı çekirdeklerin yer aldığı aşılama adımıdır. Aşılama işlemiyle KGDD malzemenin mikroyapısında küresel şekle sahip grafit sayısını artırmak mümkündür. Döküm prosesinin hızı, aşılama işleminin başarısı için kritik önem taşır. Sıvı metal katılaşmaya başladığında aşılayıcı etkisini yitirdiğinden, döküm işleminin hızlı bir şekilde tamamlanması gerekir.

KGDD üretiminde en yaygın kullanılan aşılayıcılar ferro-silisyum alaşımlarıdır. Bu alaşımlar, dökme demirlerde ürün kalitesini geliştirmek ve sıvı metaldeki oksijeni gidermek için de kullanılır. Silisyum aynı zamanda malzemenin aşınma direnci, mukavemeti, esnekliği, korozyon dayanımı, düşük elektriksel iletkenliği ve mıknatıslanma özelliğini de artırır [23].

Sıvı metale ilave edilen küreselleştirici malzeme öncelikle metalde çözünür. Daha sonra, sıvı metal içinde küçük boyutlarda MgS ile CaS vb. inklüzyonlar ortaya çıkarır. Bu inklüzyonlarda farklı silikatlar meydana gelir. Sıvı metalde çekirdeklenme işlemi meydana gelen silikatların üzerinde gerçekleşir. Dolayısı ile aşılayıcı tanecikler, katılaşma işleminin başlamasıyla beraber ergime olmadan sıvı içerisinde yayılarak yeni kristal yapılara da uygun

zemin oluşturulur. Bu durumda yoğun grafitleşme merkezlerinin varlığı, grafit küreciklerinin oluşumunu önemli ölçüde artırır. Bu nedenle aşılama işlemi, karbür oluşumunu engellerken grafit oluşumunu teşvik edici bir etkiye sahiptir [41].

Yüksek kalitede gerçekleşmiş bir döküm işlemi için Şekil 2.16'da gösterilen akış şeması önem taşır. Sıvı dökme demirin küreselleştirilmesi, döküm işleminden hemen önce ergimiş metale magnezyum eklenerek gerçekleştirilir. Bu kritik aşamada, magnezyum sadece küreselleştirici rolüyle kalmaz, aynı zamanda sıvı metalden kükürt ve oksijeni de uzaklaştırır. Fakat yüksek kükürt ve oksijen seviyeleri, önemli miktarda magnezyumun sülfür ve magnezyum oksit oluşturmak için harcanmasına neden olur. Küreselleşmenin sağlanması için sıvı metal bileşiminde %0,05 oranında artık magnezyum kalması gerekir [43].

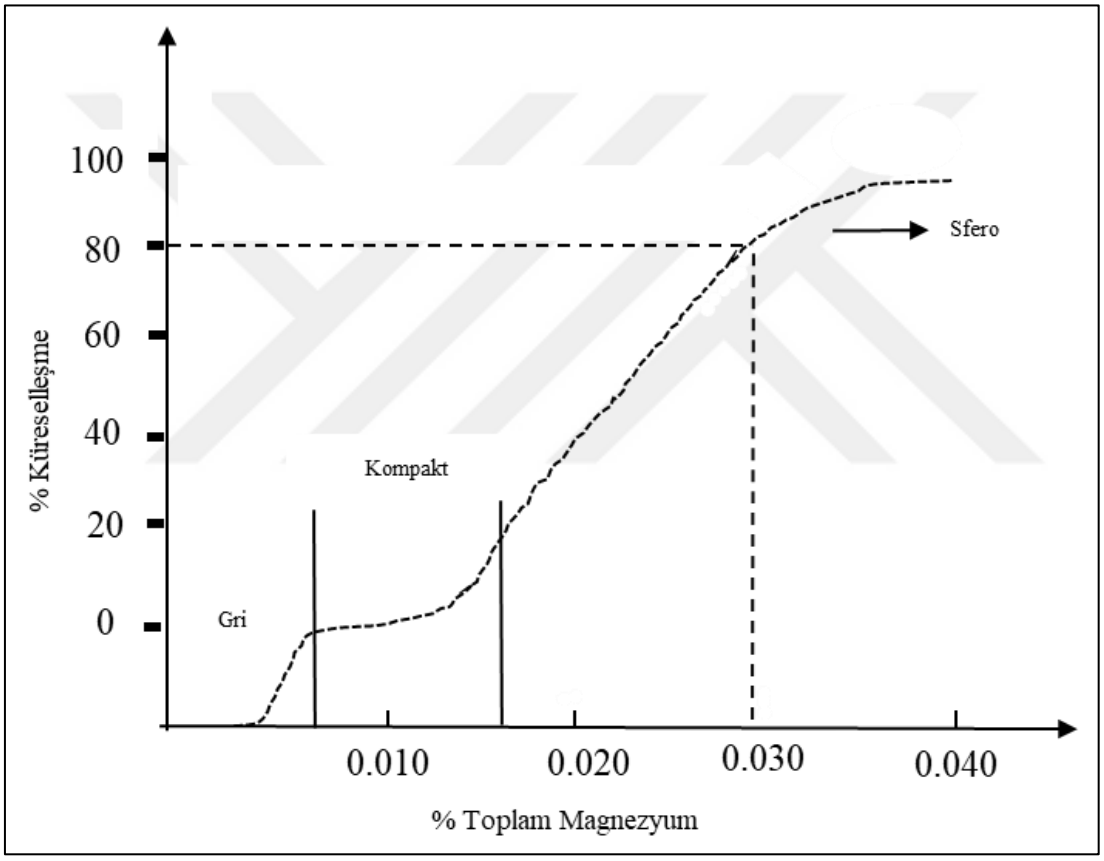


Şekil 2.16. KGDD'nin genel üretimine ait genel akış şeması [23]

Dökme demirin ana bileşiminde yer alan oksijen ve kükürt miktarı, magnezyum oranını etkileyerek küresel grafit oluşumunun başarısını belirlemektedir. Küreselleştirme esnasında sıvı metalin sıcaklığı 1538-1560°C aralığında olduğundan, bu sıcaklık değeri magnezyumun buharlaşma sıcaklığının oldukça üzerinde bir değerdedir. Bu doğrultuda sıvı metalle temas halinde olan magnezyum hızla buharlaşır. Küreselleşme işleminde magnezyumun verimi,

büyük oranda hava ile temas etmeden önce magnezyum buharının içinden geçtiği sıvı metal derinliğine de bağlıdır. Bu nedenle, sıvı metalin magnezyum buharı ile ulaştığı derinlik, küreselleşme verimi açısından kritik önem taşır. Reaksiyonun şiddetini düşürmek ve uygun metalurjik koşulları sağlamak için magnezyum genellikle farklı elementlerle alaşımlandırılır.

Şekil 2.17 incelendiğinde magnezyum miktarının artması ile yapının KGDD malzemeye geçtiği görülmektedir.



Şekil 2.17. Magnezyumun küreselleşme üzerine etkisinin grafik üzerinde gösterimi [23]

Ergimiş metale eklenecek magnezyum oranının belirlenmesi için literatürde birçok formül mevcuttur. Bunlardan en basit ve kullanımı en kolay olanı Eşitlik (2.2)'de verilmiştir.

% Mg = [(İstenilen % Mg) / (% Mg Verimi) x 0,01] – Bileşimdeki % S (2.2)

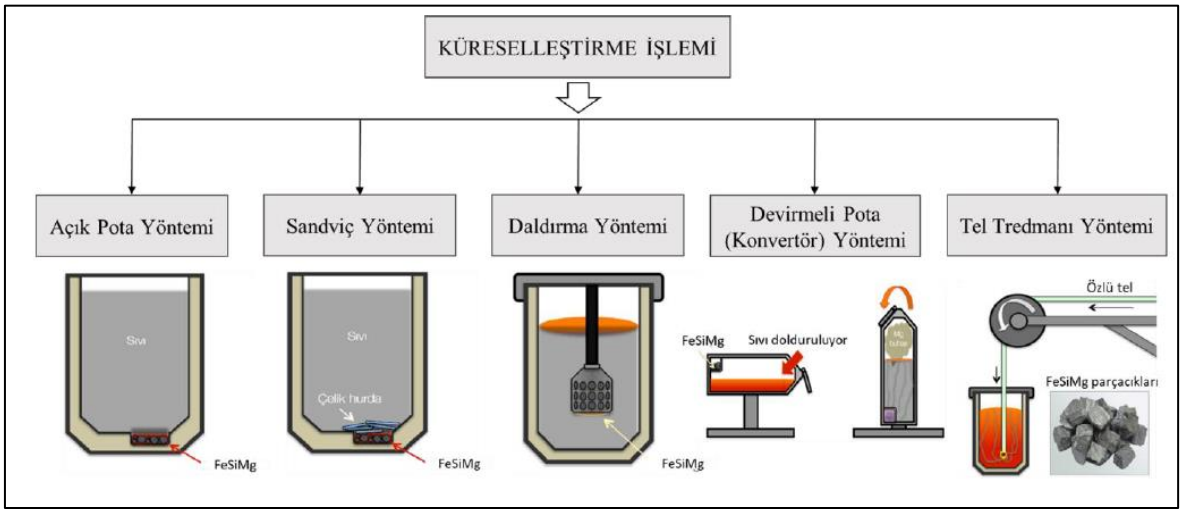
Bağlantıda malzeme kalitesi ve işlem şartlarına bağımlı olarak değişiklik gösterebilecek oran magnezyum verimidir. Ergimiş metale eklenecek magnezyum oranı %10-90 arasında

değişkenlik gösterebilmektedir. Bu nedenle her uygulamada, uygulayıcının kendine özgü şartları ve geçmiş deneyimleri göz önünde bulundurularak özel bir formülle hesaplanmalıdır. Fazla miktarda magnezyum kullanımı, maliyet artışına yol açarken, döküm parçasında mikro boşluk oluşumunu da tetiklemektedir. Bu nedenle, arzu edilen magnezyum oranı %0,040-0,050 arasında hassasiyetle kontrol altında tutulmalıdır [23].

Küreselleştirme işlemleri

KGDD malzemenin üretim sürecinde, grafitin küresel şekilde çökelmesini sağlamak için küreselleştirme işlemi yapılır. İşlemin sonucunda, sıvı metalde oluşan yüzey gerilimini minimize etmek ve bu doğrultuda grafitin istenmeyen formda (lamel/yapraksı biçimde) büyüyerek ilerlemesine neden olan oranlarını azaltmak gerekir. Magnezyum elementi, oksijen ve kükürtle tepkime oluşturabilen bir element olmasının yanı sıra, yüksek buhar-denge basıncı nedeniyle karıştırma işlemine ihtiyaç olmadan sıvı metale kolayca dağılabilmesiyle dökümhaneler tarafından sıkça tercih sebebidir. Ayrıca magnezyumun sıvı metalde karbon ile herhangi bir bileşik oluşturmaması onu tercih sebebi yapmaktadır. Magnezyum elementi dışında seryum elementi içeren bazı nadir toprak elementleri de küreselleştirici olarak kullanılmaktadır [23].

Şekil 2.18'de küreselleştirme işleminde kullanılan yöntemler şematik olarak özetlenmiştir.



Şekil 2.18. Küreselleştirme yöntemlerinin şematik özet gösterimi [23]

Küreselleştirme işlemi farklı yöntemler ile yapılabilmektedir. Bu yöntemlerde en yaygın kullanılanı FeSiMg bileşiğidir. Bu işlemde magnezyum bir potanın dibine yerleştirilir ve ocakta hazırlanan ergimiş metal bu potaya dökülür.

Açık Pota İşlemi olarak adlandırılan bu işlem, magnezyumun sıvı metalle temas etmesini sağlayarak küreleşmeyi gerçekleştirir. Bu yöntemde, sıvı metale göre daha hafif olan FeSiMg; bir taraftan tepkimeye girerken, bir diğer yandan sıvı metal içerisinde yüzme eğiliminde olur. Bu nedenle açık pota işlemi verimi yaklaşık olarak %20-30 gibi düşük değerler gösterir.

Sandviç yöntemi, potanın dibine yerleştirilen FeSiMg alaşımının ergiyikte yüzmesini engelleyen ve koruyucu bir örtü görevi gören bir malzemenin eklenmesiyle gerçekleştirilir. Bu yöntemde, FeSiMg üzerine genellikle demir-silisyum içeriği yüksek hurda çelikten bir koruyucu örtü yapılıp bekletme süresi uzatılabilir. Reçineli kum veya kalsiyum karbür de koruyucu örtü olarak kullanılabilir. FeSiMg bileşiğinin sıvı metal içerisinde yüzmesini engellemek amacı ile gerçekleştirilen bu önlemle, küreleştirme işleminin verimi, %40-45 oranlarına kadar çıkarılabilmektedir. Günümüzde Türkiye'deki çoğu dökümhanenin bu yöntemi seçme ve kullanma nedeni uygulamasının kolay oluşudur. Koruyucu örtü miktarının istenenden fazla olması, sıvı metal sıcaklığında düşüşe neden olarak bu yöntemi diğer yöntemlere göre belirgin bir dezavantajlı hale getirmektedir.

Daldırma yöntemi, KGDD üretiminde kullanılan en yaygın yöntemlerden biridir. Bu yöntemde, küreleştirici olarak FeSiMg ferroalyajı kullanılmaktadır. Ferrosilis magnezyum (FeSiMg) alaşımı içeren bir kap, sıvı durumda olan dökme demir içerisine daldırılır ve belirli bir süre bekletilir. Daldırma işlemi sırasında, FeSiMg alaşımındaki magnezyum, grafitte çekirdek oluşturarak ve küresel grafit oluşumunu teşvik ederek dökme demirdeki grafitin küreselleşmesini sağlar.

Konvertör veya devirmeli pota işleminde, cepli bir pota yatay konumda kullanılır ve saf magnezyum tercih edilir. Saf magnezyum, yatay olarak konumlandırılmış ve potanın içinde yer alan bu cebe yerleştirilir. Sıvı metal potaya doldurulduktan sonra kapağı kapatılır ve pota dikey konuma getirilir. Ergimiş metal cebe yerleştirilmiş saf magnezyum ile tepkimeye girer. Magnezyum buharı, pota kapağı vasıtasıyla hapsedilerek verim %50'ye kadar yükseltilir. Bu

yöntemde potanın soğuması, sıvı metalde soğumaya neden olarak dezavantaj oluşturur. Bu durumu engellemek için konvertörün sürekli kullanımı ve sıcak tutulması gerekir.

Tel tretmanı yönteminde; sıvı metale belli oranda ve hızda olan magnezyum içeren bir telin daldırılmasıyla küreselleştirme işlemi meydana getirilmiş olur. Tel tretman yöntemi, sistemin otomasyonu ve bu sürecin kontrol altında tutulması bakımından önemli seviyede avantajlar sağlar. Sandviç ya da açık pota gibi küreselleştirme yöntemlerinin bu yönteme kıyasla çok kolay uygulanabilmekte ve ucuz olmaları yöntemin tercih edilebilirliğini düşürmektedir [23]. Tez çalışmasında, KGDD üretiminde bu yöntem tercih edilmiştir.

Aşılama işlemi

Aşılama işlemi, dökme demir üretiminde en önemli ve kritik aşamalar arasında yer almaktadır. Dökme demirlerde, istenilen mikroyapıyı ve katılaşma mekanizmasını elde etmek için sıvı metale çekirdek ilavesi yoluyla aşılama işlemi gerçekleştirilir. Bu yöntemde kullanılan çekirdekler $\leq$ 4 μm boyutunda, grafit çökelmesi için kristalleşme merkezleri işlevini gören çok ince tane boyuna sahip parçacıklardır.

Aşılama işlemi çok önemli olup gelişi güzel değil, matematiksel hesaplar yapılarak ergimiş metalin ihtiyacına göre doğru ve kontrol altında gerçekleştirilmelidir. Aşılama işlemi, dökme demirlerde grafit çökelmesinin (sayı, boyut ve şekil açısından) ve dengeli katılaşmanın optimize edilmesi amacıyla tasarlanmıştır. Aşılama işlemi, farklı aşamalara ayrılarak uygulanabilmektedir.

Ön koşullandırıcılar: Dökümhanelerde "ocak aşısı" olarak bilinen bu işlem, sadece ergiyik metale aşılama işlemi değil, sıvı metali sıvı fazda tutma amaçlı gerçekleştirilir. Yeni ergimiş sıvı metal, tamamen sıvı görünmesine rağmen, aslında yapıda mikron boyutlarında bile olsa grafit parçaları içerir.

Potada aşılama: Bu aşılama yöntemi, endüstriyel dökümhanelerde sıkça çok yaygın kullanılmaktadır. KGDD malzeme imalatında bu süreç genellikle, küreselleştirme prosesinin hemen ardında gerçekleştirilir. Kullanılan aşının tanecik boyutu, pota içerisinde bulunan sıvı metalin ihtiyacı doğrultusunda 0,6 mm ile 6 mm aralığında değişir. Aşı, bu yöntemde özlü telin içerisinde veya elle doğrudan sıvı metale aktarılabilir.

Geç aşılama: Sıvı formda olan metal akarken uç kısmından verilerek (ağız aşısı) veya kalıp içerisine blok olarak konumlandırılarak yapılabilir. İlk süreçte, sıvı metal içerisine doğrudan ilave edilerek aşı çözündürülür. Sonrasında ergimiş metalde, CaS ve MgS gibi istenmeyenler yani inklüzyonlar oluşur. Böylece büyük boyuta sahip olanlar cüruf içerisine giderken, küçük olanlar ergimiş metal içinde kalır. Sonra sülfit inklüzyonlarının civarında SiO_2, MgO gibi silikatların var oldukları gözlenir. Son bölümde ise ortaya çıkan silikatlarda Al, Ba, Ca ve Sr vb. elementleri ihtiva eden çok farklı silikat yapılar çekirdeklenerek meydana gelir. Son süreçte meydana gelen bu silikat katmanında grafit taneleri çekirdeklenir. KGDD malzeme üretiminde kullanılması tercih edilen aşı türleri bu nedenle Ba, Ca ve Al gibi elementleri yapılarında ihtiva ederler [23].

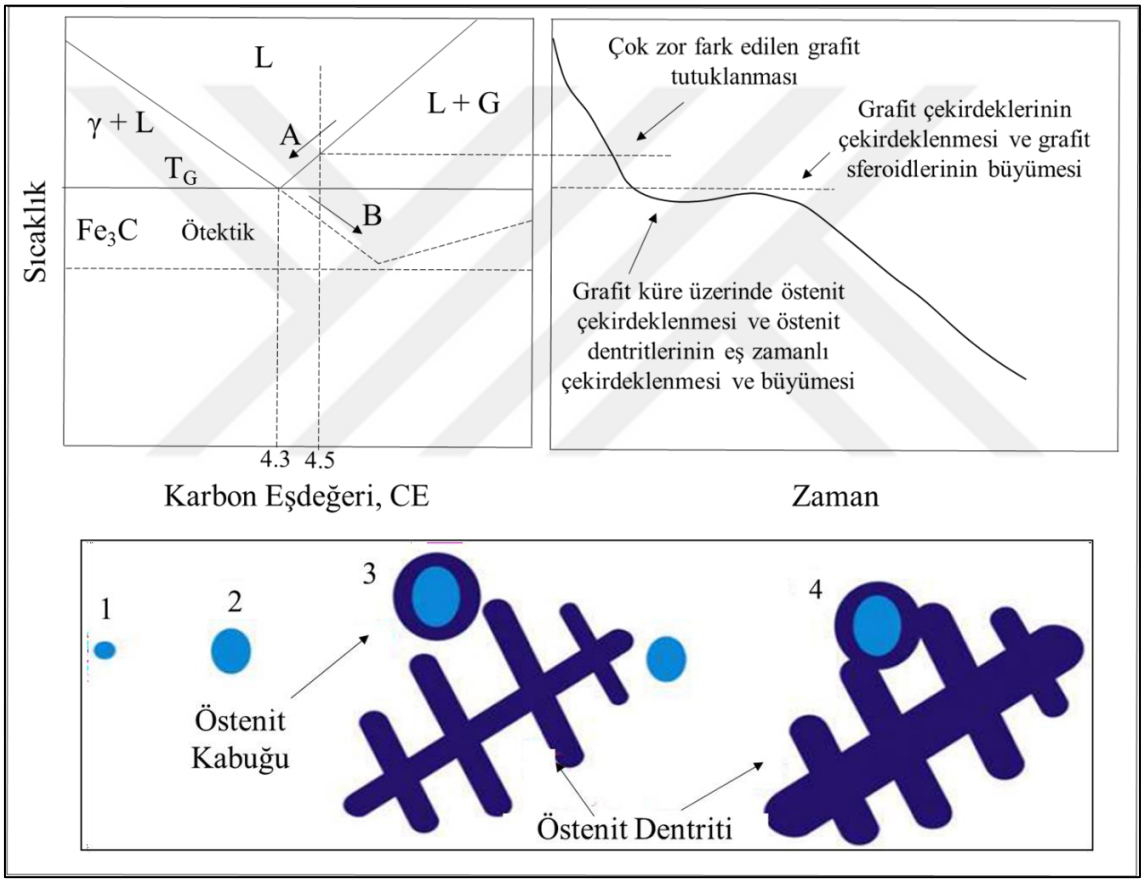
2.5.5. Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Katılaşma

KGDD ve LGDD aynı karbon oranına sahip olup, ancak KGDD'de ötektik katılaşma daha yüksek sıcaklıklarda başlar. Bu durumda küresel grafitler östenit kabuğu ile çevrelenir ve sadece tek faz (östenit) ötektik yapı ile temas halinde kalır. Bu katılaşma neoötektik katılaşma olarak adlandırılır. Oluşan her östenit kabuk ona denk gelen hücre yapısını temsil etmekte ve hücre içerisindeki grafit yapıların büyüklüğünün artmasında karbon difüzyonu östenitin kabuk kısmından iç bölgesine doğru kimyasal potansiyel fark ile olmak zorundadır. Bu nedenden dolayı LGDD'ler, KGDD'lere göre nispeten hızlı katılaşma gösterir. Neoötektik yapının büyümesi başladıktan hemen sonra, yapı içerisinde grafitin çekirdeklenmesi meydana gelmez. Bu sebeple küresel grafitli yapıların sayısı matrisin katılaşma işlemi başlamadan önce belli olur. Ötektoid sıcaklık değerine erişinceye kadar karbon çökelmeleri grafit yapılarında devamlı olarak meydana gelir [49].

KGDD'ler, malzeme yapısı ve mekanik özelliklerine göre sınıflandırılır. Bu tür dökme demirlerde mekanik özelliklerin matris yapısına bağlı olmasının en önemli nedeni grafitlerin küresel formda olmalarıdır. Mikroyapıda yer alan kürelerin boyutları malzemenin mekanik özelliklerini etkilemez.

Döküm parça kesit kalınlığı ve katılaşma esnasında grafitlerin çökelti oluşturması için yeterli oranda çekirdek miktarına göre küresel grafitler farklı boyutlarda olabilirler. İnce kesitli malzemelerde çok daha fazla miktarda çekirdek vardır. Dolayısıyla ince kesitli malzemelerde küresel grafitlerin boyutları da küçük olur. KGDD malzemelerde, grafit sayısı

ve dağılımı malzemeye ait metalurjik açıdan kalitesinin bir göstergesidir. KGDD'lerde 100 adet/mm^2 ortalama küresel grafit sayısı tercih edilir. LGDD'ler de olduğu gibi bu küre sayısı da ötektoid sıcaklığından geçerken alaşımlandırma ve soğuma hızıyla belirlenir. Uygun sayıda küresel grafit elde edilmesi, tamamen küresel grafitli bir yapıya ulaşılmasını sağlar. Karbonun az olması ise küresel grafit sayısının yetersiz olmasına, döküm işlemi ve kimyasal bileşime bağlı olarak soğuma sırasında demir karbür veya lamel grafit oluşmasına neden olur [50, 51]. Şekil 2.19'da KGDD malzemelerin katılaşma aşamalarını gösteren faz diyagramı ve soğuma eğrisi ile katılaşma adımları şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.19. KGDD malzemenin katılaşmasını açıklayan faz diyagramı, soğuma eğrisi ve oluşum adımlarının şematik gösterimi [23]

KGDD malzemelerin mikroyapısı, matris yapı ve bu matris içindeki oluşan küresel grafitler ile ifade edilir. Yapıdaki grafitlerin hacimsel oranının %8-10 arasında olması tercih edilir. Östenitik KGDD'ler dışında karbürler tokluk ve mukavemeti olumsuz etkilediği için pek tercih edilmezler. Hipoötektik KGDD'lerde katılaşma, östenit dendritlerinin oluşumuyla başlar. Hiperötektik KGDD'lerde de katılaşma genel olarak benzerdir. Küresel grafitler, ilk katılaşan faz olarak KGDD'lerde önemli bir rol oynar. Hipoötektik katılaşma ile yüksek

kaliteli KGDD üretimi mümkündür. Katılaşma sonrasında, ilk katılaşan östenit fazı alaşımsız veya alaşımlı KGDD'lerde %100 östenit olur. Bu yapı %1 oranında karbon içeren katı bir çözeltidir. Sıvı metal soğudukça östenit içerisindeki karbonun çözünürlüğü azalır ve çözeltiden gelen karbon çökelerek küresel grafitlere bağlanır. Bu etkileşim katılaşma tamamlanana kadar devam eder. Alaşımsız KGDD malzemelerde östenit oda sıcaklığında kararsız bir yapıya dönüşerek ferrit formuna geçer.

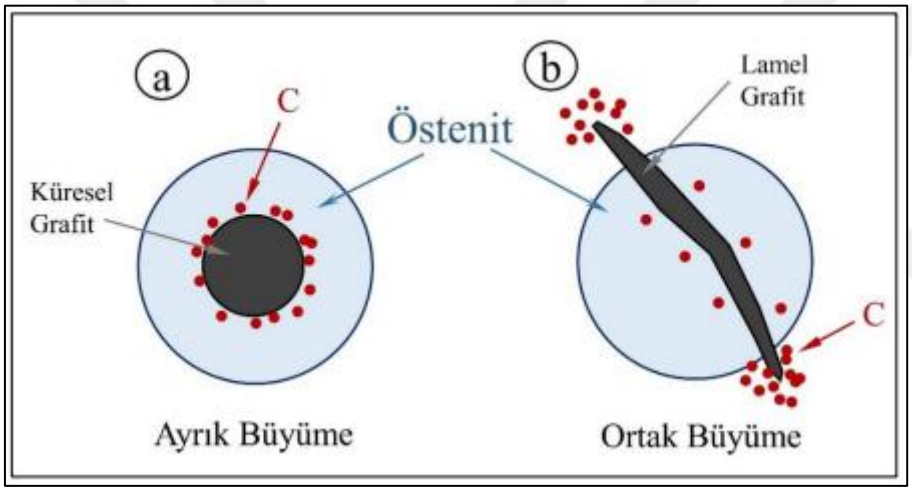
Bu dönüşüm yaklaşık 723°C'de gerçekleşir ve yapıdaki silisyum oranından etkilenir. Östenit-ferrit dönüşümü, KGDD'lerde matrisin karbon içeriğini de etkilemektedir. Östenitin kristalleşme sıcaklığında karbon miktarı yaklaşık %1 oranında olup soğuma esnasında azalmaktadır. Östenit-ferrit dönüşümü sırasında karbonun östenit içindeki çözünürlüğü %0,55'e düşer. Ferritin karbon çözünürlüğü oldukça düşük olduğundan (%0,025), soğuma hızı, kimyasal bileşim ve grafit dağılımına bağlı olarak dönüşüm sırasında karbon açığa çıkabilir. Soğumanın çok az olduğu hızlarda ortaya çıkan bu karbon çökelti oluşturarak küresel grafitlere eklenir. Bu şekilde matris yapı %100 ferritik yapıya dönüşür ve Ferritik KGDD elde edilir. Ancak soğuma hızlıca gerçekleşir ise karbon grafit olarak çökelti oluşturmaya yeterli zamanı bulamaz. Ferrit içinde karbon çok sınırlı çözünür, çünkü katılaşma aşamasında östenit bölgelerinde dönüşümüne devam eder. Bu durumun neticesinde östenit yapı içerisinde ince yapılı Fe_3C plakaları meydana gelmeye başlar. Ferrit fazı ile ardışık plakalardan oluşan bu yapı, matrisin devamlılığını bozarak perlit (ferrit+sementit) olarak adlandırılır. Bu aşamalar sonucunda ortaya çıkan dökme demir türüyse Perlitik KGDD olarak isimlendirilir. KGDD malzemeler, döküm işleminin ardından matrisinde farklı miktarlarda perlit ve ferrit fazı içerebilirler. Farklı katılaşma aşamaları ve ısıl işlem yöntemleri kullanılarak bu tür yapılar değiştirilebilir. Döküm parçalarına uygulanan ısıl işlemler ve soğuma hızı kontrolüyle martenzitik, ösferritik veya östenitik matrisli yapı bileşenlerinin üretilmesi mümkündür [23].

Küresel grafit yapısını oluşturmak için yüzey geriliminin ayarlanması büyük önem taşımaktadır. Döküm işlemi için üretilen sıvı metalde bulunan oksijen ve kükürt, yüzey gerilimini düşürerek grafitin lamel şekilde büyümesini sağlar. Fakat yüzey gerilimi yüksek olduğunda, karbonun grafite ulaşabilmesi için östenit fazından geçmesi gerekmektedir. Bu durum sonuç olarak, grafitin belli bir yön ve açıda katılaşmasını zorlaştırmakta ve katılaşmanın her noktadan gerçekleşmesine imkan sağlayarak küresel grafit oluşumuna yol açmaktadır. Küreselleştirme işleminde kullanılan elementler (Mg veya Ce) kükürt ve oksijen

ile reaksiyona girerek sıvı metal içerisindeki küreselleştirici miktarını azaltarak yüzey gerilimini artırır. Bu durumda grafitin küresel hale gelmesi sağlanır.

Şekil 2.20.a'da yüksek yüzey gerilimi altında küresel grafitin büyümesi gösterilmektedir. Karbon atomları, östenit fazından geçmeden grafitin her noktasına eşit şekilde ulaşabilir ve küresel bir yapı oluşturur.

Şekil 2.20.b'de ise düşük yüzey gerilimi altında lamel grafitin oluşumu gösterilmektedir. Karbon atomları, grafitin ucuna ulaşmak için östenit fazından geçmek zorundadır. Bu durum, grafitin lamel şeklinde büyümesine neden olur [89].



Şekil 2.20. Dökme demirde a) Küresel ve b) Lamel grafit oluşumunun şematik olarak gösterimi [89]

3. KOMPOZİT MALZEMELER

Fiziksel ve kimyasal açıdan özellikleri farklı olan ve en az iki ve daha fazla malzemenin makro, mikro ve nano boyutlarda birleştirilmesi ile üretilen malzemelere kompozit malzeme ismi verilir [34]. Kompozit malzemelerde asıl hedef birleşen malzemelerin tek olduklarında mevcut hallerinde var olmayan özelliklerinin bir arada olduklarında elde edilmesidir. Kompozit malzemeler için başlıca özellikler aşağıdaki gibidir. Bunlar;

- Kompozit malzemeler çözünen ve çözen bileşen türlerinden oluşmaması,
- Bir araya getirilen malzemeler arasında atomik boyutta alışveriş bulunmaması,
- Kompozit yapılar "Matris" olarak adlandırılan ana malzeme grubu ve mukavemet değeri bu malzemeden daha yüksek bir değerde olan "Takviye elemanı" olarak isimlendirilen malzemenin birleştirilmesi sonucu elde edilmesi,
- Takviye elemanı bir kompozit malzemenin kirişi yani yük taşıyan kısmını oluştururken, matris malzemesi yük altında plastik deformasyona geçişte çatlağı geciktirmesi olarak sayılabilir.

Kompozit malzeme türlerinin hafif olmaları, yüksek mukavemete sahip olmaları ve uzun ömürlü olmaları gibi avantajlı özelliklerinin yanı sıra bazı dezavantajlı özellikleri de mevcuttur. Malzeme kalitesi üretim yöntemine bağlı olduğundan malzeme özellikleri standart olmayabilir. Matris ile takviye elemanı arasında her zaman uygun bir arayüzey formu oluşmayabilir. Bu durum sonucunda yapıda karşılaşılmamış hasarlara yol açabilir.

Kompozit malzemeler, matris türlerine göre üç ana grupta incelenir. Bunlar; Metal Matrisli Kompozitler (MMK), Seramik Matrisli Kompozitler (SMK) ve Polimer Matrisli Kompozitler (PMK)'dir. Tezin konusuna uygun şekilde yalnızca Metal Matrisli Kompozit (MMK) malzemelerin özelliklerine değinilecektir.

Metal matrisli kompozitler (MMK), savunma ve havacılık sanayisi başta olmak üzere, otomotiv ve uzay sanayisinin beklentilerine paralel bir şekilde son zamanlarda teknolojik gelişmeler ile maliyet bakımından diğer yöntemler ile rekabet edebilecek bir seviyeye gelmiştir. Farklı metal ve alaşımlarının mekanik özellikleri, silisyum karbür, grafen ve alümina gibi dayanımı yüksek seramik takviye elemanları ile uzay ve havacılık endüstrisinde teknolojik açıdan önemli ilerlemelere vesile olmuştur. MMK malzemeler klasik ve yenilikçi

üretim yöntemleri ile imal edilen alaşım türlerine bir alternatif olmaktadır. MMK malzemeleri özellikle iki temel etken ön plana getirmektedir. Bunlar;

- Yeni üretim yöntemleri ile malzeme türlerinin mekanik özellikler açısından düşük maliyetler ile iyileştirilmesi,
- Seramik malzemenin katkı oranlarındaki değişimiyle metal malzemenin fiziksel ve mekanik özelliklerinde arzu edildiği oranda artırım ve azaltılmasına olanak tanınmasıdır.

Takviye malzemeler üretim yöntemlerine veya geometrilerine göre sınıflandırılabilmektedir. Her yöntem ve sistem için birbirlerine göre pozitif ve negatif yanları olmaktadır.

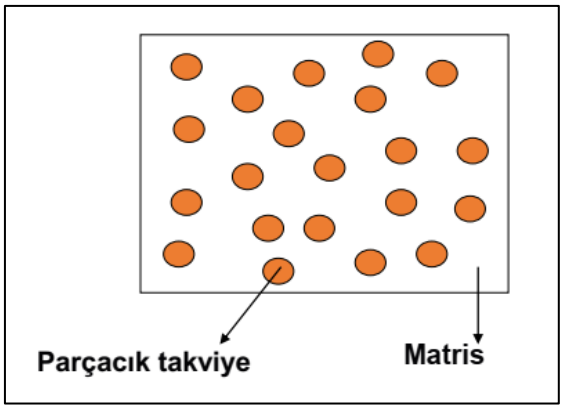
MMK'ler de takviye elamanı olarak oksit türler (Al_2O_3-Alümina, SiO_2-Silisyumdioksit), nitritler (SiN_4-Silika Nitrit, AlN-Alüminyum Nitrit), karbürler (SiC- Silisyum Karbür, TiC-Titanyum Karbür) ve bunlardan farklı C ve Si gibi elementel malzeme türleri kullanılmaktadır. Diğer taraftan matris malzeme türü olarak titanyum, alüminyum, magnezyum, nikel, bakır, süper alaşımlar (Ni ve Fe esaslı) kullanılmaktadır.

Malzeme ağırlığının çok önemli olduğu; uzay, havacılık, taşıma ve savunma sanayisinde alüminyum en çok tercih edilen matris malzemesidir. MMK üretiminde matris ve takviye malzemesinde bir arayüzey olarak adlandırılan yapı ortaya çıkmaktadır. Bu arayüzey, MMK malzemenin mekanik özelliklerinde ciddi etkiye sahiptir [52].

3.1. Takviye Malzemesinin Türüne Göre Metal Matrisli Kompozit Çeşitleri

3.1.1. Partikül takviyeli metal matrisli kompozit

Partikül takviyeli MMK malzemeler üretim maliyeti bakımından uygun bir MMK türüdür. Boyutları 3-200 μm arasında değişebilen Si, SiC, Al_2O_3 gibi farklı hacimsel oranlara sahip olan parçacıklar takviye edilebilmektedir. Bu türdeki MMK'ler genellikle toz metalurjisi veya döküm ile üretilmektedir. Şekil 3.1'de parçacık takviyeli kompozit bir yapı şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.1. Partikül katkılı MMK yapısının şematik gösterimi [53]

Partikül (parçacık) takviyeli MMK malzemelerin bazı olumlu ve olumsuz özellikleri vardır.

Başlıca avantajları;

- Diğer takviye malzeme türleri ile kıyasla daha düşük maliyetli olması,
- İzotropik yapıda özellikler sergilemesi,
- Takviye elemanının; türü, boyutu, şekli, dağılımı, miktarı ve homojenliği gibi belli parametreleri değiştirilerek mekanik özelliklerde artma ya da azaltma sağlanabilmesidir [53].

Başlıca dezavantajları;

- En uygun kompozit malzemeyi üretmek için metal matrisli kompozit bileşenleri hakkında ayrıntılı ve eksiksiz bilgiye ulaşılamaması,
- Faz ile matris arasında kimyasal açıdan uyumluluğun sağlanamaması,
- Mukavemetin sınırlı oranda iyileşmesidir [53].

3.1.2. Süreksiz fiber takviyeli metal matrisli kompozit

Bu tür MMK'ler de takviye malzemesinin geometrisinden dolayı kedi bıyığı olarak isimlendirilen (whisker) süreksiz ve kısa fiber takviyelerden oluşmaktadır. Fiberlerin takviye dağılımlarına göre MMK malzemenin mekanik özellikleri değişiklik göstermektedir. Bu tür MMK, özellikle yüksek sıcaklık altında performans gösteren iş parçaları için kullanımı mümkün olabilecek bir türdür.

Başlıca avantajları;

- Yüksek elastiklik modülü ve mukavemet kazandırması,
- Parçacık takviyeli MMK' lere göre yük taşıma kapasitelerinin yüksek olması,
- Takviye malzemesinin; türü, şekli, boyutu, dağılımı/dağılım miktarı ve homojenliği gibi malzeme özellikleri değiştirilerek mekanik özelliklerde azalış veya artış sağlayabilmesidir.

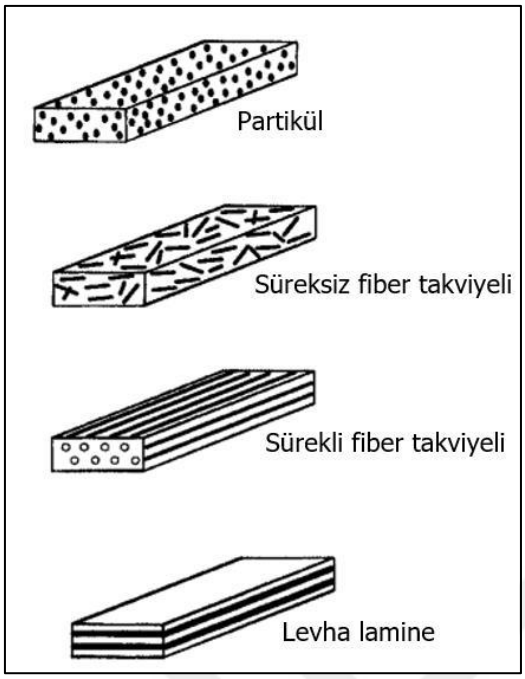
Başlıca dezavantajları;

- Farklı kristal yapıda farklı özellik göstermeleri (Anizotropik),
- Kırık ya da çatlak oluşan takviye malzemesinin MMK malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemesi ve yorulma süresini düşürmesi,
- Mali açıdan çok pahalı olması,
- Matris/fiber arayüzeyindeki kimyasal uygunluğun oluşmaması sonucunda yüklerin fiber takviyeler tarafından taşınamaması,
- Homojen bir dağılımın her zaman ya da her koşulda mümkün olamamasıdır.

3.1.3. Sürekli fiber takviyeli metal matrisli kompozit

Sürekli fiber takviyeli MMK malzemeler yüksek mukavemete ve sertliğe sahip olan elemandır. Sürekli fiber takviyesi olarak karbür, alümina, grafit ve tungsten gibi fiberler kullanılabilmektedir. Fiberlerin bulunduğu yöndeki rijitliğin sürekli olarak kullanılan alaşımların ve parçacık takviyeli MMK malzemelerin yaklaşık olarak üç katıdır. Yüksek mukavemetli alüminyum ve çelik alaşımlarının sertliklerinin ise yaklaşık olarak iki katıdır [53].

Fakat diğer yöndeki (takviyeye dik yönde) mekanik özellikleri çok düşüktür. Bu tür MMK türlerinin avantaj ve dezavantajları süreksiz fiber takviyeli MMK malzemeler ile benzeşiktir. Bu tür MMK malzemelerin süreksiz fiber takviyeli MMK türlerine kıyasla en önemli pozitif özelliği takviye ile aynı yöndeki mekanik özellikleri olurken, en büyük dezavantajı ise yaklaşık 5 kat daha maddi olarak pahalı üretilmeleridir [53].



Şekil 3.2. Farklı tiplerdeki MMK çeşitlerinin şematik gösterimi [53]

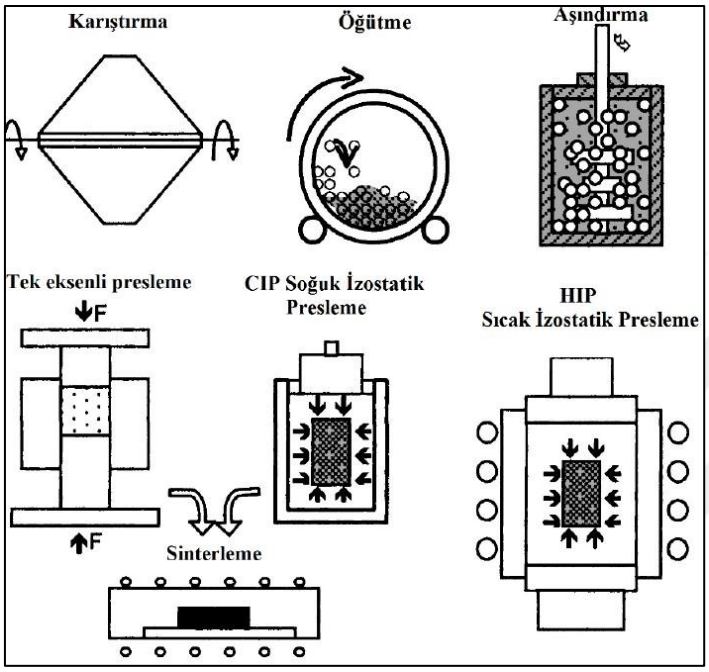
3.2. Metal Matrisli Kompozitlerin Üretim Yöntemleri

Uzun yıllardır yapılan çalışmalar neticesinde, MMK malzemelerin mekanik özelliklerini iyileştirmek için gerçekleştirilen çalışmalar üretim yöntemlerinin zenginleştirilip farklılaşmasına neden olmuştur. Üretim yöntemleri matris malzemenin türüne göre ayrılabilmektedir. Dolayısıyla MMK malzemelerin üretim yöntemlerini en yaygın kullanılan 8 başlıkta incelemek mümkündür.

3.2.1. Toz metalurjisi

Bir katı faz üretim yöntemi olan ve kimyasal etkileşimin en az olduğu toz metalürjisi yöntemi, MMK'ler için geliştirilen ilk üretim yöntemlerinden birisidir. Bu yöntemde takviye ile matris malzemesinin homojen bir şekilde karıştırılması gerekmektedir. Şekil 3.3'te görüldüğü gibi; bu yöntemde matris ve takviye malzemelerine ait parçacık boyutları 20-40 μm arasında değişiklik gösteren toz hammaddeler homojen bir şekilde karıştırılır. Bu karıştırma işlemi oldukça önemlidir. Metal tozları su içeren bir oksit tabakasına sahiptir ve tabakanın gaz porozitesine sebep olmaması için birleştirme adımından önce yok edilmesi/kurutulması gerekmektedir. Bu işlemden hemen sonra gözenekli yapıyı yok etmek için vakum altında sıcak presleme yapılır. Sıcak presleme işlemi alaşımın ergime

sıcaklığının altında veya katı-sıvı fazında yapılabilir. Ürün son şeklini ekstrüzyon işleminden sonra alır. 1/20 ve daha yüksek oranlarda yapılabilen ekstrüzyon işlemi ayrıca takviye malzemesinin daha homojen dağılmasına yardımcı olabilmektedir. Ekstrüzyon sıcaklığı ve oranı dikkatlice kontrol edilmelidir. Dikkat edilmediği takdirde takviye malzemesine ait partiküllerde çatlaklar oluşabilmektedir [53].



Şekil 3.3. Toz metalurjisi yöntemi ile MMK üretim aşamalarının şematik gösterimi [53]

3.2.2. Ergitilmiş metal yöntemleri

Toz seramik parçacıkları, sıvı metalin içerisine eklemek üzere yapılan ilk çalışmalarda bazı zorluklar ortaya çıkmıştır. Bunun nedeni başlangıçta, birçok sıvı metal seramik parçacıkları ıslatamamakta ve homojen olarak karıştırılamamaktadır. Bu duruma rağmen, sıvı metal yöntemleri ile ıslatılabilirliğin geliştirilmesi çalışmaları devam etmiş ve sonunda ilerleme kaydedilmiştir [53].

3.2.3. Karıştırmalı döküm yöntemi

Bu yöntem, sıvı metal sürekli olarak karıştırılırken eş zamanlı olarak takviye malzemesi ilavesi yapılır ve homojen bir dağılım elde edilir. Karıştırma aşaması tamamlandıktan hemen sonra döküm işlemi gerçekleştirilir.

Döküm aşaması sonrasında herhangi bir ikincil şekillendirme yöntemine ihtiyaç duyulmaması ve üretim maliyetlerinin düşük olması yöntemin en önemli avantajıdır.

Hacimsel takviye oranının sınırlı olması, sıvı metalin viskozitesinin artması, homojen karıştırma zorluğu, matris/takviye malzemesi arayüzeyinin ıslatılabilirlik sorunu, malzemede porozite oluşma riski, matris/takviye malzemesi arayüzeyinde meydana gelen kimyasal reaksiyonlar dezavantajlar olarak gösterilebilir.

Bu yöntem kullanılırken dikkat edilmesi gereken hususlar; partiküllerin homojen karıştırılması, matris ve takviye malzemesi arasındaki ıslatılabilirliğin sağlanması, malzemede oluşabilecek porozitenin önlenmesi ve matris ile takviye malzemesi arasındaki kimyasal reaksiyonların kontrol edilmesi gerektiği söylenebilir [53].

3.2.4. Yarı-katı döküm yöntemi

1970 yılının başlangıcında geliştirilen bu yöntemde, yarı katı dendritik olmayan yapının yüksek viskoziteli olması sayesinde seramik parçacıklarının çökelmesi veya sıvı metalde yüzmesi engellenir. Böylece seramik parçacıkları sürekli olarak karıştırılan yarı katı fazın içerisinde dağılır. Aslında bu yöntem magnezyum alaşımlı metaller için geliştirilmiştir. Bu yöntem katılaşma aralığı uzun olan alaşımlar için uygun olmamakta ve bu nedenle diğer sıvı metal yöntemleri ile benzer dezavantajlara ve kısıtlamalara sahiptir [53].

3.2.5. Basınçlı infiltrasyon yöntemi

Bu yöntemin temelinde; sıvı metal, daha önceden şekillendirilmiş fiber malzemeye bir basınç uygulanarak infiltre edilir. Bu yöntemde basınç vasıtasıyla ıslatılabilirlik gibi ciddi problemlerin üstesinden gelinmektedir. Dışardan uygulanan bu basınç ile hızlı bir üretim gerçekleştirilmekte olup, ortaya çıkan kimyasal olaylar kontrollü bir şekilde yönetilebilmekte ve matrisin mikroyapısı düzenlenmektedir. Uygulanan basıncın bazı durumlarda bir vakum ya da gaz ortamında da yapıldığı bilinmektedir. Bu yöntemle yüksek takviye oranlı MMK türleri de (%10-70) üretilebilmekte olup, aynı zamanda uygulanan basınçla malzemede oluşan porozite miktarı oldukça düşüktür [53].

3.2.6. Basınçsız infiltrasyon yöntemi

Basınçlı infiltrasyon yönteminin aksine, bu yöntemde basınçsız bir ortamda infiltrasyon işlemi azot ortamında gerçekleştirilmektedir. Bu yöntem hacim olarak yüksek oranda takviyeli MMK malzemeler için maddi olarak oldukça rekabetçidir [53].

3.2.7. Sprey döküm (Sprey biriktirme) yöntemi

Soğuma hızının yüksek olmasıyla özel alaşımlı malzemelerin imalatının mümkün olduğu bir döküm yöntemidir. Sıvı metal argon veya azot gazlarının etkisiyle püskürtülerek bir toplayıcı üzerinde birikmektedir. Toplayıcı üzerinde hızlı bir şekilde katılaşan kütük daha sonra hadde ve ekstrüzyon gibi ikincil işlemler uygulanarak şekillendirilebilmektedir. Sprey biriktirme yöntemi sonrasında %95 seviyelerinde yoğunluk meydana gelirken, ikincil işlemden sonra %100 yoğunluk elde edilmektedir. Tek işlemde ana ürünün üretilebilmesi, diğer yöntemlere kıyasla daha az işlem sayısı olması bu yöntemi avantajlı bir duruma getirmektedir.

Bu döküm yönteminin diğer bir avantajı ise toz metalurjisi ve sıvı metal yöntemlerinin dezavantajlarına sahip olmamasıdır. Toz metalurjisinde atomizasyon işlemiyle üretilmiş toz alüminyumun yüzeyinde ortaya çıkan oksitlenme sorunu, sprey döküm yönteminde neredeyse yoktur. Bu yöntemde diğer sıvı metal yöntemlerinde olduğu gibi kaba taneli yapılar oluşmazken, makro boyutta da fiberler arası bir ayrışma meydana gelmemektedir.

Standart alaşımlar sprey döküm yöntemi ile üretilebildiği gibi aynı zamanda MMK malzemeler de üretilebilmektedir. Sıvı matris malzemesi bir toplayıcı/altlık üzerine püskürtülürken, takviye elemanı belirlenmiş yoğunlukta ilave edilebilmektedir. Sprey ve toplayıcı arasındaki hareket çeşitlendirilerek farklı geometriler elde edilebilmektedir. Kullanılan gaz türlerinin pahalı olması ve atık olan tozların miktarının çok fazla olması bu yöntemin dezavantajlarındandır [53].

3.2.8. XD™ (In-situ) yöntemi

Bu yöntem Martin Marietta Corp., şirketinin patentli bir yöntemidir. In situ, "yerinde" anlamına gelmektedir ve kimyada “karışım içinde reaksiyon” anlamına gelmektedir. Temelde sıvı metal ve kullanılan gaz arasında gerçekleşen tepkime kullanılarak takviye

parçacıklarının sıvı ergiyik içerisinde kendiliğinden üretimi sağlanmaktadır. Çoğu seramik parçacık bu yöntemle üretilebilmekte olup, TiC ve TiB_2 en önemlileri olarak öne çıkmaktadır. Ortaya çıkan parçacık genellikle tek kristalli yapıya ve oksitlenmemiş bir ara yüze sahiptir. Bu yöntemle üretilen takviye partiküllerinin boyutunun 0,25-1,5 μm arasında olduğu bilinmektedir. En kritik avantajı takviye malzemesinin matris malzemesi tarafından doğal olarak ıslatılmasıdır. Bu da daha güçlü bir ara yüz anlamına gelmektedir [53].

4. SIVI METAL İLE KOMPOZİT ÜRETİMİNE YÖNELİK ÇALIŞMALAR

Metal matrisli kompozitlerin tasarımında seramik ve metal gibi farklı özelliklere sahip iki malzeme grubunun en iyi özelliklerinin birlikte toplanması hedeflenmektedir. Metal matrise, tokluğu ve elastik modülü yüksek olan seramik partiküller ilave edilerek üretilen bir kompozitin, mekanik özellikleri, çoğunlukla bu iki malzemenin özelliklerinin ortalama bileşkesidir. Metal malzemeler genellikle yüksek dayanımlı, iyi bir tokluğa sahip ve yüksek sıcaklıklara dayanım özellikleri iyidir. Fakat yorulmaya karşı gösterdikleri dayanım özellikleri düşük bir malzeme grubudurlar. Seramik malzemeler ise metal malzemelerin aksine yorulmaya karşı yüksek dayanım gösteren, yüksek aşınma dayanımlı, fakat darbe direnci düşük ve kırılmaya karşı dirençsiz bir malzeme grubudur [54]. Örnek olarak; AA-6061 alüminyum alaşımı ile silisyum karbürün ve bu malzemelerin bir araya gelmesi ile ortaya çıkan kompozitin, bazı mekanik özellikleri Çizelge 4.1'de sunulmuştur.

Çizelge 4.1. AA-6061 alaşımı, SiC parçacık ve bunlardan elde edilen AA-6061/%17 SiCp içerikli kompozitin bazı mekanik özellikleri [54]

Malzemeler	Elastik Modülü (GPa)	Isıl Genleşme Kat. ($*10^{-6}$ / ^{o}C)	Akma Dayanımı (GPa)
AA-6061	70	24	35
SiCp	400	4	600
AA-6061/%17 SiCp (T6)	96,6	-	510

Alüminyum alaşımının elastik modülü 70 GPa, SiC partiküllerinin ise 400 GPa iken kompozitin elastik modülü alüminyum malzemeden fazla, fakat SiC partikülden daha düşüktür. Akma dayanımı ise yine alüminyum ile SiC dayanım özelliklerinin bir bileşkesi olarak; alüminyum ile SiC malzeme arasında olup, fakat daha iyi özelliklere sahip malzemeye daha yakındır. Kompozit malzemenin bu özelliklerinin pozitif yönde geliştirilmesinde, karışımı oluşturan malzemelerin oranları ve uygulanan imalat yöntemi ile üretim şartları önemli bir role sahiptir. MMK malzemelerin üretimlerinde katı, sıvı ve yarı katı hal olarak üç ana üretim yöntemi bulunmaktadır.

Süreksiz fiber ve partiküllerle takviye edilen kompozitlerin üretimlerinde, yaygın olarak kabul edilen ve ticari üretime en uygun olan metal karıştırma yöntemidir. Bu yöntemin kolay olması ve diğer yöntemlerle kıyaslandığında uygun maliyette, yaygın parça üretim yöntemi

ve büyük oranlardaki üretimlere imkân tanıması gibi faktörler gösterilebilir. Bunun gibi olumlu özellikleri nedeniyle araştırmacıların ilgi odağı olan bir üretim yöntemidir. Pratikte klasik olarak bilinen metal ergitme yöntemlerinin kullanılıyor olması ve ürünün nihai şekline yakın döküm yoluyla üretilmesi ve bu nedenle elde edilen ürünün maliyetinin düşürülmesine fırsat tanıması söz konusudur. Bu üretim yöntemi MMK malzemelerin kabul edilmiş olan diğer üretim yollarına göre oldukça ekonomik ve seri üretime uygundur. Özellikle bazı çalışmalar, ergimiş metal karıştırma yöntemi ile üretilen kompozit malzemelerin maliyetinin, diğer yöntemler ile üretimi yapılan kompozitlerin ürün maliyetleriyle kıyaslandığında 1/3'ü oranında daha düşük olduğunu ve hatta sayıca fazla üretimlerde ise bu oranın 1/10'u gibi bir değere düştüğünü göstermiştir [54].

MMK'lerin bu yöntemle üretimi, matris metalin ergitilmesi ve daha sonra takviye fazının ilave edilerek, uygun dağılımının elde edilmesi için karıştırılmasından oluşmaktadır. Ergimiş metal karıştırma yöntemi ile MMK malzemelerin imalatında bazı faktörlerin dikkate alınması gerekmektedir. Bu faktörler;

a) Takviye elemanının homojen olarak dağılımının zorluğu,
b) Takviye fazı ve matris arasındaki ıslatabilirliğin güç olması,
c) Elde edilen malzemede üretim sonrası gözenek oluşacağı,
d) Bu üretim yöntemi genel olarak yüksek sıcaklıklarda yapıldığından takviye elemanları ve matris arasında temas yüzeylerinde kimyasal reaksiyonun oluşacağı dikkate alınmalıdır [54].

MMK malzemelerin istenilen değerlere sahip olması için, takviye elemanlarının matris içerisinde dağılımının homojen olması ve takviye elemanları ile matris arasındaki ıslatabilirliğin ya da bağlayıcılık özelliğinin geliştirilmesi gerekmektedir. Bunun yanında, gözenek miktarının minimuma indirilmesi ve arayüzey bağının belirli sınırlar içerisinde uygun bir bağlayıcılık görevi yapmasının sağlanması önemlidir.

4.1. Ergimiş Metal Karıştırmada Parçacık Dağılımı ve Önemi

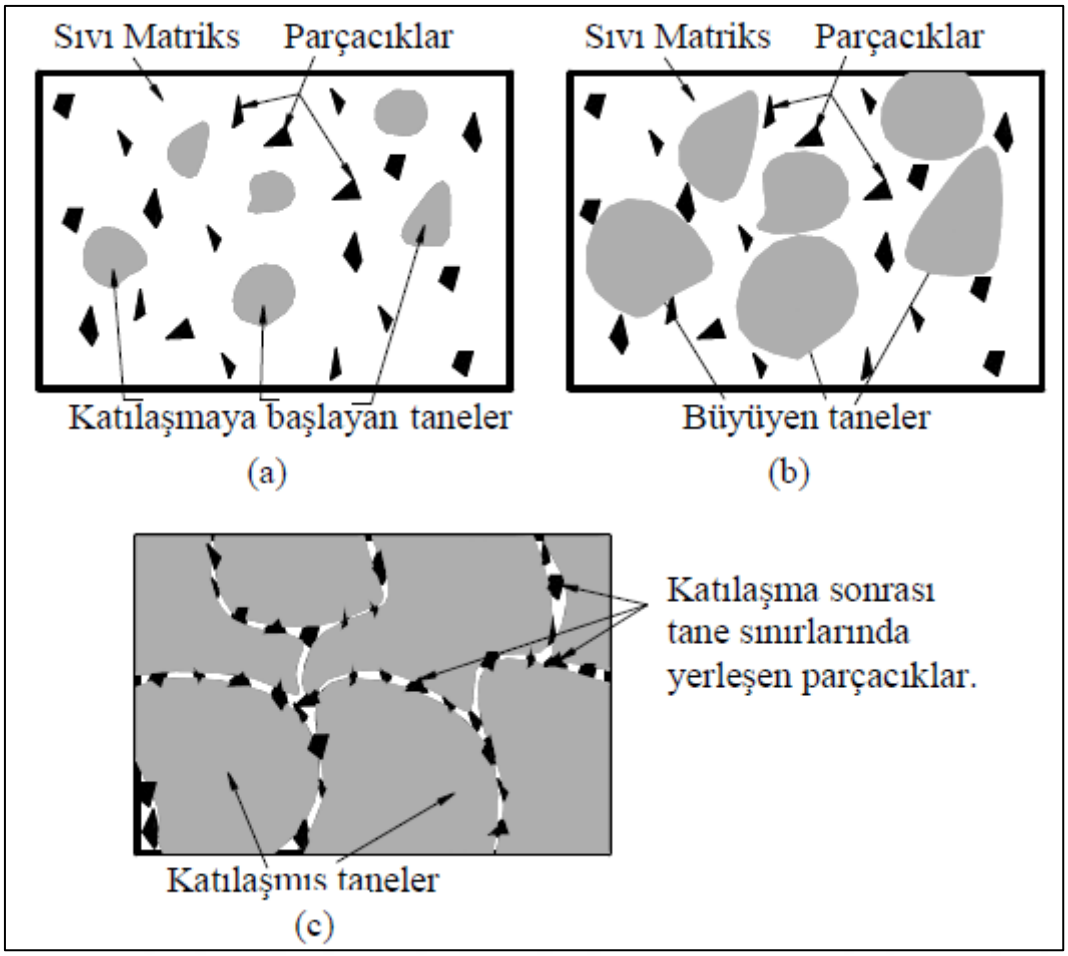
Bu döküm yöntemiyle MMK malzemelerin üretilmesinde yaşanan önemli problemlerin başında, ergimiş metal matris içerisine takviye elemanlarının katılmasının zor olmasıdır. Matris fazı ile takviye elemanları arasındaki yoğunluk farkı ve sıvı metalin yüksek yüzey

enerjisine sahip oluşu nedeniyle genel olarak mikron boyutlardaki takviye elemanlarının ergimiş matrisin içine katılamaması en büyük problemdir. Üretim sırasında karşılaşılan diğer problem ise takviye elemanlarının matris fazı içinde homojen bir dağılım gösterememesidir. Takviye parçacıklarının matris fazı içindeki dağılımlarına etki eden bazı faktörler mevcuttur. Bu faktörler; ilave işlemi sırasında sıvı metal içinde karıştırılmaları, ilave işlemi sonrasında belli bir miktar daha karıştırma işlemi yapılması ve döküm süreci sonrasında matrisin katılaşması sırasında dendritler tarafından yeniden homojen olmayan bir dağılımda yerleşmek zorunda kalmalarıdır [55,56]. Şekil 4.1'de katılaşma sırasında takviye elemanlarının tane sınırlarına itilerek sınır boyunca yer aldıkları katılaşma modeli şematik olarak görülmektedir.

Ergimiş metal içerisine takviye elemanlarının yerleşmesine imkan tanıyan tek yöntem ergimiş metal karıştırma yöntemidir. Fakat bu yöntemin dezavantajı, sürekli elyaf takviyeli kompozitlerin üretilmesinin imkânsız olmasıdır. Takviye elemanlarının ergimiş metal içerisine ilave işlemi bu yöntemle farklı metotlar ile yapılabilmektedir.

Bu metotlar;

a) Bir asal gaz yardımıyla parçacıkların taşınmasıyla ve karıştırılması sırasında, karıştırıcının oluşturduğu vorteks etkisiyle gazda oluşan hız ile takviye edilmesi,
b) Kamış şeklindeki ilave çubuğunun ergimiş metale daldırılarak parçacıkların ilave edilmesi,
c) Merkezkaç kuvvetinin etkisi kullanılarak ilave etme,
d) Matris alaşımını sıvı emdirme yöntemi ile parçacıklara belirli bir form (küp ya da küre) oluşturacak şekilde emdirip, daha sonra üretilen bu takviye elemanınca zengin formu, asıl kompozitin üretiminde, el ya da bir mekanizma ile ergimiş matris içerisine ilave edilmesi,
e) Sıvı metal yüksek seviyede ultrasonik titreşim yaparken parçacıkların serpiştirilmesi ya da basınçlı asal gazlar ile ilave edilmesi,
f) Belirli bir formda partiküllerin paketlenerek (balmumu ya da folyo gibi) karıştırma sırasında ortaya çıkan vorteks bölgesine ilave edilmesi,
g) Yüksek sıcaklık ve vakum altında yerçekimi kuvveti ortadan kaldırılarak partiküllerin kendi kendine matris içerisine girmesidir [57].



Şekil 4.1. Ergimiş metalin katılaşması sırasında takviye elemanlarının konumlarının değişiminin şematik gösterimi; a) Ergimiş metalin üretim sonrası serbest olarak farklı yerlerinde katılaşan taneler, b) Zamanla büyüyen taneler, c) Matris tane sınırlarına yerleşmek zorunda kalan takviye elemanları [57]

Takviye fazı ilave yöntemlerinin birbirlerine göre kısıtlı ve dezavantajlı yanları mevcuttur. Vorteks oluşumu sırasında, asal gaz yardımı ile parçacıkların ilave edilmesinde, karıştırıcıdan ve basınçlı gazın matris içerine nüfuz ederek kabarcıklar oluşturmasından dolayı, üretim sonrası gözenek miktarı yükselmesi ve takviye elemanlarında deformasyon oluşması söz konusudur. Sürekli olarak karıştırma işleminde takviye elemanlarının da karışması nedeniyle, sıvı metalin akıcılığı azalmakta ve döküm işlemi zorlaşmaktadır. Ultrasonik titreşimde üretim aşaması maliyetli ve zor, ayrıca üretim kapasitesi sınırlıdır. Vakum altında ilave yönteminde, işlem aşamaları karmaşık olup karakterize etme güçlüğü mevcuttur. Tüm bu yöntemlerde partiküllerin veya sıvı matrisin hava ile temas etmesi, ergimiş matrisin yüzeyinde ve parçacıklarda oksit tabakaları veya cüruf oluşmasına ve bu durumun sonucunda da gözenekliliğe ve kirliliğe neden olmaktadır. Bu durum aynı zamanda, matris ile parçacıklar arasında temas bölgesi olan arayüzey oluşum formunu ve

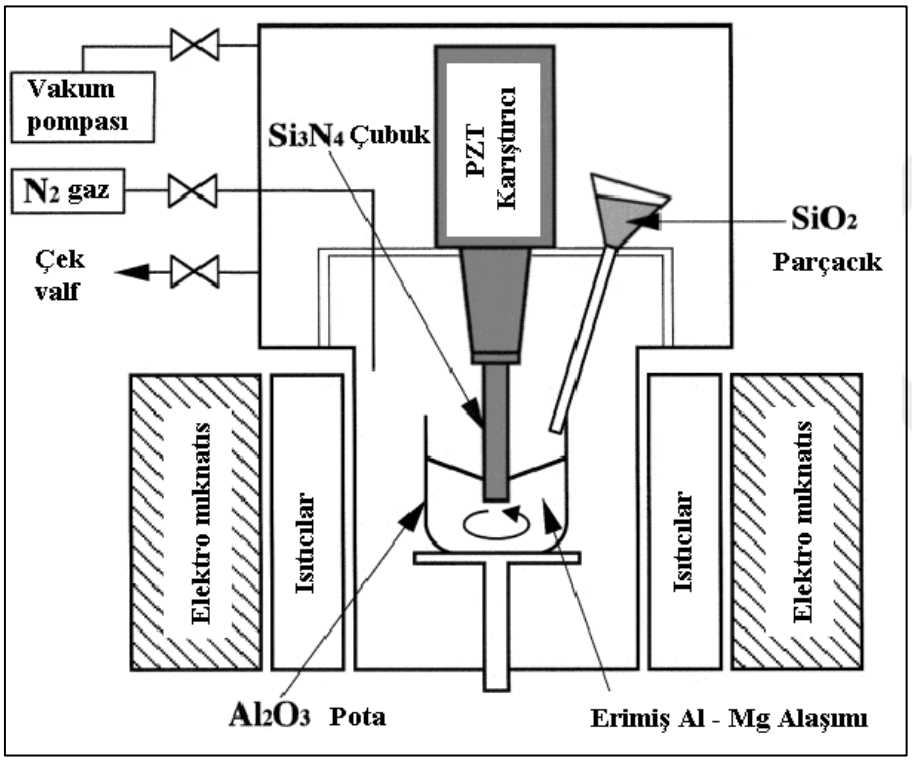
ıslatabilirliği etkilemektedir. Bunun sonucunda, parçacıkların ilave edilme sıcaklığı ve sıvı metalin viskozitesi hızlı bir şekilde değişim göstererek, ürünün kalitesini olumsuz yönde etkilemektedir [57].

Döküm yoluyla imal edilen kompozit malzemelerde parçacıkların matris fazı içerisinde dağılımları homojen olmamaktadır. Bu dağılım homojen olsa bile çamurumsu/yarı-katı bir yapıda olabilmektedir. Çünkü yarı-katı olan ergiyik, kompozit malzemenin kalıp içine alınmasından sonra; matris yapısının katılaşması esnasında, özellikle soğumanın yavaş olduğu şartlar altında, iri tanelerin oluşması nedeniyle, parçacıklar tane sınırlarına itilerek bu bölgelerde yerleşmek zorunda kalmaktadırlar. Ancak soğuma hızının artırılması ile tane yapılarının tıpkı martenzit yapı gibi ince sivri oklar şeklinde oluşmaktadır. Böylece parçacık dağılımının homojen şekilde olması için tane yapılarının etkisi olmamaktadır. Bu yöntemle başarılı bir şekilde gerçekleşen üretimden bahsedilebilmesi için, takviye fazının matris fazı içerisinde homojen bir şekilde dağılmış olması gerekmektedir. Üretimi yapılmış olan bir kompozit malzemenin mekanik özelliklerini etkileyen en kritik faktör, parçacık dağılımının homojen olmasıdır. Bu durumu üretim esnasında gerçekleştirilen karıştırma süreci içinde bulunan faktörler etkilemektedir. Bu faktörler; karıştırma işleminin türü ve karıştırıcının formu, ergiyik içerisindeki karıştırma yeri, karıştırma hızı, takviye fazının ilave şekli ve karıştırma sıcaklığıdır. Günümüzde araştırmacılar, ürün kalitesinin ve karıştırma homojenliğinin sağlanabilmesi için çeşitli sonuçlara varmışlardır. Matris ve takviye elemanlarının aynı sıcaklıkta karıştırılmasını, karıştırıcı formunun ergimiş metalin yüzeyine yakın olarak karıştırmayı sağlayacak şekilde tasarlanmasını, karıştırıcının vorteks oluşturma şeklinin izin verilen şekilde olmasını, karıştırma hızının yüksek olmamasını ve karıştırma işleminin döküm süreci öncesine kadar devam etmesi gerektiğini vurgulamışlardır [57].

4.2. Ergimiş Metal Karıştırma Yönteminde Kullanılan Teknikler

Ergimiş metal karıştırma yönteminde mekanik olarak karıştırma yöntemi kullanılmaktadır. Buna ek olarak ultrasonik titreşimle beraber piezoelektrik karıştırma yöntemi de kullanılmaktadır. Farklı geometri, form ve malzemeye sahip karıştırıcılar mekanik karıştırıcı olarak kullanılmaktadır. Karıştırıcı olan malzemenin matris fazı ile bir tepkimeye girmeyecek şekilde ve yüksek sıcaklığa dayanıklı malzemelerden seçilmektedir. Bu nedenle genel olarak karıştırıcılar, seramik, grafit veya kaplamalı ya da kaplamasız koruyucu katmana sahip boyanmış dökme demir gibi malzemelerden üretilmektedir.

Bir diğer karıştırma yöntemi olan Tsunekawa ve arkadaşları [58] tarafından geliştirilerek kullanılan piezoelektrik karıştırıcılı ve ultrasonik titreşim sistemi Şekil 4.2'de görülmektedir. Bu sistemde elektro mıknatıslar yardımı ile fırın içerisinde yer alan bir potada ergimiş metale, belirli frekanslarda titreşim uygulanmakta ve eş zamanlı olarak piezoelektrik ile titreşim yapabilme özelliğine sahip bir Si_3Ni_4 içerikli çubuk tipi karıştırıcı ile ergimiş metal karıştırılmaktadır. Aynı zamanda vakum ortamı ve argon gazı ile ortam koruma altına alınmıştır.



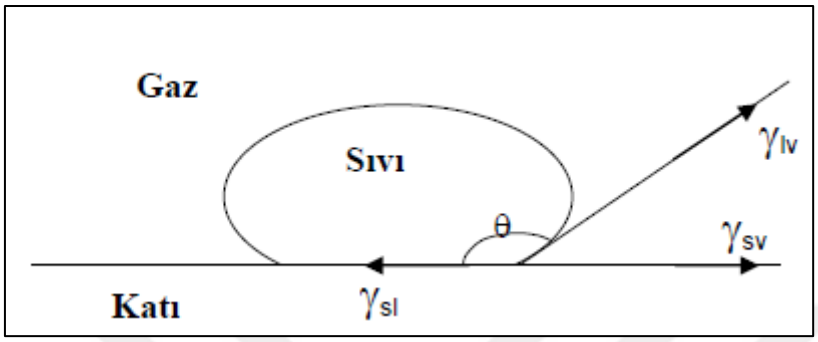
Şekil 4.2. Ultrasonik titreşim ve piezo elektrik karıştırıcılı sıvı metal karıştırma ünite yapısının şematik gösterimi [58]

4.2.1. Ergimiş metal karıştırma yönteminde ıslatabilirlik ve ıslanabilirlik

Döküm yolu ile imal edilen kompozit malzemelerde diğer bir problem ise, takviye ile matris fazı arasındaki ıslanma ve ıslatma özellikleri farklarıdır. Islatabilirlik, bir sıvının bir katıyı çevreleyerek sarması özelliği olarak tanımlanmaktadır. Islatabilirlik, katı ve sıvı arasındaki temas açısı olarak bilinir ve "Young Dupré" eşitliği Eşitlik (4.1) ile belirlenir.

$$Cos\ \theta = \frac{\gamma kg - \gamma ks}{\gamma sg} \tag{4.1}$$

Burada, γ_{ks}, γ_{kg} ve γ_{sg} sırasıyla katı–sıvı, katı–gaz ve sıvı–gaz fazları arasındaki arayüzey enerjileridir. Temas açılarının büyüklüğü Şekil 4.3'te gösterildiği gibidir. $\theta = 0°$ olduğunda tam ıslanma, $\theta = 180°$ iken ıslanmama ve $\theta = 0° - 180°$ arasında ise kısmen ıslanma gerçekleşir.



Şekil 4.3. Katı, sıvı ve gaz fazların arasında oluşan temas açıları

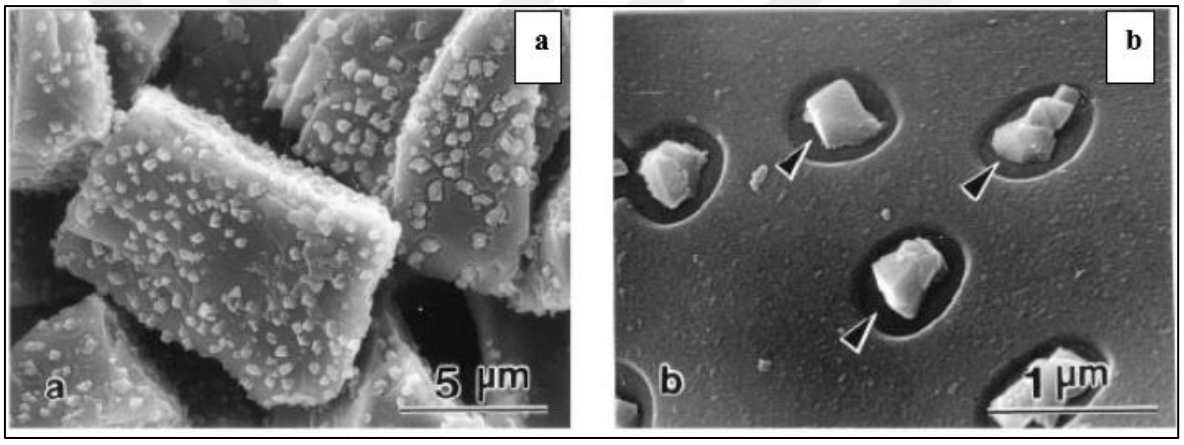
Takviye elemanlarının sıvı metal tarafından ıslanma özelliklerinin belirlenmesinde, takviye elemanlarının kimyası ve yüzey özellikleri ile yüzey enerjileri belirleyicidir. Burada parçacıkların yüzeylerinin kimyasal özellikleri, yüzey elementleri veya oksit tabakaları, sıvı metalin yüzey enerjisi ve oksit oluşumu büyük öneme sahiptir. Takviye elemanlarının, sıvı metal ile ıslanabilirliğini geliştirmek amacıyla çeşitli yaklaşımlar mevcuttur. Fakat en önemli olan durum temas açısının (θ) azaltılmasıdır. Temas açısının azaltılmasında;

a) Katının yüzey enerjisinin artırılması,
b) Sıvının arayüzey enerjisinin azaltılması,
c) Katı-sıvı arasında bir arayüzey enerjisinin azaltılması önemli etkenlerdendir [59,60].

Günümüzde matris fazının, takviye fazını ıslatmasını kolaylaştırmak amacıyla araştırmacılar tarafından birçok uygulamalar yapılmıştır. Uygulamada, ıslatmayı iyileştirmek için yapılan çalışmalar;

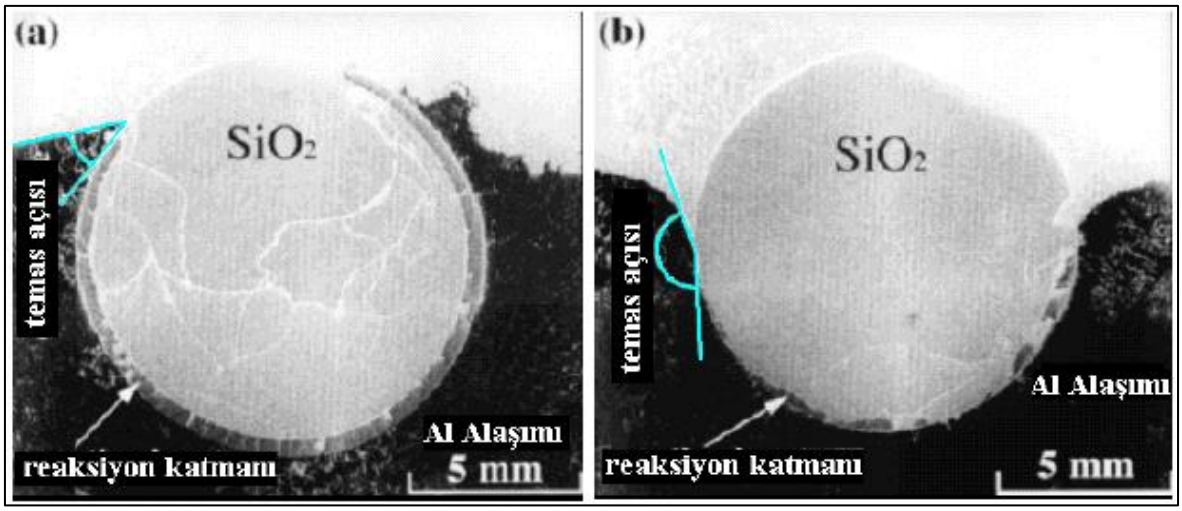
a) Takviye elemanlarına metalik kaplamalar uygulanması,
b) Matris malzemesini reaktif elementlerle alaşımlama,
c) Takviye elemanlarını ısıl işlemelere tabi tutma,
d) Ergimiş metale ultrasonik titreşim yapılmasıdır [57].

Örnek verilecek olursa; ısıl işlem yoluyla takviye elemanlarının ıslanabilirliğini iyileştirmek için, Lee ve arkadaşları [61], seramik parçacıklar ile takviye ettikleri AA-2014 alaşımlı kompozitlerde, SiC parçacıklarını ısıl işleme tabi tutarak ıslanabilirlik özelliğini iyileştirmişler ve arayüzeyde meydana gelen tepkimeleri incelemişlerdir. Bununla beraber matris fazı içerisine ıslatabilirliği artıran %2 oranında Mg ilave etmişlerdir. Yaptıkları çalışmada; SiC seramik parçacıklarını 2 saat ve 6 saat gibi iki farklı bekletme zamanı ile 600°C, 610°C, 620°C ve 1100°C gibi farklı sıcaklıklarda tavlama işlemine tabi tutmuşlardır. Şekil 4.4'te SiC parçacıkları 600°C'de 2 saat tavlamaları sonucu parçacık yüzeyinde oluşan SiO_2 formundaki oksit tabakaları ve etrafında oluşan ıslanma Si ve $MgAl_2O_4$ ıslatma çemberleri görülmektedir.



Şekil 4.4. SiC parçacıkların 600ºC' de 2 saat bekletilmesi ile ıslanabilirliğinin iyileştirilmesi; a) SiC parçacık yüzeyinde oluşan 50 nm boyutunda SiO_2 partikülleri, b) SiC parçacık yüzeyindeki SiO_2 partikülleri ve etrafında Si ve $MgAl_2O_4$ formunda oluşan ıslatma çemberi oluşumu [61]

Tsunekawa ve arkadaşları [58], çalışmalarında SiO_2 parçacıkların sıvı metal tarafından kolay bir şekilde ıslanabilmesi için sıvı metale ultrasonik titreşim yapmışlardır. Şekil 4.5'te ultrasonik titreşim ve titreşimsiz olarak SiO_2 parçalarının sıvı metale ilave işlemi ve temas açıları görülmektedir.



Şekil 4.5. SiO_2 parçacıkların a) Ultrasonik titreşim ve b) Titreşimsiz olarak ergimiş metale ilave sonrası oluşan matris/takviye arayüzey görüntülerinin karşılaştırılması [58]

Şekil 4.5.a'da ultrasonik titreşim uygulanarak SiO_2 parçacıkların sıvı metal ile temas açılarının azaldığını ve ıslanabilirliklerinin kolay bir şekilde arayüzey tepkimelerinin istenilen şekilde oluştuğu görülmektedir. Bununla beraber Şekil 4.5.b.'de ultrasonik titreşim olmadığından parçacıkların sıvı metal tarafından ıslatılamayarak arayüzey bağının istenen şekilde oluşmadığı görülmektedir. Bu yöntemin, toplanmış gazları seramik parçacıkların yüzeyinden kısmen uzaklaştırdığı belirtilmiştir [58].

Genellikle metalik olmayan bir yüzeyde takviye elemanlarının metalik bir sıvı tarafından ıslatılması zordur. Takviye elemanları, ıslanabilir bir metalik ile kaplanması sonrasında daha kolay ıslatılabilmektedir. Bu özelliği detaylı şekilde araştıran Loen ve Drew yaptıkları çalışmada [62], yüzeyi nikel ile kaplanmış silisyum karbür ve alümina seramik plakalarını 800°C sıcaklıkta sıvı haldeki alüminyum alaşımının ıslatma davranışını ve sonrasında da arayüzey bağı özelliklerini incelemişlerdir. Seramik plakalara uyguladıkları kaplamanın ıslatılabilirliği olumlu yönde etkilediğini belirtmişlerdir. Seramik plakaların kötü olan ıslanma özelliklerini kaplama sayesinde iyileştirdiklerini ve SiC esaslı plakada sıvı-katı temas açısının 12,2°, alümina plakada ise 11,6° olarak tespit etmişlerdir. Yine çalışmalarında, seramik plaka üzerinde nikel kaplama olmasının, seramik özellikleri taşıyan arayüzey bağının oluşmasını engellediğini belirtmişlerdir. Alüminyum alaşımlarının SiC ile tepkime oluşturarak arayüzey bağının Al_4C_3 formunda seramik bileşik şeklinde oluştuğunu fakat nikel kaplamanın varlığı sayesinde bu arayüzey bağının $NiAl_3$ ve Ni_2Al_3 oluştuğu sonuçlarını bulmuşlardır.

Metal kaplama yapılmış takviye elemanlarının yüzey enerjilerinde artış olduğunda ıslanabilirlikleri iyileşmektedir. Arayüzey reaksiyonları, metal-metal olmayan takviye elemanı teması yerine metal-metal teması sağlanarak kontrol altına alınmaktadır. Genellikle takviye elemanlarına uygulanan bakır ve nikel kaplamalar, düşük ergime sıcaklığı ve metal alaşımları tarafından kolayca ıslanabilmeleri sebebiyle uygulanmaktadır. Takviye elemanları için uygulanan bu kaplama işlemleri 3 sebepten dolayı yapılmaktadır. Bu sebepler; takviye elemanlarını dış etkilere karşı korumak, ıslanabilirliği iyileştirmek ve matris elemanına katılma işleminden hemen önce takviye elemanlarının agrega olmasını (topaklanma) engellemektir [62].

Matrise P, Li, Zr, Ca, Ti ve Mg gibi reaktif elementlerin ilave edilmesiyle seramik-metal (CERMET) yapıların ıslanma özellikleri artırılır. Bu element katkılarının katı-sıvı arayüzey enerjisini ve sıvı metalin yüzey enerjisini azaltmanın yanında arayüzeyde özellikle ekzotermik kimyasal tepkimeler meydana getirerek ıslanabilirliği olumlu etkilediği belirtilmiştir. Belirli oranda alaşım elementlerinin ilavesi, sıvı metal ile parçacıklar arasında geçici katman oluşumuna sebep olur. Düşük oranda ıslanma açısına sahip olan bu geçici katman, sıvı metalin yüzey gerilimini azaltır ve parçacıkları matrise benzer bir yapıyla çevreler. Zr, Ca, Ti veya Mg gibi reaktif elementler ıslanabilirliği artırmak için kompozite katıldıklarında, sıvı metal yöntemleriyle imal edilen kompozitlerde metal ile seramik arasında kusursuz bir bağ oluştururlar. Sıvı halde olan alüminyuma, özellikle alüminanın ıslanabilirliğini geliştirmek için Mg ilavesi başarılı olmuştur. Farklı seramik parçacıkların (mika ve silisyum karbür) ıslanabilirliğini geliştirmek amacıyla magnezyum yaygın olarak kullanılır. Alüminyum alaşımları ile bazı seramiklerin ıslanabilirliği oksijen ile bağ oluşturma eğilimli elementlerin (Mg ve Li gibi) ilave edilmesiyle artırmaktadır [57].

Ergimiş metal karıştırma yöntemi ile imal edilen kompozitlerde parçacık boyutu küçüldükçe, iyi bir ıslatılmadan bahsetmek çok zorlaşır. Bu durumda çok küçük boyutlara sahip parçacıkların, ergimiş matrisin yüzey enerjisinin üzerine çıkarak iç bölgelere doğru yol almalarının güç olmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca aynı zamanda çok küçük parçacık boyutlarındaki takviye elemanlarının çok büyük bir yüzey temas alanı oluşturacağından, matris fazı içerisinde eşit bir dağılım sergilemeleri de oldukça zordur. Başka bir ifadeyle, çok küçük parçacık boyutlarındaki takviye elemanları kümelenme yani agrega eğilimindedirler [57].

4.3. Bimetal Kompozitler

MMK malzemeler üstün fiziksel ve kimyasal özelliklerinden dolayı birden fazla kullanım alanına sahip olmaları nedeniyle tercih edilmektedir. Bu malzemeler genellikle seramik parçacık takviyeli olarak kullanılırlar. Kolay üretim, düşük yoğunluk, özgül dayanımının yüksek olması ve iyi bir korozyon dayanımı gibi benzersiz özellikleri sebebiyle, matris malzemesi olarak alüminyum ve alaşımları ön plana çıkmaktadır [63]. Bu mükemmel özellikler, Al matrisli MMK malzemelerin; uzay, havacılık, otomotiv, savunma sanayi ve elektronik gibi çeşitli alanlarda kullanılmasına imkan sağlamıştır [64]. Alüminyum matrise, çeşitli sertliğe sahip seramik takviye elemanlarının ilave edilebilmesinin yanında, özellikle sahip oldukları yüksek elastik modülü, kırılma direnci nedeniyle Al_2O_3 ve SiC tercih edilmektedir [65]. Buna karşın, seramik takviye parçacıkların alüminyum ve alaşımlarının ıslanabilirlikleri zayıftır. Islanma kabiliyeti, takviye ve sıvı matris arasında bulunan temas açıları ile karakterize edilebilmektedir. Sarina ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada [66], Al-Al_2O_3 ve Al-SiC temas açılarının yaklaşık 700^oC değerinde sırasıyla 97° ve 79° olduğu sonucunu ortaya koymuşlardır.

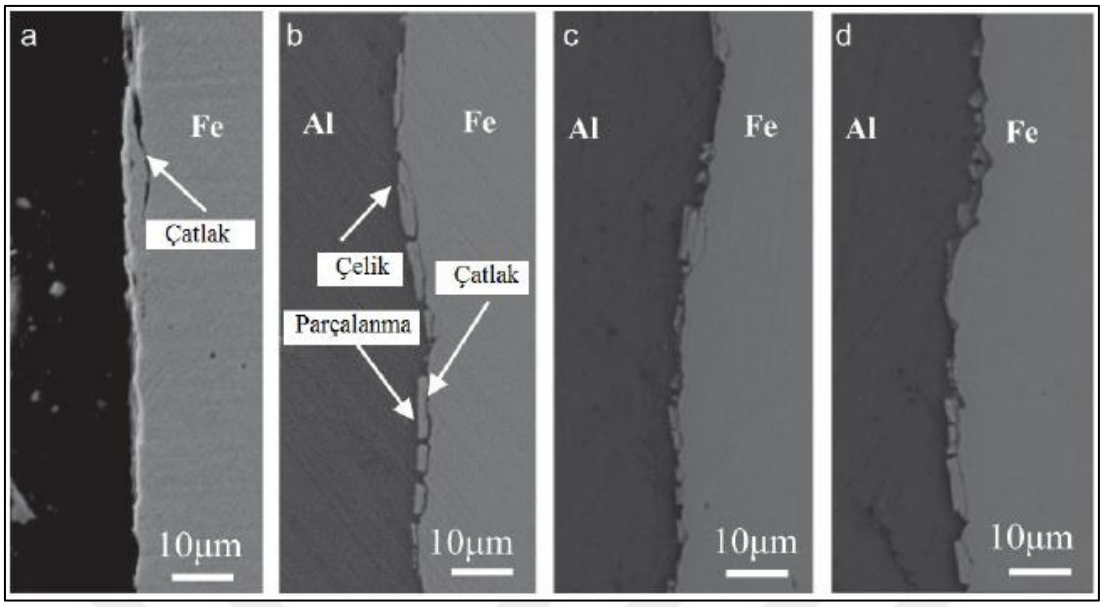
CERMET malzeme grubunda, ıslanabilirliğe ek olarak arayüzeyde ortaya çıkan intermetalik fazların oluşumları da sorun yaratmaktadır [67]. Ayrıca, seramik takviye malzemeler, metal bir matris içerisine ilave edildiklerinde, matrisin sahip olduğu tokluk, süneklik değerlerini azaltmaktadır [68]. Bilim insanları çalışmalarında, geleneksel MMK malzemelerin üretiminde, seramik takviye türlerinin neden olduğu mevcut bu sorunları yok etmeye odaklanmışlardır. Günümüzde de varlığını sürdüren bu problemler nedeniyle farklı düşünceler ve çözüm arayışları ortaya çıkmaktadır. Literatüre bakıldığında, üzerinde yeteri kadar çalışmalar yapılmayan metal-metal kompozit malzemeler; seramik-metal kompozitler ile kıyaslandığında, tokluk ve süneklik kaybına neden olmadan çok daha ekonomik bir şekilde üretim potansiyeline sahiptir [69].

19. yüzyılın başlarında metal-metal kompozit terimi ilk olarak Al ve Nb metal çiftinin kullanıldığı bir akademik çalışmada yer almıştır [70]. Bimetal kompozit malzemenin tarihçesi daha eski yıllara dayanır. Hainsworth tarafından yapılan bir çalışmada [71], kompozit malzemeden oluşan boruların bimetal malzeme ile üretilebilirliğinden bahsedilmektedir. Bu çalışmadan önce ve daha sonra da, buna benzeyen kompozit boru ve hatlarından bahsedilirken, terim olarak sadece “bimetal” kelimesi kullanılmıştır. Daha sonra

kullanılan terimin araştırmacılar arasında bir ikilem oluşturduğu anlaşılmıştır. Malzemenin, kompozit olarak tanımlanabilmesi için bir takviye ve matris fazının olması gerekir. Konuya bu gözle bakıldığında, iki metalin bir arada olduğu belli bir arayüzey formuna sahip her malzeme için bimetal kompozit ve metal-metal terimi kullanılabilmektedir. 2000'li yıllara kadar, birkaç istisnai çalışma haricinde [71-73], bimetal kompozit malzemeler ile alakalı çalışmalar yapılmamıştır. Daha sonra 2001 yılında, Al/Cu bimetal kompozit malzemelere ait büyüme hızlarının mercek altına alındığı çalışma [71], bilim dünyasında ses getirmiş ve bu sebeple bimetal kompozitler ile ilgili çalışmalar hızla artmıştır [72, 73]. Bu alanda en yoğun çalışmaların yapıldığı 2000'li yıllarda bile, hem nitelik hem de nicelik olarak yapılan araştırmaların yetersiz olduğu bimetal kompozitlerde; çok sık başvurulan mikroyapı ve mekanik özellik arasında var olan ilişki incelemelerinin yanı sıra, korozyon özelliklerinin, arayüzey formunun ve aşınma dayanımının da derinlemesine araştırılmasına ihtiyaç vardır.

Arayüzey özellikleri bakımından değerlendirme yapıldığında, MMK malzemelerin özellikleri, takviye ile matris arasında olan arayüzey bağının dayanımı ile direk olarak ilişkilidir. Bu sebeple, arayüzeyde bulunan intermetalikler, ıslanma kabiliyetleri ve hasar mekanizmaları gibi kritik faktörlerin, kullanımlarında, tasarımlarında ve üretim aşamalarında dikkate alınması gerekir.

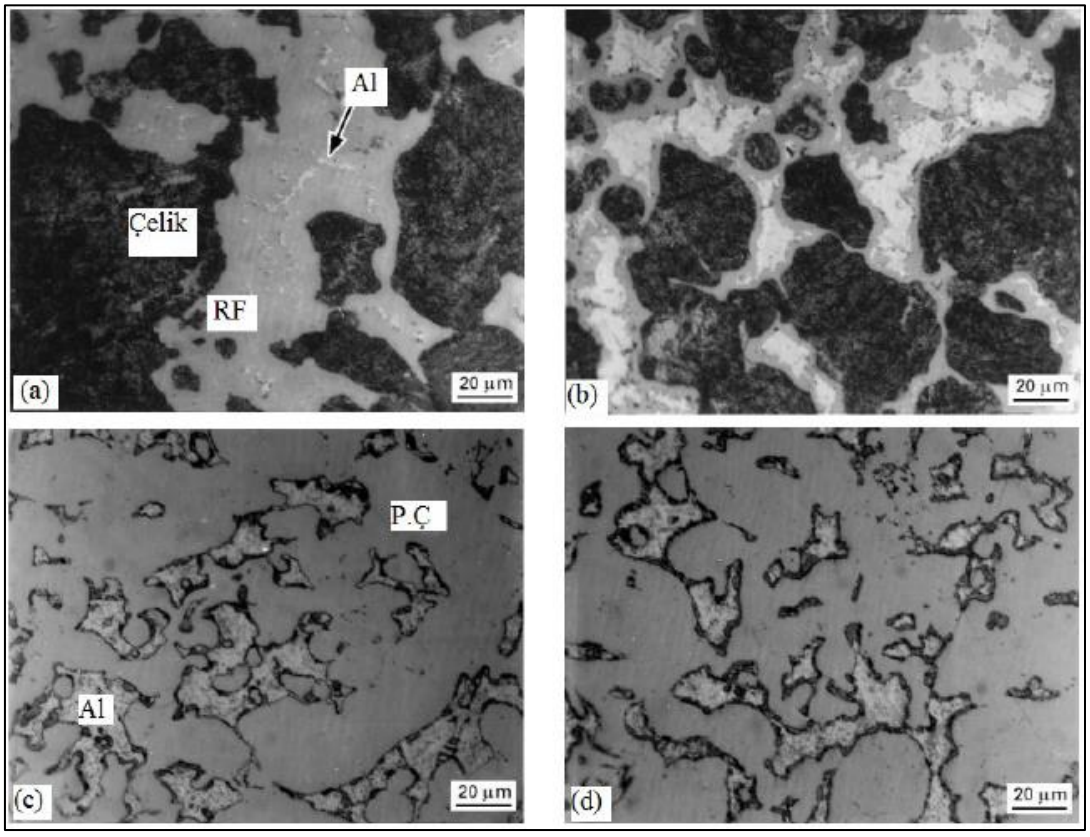
Wang ve arkadaşları [74], soğuk haddeleme yöntemi ile üretimi yapılan alüminyum/çelik bimetal kompozitinde, arayüzey bağının çekme sırasındaki kopmaya karşı gösterdiği dirence etkisini incelemiştir. Şekil 4.6'da 0,3 mm çapında olan ince tellerle çevrili çelik yüzeyinde tabakanın kaldırılması işlemi sonucu, kalınlıkları farklı oranlarda azaltılmış çelik malzeme ihtiva eden alüminyum/çelik kompozit malzemenin arayüzey yapısal özellikleri verilmiştir. Yüzey işlemi yapılmayan ve %35 oranında inceltme işlemi yapılmış numunelerin arayüzey bölgesinde çatlak gözlemlenirken, %45-55 inceltme yapılmış numunelerde Fe/Al arayüzeylerinde başarılı bir birleşme göstermiştir. Çatlak oluşumunun engellenmesi sonucunda arayüzey direncinde artışa ek olarak, çapı 0,1 mm olan ince tellerle gerçekleştirilen tabaka kaldırma işleminin çok yüksek arayüzey direnci sağladığı görülmüştür [74].



Şekil 4.6. Çelik kalınlığı (a) %0, (b) %35, (c) %45 ve (d) %55 azaltılmış çelik/alüminyum bimetal kompozitlerinin arayüzey morfolojisinin değişimi [74]

Alüminyum ve çelik malzeme çiftiyle gerçekleştirilen Baron ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada [75], sinterlenmiş metal ön formları kullanılarak sıkıştırmalı dökümle, AISI 1080 ve AISI 409 kalitelerinde olan farklı iki takviye malzemesi türü ile A380 alüminyum matrisli kompozit malzeme üretimi yapılmıştır. Araştırmacılar, döküm şartlarının üretilen kompozit malzemenin özelliklerini nasıl etkilediğini incelemişlerdir. Bu iki takviye çeşidinde de döküm sıcaklığı 675°C olarak seçilmiştir. Alaşımsız çelik takviyesi kullanılarak üretilen kompozitin çekmeye karşı gösterdiği direnç 182 MPa değerlerine düşerken, paslanmaz çelik takviyeli kompozitin 409 MPa değerlerine kadar çıktığı görülmüştür. Dayanımda meydana gelen bu artışı sağlayan, işlem anında oluşan tepkime fazının takviye ve matris arayüzeyinde güçlü seviyede bir bağlantı meydana getirmesidir. 1080 takviyeli kompozit malzemedeyse intermetalik fazın hacimsel oranı %37 seviyelerine ulaşmış, yüksek oranda olan faz; matris/takviye arayüzeyini kırılgan duruma getirmesi nedeniyle çekme dayanımının düşmesine sebep olmuştur. Malzemenin mekanik özelliklerinde bir azalma meydana gelmemesi için oluşan arayüzey faz kalınlıklarının önemli olduğu anlaşılmaktadır. Bu çalışmaya ait bimetal kompozit malzemelerin mikroyapıları Şekil 4.7'de verilmiştir. Alaşımsız çelik takviyeli numunede, tepkime fazının, kenar bölgeler ile kıyaslandığında merkezde daha fazla oluştuğu görülmüştür. Bu durumun kesin oluşum sebebi numune merkezinin daha geç soğuma ve sıvı fazda olan alüminyum alaşımına uzun süre temas halinde kalmasından kaynaklanmaktadır. Paslanmaz çelik ile alüminyum kompozit malzemesinde ise, meydana gelen intermetalik faz oranının düştüğü,

merkez ile kenar bölgeler arasında bulunan intermetalik faz oranı bakımından ciddi bir fark gerçekleşmediği görülmektedir [75].



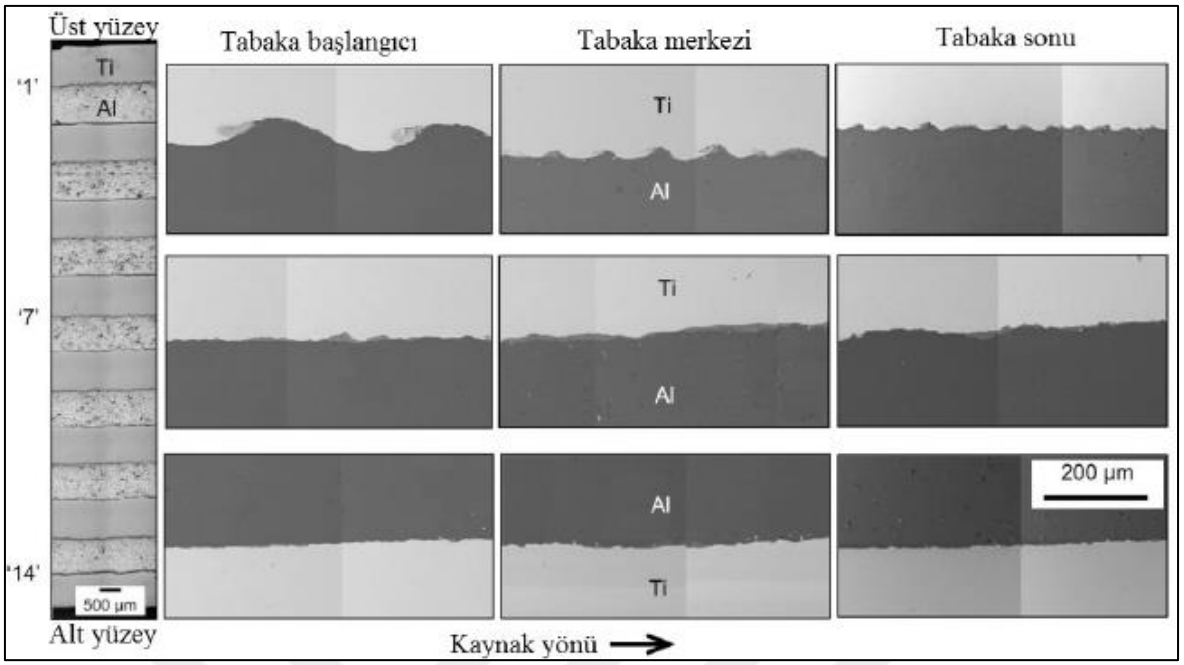
Şekil 4.7. (a, b) alaşımsız çelik/alüminyum ve (c, d) paslanmaz çelik/alüminyum kompozitlerinin; (a, c) numune merkezinden ve (b, d) kenar bölgelerden alınmış mikroyapı görüntülerinin karşılaştırılması (RF: Reaksiyon Fazı, P.Ç: Paslanmaz Çelik) [75]

Sarkari ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada [76], in-situ metodu ile ürettikleri demir takviyeli ticari özellikli alüminyum matrisli kompozit üzerinde, alüminyum ve demir arayüzeyinde ortaya çıkan intermetalik fazları araştırmışlardır. Yapılan bu araştırmada; güçlü bir bağa sahip arayüzey ve yüksek çekme dayanımının asıl olarak, Fe_2Al_5 ve $FeAl_3$ intermetalik fazlarından kaynaklandığı belirtilmiştir. Bhagat ve arkadaşları [71], paslanmaz çelik malzemeden oluşan fiber takviye içerikli alüminyum matrisli kompozit malzemeyi üretip, intermetalik fazların büyüme kinetiğini araştırmışlardır. Yapılan bu araştırmada uygun olan intermetalik faza ait kalınlığın 3 µm olması gerektiği sonucuna varılmıştır. Ozaki ve arkadaşları [77], karbon çeliği ve alüminyum malzemenin bir araya getirilmesi ile yaptıkları çalışmalarında kompozitin mekanik özelliklerinde azalma olmaması için, arayüzeyde oluşan intermetalik fazın en az 10 µm olmasını savunmuşlardır.

Sanayi bazlı uygulamalarda kullanılan bimetal kompozitler, alüminyum/çelik kompoziti ile sınırlandırılmamıştır. Hafifliği nedeniyle Mg ve Al matrisli kompozitlerde, yüksek elastik modül ve yorulma dayanımı, düşük yoğunluk gibi kritik özellikler sayesinde Ti takviyesi göze çarpmaktadır [78]. Al ve Ti elementlerinin bir araya getirildiği alaşımlarda, Al/Ti faz diyagramında, oluşacak ilk arayüzey formu $TiAl_3$ olacaktır. Bu faz, yüksek sertlik (500-610 HV), yüksek ergime sıcaklığına (1400°C), düşük yoğunluk (3,3 g/cm^3) ve oksidasyon dayanımına sahip olması sebebiyle, ısıl kararlılığı ve yapısal verimliliği artırmaktadır [79,80]. $TiAl_3$ fazı, tetragonal yapıya ait düşük simetriğe sahip olması sebebiyle oda sıcaklığında sünekliğinin düşük olmasına karşın, sağladığı uyumluluk (koherent) ve düzgün arayüzey formu sayesinde uygulanan yükün matris üzerinden takviye fazına taşınarak çatlağın ilerlemesini önlemektedir [81]. Al_2O_3 ve TiO_2 gibi yapıda istenmeyen fazların ortaya çıkmaması için Ti/Al kompozit üretim sürecine ait sıcaklık göz ardı edilmemelidir [82].

Ti/Al tabakalı kompozit malzemeleri, yüksek sertlik, korozyon direnci, rijitlik, güçlü aşınma dayanımı ve hafiflik özellikleri ile çok katlı inşaat yapılarında ve askeri uygulamalarda tercih edilmektedir [83]. Patlamalı kaynak yöntemiyle birleştirilerek elde dilen saf Ti ve AA1050 alüminyum alaşımının tabakalı kompozit malzemenin meydana geldiği bir çalışmada [84], kompozit malzemenin arayüzeyine ait özellikler araştırılmıştır. Ti/Al tabakalı kompozit oluşumunun üst yüzey, merkez ve alt yüzeyden alınan kesit görüntüleri Şekil 4.8'de verilmiştir. Malzemenin üst yüzeyinde dalgalı bir arayüze sahip eş eksenli ve geniş bölgeler bulunurken, merkezde ve alt yüzeyde ise düz bir arayüze sahip oldukça ince tabakalar gözlemlenmektedir.

Geleneksel seramik takviyeli kompozitlerde; titanyum matris fazı, Al_4C_3 fazında istenmeyen oluşumları engellemek ve tokluğu artırmak için farklı miktarlarda kullanılabilir [85].



Şekil 4.8. Patlamalı kaynak yöntemiyle üretilen Ti/Al tabakalı kompozitin farklı noktalarının arayüzey kesit görüntüleri [84]

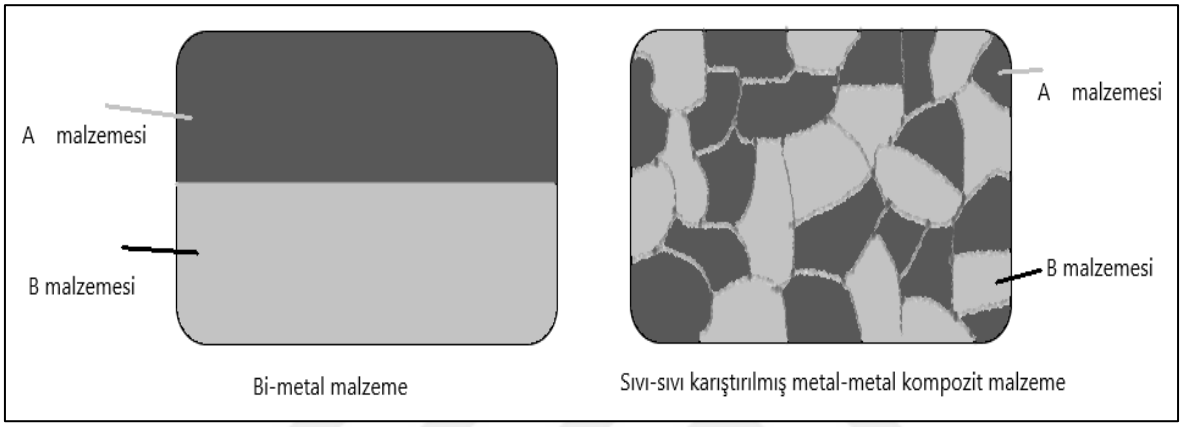
4.4. Sıvı-Sıvı Kompozit Malzeme ile Bimetal Malzeme Farklılığı

Bu tez çalışması ile ilgili literatür taraması yapıldığında, dökme demirler ve demir dışı metaller üzerinde iki farklı sıvı metal malzemenin karıştırıldığı metal-metal kompozit üretimi üzerine herhangi bir çalışma olmadığı görülmüştür. Genel olarak iki farklı metalden biri katı formda, diğer metal ise sıvı formda bulunan metal-metal kompozit malzemeler üretilmektedir. Bu kompozit malzemelerin üretimi sıvı bir metal içerisine katı metal malzemenin parçacık takviyesi, katman oluşturacak şekilde veya metal bir parça veya kütlenin sıvı formda bulunan metal ile önceden karışım veya kalıp içinde yer alan şeklin sıvı metal ile kaplanması şeklinde olduğu çalışmalardır. Bimetal malzemenin tanımı, sıvı formda bulunan 2 farklı metal malzeme grubu ile imal edilen ya da bütün bir parçanın yarısı nispeten bir çeşit metal bir malzemeden, diğer yarısı ise farklı çeşit bir metalik malzemeden üretimi yapıldığında ortaya çıkan yeni bir malzeme türü olarak bilinir. Bu konuda gerçekleştirilen akademik veya endüstriyel çalışmalar, birbirlerinden farklı özelliklere sahip 2 metal malzemenin bütün bir iş parçasının farklı bölgelerinde kullanılarak ürünün özelliğini makro boyutta değiştirmektedir. Çalıkoğlu ve arkadaşları tarafından 2011 yılında yapılan bir çalışmada [14], kademeli döküm yönteminin kullanılması ile bimetal malzemenin üretimi, bu malzemelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri araştırılmıştır. Bu çalışma kapsamında, düşük alaşımlı sıvı çelik malzeme ile BDD malzemeyi aynı kalıp içine farklı yolluk

kullanılarak döküm işlemini gerçekleştirmişler ve kademeli döküm işlemi esnasında arayüzeyde farklı flakslar ve farklı arayüzey şekilleri kullanmışlardır. Sonuç başarılı bir bimetal üretimi gerçekleştirilmiş olup, malzemenin piyasada kullanımını sağlamışlardır. Zailiang ve arkadaşları tarafından yapılan bir başka çalışmada [86] ise; çinko (Zn) ara katman olarak kullanılan köpük kalıba döküm işleminde sıvı-sıvı karıştırma tekniği ile alüminyum-magnezyum (Al/Mg) esaslı yeni bir bimetal malzeme üretimi için ilk defa kullanılacak yeni bir metot önermişlerdir. Al/Mg esaslı bimetal yapı için mikro ve makro yapısal özelikleri ile mekanik açıdan özelliklerini araştırmışlardır. Sonuçlar çarpıcı şekilde çinko esaslı bir ara katmanının oluşturulması ile sıvı metallerin direk olarak karışmasını engellemekle kalmamış, Mg-Al fazı içerisinde intermetalik fazların oluşumunun da önüne geçmiştir. Ying ve arkadaşları tarafından gerçekleştirilen bir başka çalışmada [87] ise; sıvı formda bulunan alüminyum içerikli alaşım ve katı formda bulunan bakır ile kaplama yapılmış alüminyumun sürekli döküm yöntemi ile imal edilmesinde katı-sıvı metodunu tercih etmişlerdir. Çalışmanın sonuçları; sıvı formdaki alüminyumun yüksek döküm sıcaklığı nedeniyle, Cu elementinin katı halden Al alaşım ergiyiğine difüzyonunun meydana geldiğini göstermiştir. Bu işlemin Al ile Cu atomları arasında kimyasal reaksiyonlara yol açtığı ve bu reaksiyonların Al-Cu arayüzeyinin morfolojisini (şeklini ve yapısını) önemli ölçüde etkileyerek alaşımın özelliklerini değiştirdiğini göstermiştir. Yuan ve arkadaşları [88], elektrotsuz kaplama ve katı-sıvı katmanlı döküm yöntemlerini kullanarak Cu malzemenin üzerine Ni-P kaplanmış Al-Cu bimetal malzemesi üretmişlerdir. Ni-P ara katmanı, difüzyon bariyeri ve koruyucu film işlevi görerek intermetalik bileşiklerin oluşumunu azaltmış ve Cu'nun oksidasyonunu önlemiştir. Bu işlemin Al-Cu bimetal malzemesinin mekanik özellikleri, dayanıklılığı ve ömrü önemli ölçüde artırdığı sonucuna varmışlardır. Bu çalışmalarda, ayrıca iki farklı malzemenin bir araya getirilmesiyle oluşan bimetalik yapılarda arayüzey kalitesinin ve bağlanma kuvvetinin önemi vurgulanmaktadır. Araştırmacılar; arayüzey işlemi, döküm sıcaklığı gibi parametreleri optimize ederek daha sağlam ve dayanıklı bimetalik yapılar elde etmeyi amaçlamaktadır.

Oysa bu tez çalışmasının konusu olan sıvı-sıvı karıştırma tekniği, iki farklı sıvı metalin neredeyse tamamen karışmadan, taneler halinde bir araya gelerek yeni bir malzeme oluşturmasının sağlanmasıdır. Bu yeni malzemenin (Şekil 4.9'da gösterildiği gibi) en önemli özelliği, her tarafında homojen bir şekilde dağılmış ve her iki metalin de varlığını sürdürmesidir. Bu sayede, üretilen malzemenin her noktasında homojen bir davranış ve özellik ortaya çıkacaktır.

Bimetal malzemelerden farklı olarak, sıvı-sıvı karıştırma tekniği ile üretilen malzeme tek bir parça halindedir ve her iki metalin de farklı davranış ve özelliklerine sahiptir. Homojen karışım halinde olması nedeniyle, bu yeni malzeme kompozit olarak sınıflandırılır. Kompozit ürünlerde, her noktada homojen bir özellik göstermesi ve homojen bir malzemede bulunan davranış sergilemesi beklenir. Sıvı-sıvı karıştırma tekniği ile üretilen malzeme de bu kriteri tam olarak karşılamaktadır.



Şekil 4.9. Bimetal ile sıvı-sıvı karıştırılmış metal-metal kompozit malzemelerin yapısal farklılıklarının şematik olarak gösterimi

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. KGDD ve LGDD Malzemelerin Üretimi

Bu tez çalışması iki aşamaya ayrılarak gerçekleştirilmiştir. Sıvı-sıvı kompozit üretilebilirliğinde en uygun metodu belirlemek için ilk olarak çalışmanın birinci aşaması gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar ışığında çalışmaya ikinci aşama ile devam edilmiştir.

5.1.1. Çalışmanın birinci aşaması

Bu çalışmada; kimyasal analizleri Çizelge 5.1'de verilen, iki adet Inductoterm marka indüksiyon ocağında (Şekil 5.1) aynı anda farklı döküm malzemesi ergitilmiştir. LGDD ve KGDD malzemeler sıvı formda, aynı anda kalıba dökülerek farklı yolluk tasarımı denemeleri ile kompozit malzemelerin üretimi gerçekleştirilmiştir. LGDD ve KGDD malzemelerin özellikleri daha iyi kontrol edilmesi amacıyla %100 ferritik matrisli olması tercih edilmiştir. LGDD (GJL 150) ve KGDD (GJS 400) için sırasıyla 1330 °C ve 1425 °C döküm sıcaklıkları uygulanmış, KGDD ise dökümden önce FeSiMg ile küreleştirilmiştir. Bu iki metal malzemeye %0,3 miktarında FeSi alaşımı ile aşılama yapılmıştır. Döküm işlemleri Alfaset reçineli kum kalıplar kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 5.2). Ergitilmiş malzemeler, ASTM A536-84 (2014)'e göre hazırlanan 25 mm kesitindeki Y-blok şeklindeki kalıplara önceden tasarlanan yolluk ve kalıp (Şekil 5.2 ve Çizelge 5.2) parametrelerine uygun şekilde dökülmüştür. Ergitme işlemleri indüksiyon ocaklarında yapılmış olup, dökülen malzemelerin kimyasal kompozisyonları Çizelge 5.1'de verilmiştir.



Şekil 5.1. KGDD ve LGDD malzemelerin ergitildiği orta frekans indüksiyon ocaklarının görüntüsü

Çizelge 5.1. Birinci aşama döküm işlemlerinde kullanılan LGDD (GJL 150) ve KGDD (GJS 400) malzemelerin kimyasal analizleri

Element (%)	*C*	*Si*	*Mg*	*Mn*	*P*	*S*	*Cr*	*Ti*	*Ni*	*Cu*	*Fe*
LGDD (GJL 150)	3,2	2,2	0,0045	0,889	0,09	0,19	0,043	0,029	0,013	0,026	Kalan
KGDD (GJS 400)	3,2	2,5	0,035	0,218	0,04	0,11	0,021	0,018	0,02	0,02	Kalan



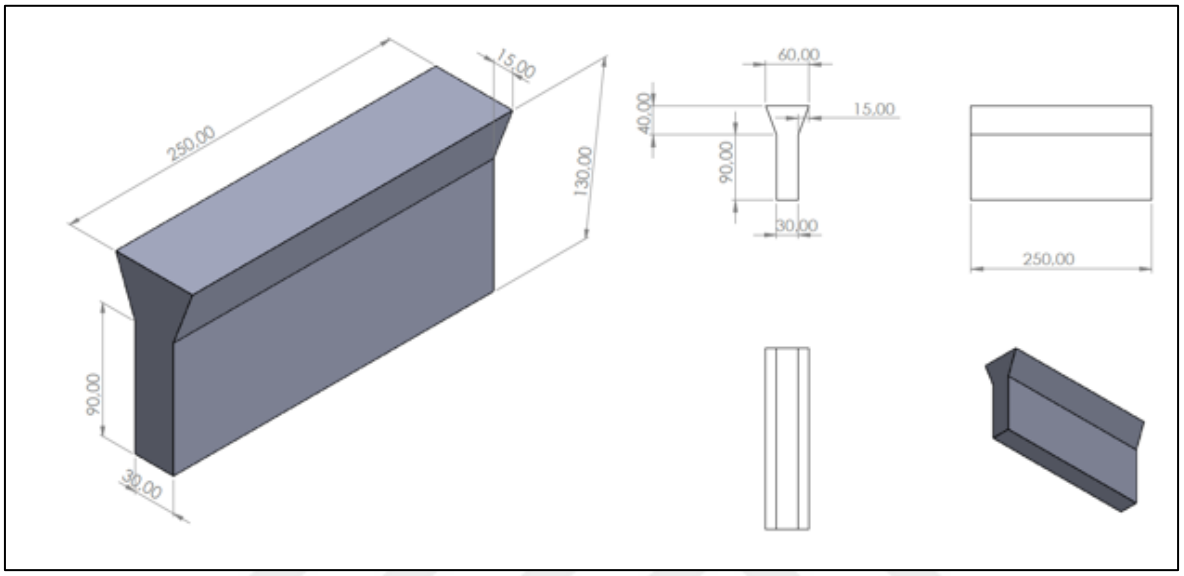
Şekil 5.2. Birinci aşama denemeleri için döküm işleminde kullanılan reçineli kum kalıplar

Sıvı-sıvı metal kompozit malzeme üretimi için farklı yolluk sistemleri içeren 9 farklı kalıp tasarımı hazırlanmıştır ve bu deneysel çalışmalar Çizelge 5.2'de özetlenmiştir.

Çizelge 5.2. Birinci aşama döküm işlemlerinde kullanılan kalıplar ve değişkenler

Deney No	*Kalıp Özelliği*	*Dökülen Malzeme Oranı*
1.1	Tek kalıpta sadece LGDD	%100
1.2	Tek kalıpta sadece KGDD	%100
1.3	Tek yolluk kullanılarak aynı anda döküm	%50 LGDD+%50KGDD
1.4	Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm	%30 LGDD+%70 KGDD
1.5	Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm	%70 LGDD+%30 KGDD
1.6	Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm	%50 LGDD+%50 KGDD
1.7	Çift yolluk (LGDD uzak bağlantılı olacak şekilde) aynı anda döküm	%50 LGDD+%50 KGDD
1.8	Çift yolluk (KGDD uzak bağlantılı olacak şekilde) aynı anda döküm	%50 LGDD+%50 KGDD
1.9	Çift yolluk (her iki malzemede uzak bağlantılı olacak şekilde) aynı anda döküm	%50 LGDD+%50 KGDD

Döküm yoluyla standart Y-blok parçalar üretilmiştir (Şekil 5.3). Döküm işlemleri temel olarak tek yolluk ve çift yolluk tasarımlarına göre yapılmıştır. Y-blok üretimi için uygun ölçü ve şekilde modeller üretilmiştir. Bu model ve ölçülere ait görüntüler Şekil 5.3'te verilmiştir.



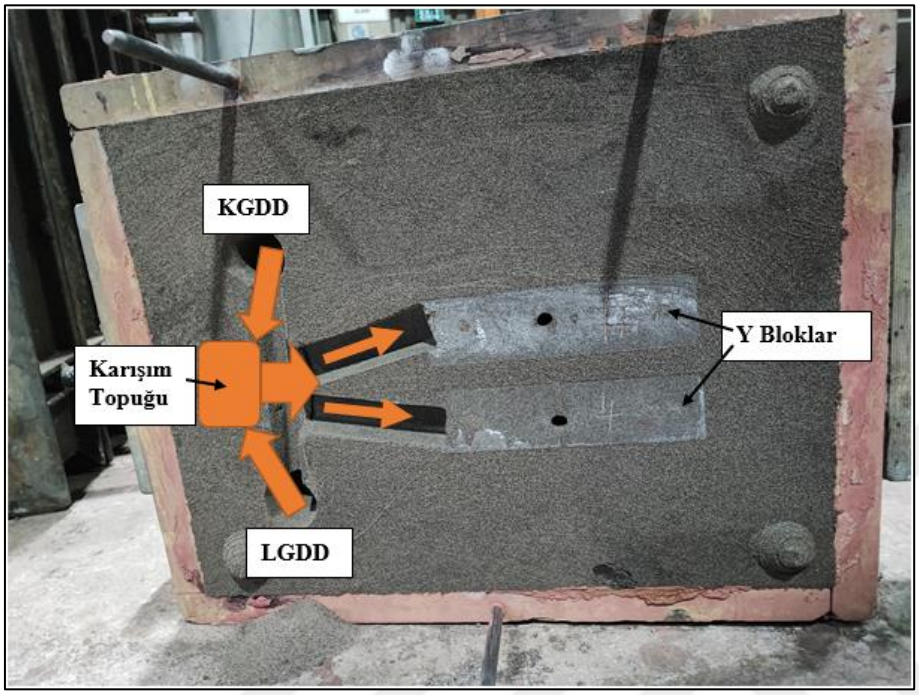
Şekil 5.3. Üretilen Y-blok parçaların teknik resim görüntüsü ve ölçüleri

Tek yolluk sisteminde farklı döküm potalarına alınan LGDD ve KGDD sıvı ergiyikleri aynı anda tek (aynı) yolluktan dökülerek döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Tek yolluk sisteminde ergiyikler ilk kez yolluk girişindeki havşa kısmında birbirleri ile karışmaya başlayarak kalıp içerisine gönderilmiştir. Çift yolluk sisteminde ise; yine farklı döküm potalarında bulunan ergiyikler kalıp içerisine farklı yolluklarda, aynı anda aynı döküm hızlarında dökülerek döküm işlemi gerçekleştirilmiştir. Çift yolluk sisteminde ergiyikler ilk kez kalıp içinde karışım haznesi (karışım topuğu) kısmında birbirleri ile karışmaya başlayarak kalıba doldurulmuştur.

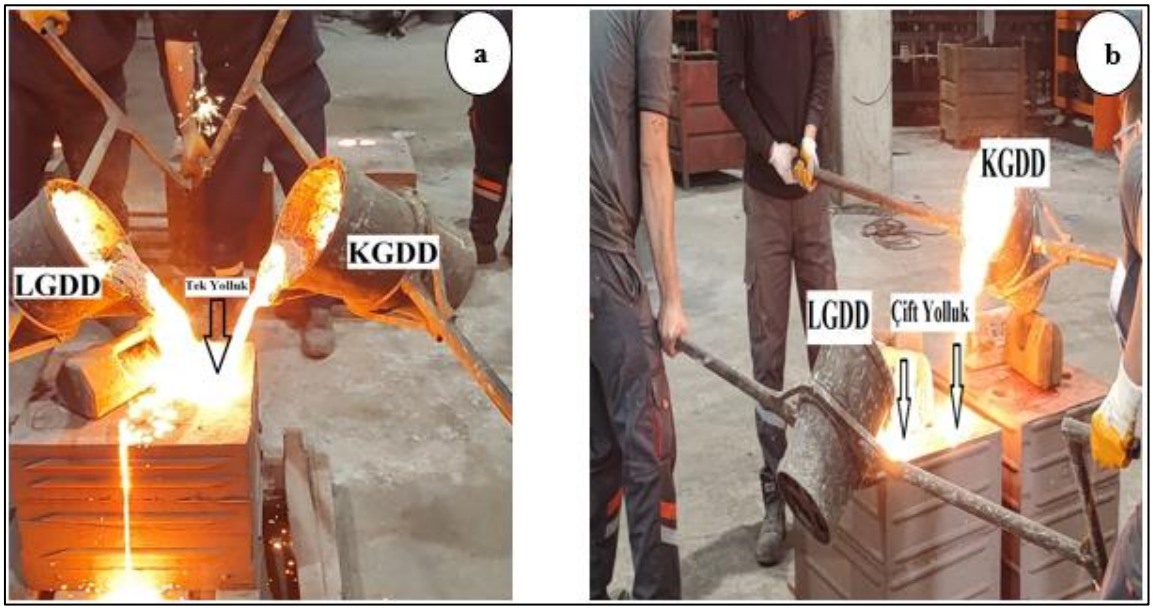
Bütün kalıplarda Y-blok modelleri kalıp içerisinde 2 adet olup, aynı parametreden 2 adet döküm numunesi üretilmiştir.

Şekil 5.4'te çift yolluklu sistemde kalıp üst derecesi gösterilmektedir. Şekilde KGDD ve LGDD eriyiklerinin döküm yönleri ve kalıp içerisinde izledikleri yollar gösterilmektedir. Görüldüğü üzere sıvı eriyikler farklı iki yolluk sisteminden geçerek karışım topuğunda karışarak kalıp içerisine dolmaktadır. Çift yolluklu sistemde sıvı eriyikler ilk kez karışım

topuğunda karışarak kalıp içerisine dolum gerçekleşmektedir. Şekil 5.5'te tek ve çift yolluk döküm işlemi gösterilmektedir.



Şekil 5.4. Kalıplarda oluşturulan sıvı metal akış kanalları (yolluk sistemi) ve Y-blokların kalıp içerisindeki konumu



Şekil 5.5. (a) Tek ve (b) Çift yolluk uygulaması yapılmış kalıplardaki döküm işlemlerinin yapılışı

Döküm işlemleri gerçekleştikten sonra kalıplar ortam sıcaklığında soğutulmaya bırakılmış ve oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur. Kalıplar soğuduktan sonra Y-bloklar kalıplardan çıkarılmıştır. Kalıp içerisinden çıkarılan döküm parçaya ait görüntüler Şekil 5.6 ve 5.7'de görülmektedir.

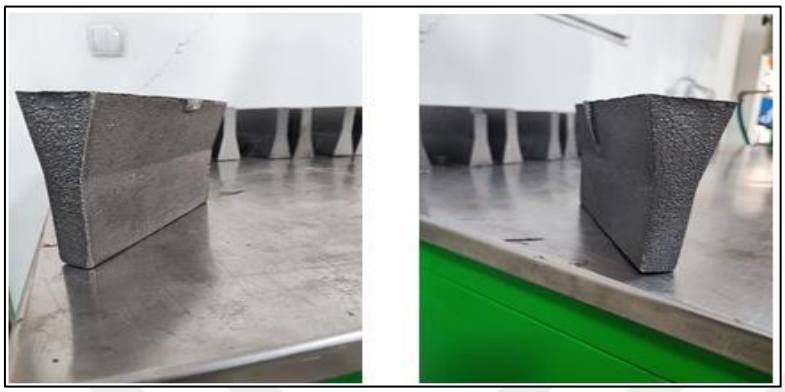


Şekil 5.6. Çift yolluk kullanılarak farklı oranlarda döküm işleminden sonra oluşan yolluk sistemi görüntüsü



Şekil 5.7. Biri uzak diğeri parçaya yakın konumda çift yolluk sistemi farklı miktarda olan döküm parçalar ve yolluk sistemi

Döküm sonrasında parça yüzeylerinde kumlama makinesi ile temizleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. İşlemden sonra yolluk, topuk ve çapak gibi parçalar döküm parçadan ayırılarak Şekil 5.8'de görülen Y-bloklar elde edilmiştir.



Şekil 5.8. Üretilen Y-blokların temizlenmiş haldeki görüntüleri

5.1.2. Çalışmanın ikinci aşaması

İlk 9 numune için yapılan yapısal ve mekanik incelemeler sonucunda elde edilen veriler ışığında, sıvı-sıvı kompozit üretimi için farklı döküm deneme çalışmaları yapılarak devam edilmesine karar verilmiştir. Bu nedenle ikinci aşama çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Birinci aşama döküm çalışmalarının sonuçları değerlendirilerek daha iyi sıvı-sıvı kompozit üretimi için en uygun yolluk tasarımları ve döküm parametreleri belirlenmiş ve devamında 6 döküm çalışması daha yapılmıştır. Bu çalışmada kullanılan LGDD (GJL 150) ve KGDD (GJS 400) malzemelere ait kimyasal analizler Çizelge 5.3'te verilmiştir. Çalışmada yine aynı anda 1'er ton kapasiteli çift potalı Inductoterm marka indüksiyon ocakları kullanılmış ve sıvı metaller elde edilmiştir.

Çizelge 5.3. İkinci aşama döküm işlemlerinde kullanılan LGDD (GJL 150) ve KGDD (GJS 400) malzemelerin kimyasal analizleri

Element (%)	*C*	*Si*	*Mg*	*Mn*	*P*	*S*	*Cr*	*Ti*	*Ni*	*Cu*	*Fe*
LGDD (GJL 150)	3,7	2,8	<0,001	0,431	0,038	0,82	0,021	0,013	0,011	0,054	Kalan
KGDD (GJS 400)	3,7	2,7	0,052	0,242	0,033	0,02	0,032	0,015	0,019	0,056	Kalan

Döküm işlemleri önceki çalışmada olduğu gibi reçineli kum kalıplar (Şekil 5.9) kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Ergimiş malzemeler, ASTM A536-84'e göre Y-blok ile hazırlanan

reçineli kum kalıplara planlanan kalıp parametrelerine uygun şekilde döküm işlemi gerçekleştirilmiştir.



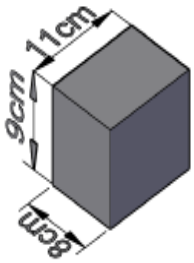
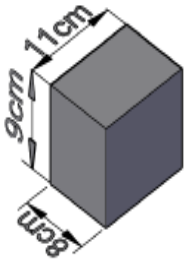
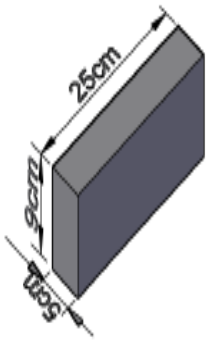
Şekil 5.9. İkinci aşama denemeleri için döküm işleminde kullanılan reçineli kum kalıplar

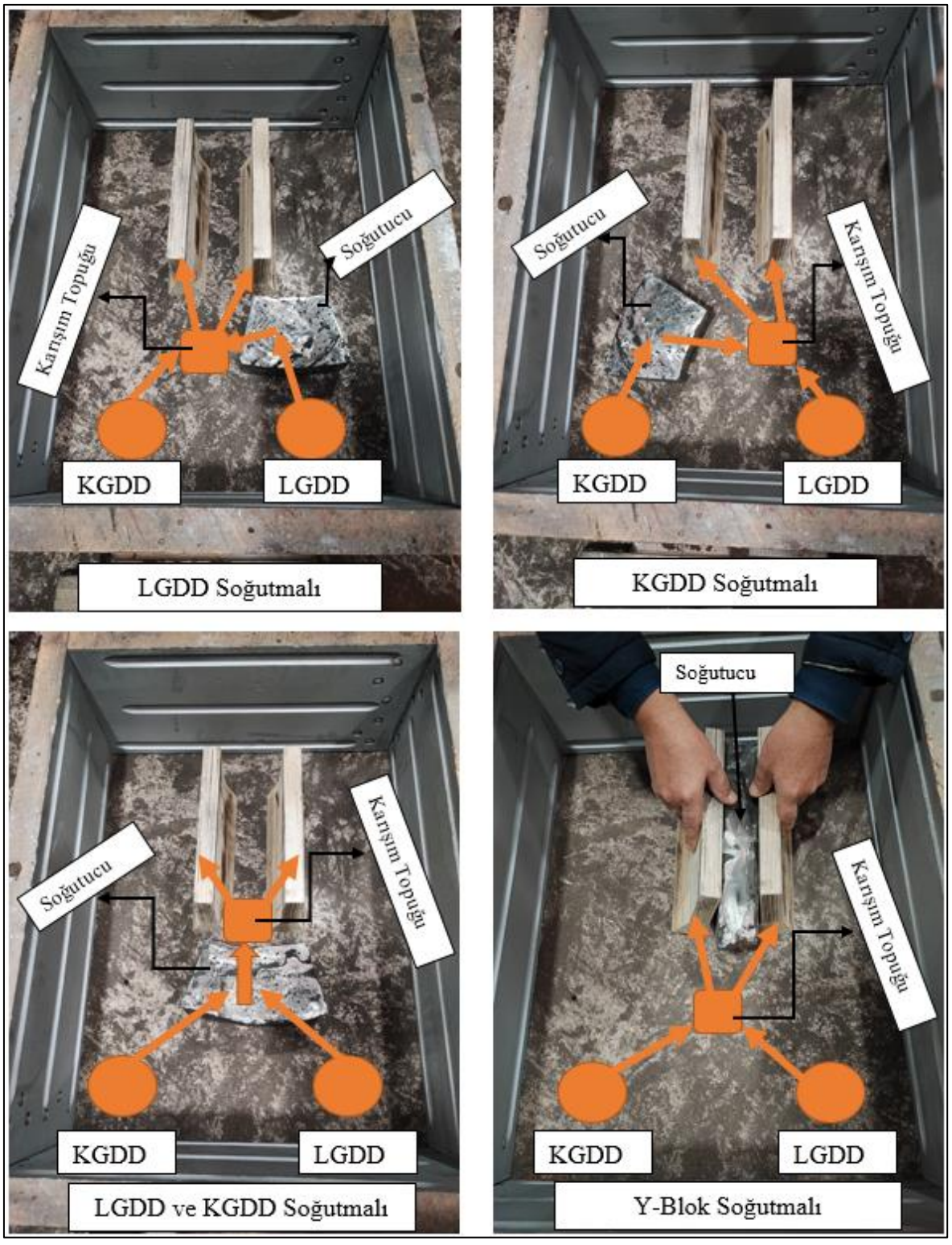
Bu aşamada 6 döküm çalışması yapılmıştır. Yapılan çalışma detayları Çizelge 5.4'te verilmiştir. Çizelge 5.4'ten görüleceği üzere; bu çalışmada sıvı metallerden sadece birinin, her ikisinin ya da kalıpta Y-blokların soğutma işlemleri gerçekleştirilerek döküm işlemleri gerçekleştirilmiştir. Kullanılan soğutucular dikdörtgen prizma şeklinde olup kullanılan soğutucu görselleri ve hacim hesapları Çizelge 5.5'te gösterilmektedir. Kalıp tasarımları, soğutucu konumları ve sıvı metallerin kalıp içerisine ilerleme yönleri Şekil 5.10'da verilmiştir.

Çizelge 5.4. İkinci aşama döküm işlemlerinde kullanılan kalıplar ve değişkenler

Deney No	*Kalıp Özelliği*	*Dökülen Malzeme Oranı*
2.1	Tek kalıpta sadece LGDD	%100
2.2	Tek kalıpta sadece KGDD	%100
2.3	LGDD soğutucu üzerinden geçiyor, KGDD reçineli kumdan	%50 LGDD+%50KGDD
2.4	KGDD soğutucu üzerinden geçiyor, LGDD reçineli kumdan	%50 LGDD+%50KGDD
2.5	Hem KGDD hem de LGDD soğutucu üzerinden geçiyor	%50 LGDD+%50KGDD
2.6	Soğutucu Y-blokların arasında, sıvı metal soğutucudan geçmiyor	%50 LGDD+%50KGDD

Çizelge 5.5. Döküm işlemlerinde kullanılan soğutucu ölçüleri ve hacimleri

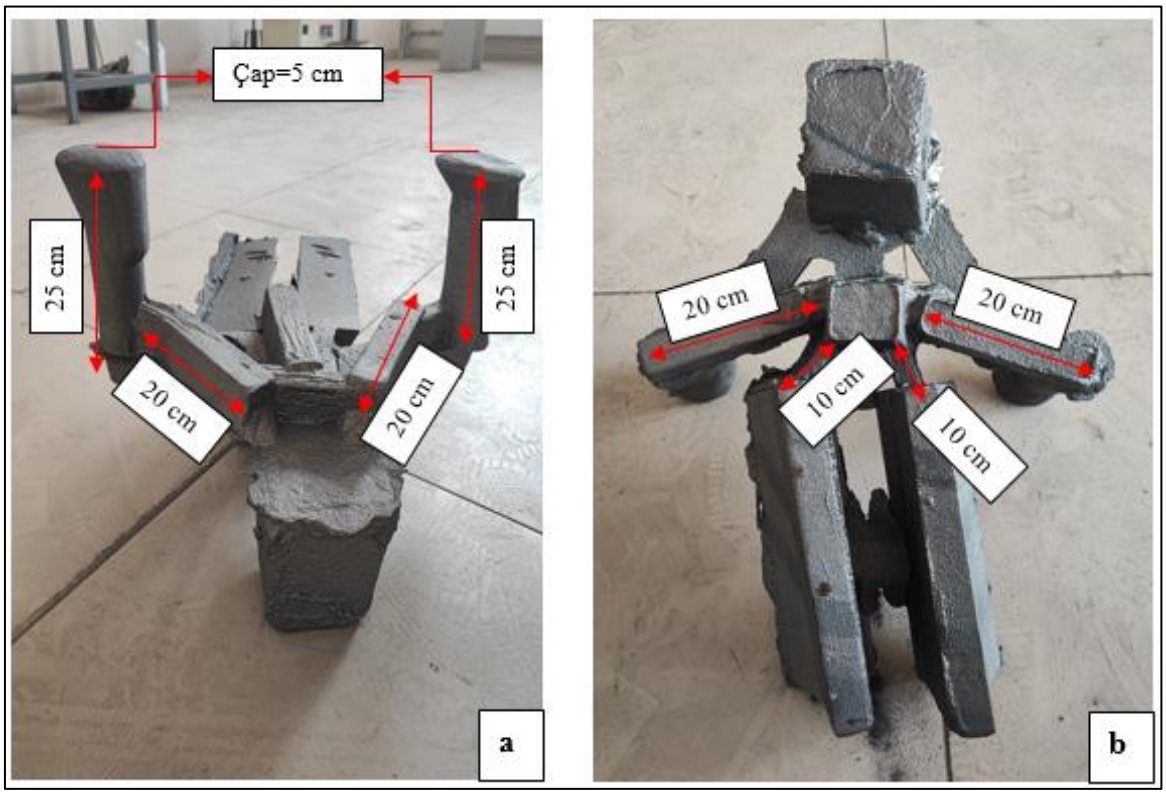
Deney No	Kullanılan Soğutucu	Soğutucu Teknik Resmi	Soğutucu Hacmi (cm^3) ve Modülü (cm)	Kalıp Özelliği	Dökülen Malzeme Oranı
3			V= 792 Modül= 1,53	LGDD soğutucu üzerinden geçiyor, KGDD normal kumdan	%50 LGDD+%50KGDD
4			V= 792 Modül= 1,53	KGDD soğutucu üzerinden geçiyor, LGDD reçineli kumdan	%50 LGDD+%50KGDD
5			V= 1560 Modül= 1,92	Hem KGDD hem de LGDD soğutucu üzerinden geçiyor	%50 LGDD+%50KGDD
6			V= 1125 Modül= 1,42	Soğutucu Y-blokların arasında, sıvı metal soğutucudan geçmiyor	%50 LGDD+%50KGDD



Şekil 5.10. Kalıp içerisinde soğutucuların yerleşim konumları ve sıvı metal akış yönlerinin gösterimi

Döküm sonrasında kumlama makinesi ile döküm parçaların üzerindeki istenmeyen tabakaların kaldırılarak yüzey temizleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.11'de kalıptan bütün halde çıkarılan döküm parçası görülmektedir. Şekilde de görüldüğü gibi yolluk, topuk,

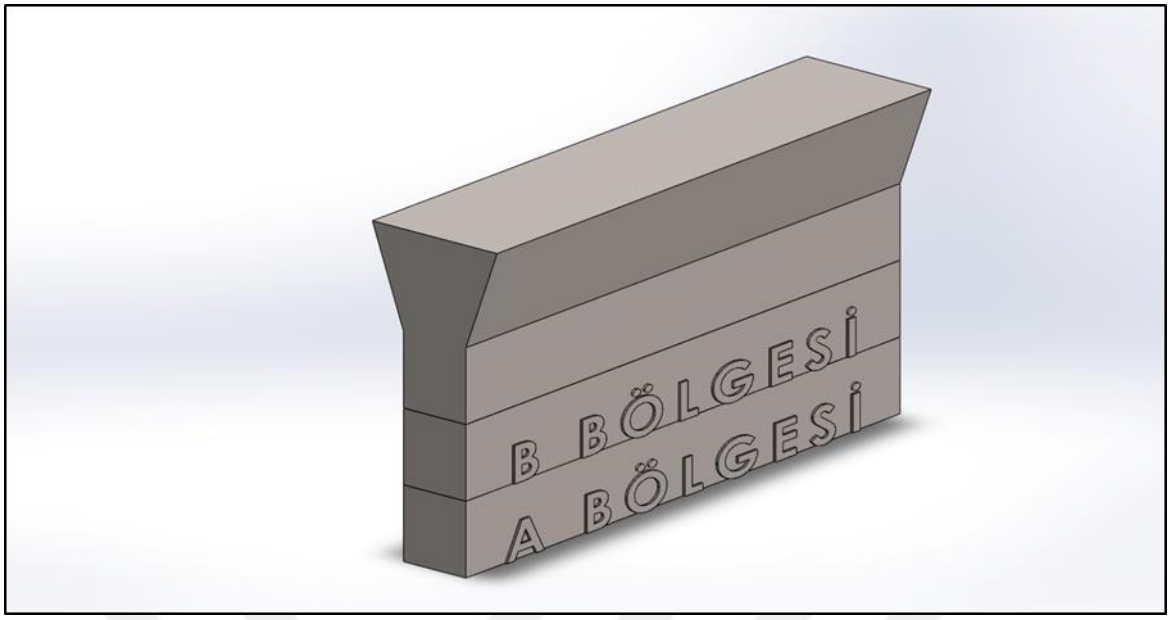
Y-bloklar ve yolluk sistemi ölçüleri, bunların arası bağlantılar görülmektedir. İşlemden sonra yolluk, topuk ve çapak gibi parçalar döküm parçadan ayrılarak Y-bloklar elde edilmiştir.



Şekil 5.11. Döküm işlemi sonrası kalıptan çıkan döküm parçası ve yolluk sistemi ölçülerinin a) Üstten b) Alttan görünümü

5.2. Mikroyapı Karakterizasyonu

Mikroyapı incelemeleri için Y-blokların uygun bölgelerinden numuneler alınmıştır. Y-bloğun üst besleyici kısımları (konik kısım) döküm hatalarını içerme ihtimallerinin yüksek olması sebebiyle mekanik test çalışmalarında kullanılmamıştır. Şekil 5.12'de gösterildiği gibi Y-blok alt kısmı A ve B olmak üzere 2 bölgeye ayrılmış, buradan çıkarılan numunelerdeki küreselleşme oranı ve birim alandaki (mm^2) grafit sayısı LEICA LAS X görüntü analiz programı ile ölçülmüştür.



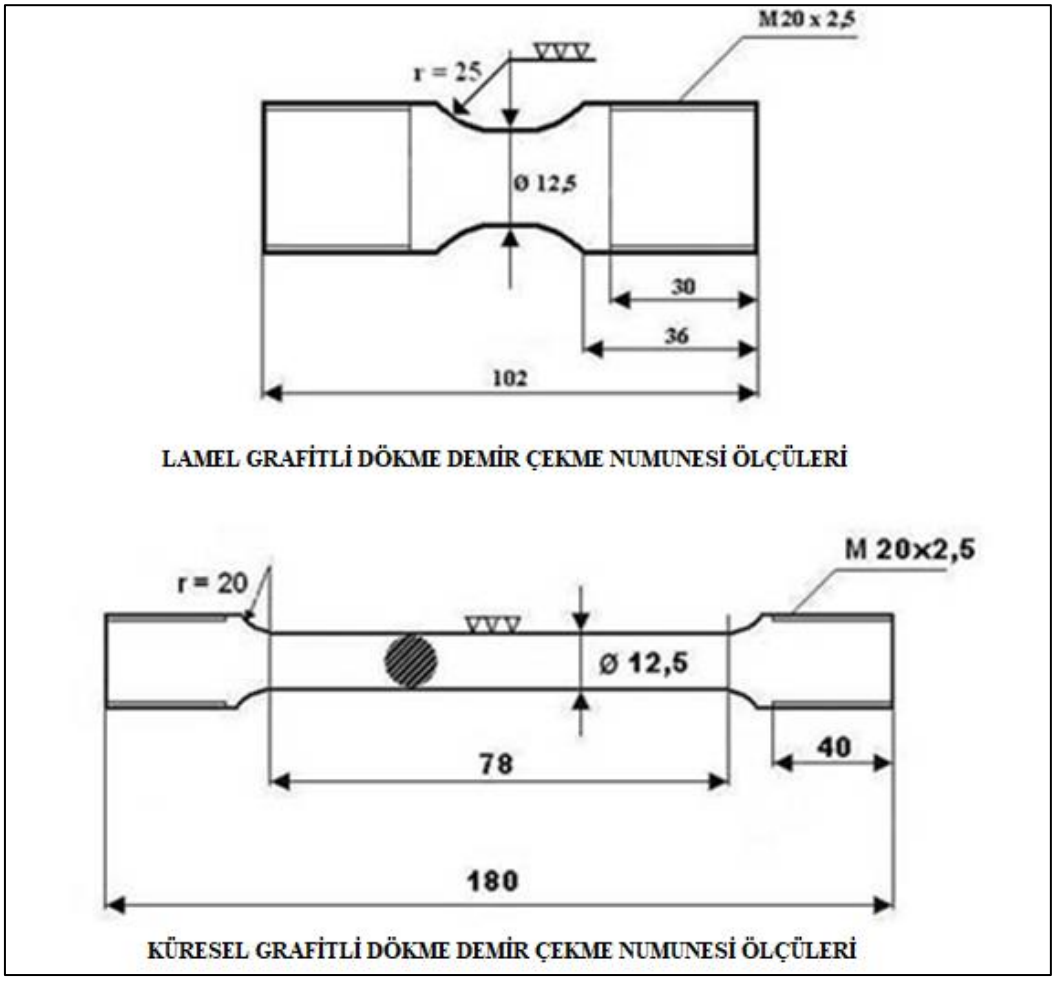
Şekil 5.12. Mekanik testler ve mikroyapısal karakterizasyon çalışmaları için numune alınan Y-blok üzerindeki A ve B bölgelerinin şematik gösterimi

Mikroyapı incelemeleri için 6 mm çapındaki numuneler ATM Opal 460 sıcak bakalite alma cihazı ile iletken (SEM çalışmaları için) ve iletken olmayan bakalitlere alınmıştır. Numuneler sırasıyla 240#, 320#, 480#, 600#, 800#, 1200# zımpara ve 6µ, 3µ ve 1µ elmas süspansiyon kullanılarak parlatılmıştır. Optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanımı ile gerçekleştirilen çalışmalarda dağlayıcı olarak %2 Nital (%98 C_2H_5OH-%2 HNO_3 ağırlıkça) ve %2 Pikral (%98 C_2H_5OH-%1 HCI-%1 $C_6H_3N_3O_7$ ağırlıkça) kullanılmıştır. Optik mikroskop görüntüleri Leica DFC 320 dijital kamera bağlantılı Leica DMI 5000M ters mikroskop ve Zeiss Axiolab 5 ters mikroskop ile elde edilmiştir. SEM çalışmalarında Jeol JEM 6060 LV taramalı elektron mikroskobu (EDS ünitesi mevcut) kullanılmıştır. Deneysel çalışmalar, Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölüm laboratuvarlarında yapılmıştır.

5.3. Mekanik Özelliklerin Karakterizasyonu

Çekme test numuneleri Şekil 5.12'de gösterilen Y-bloğun A ve B bölgelerinden alınmıştır. Numuneler ASTM E8 standardına göre CNC torna kullanılarak işlenmiştir. Çekme testleri servo hidrolik sistemle çalışan universal çekme test cihazı ve otomatik ekstansometre kullanılarak hareketli başlık hızı 1mm/dk olacak şekilde gerçekleştirilmiştir.

Çalışmanın birinci aşamasında sadece KGDD çekme test standardına göre çekme numuneleri üretilmiş ve test edilmiştir. İkinci aşamada ise; Y-bloklar 2 farklı dökme demir çeşidini içerdiği için aynı numuneden hem KGDD hem de LGDD standardına göre çekme numuneleri üretilmiş (Şekil 5.13) ve test sonuçları ayrı ayrı değerlendirilmiştir. Her numune için aynı standartta en az 3 numune üretilmiş ve elde edilen sonuçlar ortalama değer olarak verilmiştir.



Şekil 5.13. LGDD ve KGDD çekme testi numune ölçüleri

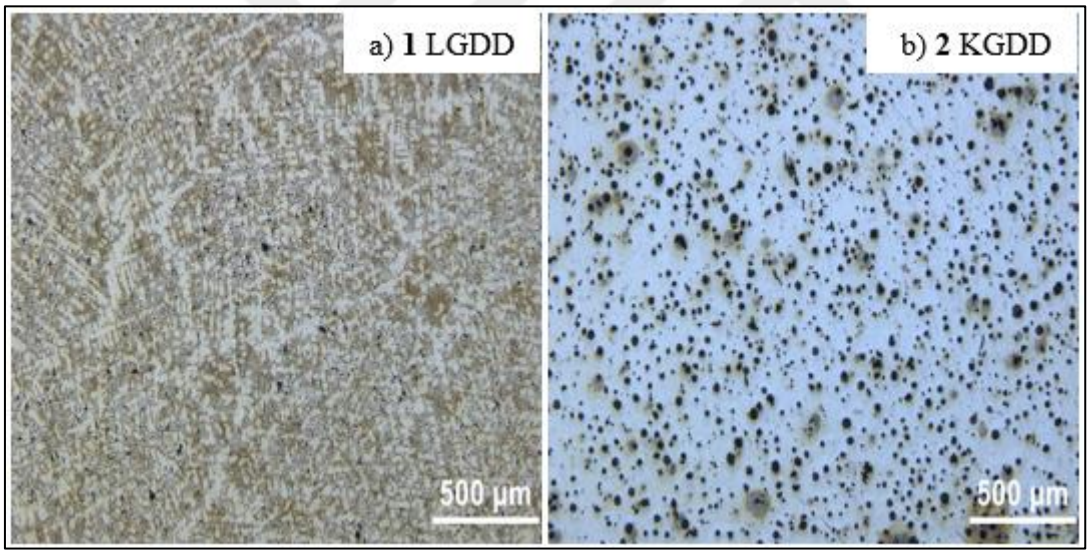
Sertlik ölçümleri, Emcotest Duravision 2000 model üniversal sertlik cihazında Brinell sertlik ölçüm yöntemiyle (HBW 2,5-187,5 kgf yük kapasiteli) en az 10 bölgeden gerçekleştirilmiş ve ortalama veriler alınmıştır.

6. DENEYSEL BULGULAR VE TARTIŞMA

6.1. Birinci Aşamada Üretim Yapılan Numunelerden Elde Edilen Deneysel Bulgular

6.1.1. Mikroyapısal karakterizasyon sonuçları

Bu çalışmada, iki farklı metalin sıvı halde karıştırılmasıyla metal-metal kompozit üretimi araştırılmıştır. Çalışmada LGDD ve KGDD malzemeleri kullanılmıştır. Üretimi yapılan numunelerin mikroyapıları Şekil 6.1-6.8'de yer almaktadır. Şekil 6.1.a ve b'de görülen LGDD (Numune 1.1) ve KGDD (Numune 1.2) malzemelerin yapıları, bu iki malzemeye ait tipik döküm işlemi sonucunda oluşan yapılardır. LGDD numunesinde lamel, KGDD numunesinde ise küresel grafit şekilleri gözlemlenmektedir. Her iki malzeme %95-98 oranında ferritik matris yapıdadır.

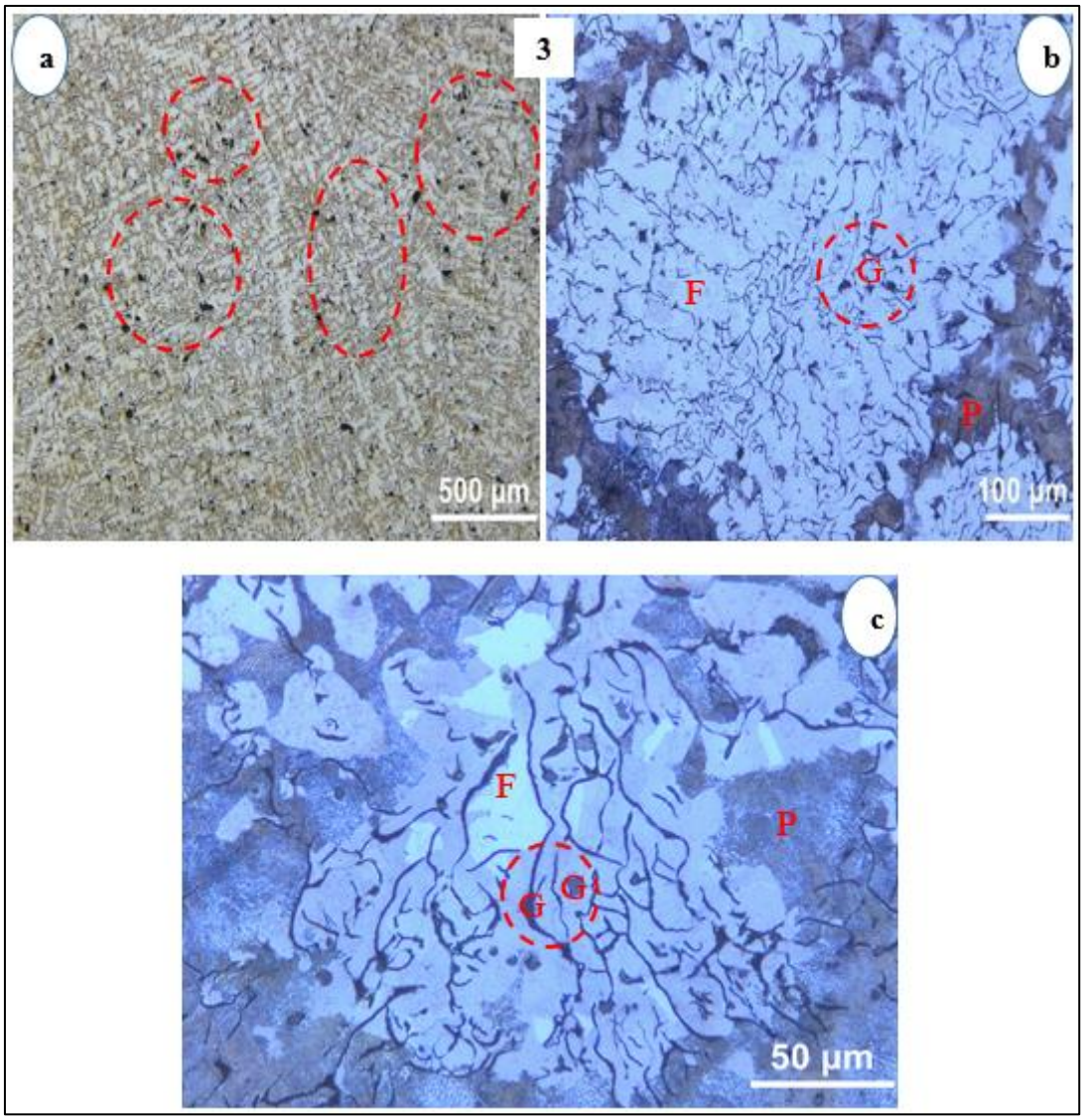


Şekil 6.1. Sıvı-sıvı kompoziti oluşturan a) LGDD ve b) KGDD malzemelerinin mikroyapıları

Şekil 6.2-6.8'de ise, LGDD ve KGDD farklı oranlarda kullanılarak üretilen metal-metal kompozitlerin mikroyapı görüntüleri sunulmaktadır. Tek yolluktan eşit oranda akışla üretilen LGDD ve KGDD karışımı dökülen Numune 1.3'te (Şekil 6.2), hem LGDD hem de KGDD'ye ait taneler gözlemlenmiştir. Katılaşma anında, LGDD ile temas halinde olan KGDD'deki küresel grafitler bozulma göstererek lamel grafit yapısına dönüşmüştür. LGDD malzemesindeki küreselleşmeyi negatif yönde etkileyen (P, S, Ti ve Cr gibi) bazı alaşım elementleri sıvı durumda olan KGDD malzeme ile karışarak yüksek miktarda difüzyon

ve/veya karışmaya yol açmaktadır. LGDD malzemede bulunan bazı alaşım elementlerinin (Ca, S, Al, Pb, O gibi) KGDD malzemede küreselleştirme işleminde kullanılan element ile bileşik oluşturarak küreleşmeyi olumsuz etkilediği rapor edilmiştir [96]. Bu elementler bu tez çalışmasında da olduğu gibi, sıvı fazda her iki metalin taneleri arası temas/etkileşim bölgelerinde ve hatta KGDD'nin sıvı damlalarının (sıvı hücre) içlerinde küresel grafit oluşumunu sağlayan Mg elementi ile etkileşime girerek MgO, MgS gibi bileşikler oluşturmakta ve küreselliği bozmaktadır. LGDD'de Mg neredeyse hiç yoktur. Bu durum, %50/50 oranında karıştırılan iki sıvıdaki Mg oranının %0,051'den %0,025'e kadar düşmesine neden olmaktadır. Önceki araştırmalarda, KGDD malzemede Mg oranı azaldıkça küresel grafit tanelerinin sayısının azaldığı ve düzensiz yapıda grafit tanelerinin oluşmaya başladığı ifade edilmiştir [100-102]. Bu sebeple, yeterli miktarda bulunmayan Mg ise küresel grafit oluşumunu önemli ölçüde engelleyerek ya çok az olmasına ya da oluşan küresel grafitler bozularak vermiküler ve/veya lamel şeklinde oluşumuna yol açmaktadır. Bu durum, küresel grafit oluşumunu zorlaştırmakta ve kararsız bir yapıya yol açmaktadır. Bu dengesizlikten dolayı meydana gelen grafitler yine bozularak, LGDD malzemedeki A-E tipi grafit yapılarından farklı, lamel grafit şeklinde yapı oluşmaktadır. KGDD'de küresel grafit oluşumunu hızlandırmak için Si içeriğinin artırılması tercih edilen yollardandır. Yang ve arkadaşlarının yapmış oldukları bir çalışmada [103], Si içeriğinin artmasıyla birlikte grafit yapıların küreselliği ve yapı içerisindeki düzenliliğin arttığı, bu durum küresel grafitlerin daha küçük ve homojen bir şekilde dağılmasına neden olduğunu göstermişlerdir. Çalışmalarında %3,5 Si içeriğinin, %2,5 Si içeriğine kıyasla grafitin küreselliğinde %15 oranında bir artışa yol açtığını ifade etmişlerdir. Yüksek Si içeriği grafitleşmeyi artırdığından dolayı bozulan grafitlerin bulunduğu yerlerde grafit hacminin %18 ve hatta %20 oranlarına kadar yükselmesine yol açmıştır. LGDD'lerde ise matris yapıda nispeten %9-12 hacminde grafit kabul edilebilir değerlerdir [104]. Bu artış, KGDD'de grafit hacminde %90-100 oranında bir artışa tekabül etmektedir. Özellikle lamel grafit yapıların boyutlarının artması, çekme ve uzama gibi mekanik özelliklerde önemli bir düşüşe yol açmaktadır. Sonuç olarak, çalışmada kullanılan dökme demir kalitesinin seçimi çok kritik bir öneme sahiptir. Literatürde dökme demirlerin metalurjik açıdan kalitesi, malzemenin mikroyapısı ile doğrudan ilişkili olduğunu ve mekanik özellikleri de doğrudan etkilediği rapor edilmiştir [105]. Ticari firmalarda yapılan döküm işlemlerinde kalite kontrolünün sağlanması her zaman mümkün olmayabilir. Bu durumdan dolayı, deneme amaçlı gerçekleştirilen döküm işleminin kalitesinde bazı sorunlar olmakta, bu sorunlar, kompozit malzeme üretiminde mikro ve makro yapısal başarıyı da olumsuz etkilemiştir. Üretilen tüm kompozit

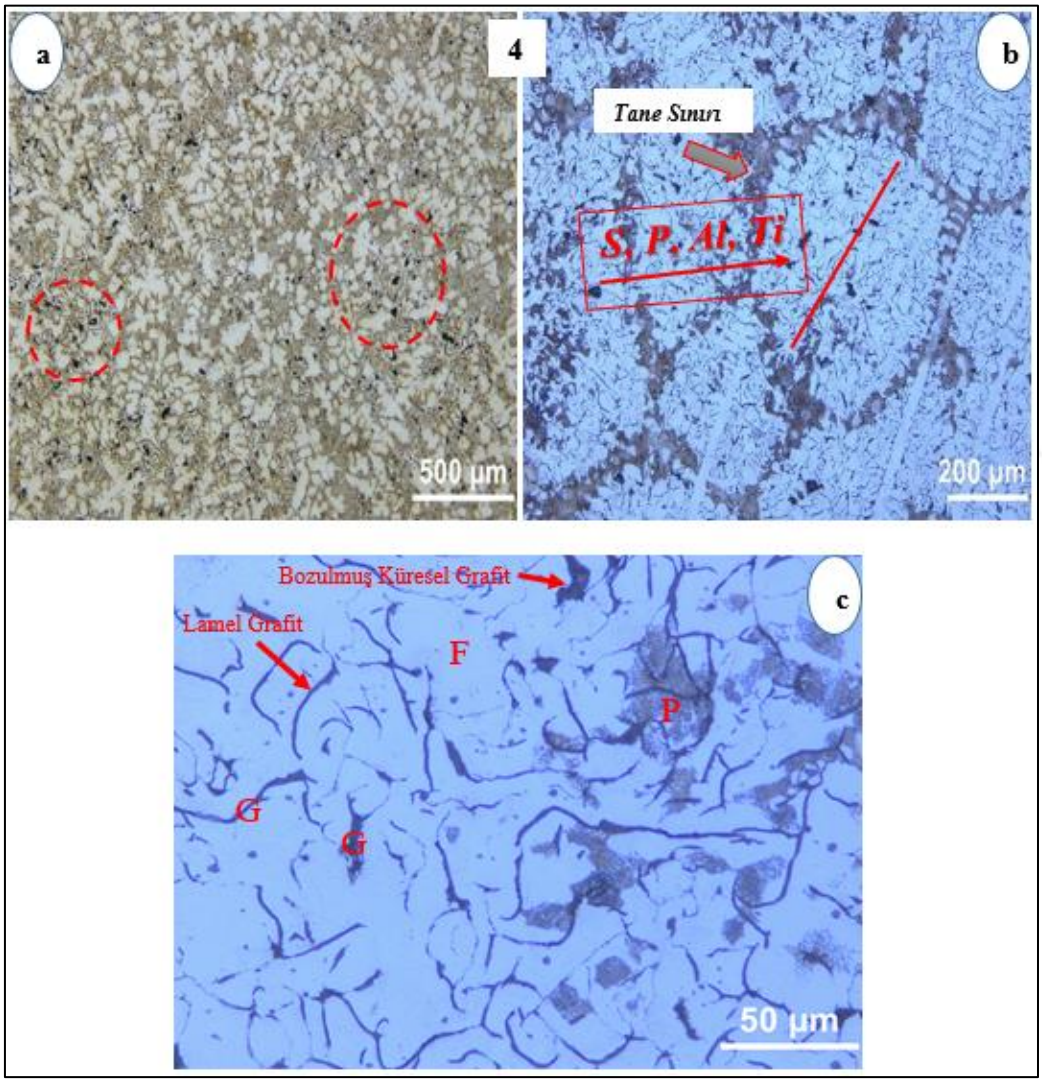
numunelerde aynı LGDD ve KGDD malzemelerinin kullanılmış olması, çalışmanın çıktılarını standart değerlerden uzak olmasına neden olmuştur. Fakat bu olumsuz durum bütün numunelerde gözlemlendiğinden, sonuçlar kendi içlerinde tutarlı bir eğilim göstermektedir. Bu sayede, numuneler arasında karşılaştırmalı olarak değerlendirmede bulunmak mümkündür. Bu çalışmada gerçekleştirilen kritik denemelerden biri, aynı yolluk sistemi kullanılarak dökümle (Şekil 6.2) üretilen malzemenin yapısal faktörlerin kalitesinin değerlendirilmesidir. Bu çalışmada, aynı yolluktan dökülen iki farklı sıvı malzeme, kalıp tamamen dolana kadar devamlı olarak karışmaktadır. Deneysel çalışmalarda kullanılan sıvı metal malzemeler, yaklaşık 15-20 saniye gibi kısa bir sürede kalıba dolmaktadır. Bu kısa sürede, birbirleriyle fiziksel ve kimyasal etkileşime giren iki sıvı metal, yolluk sistemi boyunca ve sıvı metalin kalıp boşluğu içerisinde yol alırken dinamik akıştan dolayı sürekli olarak karışmaktadır. Bu sürekli olan karışımdan dökümün mikroyapısı ve mekanik özellikleri doğrudan etkilenmektedir. Hatta bazı bölgelerde tam bir karışım (veya alaşım oluşumu) da gözlenebilmektedir. Deneylerde kullanılan iki metalin birbirleriyle kimyasal etkileşime girme (özellikle kükürt, fosfor ve magnezyum içerikleri açısından) ihtimalleri de göz ardı edilmemelidir. Bu etkileşim, KGDD malzemedeki grafitlerde bozulma/sönme ihtimaline neden olabilir. Elde edilen yapı, bu durumu açıkça göstermektedir. LGDD ve KGDD malzemelerin hacimsel orana göre %50/50 olarak ve tek yolluk kullanımıyla doldurularak yapılan dökümde (Şekil 6.2), KGDD ve LGDD yapıların varlığı net bir şekilde seçilebilmektedir. Bu bulgu, sıvı fazda olan iki farklı metalden metal-metal kompozit üretiminin yapılabildiğinin belirgin kanıtlarındandır.



Şekil 6.2. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Tek yolluk kullanılarak aynı anda döküm), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit)

Detaylı incelemeler sonucunda; özellikle KGDD olarak nitelendirilebilecek alanlarda (Şekil 6.3) lamel grafit tanelerinin oluşumlarının KGDD içerisinde ve hatta merkezinde bile var olduğu gözlemlenmiştir. Bu çalışmada, birbirleriyle etkileşim potansiyeli yüksek iki metal seçilmiştir. Bu seçim, sıvı durumda olan iki farklı malzeme kullanılarak metal-metal kompozit üretilebilirliğini göstermeyi amaçlamaktadır. Daha önce de bahsedildiği gibi, KGDD alanlarında lamel grafit oluşumları gözlemlenmiştir. Bu oluşumlar, LGDD'nin KGDD üzerindeki kimyasal etkisinin bir sonucu olarak ortaya çıkmaktadır [96]. Döküm sırasında KGDD malzemesi, LGDD ile etkileşime girerek küresel grafitin lamel grafite dönüşmesine neden olur. Bu dönüşüm, KGDD malzemesinin (tanesinin) merkezine (çekirdeği) kadar uzanır. Tek yolluktan döküm sırasında sıvı metaller kalıba giriş

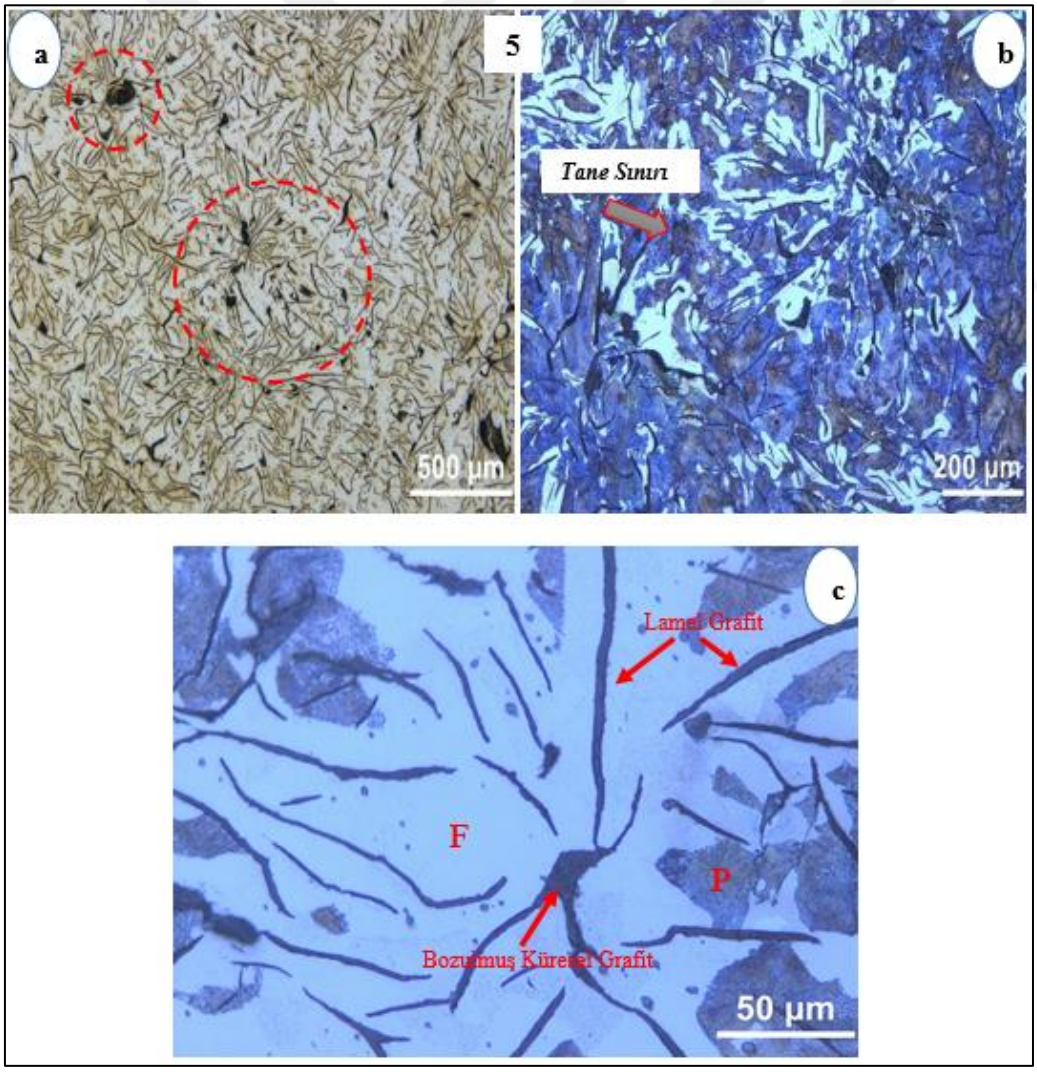
noktasından başlayarak, kalıbın en son noktasına kadar hareket ederken birbirleriyle etkileşime girerler. Bu etkileşim, metallerin karışmasına veya kimyasal ve fiziksel açıdan birbirini etkilemesine yol açabilir. Bu sorunun üstesinden gelmek için KGDD malzemesinin katılma oranının %70'e çıkarılması ya da farklı yolluk kullanımıyla doldurma ve LGDD malzemesinin döküm sıcaklığının azaltılması gibi çözümler düşünülmüştür. Bu hedefler doğrultusunda; KGDD ve LGDD malzemelerin yolluk sistemlerinden farklı oranlarda (30/70 ve 70/30) ve eşit (50/50) olacak şekilde döküm ile çalışmalar yapılmıştır (Şekil 6.3-6.5).



Şekil 6.3. a-c 30/70 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit)

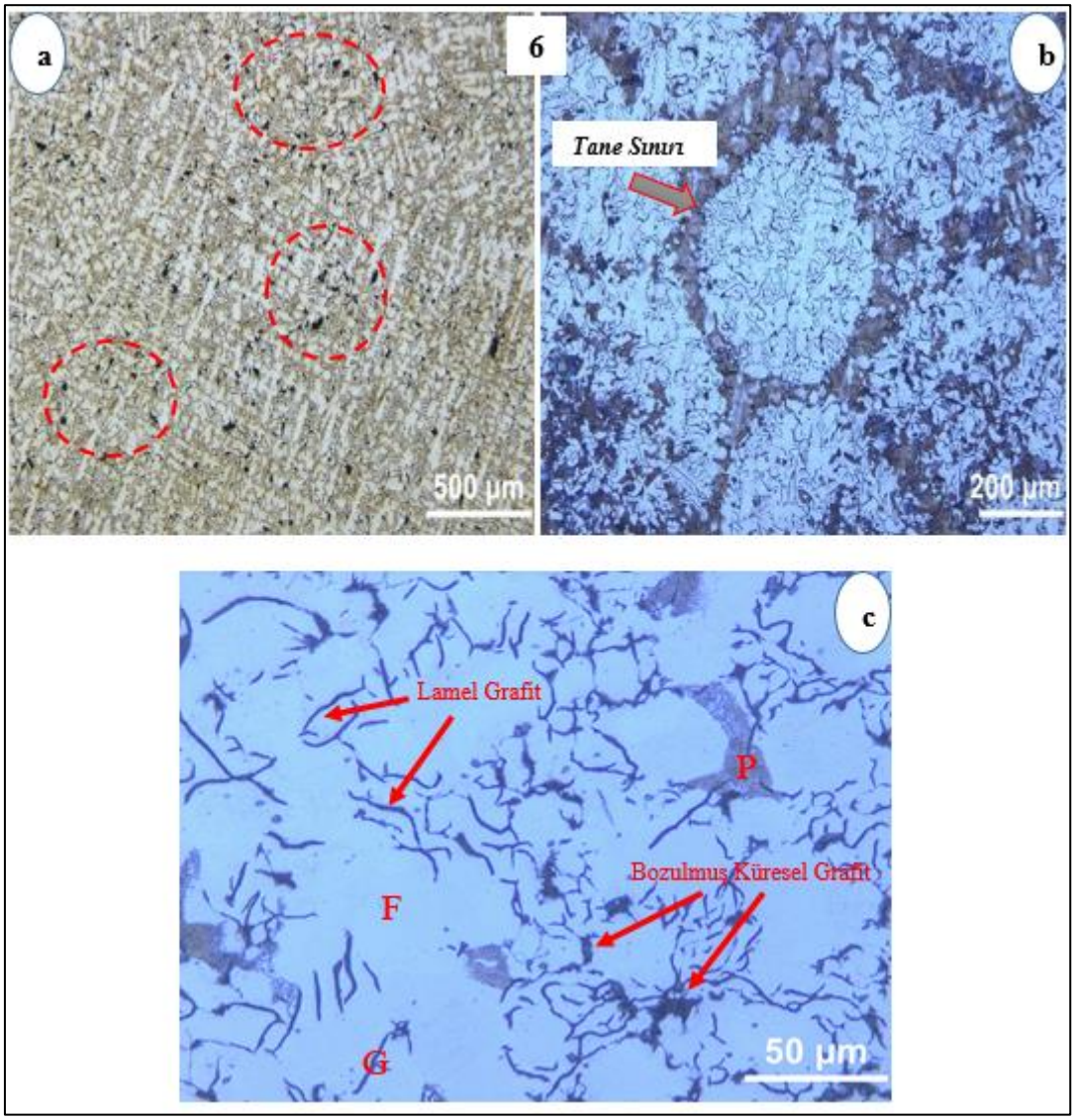
Deneyler sonucunda, daha fazla LGDD içeren ve daha dayanıklı bir malzeme üretmek için KGDD oranının ayarlanabileceği tespit edilmiştir. KGDD oranı yüksek olan numunelerde

(Numune 1.4, Şekil 6.3), KGDD taneleri daha belirgin ve lamel grafitler daha azdır. Bu lamel grafitler B ve C tipidir. LGDD oranı yükseldikçe (Numune 1.5, Şekil 6.4) lamel grafitli alanların oranında artış olduğu ve grafit tipi olarak A tipi lamel grafit oluştuğu açıktır. Bu durum iki sıvı metalin etkileşmesinden sonra bozulan küresek grafitlerin lamele döndüğü, ancak ideal olan A tipi grafit yerine B tipi grafit oluştuğu görülmüştür. Yapılan bazı çalışmalar [117, 118] grafit küresinin bozulması neticesinde patlamış veya saçılmış şekilde bir görünüme sahip çok küçük lamel görünümlü grafit oluşumunun söz konusu olduğunu göstermektedir. Çünkü bozulan küresel grafitler; çok iyi bir dağılım gösteremeden östenit taneleri tarafından çevrelendiğinden A tipi grafit yapısına kavuşamamaktadır. Kürenin bozulması adeta basınçlı kaptan dışarı saçılan maddeler gibi etrafa yayılmaktadır. Bu nedenle yeni oluşan bu grafitle B tipi grafit yapısını almaktadır.



Şekil 6.4. a-c 70/30 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit)

Eşit miktarda sıvı metal kullanılan, ancak farklı iki yolluktan dökümle üretilen numuneler (Numune 1.6, Şekil 6.5) incelendiğinde; tek yolluk sistemli döküm yöntemine (Şekil 6.2) kıyasla KGDD alanları/taneleri daha belirgindir. Fakat yine de LGDD malzemenin baskın etkisi gözlemlenmektedir. Bu 1.4, 1.5 ve 1.6 numaralı numuneler arasında, KGDD malzemesinin yapısal unsurlarını en fazla içermesi nedeniyle 1.4 nolu numune, mekanik ve fiziksel özelliklerde de öne çıkmaktadır.



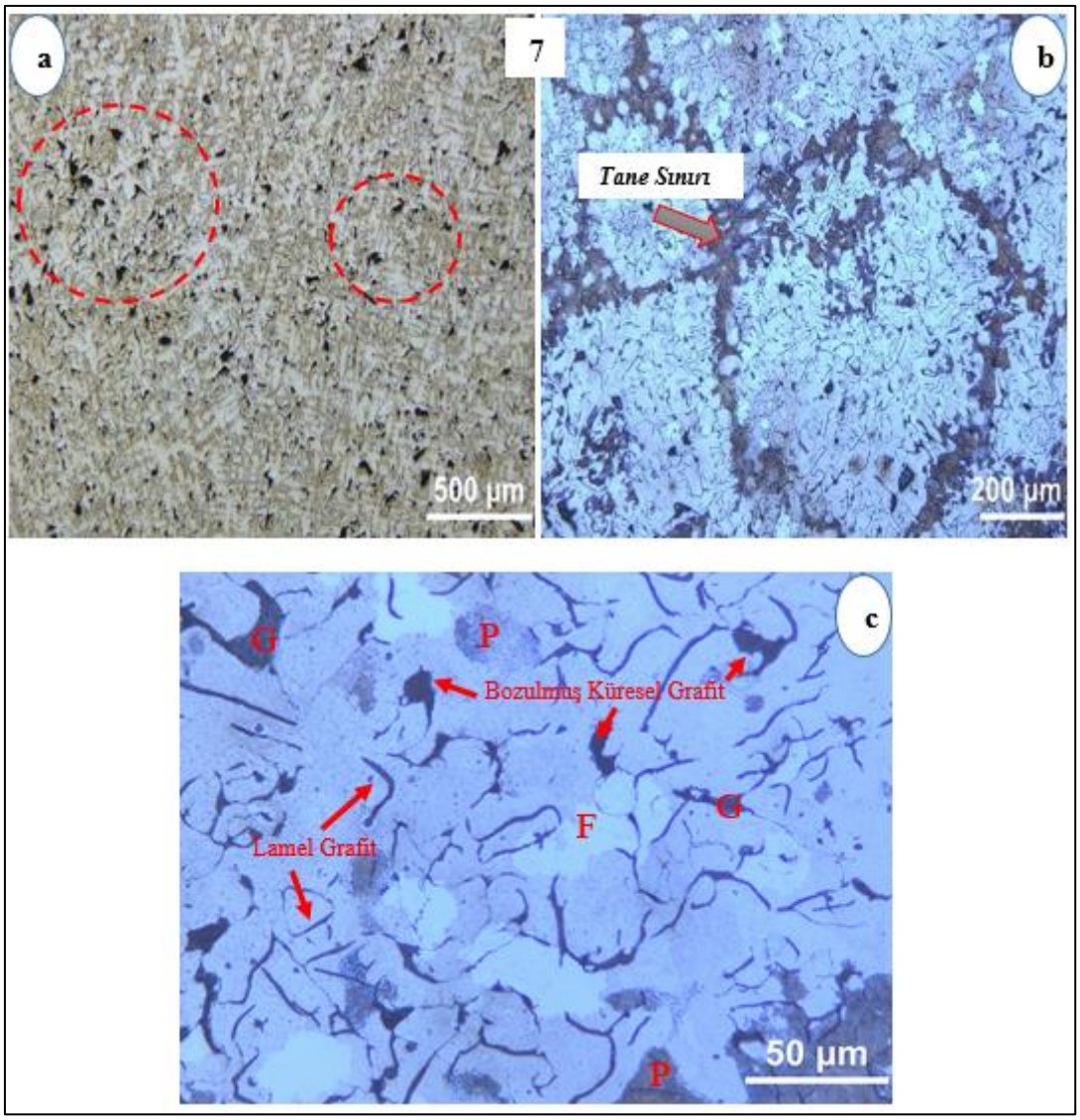
Şekil 6.5. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit)

Çift yolluk döküm sonuçları, sıvı metallerden birinin veya her ikisinin de soğutulmasının çalışmanın amaçları doğrultusunda katkı sağlayacağını düşündürmüştür ve bu nedenle farklı döküm denemeleri yapılmıştır. LGDD malzeme için optimum döküm sıcaklığının 100ºC

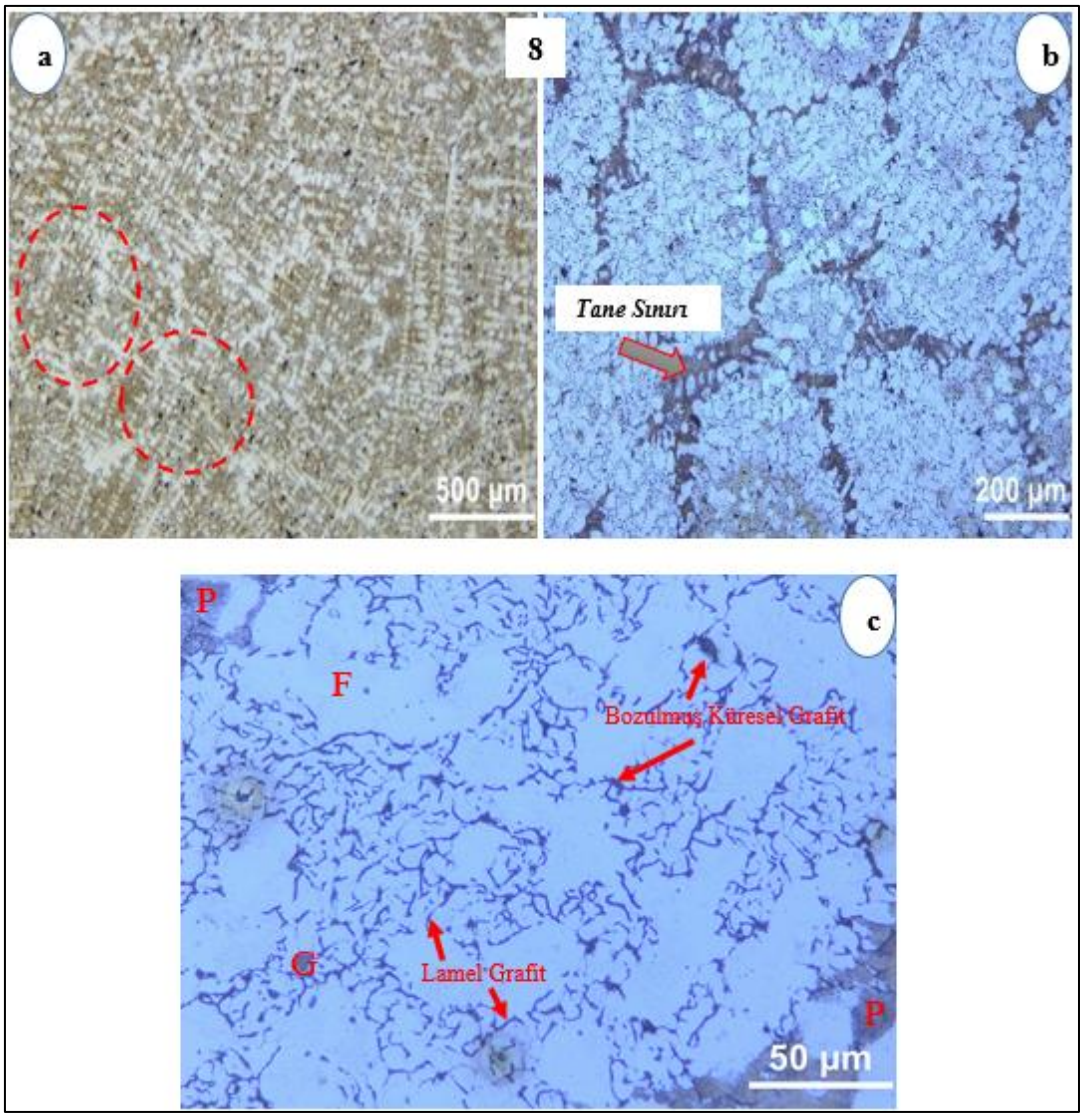
altında bir sıcaklıkta döküm işlemi yapıldığında, lamel grafitlerin daha ince ve daha kısa bir şekle sahip olduğu rapor edilmiştir [106]. Bu doğrultuda, bir malzemenin (LGDD veya KGDD) uzak bağlantılı yolluk sistemi tasarımı yapılarak (Numune 1.7 ve 1.8, Şekil 6.6 ve 6.7) ve her iki malzemenin de uzak bağlantılı yolluk sistemi yapılarak (Numune 1.9, Şekil 6.8) dökümleri gerçekleştirilmiştir.

Deneylerde, eşit miktarda malzeme kullanılmış, fakat kritik amaç uzak yolluk sistemli olanın ya da her ikisi de uzak yolluk sistemi ile soğumasının beraber etkisini belirlemektir. Elde edilen bulgular, uzak yolluk uygulamasının iki malzemenin birbirleriyle etkileşimini sınırlamada etkili olduğunu göstermiştir. Özellikle LGDD malzemesinin uzak yolluk bağlantısı ile dökülmesi sonucunda (Şekil 6.6) KGDD malzemesinin tane veya alanlarının daha belirgin hale geldiği gözlenmiştir. Bu soğutma yöntemi, LGDD malzemesinin KGDD üzerindeki kimyasal etkisini azaltmıştır. Bunun sebebi, iki malzemeyi ayrı tane ve alanlar halinde üreterek ve yeni malzemede her iki malzemenin de özelliklerini koruyarak, karışım halinde baskın olan diğeri üzerinde daha fazla kimyasal ilgisi/etkisi olan malzemenin diğerini etkileme gücünü artırmaktır.

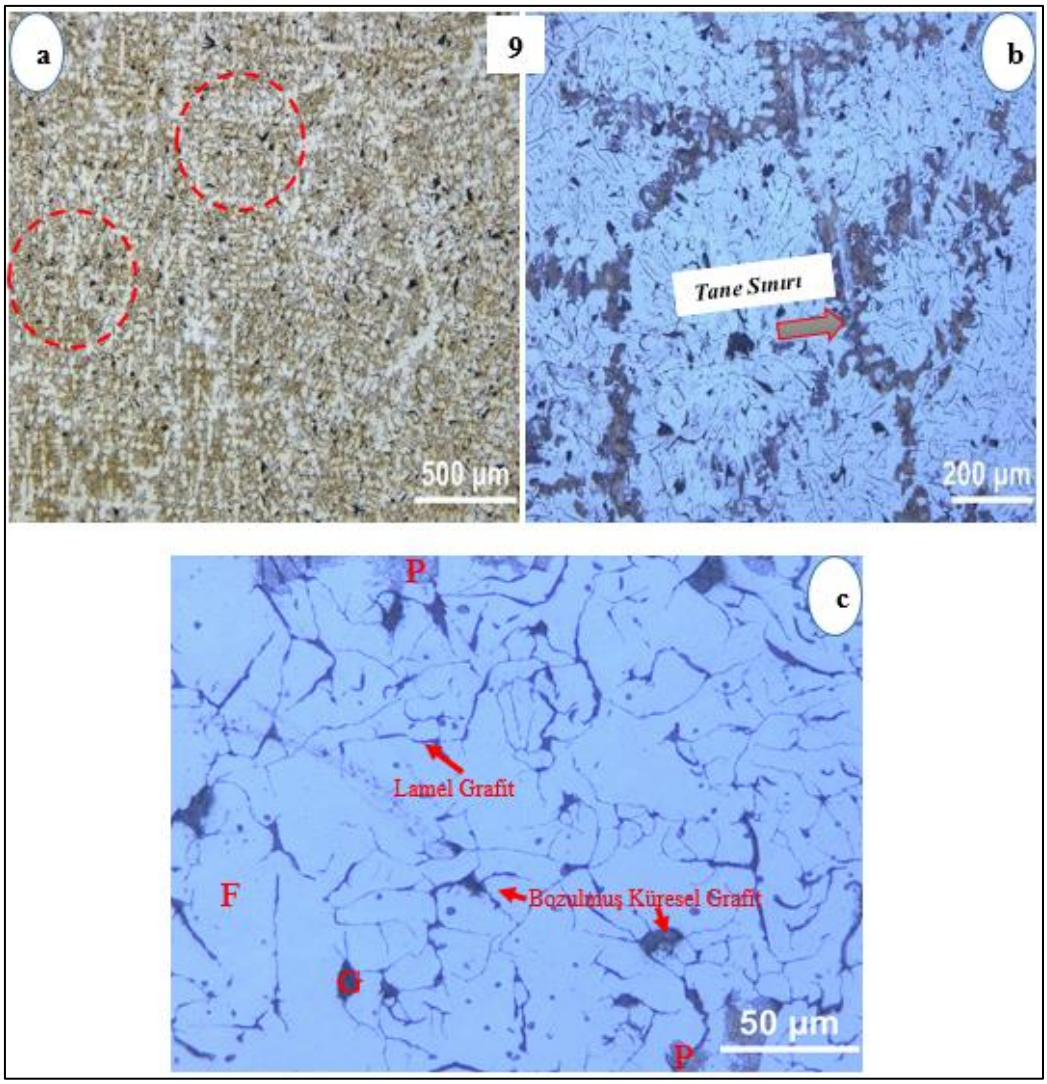
1.7 numaralı numune (Şekil 6.6), yapısal özellikler açısından bu çalışmanın amacına en uygun malzeme olarak öne çıkmaktadır. Bu durum, KGDD malzemesinin kendi yapısal karakterini çok daha fazla korumasından kaynaklanmaktadır. Bu durumda test sonuçlarına bakıldığında, üretilen yeni malzemenin mekanik özelliklerinin de olumlu yönde etkilendiği söylenebilir.



Şekil 6.6. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm /LGDD uzak yolluktan), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit)



Şekil 6.7. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm /KGDD uzak yolluktan), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit)



Şekil 6.8. a-c 50/50 oranında LGDD ve KGDD malzeme kullanılan kompozitin farklı büyütme oranlarında çekilmiş mikroyapı görüntüleri (Çift yolluk kullanılarak aynı anda döküm /Her iki malzeme de uzak yolluktan), (P:Perlit, F:Ferrit, G:Grafit)

Tüm numuneler incelendiğinde, katı ve sıvı birlikte kullanılarak kompozit üretiminde olduğundan daha iyi bir şekilde her iki malzemenin de (KGDD ve LGDD) taneleri/alanları arasında kusursuz bir geçiş/bağlanma/birleşme sağlandığı ve sürekli bir arayüzey oluştuğu gözlenmiştir. Bu açıdan bakıldığında, kullanılan yöntemin bir önlem veya etken gerektirmeden uygulanabilmesi, sıvı+katı haldeki metal+metal bir kompozit üretimine kıyasla önemli avantajdır. Her iki kompozitin yapısal özellikleri malzemede korunmuş olsa da LGDD'nin daha baskın bir karakterde olduğu ve kompozitin nihai yapısını büyük oranda etkilediği görülmüştür. Yapılan bir çalışmada [107], KGDD'de küreselleşme oranının küre sayısının artmasıyla birlikte dökme demirin çekme mukavemeti, uzama ve darbe dayanımının arttığı ifade edilmiştir. Bu nedenle, daha yüksek mekanik özellikler (çekme,

akma ve darbe dayanımı ile süneklik) isteniliyorsa yapılacak çalışmalarda LGDD'nin pasifleştirilmesi ve KGDD'nin baskın hale getirilmesi için çeşitli yolluk sistem tasarımları, dökümde kullanılan malzemelerin hacimsel oranları ve döküm sıcaklığı üzerinde araştırmalar yapmak yerinde olacaktır.

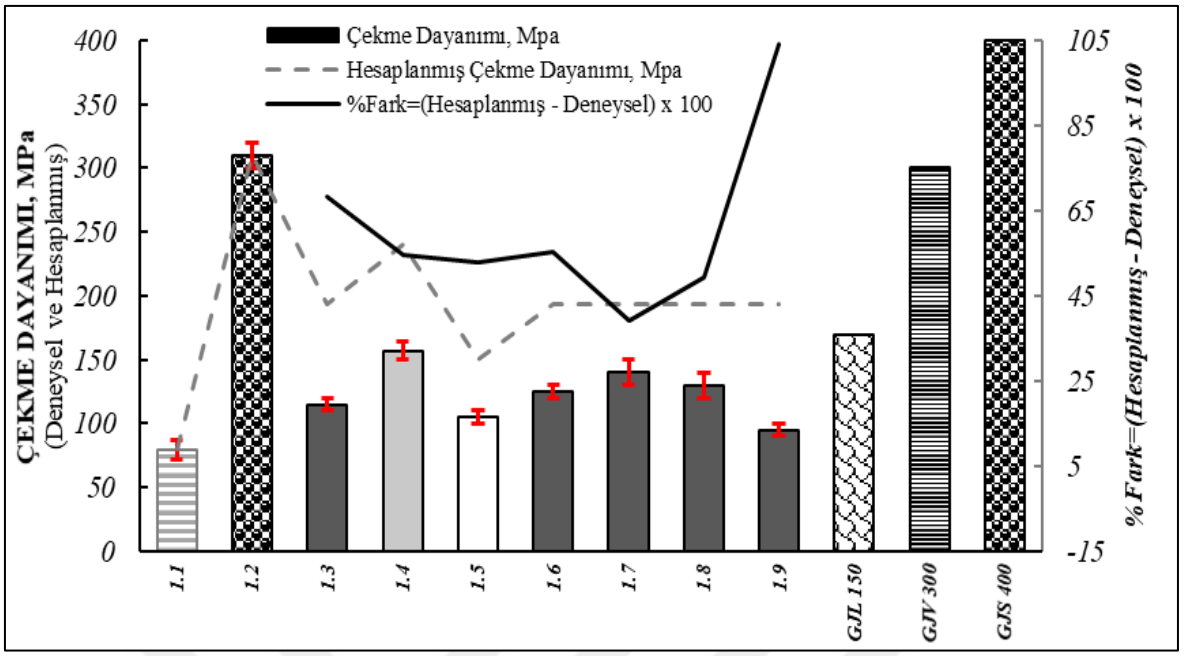
6.1.2. Mekanik özellikler

Bu çalışmada, her iki metalin de sıvı halde olduğu ve iki metal bileşenden oluşan metal-metal kompozit malzemelere çekme testi uygulanmıştır. Elde edilen sonuçlar Çizelge 6.1 ve Şekil 6.9-6.10'da sunulmuştur. Mekanik özelliklerin yapısal faktörlerden etkilenmemesi ve doğru karşılaştırmaların yapılmasını sağlamak amacıyla, ferritik matrisli malzemeler seçilerek numuneler üretilmiştir. Çekme testi için numuneler Şekil 5.12'de bulunan Y-bloğa ait A ve B bölgelerinden çıkarılmıştır. Üretilen kompozit numunelerin değerlendirilmesi yapılırken, bu çalışmada kullanılan KGDD ve LGDD malzemelerin özellikleri değil, ferritik yapılı klasik KGDD ve LGDD'nin ara formda bir malzeme türü olarak VGDD malzemelerin özellikleri de dikkate alınmıştır. Bu yaklaşımın sebebi, LGDD ve KGDD'den oluşan bu yeni kompozit malzemelerin VGDD ile daha kolay karşılaştırılabilmesi düşüncesidir. Nitekim VGDD, diğer iki dökme demir türünün yüksek mukavemet ve düşük termal genleşme gibi özelliklerini barındıran bir malzemedir [108]. Ayrıca Eşitlik 6.1'de verilen eşitlikte kompozit malzemeyi oluşturan karışım miktarlarına göre hesaplanmış çekme dayanımı değerleri Çizelge 6.1'de verilerek karşılaştırılmıştır.

$$\text{Teorik özellik} = (\text{LGDD/KGDD malzeme çekme test değeri}) * (\%\ \text{karışım oranı}) \qquad (6.1)$$

Çizelge 6.1. Üretilen numunelere ait mekanik test sonuçları ve teorik oransal hesaplanmış özellik verileri

Numune No	*Çekme Dayanımı, (MPa)*	*Uzama, (%)*
1.1 (%100 LGDD)	70-85	0,5
1.2 (%100 KGDD)	300-320	5
1.3 (Tek yolluk 50-50 LGDD/KGDD)	110-120 (*hesaplanmış 194*)	2,8
1.4 (Çift yolluk 30-70 LGDD/KGDD)	150-164 (*hesaplanmış 240*)	3,2
1.5 (Çift yolluk 70-30 LGDD/KGDD)	100-110 (*hesaplanmış 150*)	1
1.6 (Çift yolluk 50-50 LGDD/KGDD)	120-130 (*hesaplanmış 194*)	1,8
1.7 (Çift yolluk uzak LGDD- 50-50 LGDD/KGDD)	135-150 (*hesaplanmış 194*)	2,1
1.8 (Çift yolluk uzak KGDD- 50-50 LGDD/KGDD)	120-140 (*hesaplanmış 194*)	1,7
1.9 (Çift yolluk ikisi de uzak 50-50 LGDD-KGDD)	90-100 (*hesaplanmış 194*)	1



Şekil 6.9. Üretilen numunelere ait çekme dayanımı verileri ile standart GJL 150, GJV 300 ve GJS 400 malzemelerin çekme dayanımı verilerinin karşılaştırılması

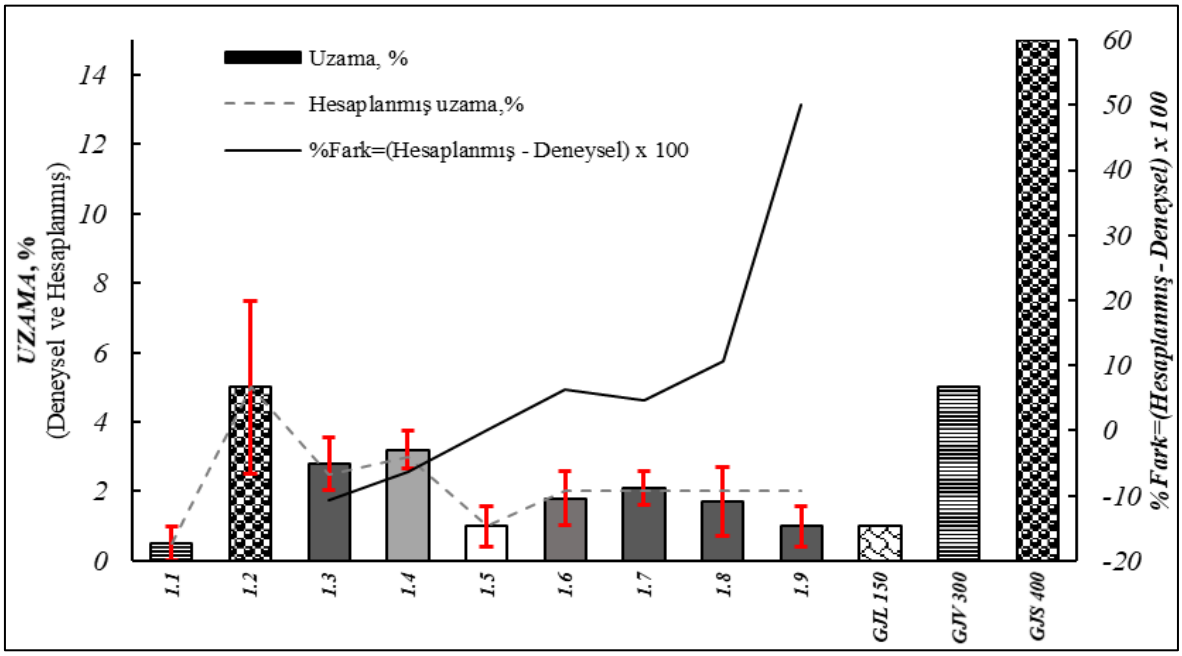
Çizelge 6.1'de verilen sonuçlarda, döküm işlemi uygulanan LGDD ve KGDD malzemelere ait çekme dayanım değerleri gösterilmektedir. Şekil 6.9'da verilen grafikte bu döküm işleminde kullanılan malzemelerin standart döküm malzemelere (GJL 150, GJV 300 ve GJS 400) kıyasla düşük çekme mukavemeti gösterdiği görülmektedir. Karşılaştırma yapmak amacıyla kullanılan standart döküm malzemeleri ferritik matrisli olarak seçilmiştir. Bunun sebebi, araştırmada kullanılan döküm malzemelerin de ferritik olmasıdır. Döküm yapılan malzemeler ile standart döküm malzemeleri kıyaslandığında LGDD (Numune 1.1) malzeme %112, KGDD (Numune 1.2) malzeme ise %35 daha düşük çekme mukavemetine sahip olup, bu iki malzemede %50 daha düşük uzama göstermektedir. KGDD malzemesi, standart GJV 300 ile kıyaslandığında %3,3'lük bir sapma ile oldukça yakın bir çekme mukavemetine sahiptir. Bu durum, KGDD'nin standart GJS 400 malzemeye kıyasla daha düşük kalitede olduğunu göstermektedir. Araştırmacılar tarafından KGDD ve LGDD malzemelerde karbon eşdeğerinin mekanik özellikler ve mikroyapı üzerindeki etkisi araştırılmış ve karbon eşdeğerinin artmasıyla birlikte döküm hatalarının arttığı ve her iki dökme demir türünde de mekanik özelliklerin genel olarak azaldığı rapor edilmiştir [109, 110]. Bu durumun sebebi literatürde olduğu gibi çalışmada kullanılan LGDD ve KGDD malzemelerin karbon eşdeğerinin yüksek olmasıdır. Deneysel çalışmaların değerlendirmesi yapılırken bu durum göz önünde bulundurulmalıdır.

Çalışmada, basit sayısal analiz Eşitlik (6.1) ile karışım miktarına bağlı olarak süneklikler ve teorik dayanım hesaplanmış verileri Şekil 6.9'da karşılaştırmalı olarak verilmiştir. Tek yolluk sistemli döküm ile üretilen kompozit malzeme (Numune 1.3), döküm sırasında iki sıvının büyük oranda karışması nedeniyle ve alaşım denilecek hale gelmektedir. Bu durum, KGDD malzemesine ait alan/tane miktarının azalmasına, lamel grafitli alanların artmasına ve dayanımda %63 oranında bir düşüşe neden olmuştur. Fakat küresel şekilli grafit varlığının olması kompozitin bu sayede LGDD'ye kıyasla %35 gibi yüksek çekme dayanımı gözlenmiştir. Skrbek ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada [111], GJS 400 malzemenin uzun süreli yüke maruz kaldığında küresel şeklinin bozulduğunu, küreleşmenin bozulmasından dolayı malzemenin çekme dayanımında %50, darbe dayanımında da %70'e kadar azalma olduğu sonucuna varmışlardır. 1.4 ile 1.5 numaralı kompozit numuneler ise farklı oranlarda LGDD ve KGDD malzemeleri içeren çift yolluk sistemli döküm ile üretilmiştir. Bu nedenle 1.3 numaralı numuneden (50/50) farklı sonuçlar göstermektedirler. 1.3 numaralı numune ile kıyaslandığında LGDD oranının yüksek olduğu 1.5 nolu numune %9 daha az, KGDD oranının fazla miktarda olduğu 1.4 nolu numunede ise %34 oranında daha fazla çekme dayanımı elde edilmiştir. Bu durum, kompozit malzemenin özelliklerinin, kullanılan malzemelerin oranlarına ve özelliklerine bağlı olarak değiştiğini açıkça göstermektedir. Görüldüğü gibi, kompozit malzeme, her iki malzemenin alan/tane oranlarına göre beklendiği gibi oluşmuş ve bu oranlar da malzemenin çekme dayanımını doğrudan etkilemiştir.

1.6-1.9 nolu kompozitlerin hepsinde çift yolluk sistemiyle döküm işlemi yapılmış, ancak uzak-yakın yolluk soğuma etkisinin malzeme özelliklerine etkisinin belirlenmesi amaçlanmıştır. 1.9 nolu numune haricinde diğerlerinde, çift yolluk kullanımı ve geç sürede karışma sayesinde (1.4 ve 1.5 nolu numuneler dahil) dayanımda yükseliş gözlemlenmiştir. Geç sürede karışma, LGDD ve KGDD malzemelerinin karışım ya da alaşım oluşturma ihtimalini veya seviyesini düşürerek, kompozit malzemenin ayrı alanlar/bölgeler/tanelerden oluşmasını sağlamaktadır. Bu sayede ortalama %10-25 oranında daha iyi sonuçlar elde edilmiştir.

1.9 nolu numune hariç tüm kompozit numuneler, 1.1 nolu LGDD döküm numunesine göre %18 daha yüksek çekme dayanımı gösterirken, diğer numunelere göre daha düşük bir değere sahiptir.

Uzak yolluk uygulaması LGDD'de (1.7 nolu numune) sorun oluşturmazken, KGDD malzemede uzak yolluk uygulaması (1.8 ve 1.9 nolu numune) küresel grafit oluşumunu katılaşma sırasında grafit çekirdeklerinin yeterince büyüyememesinden ve viskozitenin yüksek olmasından dolayı negatif yönde etkileyerek dayanımını düşürmüştür. Çünkü 1.7 numaralı çift yolluk LGDD uzak bağlantılı döküm denemesinde, mikroyapıda küresel grafitlerin varlığı söz konusu olup uzak yolluk denemeleri arasında en iyi çekme dayanımına sahiptir. Küreselleşme oranının artmasıyla birlikte dökme demirin çekme mukavemeti, uzama ve darbe dayanımının arttığı rapor edilmiştir [112].



Şekil 6.10. Üretilen numuneler ile standart GJL 150, GJV 300 ve GJS 400 malzemelerin uzama verilerinin karşılaştırılması

Şekil 6.10'da verilen uzama değerleri incelendiğinde, Numune 1.4'te çift yolluk sistemi kullanımı ve KGDD oranının artması, Numune 1.3'te tek yolluk sistemi kullanılarak, eşit oranda KGDD ve LGDD ile döküm yapılan numuneye kıyasla uzama değerinin %14 arttığı görülmektedir. Fakat Numune 1.7'de KGDD uzak yolluk sistemi uygulandığında, Numune 1.3'e göre %20 uzama değerinde azalma gözlenmiştir. Tüm mekanik özelliklerde olduğu gibi uzama değerleri, döküm yapılan metalin kalitesiyle de ilişkilidir. Araştırmada kullanılan döküm malzemeleri (Numune 1.1 ve Numune 1.2), standart GJL 150 ve GJS 400 malzemelerine kıyasla %25-40 oranında daha düşük bir uzama gösterdiğinden, elde edilen uzama değerleri de %20-30 daha düşük olmuştur. Döküm yapılan KGDD'nin uzama değeri, standart GJV 300 malzemeyle aynıdır. Çünkü yüksek karbon eşdeğeri, dökme demirlerde

grafit hacim oranını artırmaktadır. Grafit hacim oranı arttıkça, yapı içerisinde matrisin oranı azalır ve böylece uzama değeri düşer. Sonuçlar, literatür ile uyumlu olarak dökme demirlerin doğal olarak düşük uzama eğilimine sahip olduğunu ve deney ortamında üretime bağlı olarak bu değerlerin biraz daha azalabileceğini göstermektedir [112].

Bu çalışmanın ana hedefi, üretilen kompoziti oluşturan her iki bileşenin de bu kompozit yapıda en iyi özelliklerini barındırması ve her bir bileşenin kendi varlıklarını koruyup koruyamadıklarını incelemektir. Bu amaçla, mikro ve makro yapısal unsurlar ile mekanik özellikler açısından sıvı durumda olan iki metal malzeme yolluk sistemi kullanılarak karıştırılmıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda, iki malzemenin de kendi varlıklarını koruyarak üretilen kompozit malzemeye sadece kendi kullanım miktarları kadar etki yaparak yeni bir kompozit malzeme üretiminin mümkün olduğu kanıtlanmıştır. Bu çalışma dünyada ilk defa, sıvı haldeki iki farklı metal malzemeyle ve yeni bir yöntemle metal-metal kompozitin üretilebilirliğinin mümkün olduğunu göstermiştir. Kompoziti oluşturan malzemelerin kalitesinin, nihai sonuçları ve elde edilen başarıyı doğrudan etkilediği unutulmamalıdır. Bu nedenle, kullanılan KGDD ve LGDD malzemelerinin kalitesinin artırılması büyük önem taşımaktadır. Ayrıca, kullanılan malzemelerin kimyasal ilgi veya etkileşimlerinin yüksek olması, beklenmedik derecede düşük sonuçlara yol açabilmektedir.

Çalışmanın birinci aşamasında gerçekleştirilen tüm bu mekanik ve mikroyapısal özellikler incelendiğinde, çalışmaya farklı bir planlama ile ikinci bir aşama ile devam edilmesi gerektiğini göstermiş ve buna göre planlanmıştır. Mekanik özellikler ile mikroyapılar arasında bağlantılar net bir şekilde birbirleri ile ilişkilidir. Özellikle KGDD kullanım oranının artması ve çift yolluk sistemiyle geç karıştırma yapılması neticesinde uzama değerlerinde artış, sıvı-sıvı kompozit üretilebilirliğinde olumlu bir yaklaşım olduğu görülmüştür. Bu bilgiler ışığında geç karışım ile amaçlanan sıcaklık değerlerinin değiştirilerek iki farklı sıvı malzemenin karıştırılarak döküm işleminin gerçekleştirilmesi planlanmıştır.

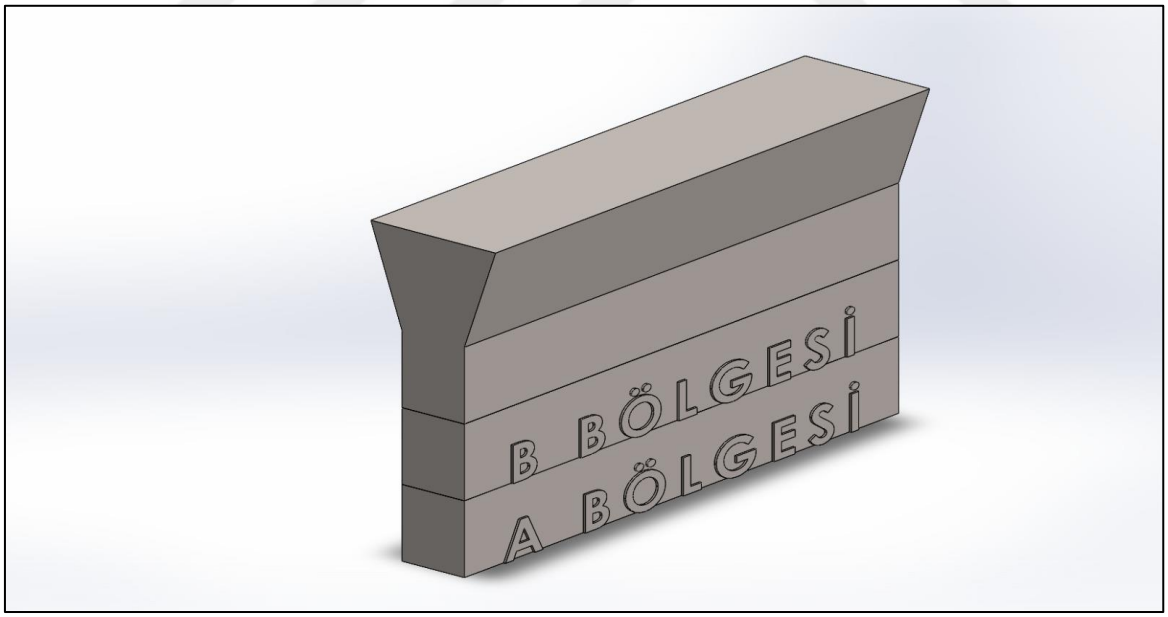
Çalışmanın ikinci aşamasında, sıcaklık ve malzemelerin birbiri ile olan etkileşimlerinin üretilen kompozitin yapısal ve mekanik özellikleri üzerine etkilerinin sınırlandırılması amacıyla yeni yolluk tasarımları ve soğutucu kullanımı ile devam edilmiştir. Soğutucu kullanımında amaç döküm malzemelerinin sıcaklıklarını düşürerek aktivitesi azaltılmış bir sıvı metal kullanımı sağlanarak döküm işleminin gerçekleştirilmesi olmuştur.

6.2. İkinci Aşamada Üretim Yapılan Numunelerden Elde Edilen Deneysel Bulgular

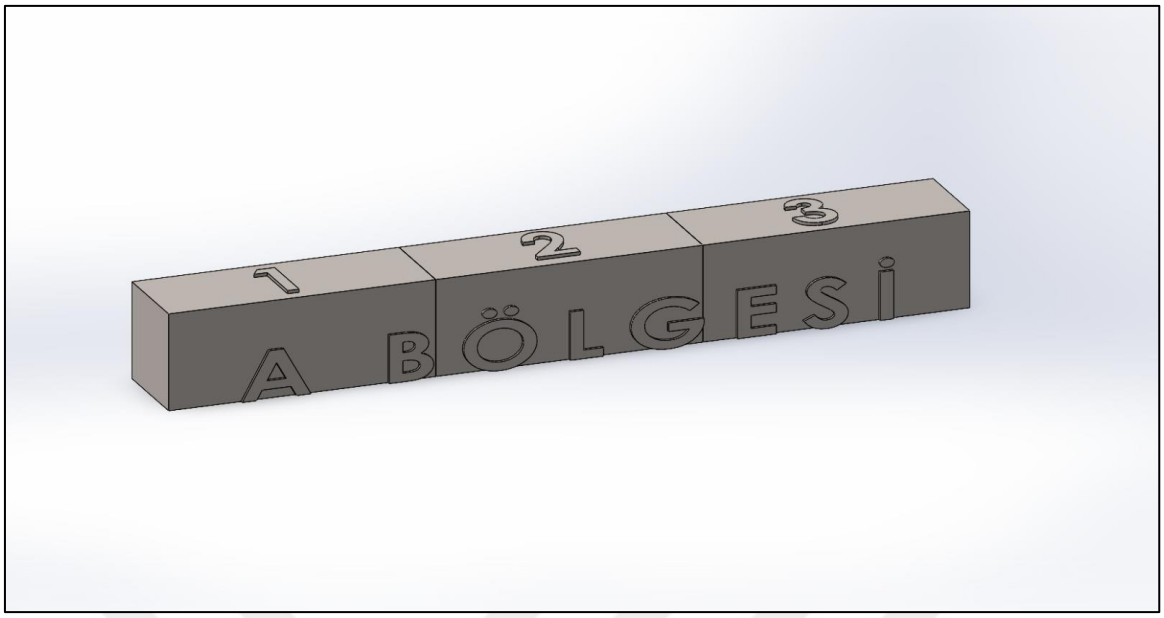
Çalışmanın ikinci aşamasında elde edilen sonuçlar, yapısal ve mekanik özelliklerin değerlendirilmesi şeklinde yapılmıştır. Burada özellikle malzeme kalitesi, soğutucu etkisi ve malzeme standartlarına uygun test prosedürlerinin katkısı ortaya konulmuştur. Soğutucu kullanımında amaç, döküm malzemelerinin sıcaklıklarını düşürerek malzemelerden birini diğerine göre pasifleştirerek homojen ve kompoziti oluşturan bileşenlerin yapısal varlıklarını koruduğu bir karışım oluşturmaktır.

6.2.1. Numune kodları ve örnek alınan bölgeler

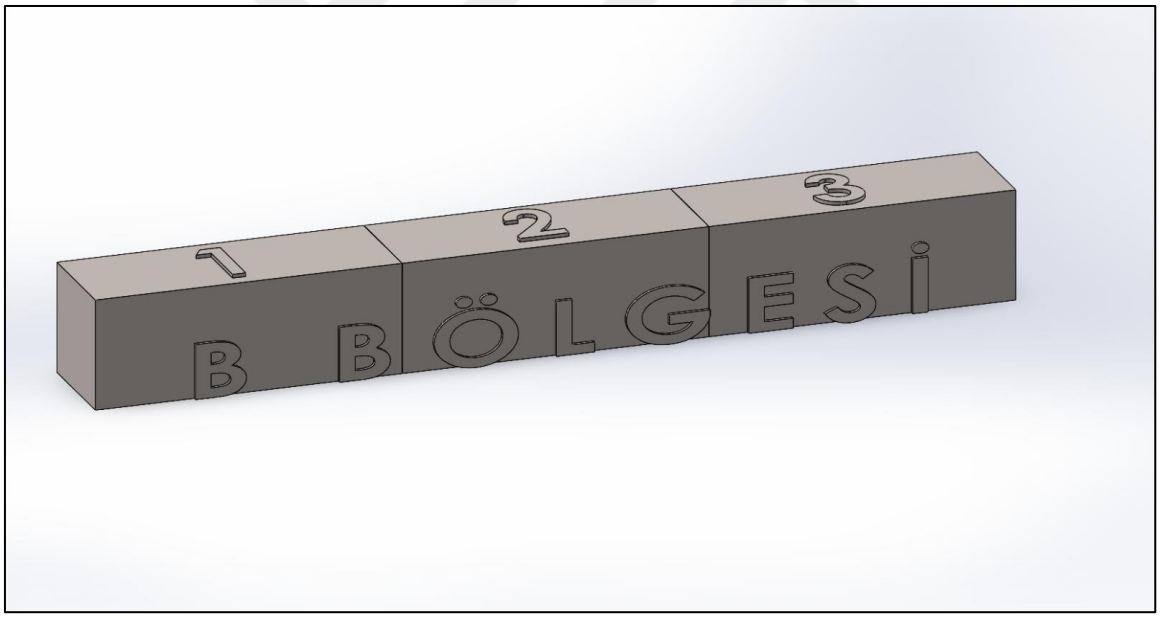
Mikroyapı ve mekanik özellik incelemeleri için dökülen Y-blokların alt kısmından A ve B bölgelerinden numuneler alınmıştır (Şekil 6.11). A ve B bölgeleri kendi içinde 3 parçaya ayrılmış olup, A1, A2, A3 ve B1, B2, B3 olarak kodlanmıştır. Bu kodlamalar ve görselleri Şekil 6.12 ve 6.13'te gösterilmiştir. Numunelerin A1 ve B1 bölgeleri yolluk kısmına yakın bölgelerdir. 3 numaralı bölge yolluğa en uzak bölgedir.



Şekil 6.11. Mikroyapı ve mekanik özelliklerin incelenmesi için Y-bloktan numune alınan A ve B bölgelerinin şematik gösterimi

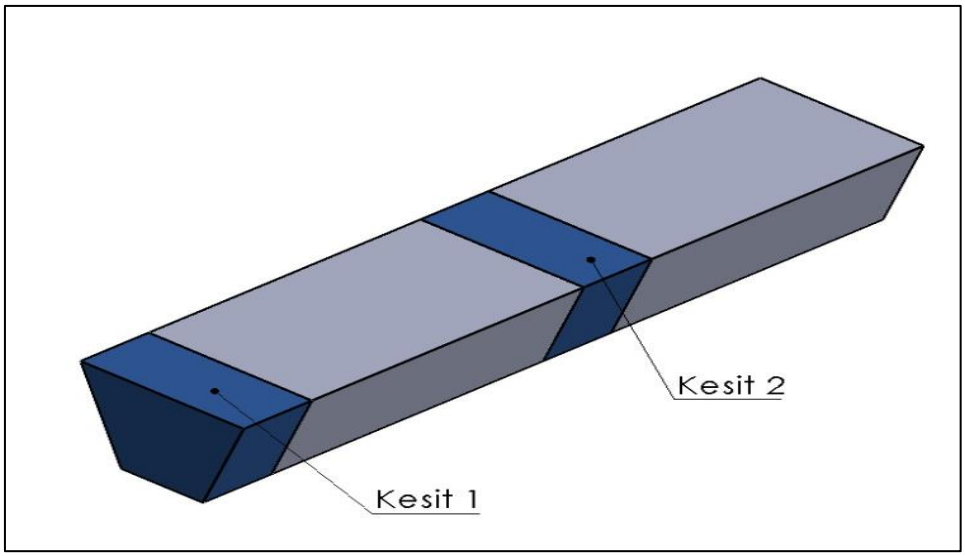


Şekil 6.12. A bölgesinden alınan A1, A2 ve A3 numunelerinin bölgesel olarak gösterimi



Şekil 6.13. B bölgesinden alınan B1, B2 ve B3 numunelerinin bölgesel olarak gösterimi

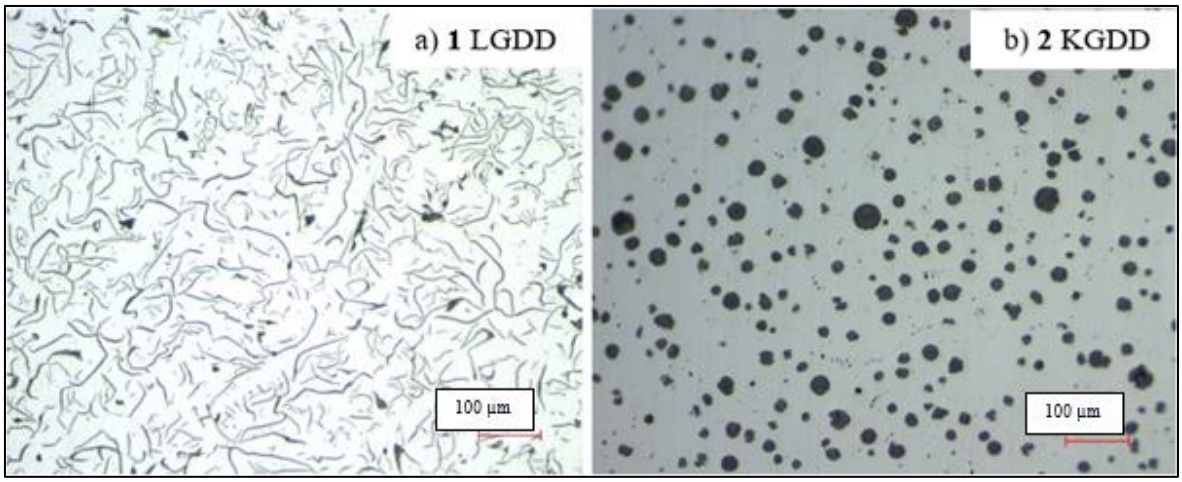
LGDD ve KGDD malzemelerinin yolluktan geçerek soğutuculara, buradan da topuk bölgesinde karışarak kalıp içerisine ulaşımında yapısal değişimlerinin nasıl olduğu, ilk giriş noktasından son katılaşan bölgeye kadar yapısal bakımdan incelemesi de yapılmıştır. Bunun için Y-blokların konik (besleyici) bölgeleri de incelenmiştir. Konik bölgelerden 2 farklı bölgeden kesit görüntüleri alınmıştır. Bunlar Kesit-1 ve Kesit-2 olarak isimlendirilerek ayrı ayrı incelenmiştir (Şekil 6.14). Kesit-1 yolluk sistemine yakın bölgededir.



Şekil 6.14. Y-bloğun konik bölgesi (besleyici) ve numune alım yerlerinin şematik gösterimi

6.2.2. Mikroyapısal karakterizasyon

Bu çalışmada, metal-metal kompozit üretimi için sıvı haldeki LGDD ve KGDD malzemeleri kullanılarak üretilen numunelerin mikroyapıları Şekil 6.15 ve 6.16'da sunulmuştur. Şekil 6.15.a ve b'de görüldüğü gibi, LGDD (Numune 2.1) ve KGDD'ye (Numune 2.2) ait görüntüler incelendiğinde, döküm işlemi sonucunda meydana gelen yapıların olağan olan grafit ve ferritik olduğu tespit edilmiştir. 2.3, 2.4, 2.5 ve 2.6 numaralı numunelerde soğutucu kullanılmıştır. LGDD'de lamel ve KGDD'de ise küresel grafitli yapıların oluşumları gözlenmiştir. Her iki malzemeninde %95-98 oranında ferritik matrise sahip olduğu görülmüştür.



Şekil 6.15. İkinci aşama sıvı-sıvı kompoziti oluşturan ferritik a) LGDD ve b) KGDD malzemelerin mikroyapı görüntüleri

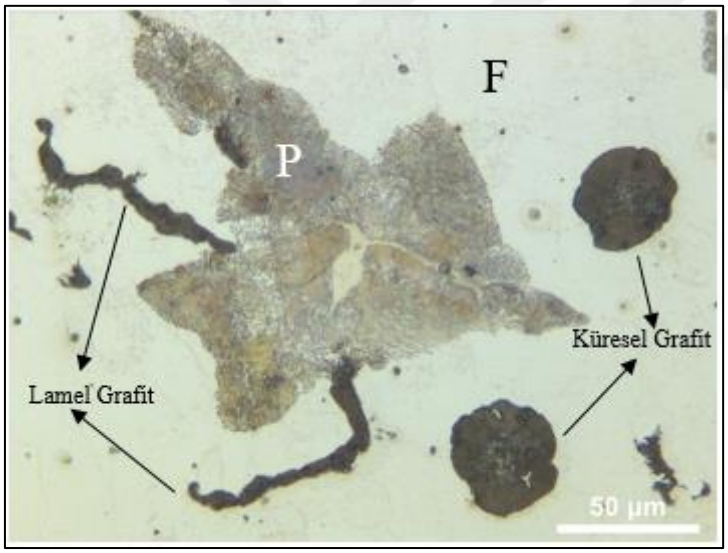
%50/50 oranında LGDD ve KGDD ile farklı noktalarda soğutucu uygulaması yapılarak üretilmiş kompozit numunelere ait mikroyapı görüntüleri Şekil 6.16-6.27'de verilmiştir. Çift yolluk sisteminin kullanılması ile yapılan eşit oranda akışla ilgili döküm sonucunda (Numune 2.3- Şekil 6.16-6.18); hem KGDD hem de LGDD malzemelere ait tanelerin oluştuğu, küresel ve lamel grafitlerin kendi varlıklarını koruyarak matris faz içerisinde yer aldıkları tespit edilmiştir. Bu numunelerin üretimi; LGDD'nin soğutucudan geçerek topuk bölgesine, KGDD ise direk topuk bölgesine gönderildiği ve ilk kez topukta karışarak kalıp içerisine doldurularak gerçekleştirilmiştir. Amaç, LGDD'nin sıcaklığını düşürerek KGDD karşısında pasifleştirmektir. LGDD sıvısının döküm sırasında soğutulması neticesinde, iki metalin birbirilerine etkileri ve özellikle LGDD'nin KGDD üzerinde meydana getirdiği küresel grafitlerdeki bozulma etkisinin sınırlandırılması bakımından etkili olduğu görülmüştür. LGDD malzemede neredeyse hiç Mg olmaması ve kükürt oranının da %0,08-0,16 aralığında olması, oksijen ve kükürt varlığının grafit ile östenit katman arasındaki yüzey gerilimini azaltarak grafit ve östenitin ortak büyümesine sebep olması, LGDD'de lamel grafit oranını artırmaktadır. KGDD malzemede ise %0,02'den fazla kükürt varlığının küreselleştirici ile reaksiyona girerek birleşik oluşturmasından dolayı küreleşmeyi olumsuz etkilediği rapor edilmiştir [100-102]. LGDD malzemenin soğutucudan geçirilmesi ile KGDD malzemenin tane/alanlarının varlıklarını korumasına olanak sağladığı görülmüştür. LGDD'nin soğutulması neticesinde bu malzemenin KGDD üzerindeki kimyasal etkisi çok bariz bir şekilde azalmıştır. Sıcaklığın azalması termodinamik bakımdan entropiyi düşürdüğünden (ΔS) LGDD'nin serbest enerji (ΔG) düzeyini azaltmakta, bu durum diğer malzemeye etkisini sınırlandırmaktadır [129, 130]. Bu malzemelerin birbirine karışması sırasında sıcaklığın yüksek olmasından dolayı baskın/kimyasal ilgisi/etkisi yüksek olanın diğerini etkileme gücünü de artırmaktadır. Bu durum, 2.3 numaralı numunede en belirgin şekilde görülmektedir. Yapısal özellikler açısından KGDD malzemenin kendi yapısal karakteristiklerini net bir şekilde koruması bakımından çalışmadaki en uygun malzeme olarak değerlendirilmektedir. Bu durum mekanik özelliklere de olumlu bir şekilde yansıyacaktır. Bu çalışmanın temel amaç ve hedefi, bu iki malzemenin ayrı olarak taneler/alanlar oluşturarak, ortaya çıkan yeni kompozitte her iki malzemenin de özelliklerinin yansımasının sağlanmasıdır. 2.3 numaralı döküm çalışması yapısal özellikler açısından çalışmanın amacına en uygun olduğu Çizelge 6.2'de verilen küreselleşme oranı sonuçlarından da anlaşılmaktadır. Burada KGDD ve LGDD'nin yapı içerisinde varlıklarını koruduğunu net olarak göstermiştir. Ayrıca Y-blokların A ve B bölgelerinden alınan numunelerin mikroyapılarından da homojen dağılım sergiledikleri açıkça görülmüştür. 2.3

numaralı numuneye ait Y-bloğun A ve B bölgeleri yapısal olarak incelenmiş ve Şekil 6.16-6.18'de verilmiştir.

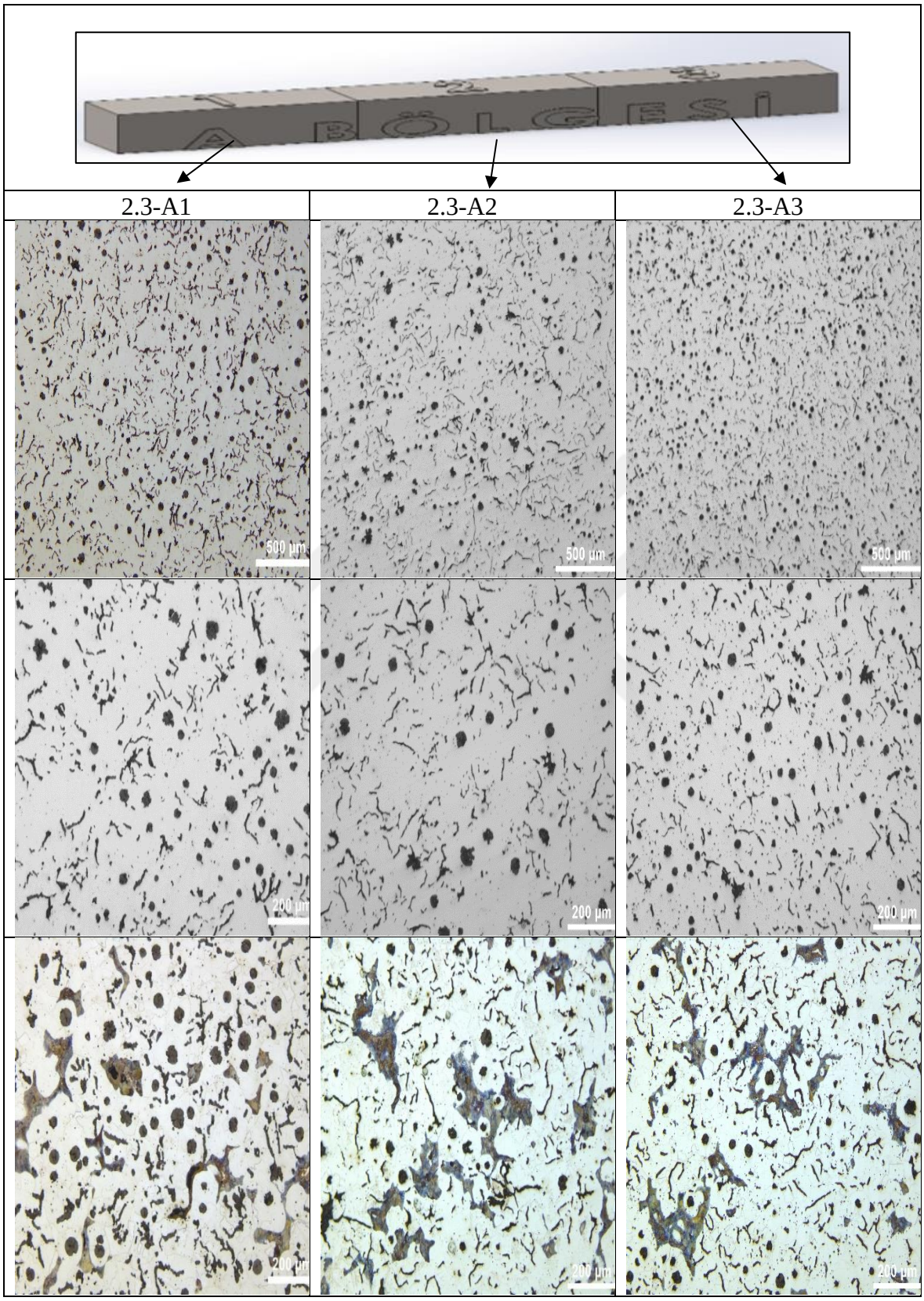
Çizelge 6.2. Parametrelerdeki değişime bağlı olarak numunelerin küreselleşme oranları ve grafit sayılarının karşılaştırılması

Döküm Numuneleri	*Küreselleşme Oranı (%)*	*Grafit Sayısı (1/mm^2)*
Numune 2.1	0	300±34
Numune 2.2	92,5±5	325±47
Numune 2.3	25,3±4	356±58
Numune 2.4	3,95±0,7	481±108
Numune 2.5	7±2,7	470±141
Numune 2.6	8±7,5	687±107

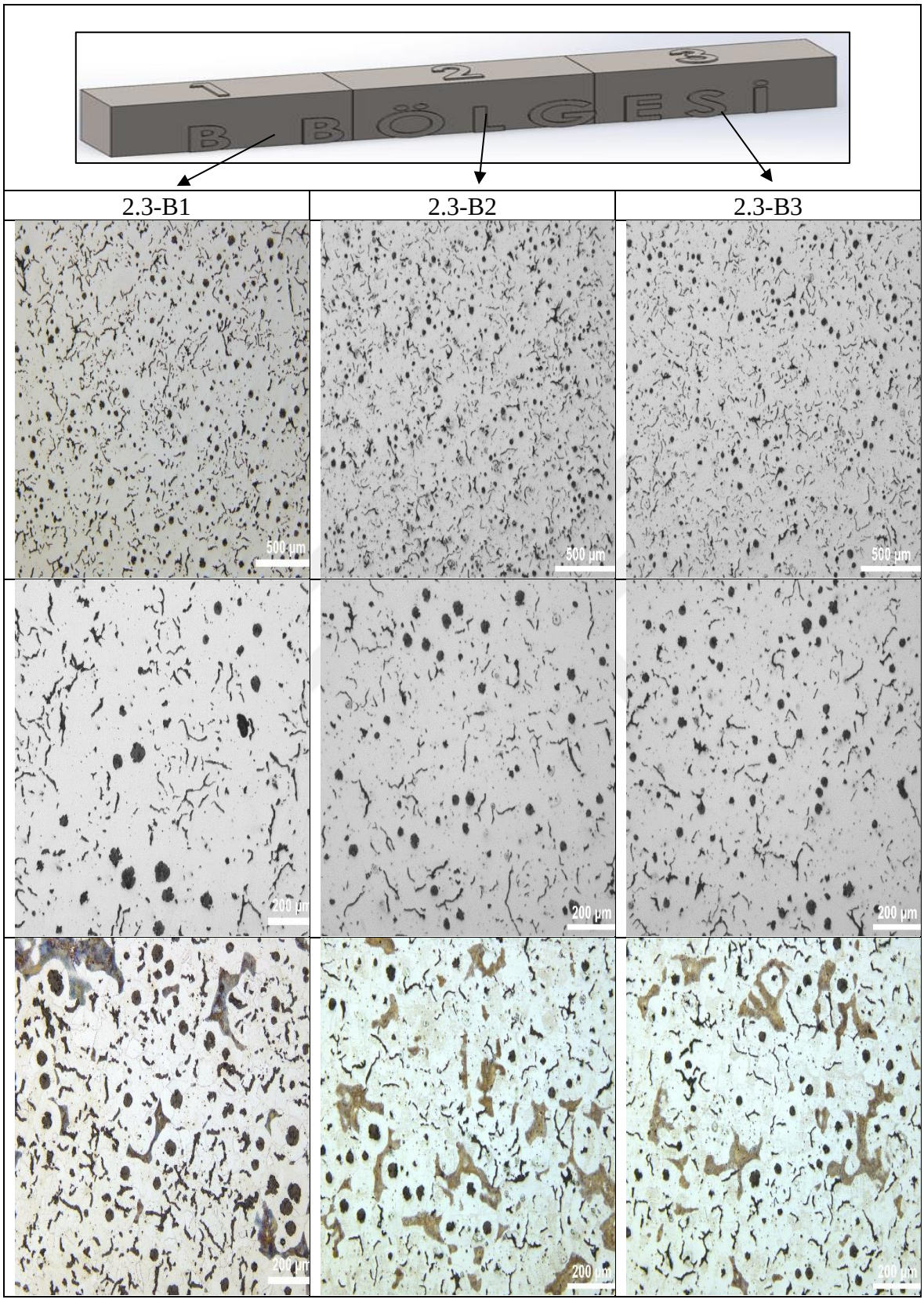
*Hesaplama sonuçları Y-Blokların A ve B kısımlarının ortalamaları alınarak elde edilmiştir.



Şekil 6.16. 2.3 numaralı numunede yapı içerisinde kendi varlıklarını koruyan küresel ve lamel grafitlerin gösterimi (P: Perlit, F: Ferrit)

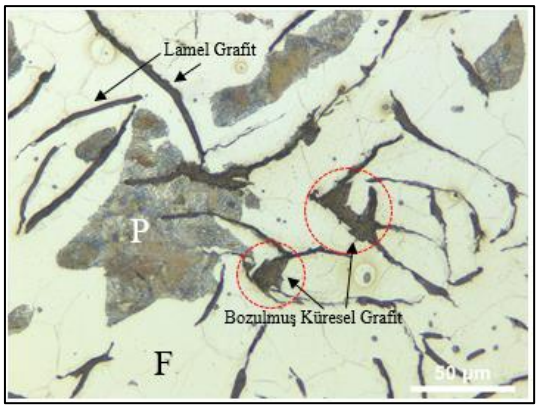


Şekil 6.17. 2.3 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

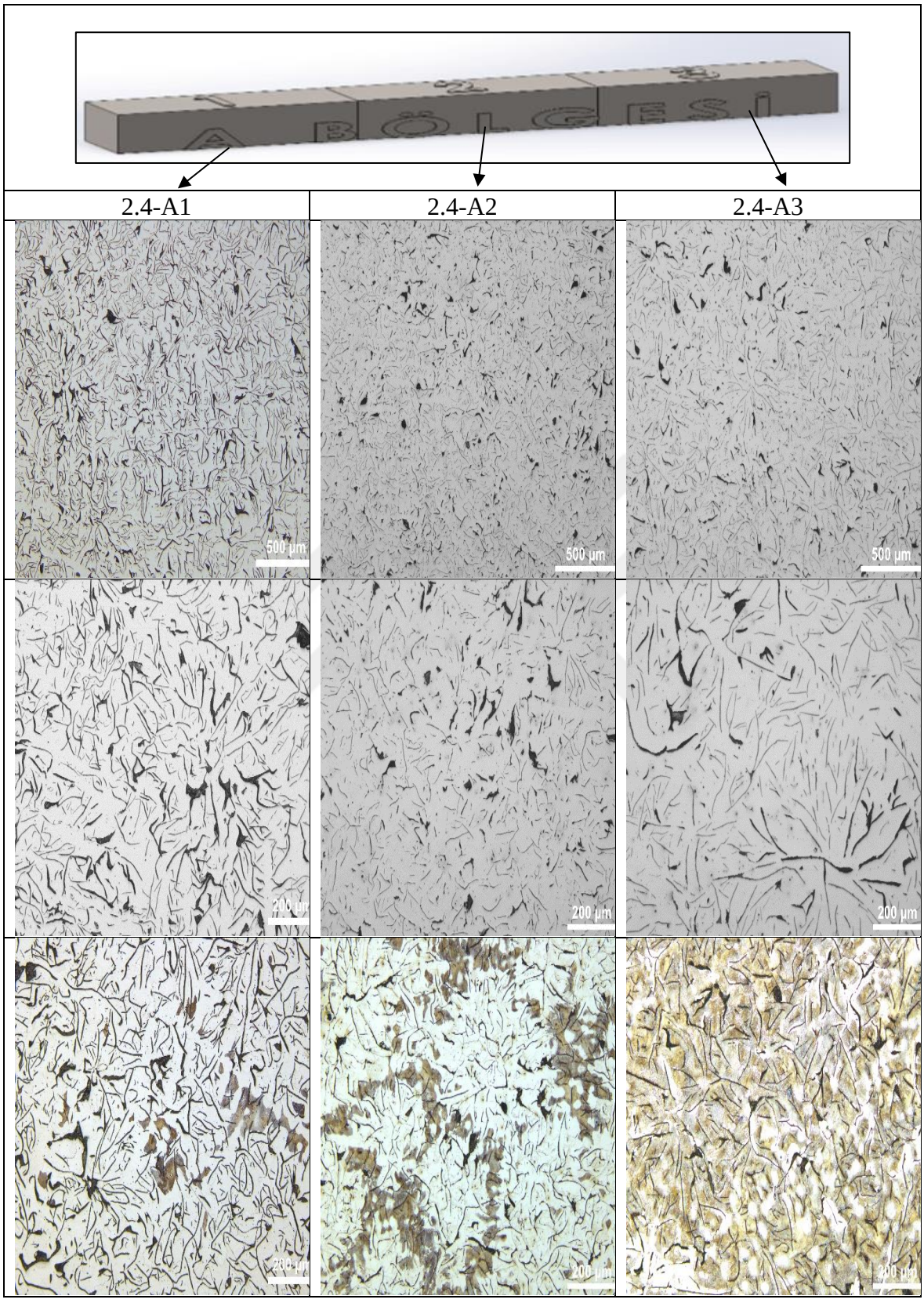


Şekil 6.18. 2.3 numaralı numunenin B1, B2 ve B3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

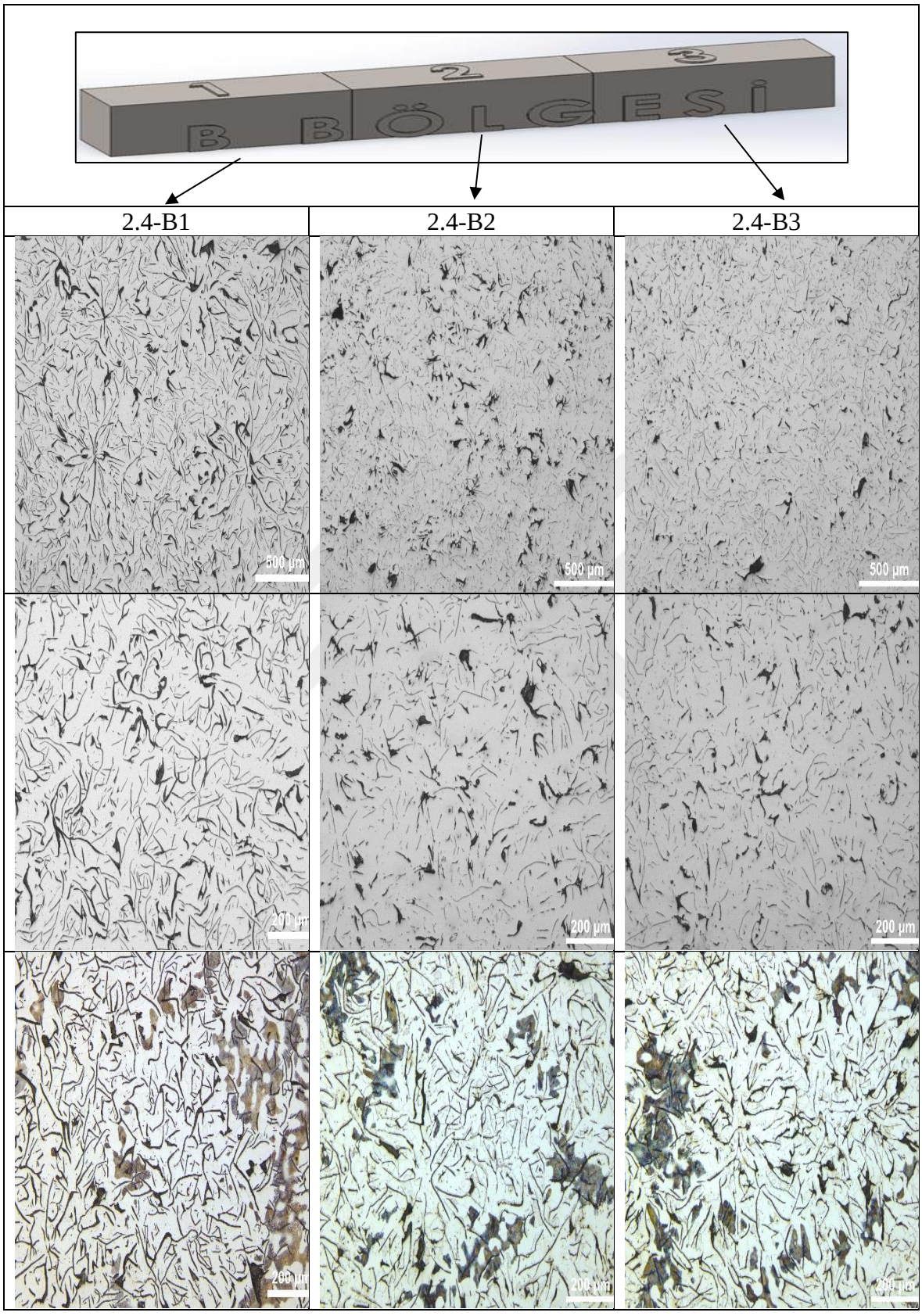
Çift yolluktan eşit miktarda akışla yapılan dökümde (Numune 2.4, Şekil 6.19-6.21) çoğunlukla LGDD malzemeleye ait tanelerin oluştuğu, küresel grafitlerin varlığını koruyamadığı, lamel grafitlerin kendi varlıklarını koruyarak matris yapı içerisinde yer aldıkları tespit edilmiştir. Bu çalışmada, KGDD soğutucudan geçerek topuk bölgesine, LGDD ise direk topuk bölgesine gönderilmiş ve burada sıvılar karışarak kalıp içerisine dolumu gerçekleştirilmiştir. LGDD malzeme içerisinde küreselleşmeyi olumsuz yönde etkileyen alaşım elementleri sıvı haldeki soğutucudan geçirilen KGDD malzemesiyle karşılaştığında sıvılar arasındaki yüksek miktarda karışım bölgeleri ve KGDD malzemesine ait sıvı taneciklerin merkezlerine doğru difüzyon veya karışma sebebiyle küresel grafit oluşumunu negatif açıdan etkilemiş, engellemiş ve bozmuştur. Çünkü LGDD'de küreselleşmeyi sağlayan Mg'un yokluğu, düşük sıcaklıkta bulunan KGDD metaline kimyasal etkiyi artırmıştır. Yapılan bu çalışmada olduğu gibi, Lacaze ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada da [113], dökme demirlerde grafit oluşumunun, soğuma hızı ve alaşım elementlerine bağlı olarak değiştiği belirtilmiştir. Uygun döküm şartları olmadığında ve karbon oranının yüksek olması durumunda grafitin lamel grafit formunda oluştuğunu ispatlamışlardır. Bu durumun ana sebebinin sıvı fazda olan dökme demirde çözünmüş oksijen ve kükürt elementlerinden kaynaklandığını rapor etmişlerdir. Bu nedenle özellikle iki sıvının yoğun olarak karıştıkları noktalarda KGDD'nin Mg oranını azaltarak küreselleşmeyi bozduğu mikroyapılardan gözlenmektedir. KGDD'nin soğutulması neticesinde KGDD malzemenin LGDD üzerindeki kimyasal etkisi azalmıştır. Çizelge 6.2 incelendiğinde 2.4 numaralı numunenin küreselleşme oranının çok düşük olduğu (3,95±0,7) görülmektedir. Bu durum mekanik özelliklere de yansımıştır. Şekil 6.19-6.21'de 2.4 numaralı numuneye ait Y-bloğun A ve B bölgeleri yapısal olarak incelenmiş ve görüntüleri sunulmuştur.



Şekil 6.19. 2.4 numaralı numunede yapı içerisinde kendi varlıklarını koruyan lamel grafitler ve bozulmuş küresel grafitlerin görüntüsü (P: Perlit, F: Ferrit)



Şekil 6.20. 2.4 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması



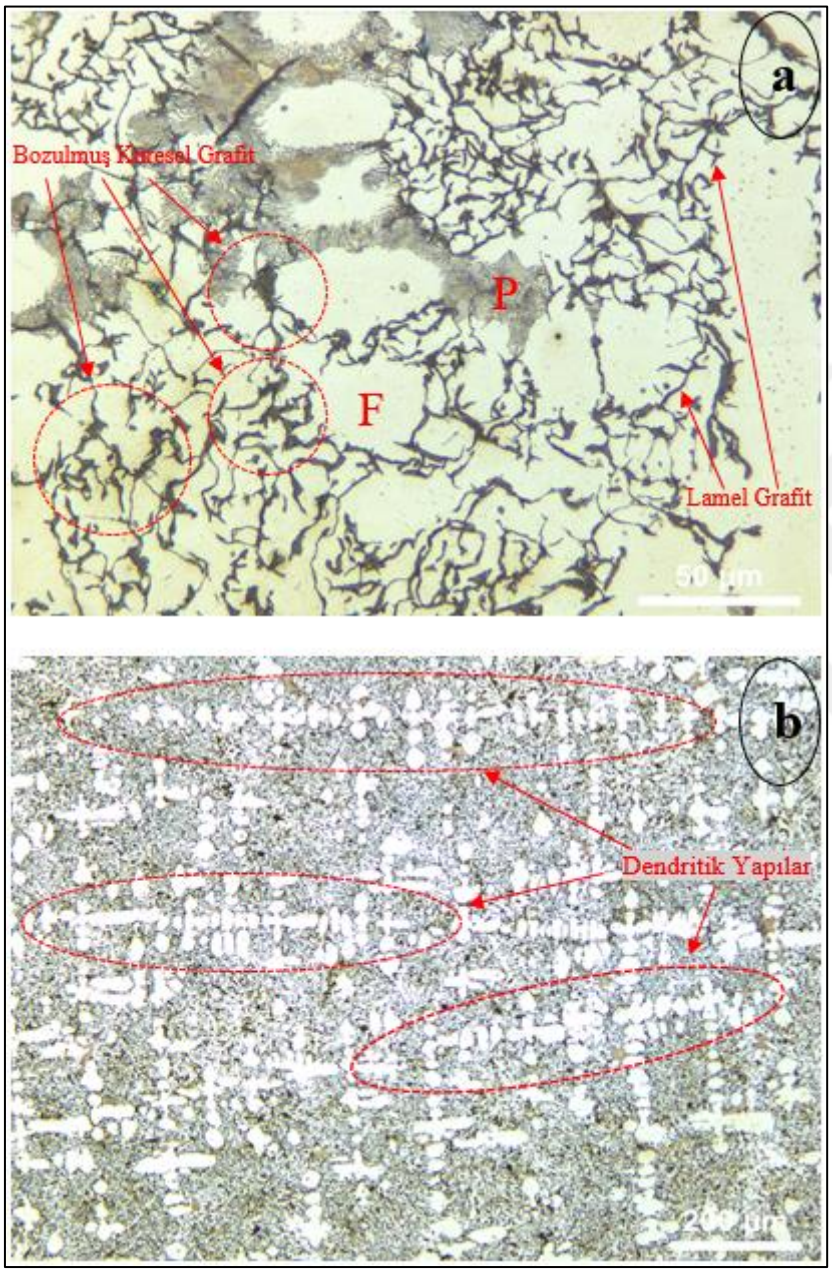
Şekil 6.21. 2.4 numaralı numunenin B1, B2 ve B3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

Eşit miktarda akışla yapılan çift yolluk sisteminde dökümle (Numune 2.5, Şekil 6.22-Şekil 6.24) LGDD malzemelere ait tanelerin varlığını koruduğu, küresel grafitlerin varlığını kısmen koruduğu, ağırlıklı olarak koruyamadığı ve küreselliğinin bozulduğu, dendritik yapıların oluştuğu bir matris içerisinde yer aldıkları tespit edilmiştir. Bu deneysel çalışmada, KGDD ve LGDD her ikisi de soğutucudan geçerek topuk bölgesine gönderilmiş, burada sıvılar karışarak kalıp içerisine dolumu gerçekleştirilmiştir. Her iki malzemenin de soğutucudan geçirilerek sıcaklıklarının düşürülmesi, malzemelerin birbirilerine olan termal ve kimyasal etkinin azalmasına neden olmuştur. Ji ve arkadaşlarının yapmış oldukları bir çalışmada [114], LGDD'nin katılaşma hızının mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisini araştırmışlardır. Bu çalışmada katılaşma hızı arttıkça grafit morfolojisi değişerek daha ince ve daha kısa lamel grafitlerin oluştuğunu ve katılaşma hızının artmasından dolayı dendritik yapının oluştuğunu tespit etmişlerdir. Liu ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada ise [115], KGDD'nin aşırı hızlı soğutulmasının dökme demirde dendritik yapı oluşumuna neden olduğu ve bu yapının mukavemet ve darbe dayanımını düşürdüğü sonucuna varmışlardır. Fakat lamel grafitler yapı içerisinde varlığını korurken, küresel grafitlerin ise varlığını kısmen koruduğu, genel olarak küresel yapının bozulduğu mikroyapılarda açıkça görülmektedir. Çizelge 6.2 incelendiğinde 2.5 numaralı numunenin küreselleşme oranının yaklaşık %7 oranındadır. Bu durum mekanik özelliklere de olumsuz olarak yansımıştır.

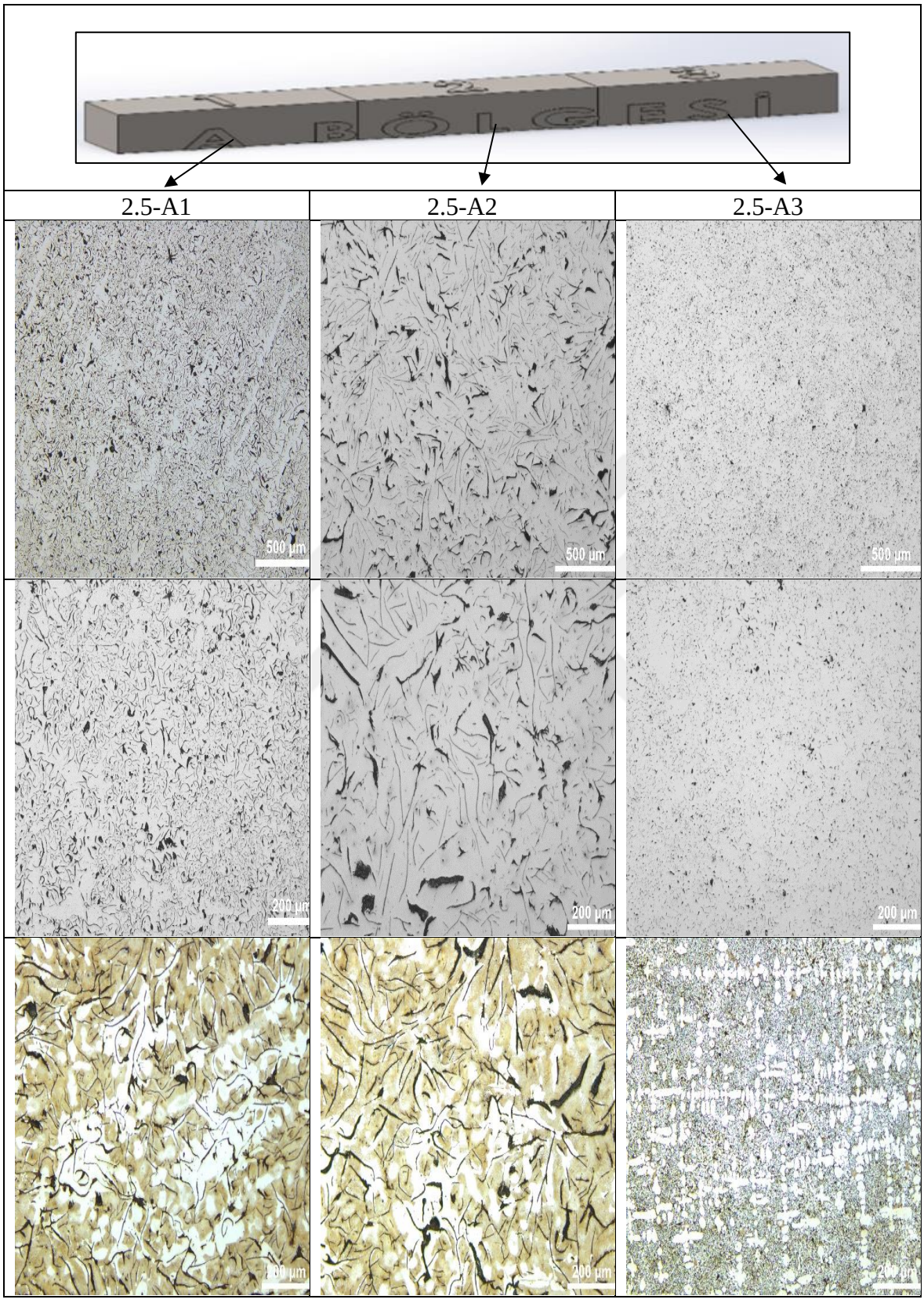
Şekil 6.22-6.24'te 2.5 numaralı numuneye ait Y-bloğun A ve B bölgelerinin mikroyapısal görüntüleri sunulmuştur. Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde dendritik yapılar dikkat çekmektedir. Sıvı metaller yapısal aşırı soğuması engellenemediği takdirde, katılaşma sonrası yapısı genellikle dendritik olmaktadır. Bu çalışmada malzemeler kalıp içerisine ulaşmadan her ikisinin de önce soğutucudan geçirilmesi, sıvı metallerde aşırı soğumaya neden olduğu, aşırı soğumadan dolayı literatür ile uyumlu olarak dendritik katılaşmaların oluşmasına sebep olmuştur.

Sıvı metal bir soğutucudan geçirildiğinde veya soğuk kalıba dökümü yapıldığında dendritik olarak katılaşmanın olduğu görülür. Bu dendritik yapılar, katılaştırma işlem parametrelerine (V: Katılaştırma hızı, V_{cr}: Kritik Katılaşma Hızı, G: Sıcaklık gradyenti, C_0: Alaşımın bileşeni) ısı transferine, sıvı akışına, bölgesel sıcaklık ve bileşime bağlı olarak sütunsal dendritler veya eşit eksenli dendritler olarak görülür. Eğer ısı transferi ile katılaştırma doğrultusu birbirine zıt yönde paralel halde, yani sıvının sıcaklığı katıya göre daha yüksek

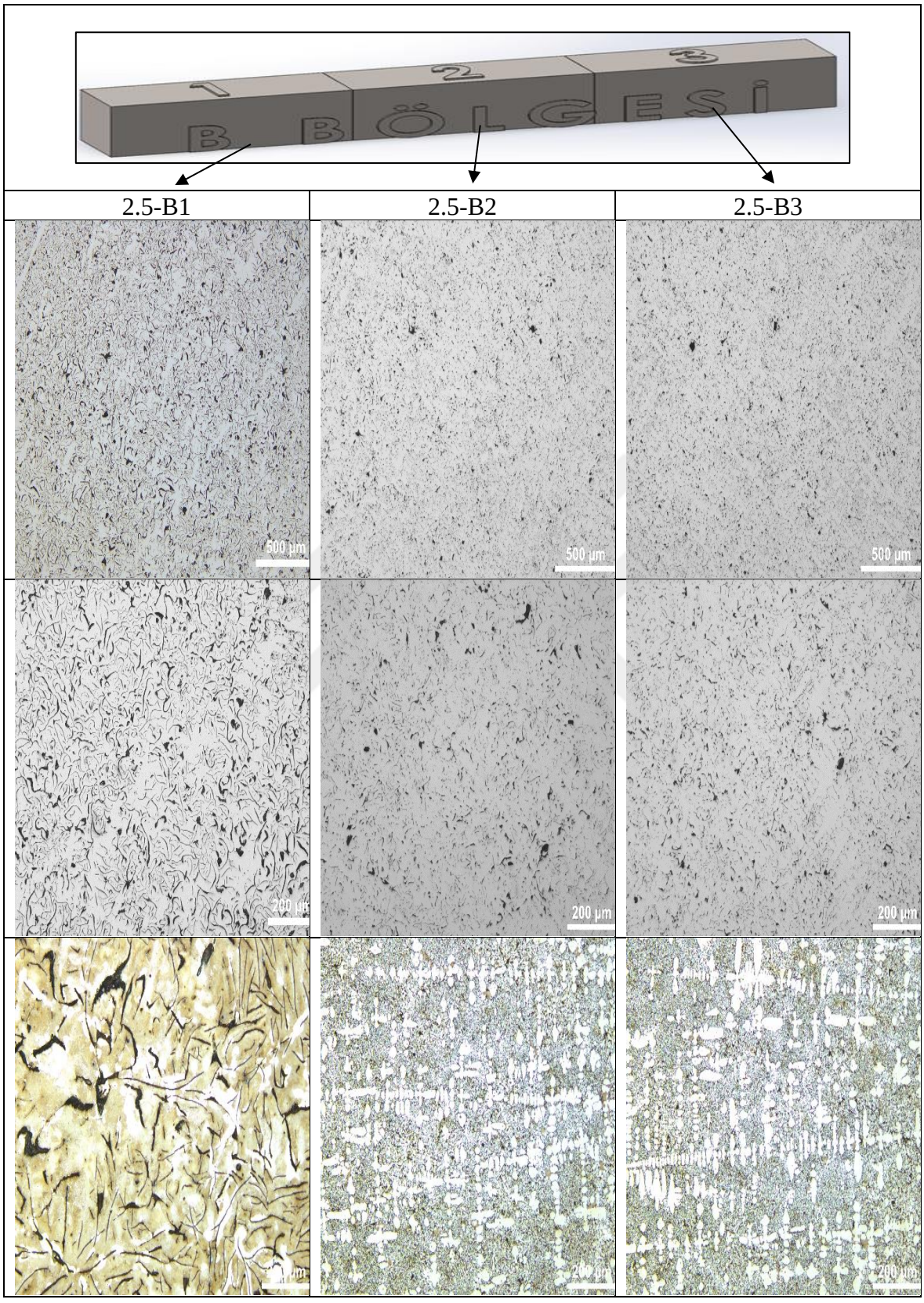
(G>0) ise sütunsal katılaştırma meydana gelir. G/V oranı küçüldüğünde hücresel dendritik yapıdan sütunsal dendritik yapıya geçiş gözlenir. Dendritik yapılar genellikle $V>>V_{cr}$ durumunda oluşur. Sıvı metalde çözünen içeriğinin artmasıyla V_{cr} azalır [90,91].



Şekil 6.22. a) 2.5 numaralı numunede yapı içerisinde kendi varlıklarını koruyan lamel grafitler ve bozulmuş küresel grafitlerin görüntüsü (P: Perlit, F: Ferrit) b) 2.5 numaralı numunede soğutucu etkisinden dolayı görülen dendritik yapıların görüntüsü



Şekil 6.23. 2.5 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

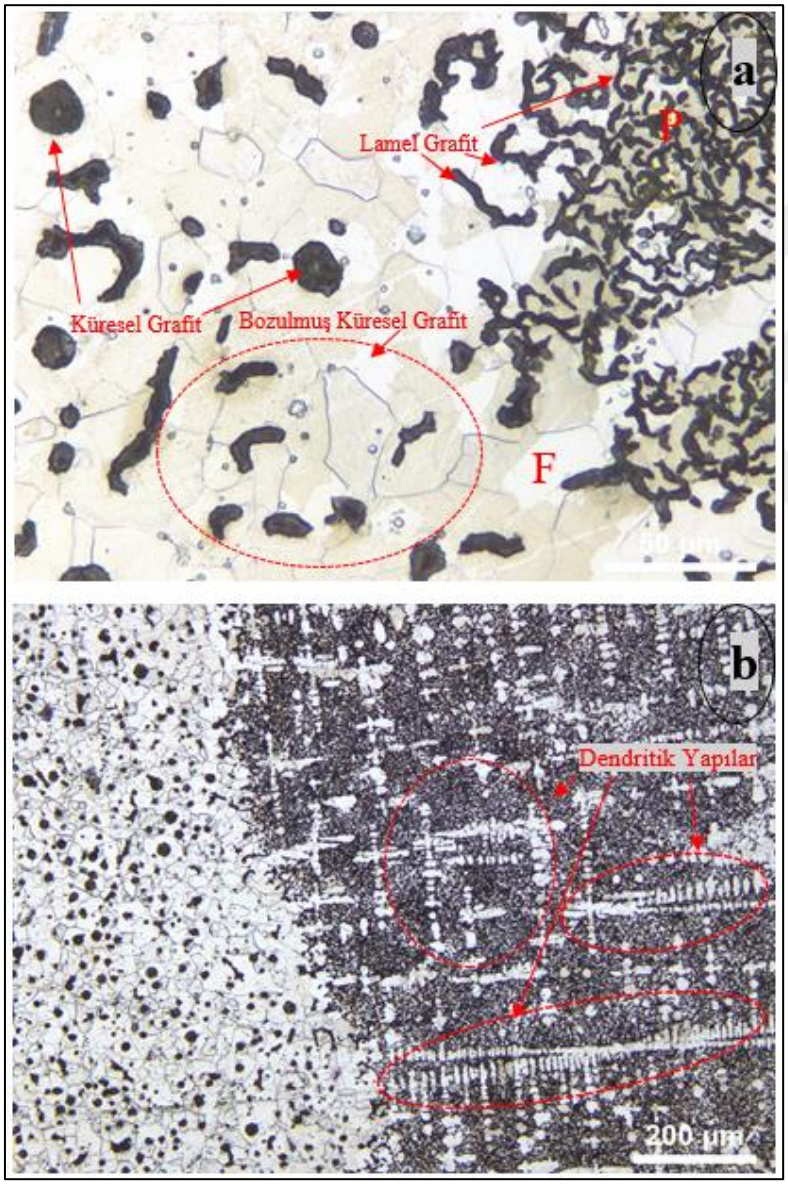


Şekil 6.24. 2.5 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

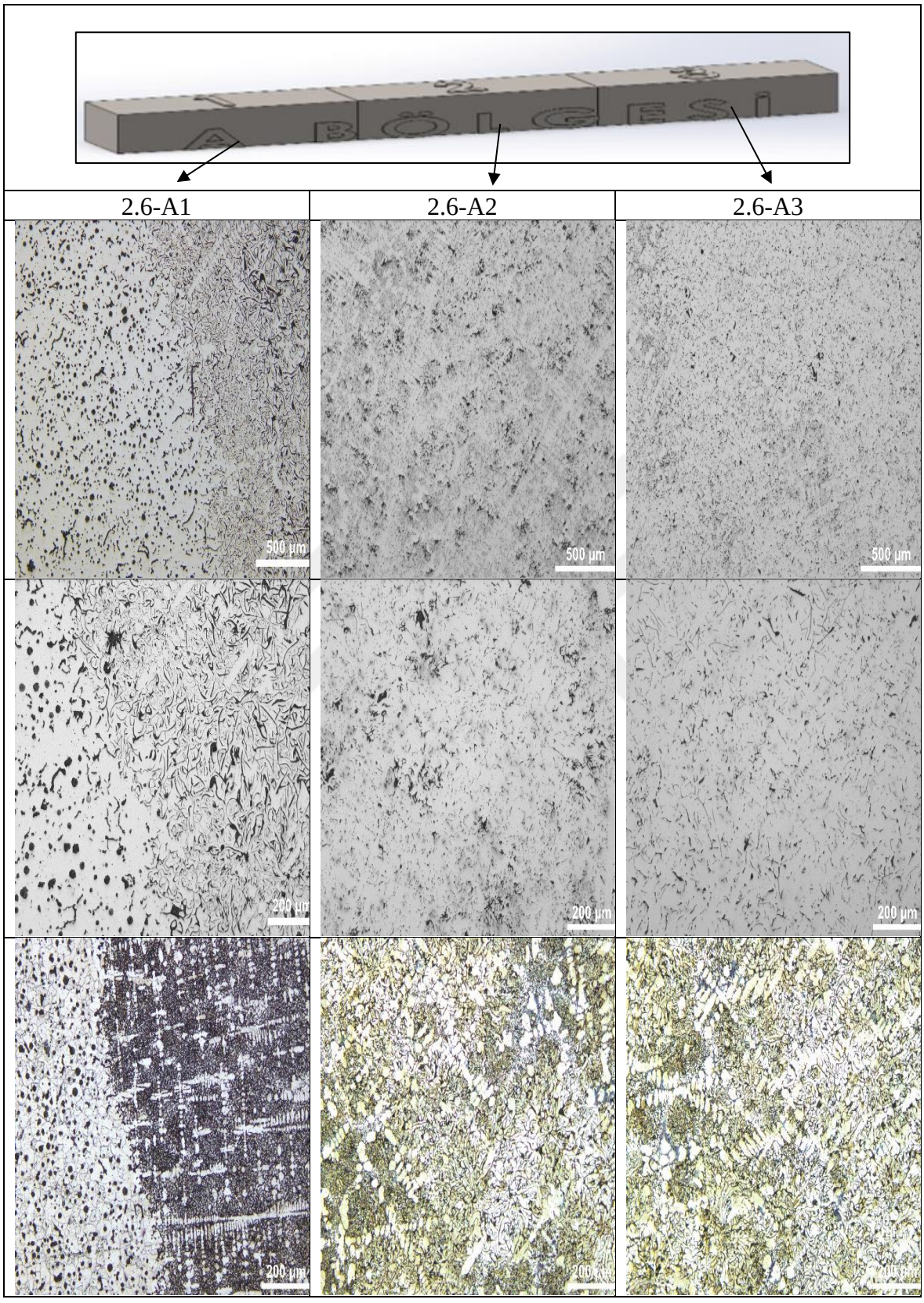
Eşit miktarda akışla yapılan çift yolluk sisteminde döküm sonucunda (Numune 2.6, Şekil 6.25-6.27) hem LGDD hem de KGDD malzemelere ait tanelerin varlığını karışımın homojen olmadığı bölgelerde dahi koruduğu görülmüştür. Karışımın homojen olduğu bölgelerde ise lamel grafitler varlığını korurken, küresel grafitlerin varlığını kısmen koruduğu ve küreselliğinin bozulduğu, dendritik yapıların oluştuğu bir matris yapı içerisinde yer aldıkları tespit edilmiştir. KGDD ve LGDD malzemelerde hızlı soğuma gerçekleştiğinde, küresel veya lamel grafitlerin boyut ve şekillerinin küçüldüğü, homojen olmayan bir mikroyapı meydana geldiği, bu nedenle çatlak, gözenek gibi döküm hatalarının oluşarak mekanik özelliklerin olumsuz etkilendiği not edilmiştir [116, 117]. Bu numunede (Numune 2.6), KGDD ve LGDD her ikisi de topuk bölgesinde sıvı malzemeler karışarak kalıp içerisine dolumu gerçekleştirilmiştir. Soğutucu ise kalıp içerisinde iki adet Y-blok arasında yer almaktadır. Diğer bir ifadeyle sıvı metal yolluk sisteminde değil, döküm yapılan Y-bloklara dolan metal soğutulmuştur. Topuk bölgesinde hiç soğutucu ile temas etmeden karışan sıvılar, kalıp içerisine dolumu esnasında Y-blokların tam aralarında yer alan soğutucuya maruz kalmaktadır. Her iki malzemenin ilk karışım yeri olan topuk bölgesidir. Bu nedenle karıştıklarında birbirlerine olan kimyasal etki çok daha fazla olmakta ve küreselliğin bozulması bu durumdan kaynaklı olmaktadır. Bilindiği üzere LGDD'nin KGDD üzerine küreselleşmeyi teşvik eden alaşım elementlerini tüketerek küreselliği olumsuz etkileyen kimyasal ilgisinin/etkisinin olduğu bazı çalışmalarda gösterilmiştir [100-102]. Bu nedenle lamel grafitlerin yapı içerisinde varlığını koruduğu, küresel grafitlerin ise varlığını kısmen koruduğu, genel olarak küresel yapının bozulduğu mikroyapı görüntülerinden görülmektedir. Çizelge 6.2 incelendiğinde 2.6 numaralı numunenin küreselleşme oranının yaklaşık %8 oranında olduğu görülmektedir. Bu durum mekanik özelliklere de yansımıştır.

Şekil 6.25-6.27'de 2.6 numaralı numuneye ait Y-bloğun A ve B bölgelerinde mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Bu mikroyapı görüntülerinde incelendiğinde, tıpkı 2.5 numaralı numunede olduğu gibi dendritik yapıların varlığı dikkat çekmektedir. Dendrit oluşumuna soğumanın etkisi 2.5 numaralı numunede de ifade edilmiş olup, literatür çalışmaları ile uyumlu olduğu görülmektedir [114, 115]. Bu numunede sıvı malzemeler kalıp içerisine yerleştirilen bir soğutucu ile karşılaştığında, sıvı metallerde aşırı soğumaya neden olmaktadır. Bu durum dentritik yapı ve dengesiz katılaşmalardan dolayı homojen bir karışım olmadan katılaşmanın olmasından anlaşılmaktadır. Ayrıca mikroyapı görüntüleri (Şekil 6.25-6.27) incelendiğinde, KGDD ve LGDD malzemelerinin yer aldığı bölgelerin arasında ne lamel ne de küresel grafiti olmayan grafit yapılar oluşmuştur. Kalıp içerisine ulaşan sıvı

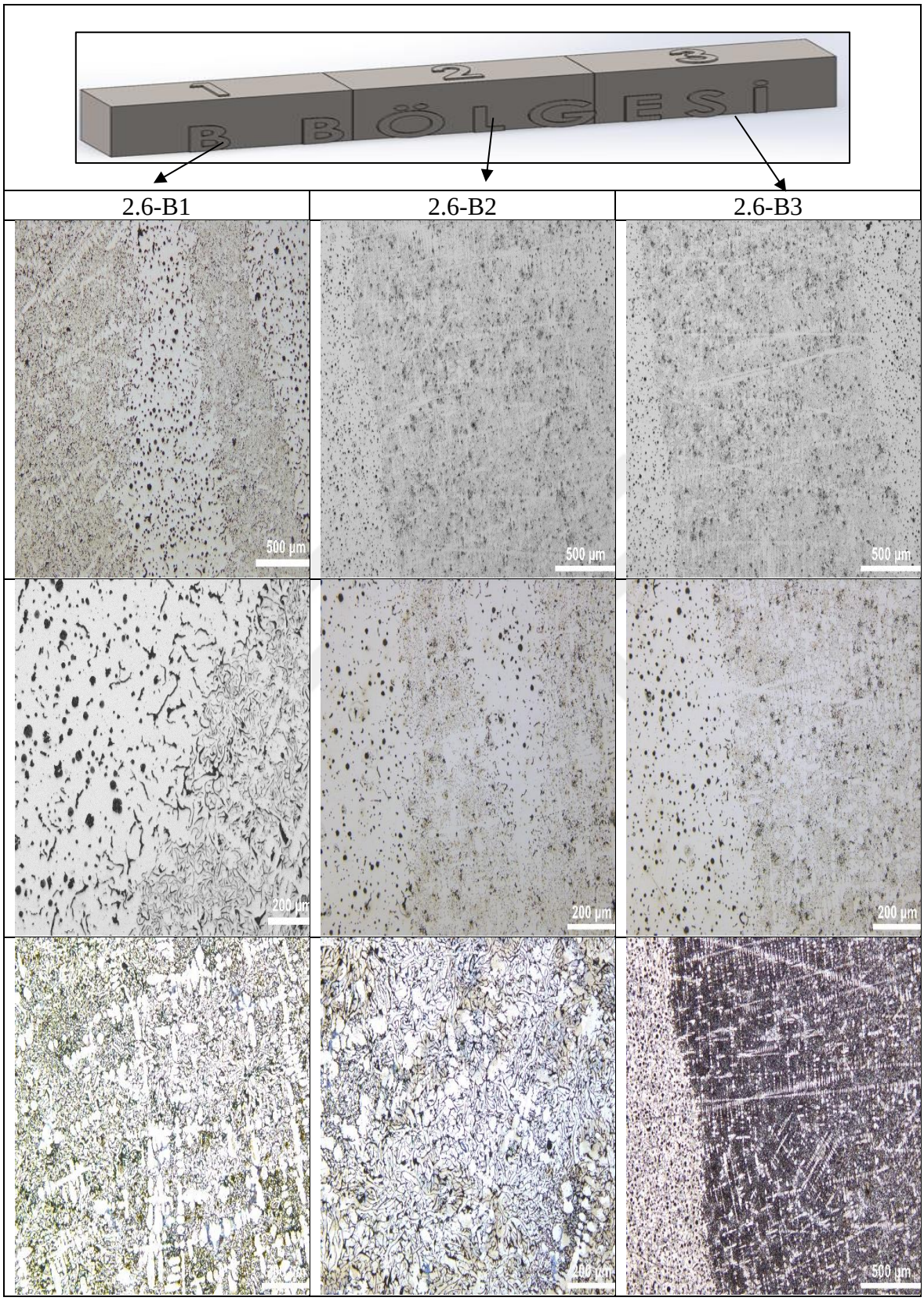
metaller soğutucunun etkisinden dolayı, birbirine homojen karışım sağlayamadan kritik soğuma hızını aşmakta ve böylece dengesiz katılaşma olmaktadır. Dengesiz katılaşma, döküm sırasında metalin farklı bölgelerinde farklı soğuma hızlarının oluşması sonucu görülür. Bu durum, malzemenin katılaşma sürecini etkileyerek dendritik bir yapı oluşmasına neden olur. Dendritik yapı, dal dallanma şekline benzeyen bir mikroyapıdır [114, 115]. Bu geçiş bölgesinin katılaşma hızının çok yüksek olmasından dolayı oluştuğu düşünülmektedir.



Şekil 6.25. a) 2.6 numaralı numunede yapı içerisinde kendi varlıklarını koruyan lamel grafitler, küresel grafitler ve bozulmuş küresel grafitlerin görüntüsü (P: Perlit, F: Ferrit) b) 2.6 numaralı numunede soğutucu etkisinden dolayı görülen dendritik yapıların görüntüsü



Şekil 6.26. 2.6 numaralı numunenin A1, A2 ve A3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

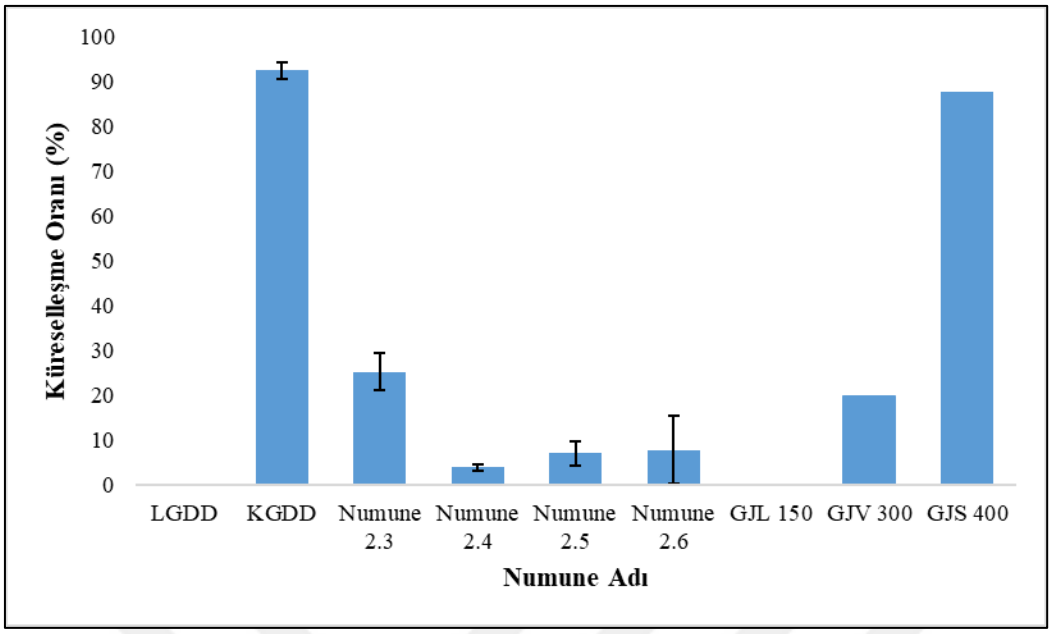


Şekil 6.27. 2.6 numaralı numunenin B1, B2 ve B3 bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

Küreselleşme Oranı: Y-blokların A ve B bölgelerinden alınan numunelerin mikroyapı görüntüleri kullanılarak, KGDD ve LGDD malzemelerinin sıvı-sıvı karışımında bulunan küresel grafitlerin küreselleşme oranı belirlenmektedir. Bu küreselleşme oranı ise mekanik özellikleri belirleyen en önemli parametrelerden birisidir. Bu parametre, kalite kontrol süreçlerinde de kritik rol oynamaktadır. Örneğin, küresellik oranında %30'luk bir azalma, akma mukavemetinde %10 ve çekme mukavemetinde %15 oranında bir düşüşe neden olmaktadır [92, 97, 98]. Bu durum, küresel grafitlerin küreselleşme oranının mekanik özellikler ile doğrudan ilişkili olduğunu göstermektedir. Bu çalışmada da mekanik özelliklerin küreselleşme oranı ile orantılı olduğu görülmüştür. Küreselleşmenin tespiti bu konudaki en önemli aşamadır. Grafitler üç boyutlu küresel bir yapıya sahip olsa da metalografik bir yüzeyde kesitleri iki boyutludur. Bu nedenle; grafitlerin küreselliği, görüntü üzerindeki grafitlerin daireye ne kadar benzediği ya da daireselliği hesaplanarak değerlendirilir [99]. Bu tez çalışmasında, hesaplamalar Leica DFC 5000M ters mikroskop yazılımında yer alan LAS X programında yapılmıştır. Küresel grafitlerin yeri ve sayısı belirlendikten sonra, küreselliklerini hesaplamak için her grafitin çevresi (l) ve alanı (S) hesaplanır. Küreselleşme oranı, Eşitlik 6.2'de verilen denklemde gösterildiği gibi, küresel grafitlerin çevre ve alan değerleri kullanılarak hesaplanır:

$$K = 4 * \pi * \frac{S}{l^2} \tag{6.2}$$

Burada K değeri 1'e yaklaştıkça grafitlerin küresellik oranı artmakta, 0'a yaklaştıkça ise azalmaktadır. Bu çalışmada ortalama küresellik değeri hesaplanmış ve bütün numunelerin ortalama değerleri alınarak standart sapmalarıyla birlikte Şekil 6.28’de verilmiştir.



Şekil 6.28. Döküm şartlarına bağlı olarak üretilen kompozit numunelerdeki küreselleşme oranının değişimi ve standart dökme demirlerle karşılaştırılması

Şekil 6.28'de verilen küreleşme oranı grafiği incelendiğinde; numune 2.3 için ortalama küreselleşme oranı %25,3±4, 2.4 numaralı numune için %3,95±0,7, 2.5 numaralı numune için %7±2,7 ve 2.6 numaralı numune için %8±7,5 oranındadır. Üretilen numuneler standart GJL 150, GJV 300 ve GJS 400 malzemelerin küreleşme oranları ile birlikte grafik üzerinde karşılaştırma amaçlı olarak verilmiştir.

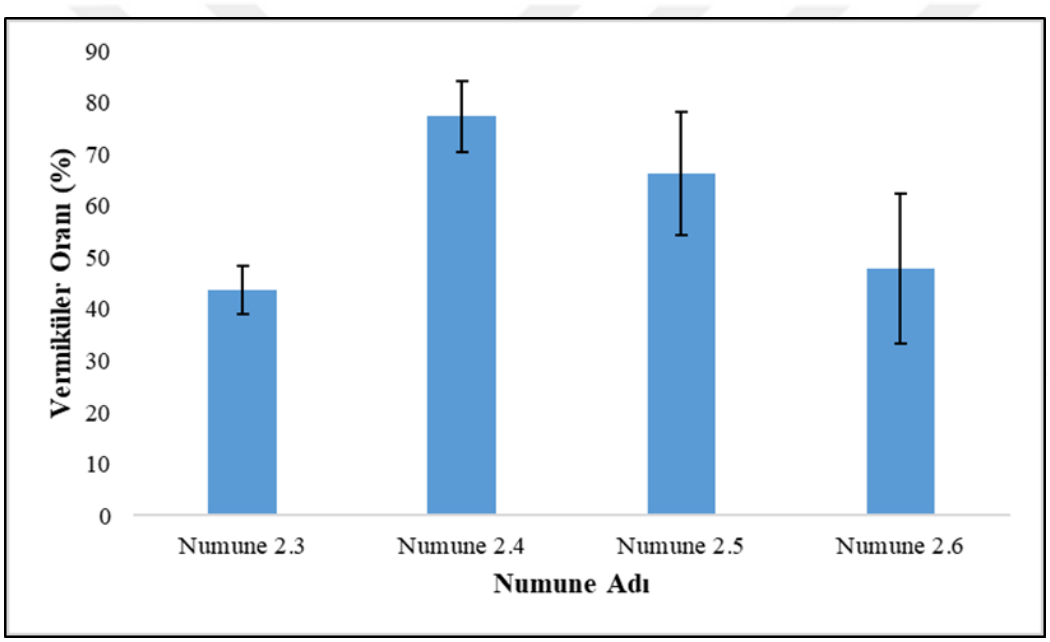
2.3 numaralı numunenin bu çalışmanın nihai amacına uygun olduğu ve küreleşme oranının diğer numunelere göre en iyi orana sahip olduğu söylenebilir. Küreselleşmeyi olumsuz yönde etkileyen elementleri içeren LGDD malzeme hızlı soğutulduğunda, bu malzemenin entropisinin (ΔS) azalmasına bağlı olarak küreselleşmeyi olumsuz yönde etkileyen bu elementlerin etkinliğinin azaldığı, mikroyapıda daha kısa ve ince lamel grafitlerin oluştuğu rapor edilmiştir [116]. Literatürde elde edilen bu sonuçtan yol çıkarak, KGDD malzemenin kompozit içerisinde kendi varlığını koruyarak küreleşme oranını artırdığı düşünülmektedir.

2.4 numaralı numunede küreleşme oranı diğerlerine kıyasla en düşüktür. KGDD soğutucu üzerinden geçtiği için küreleşmenin düştüğü, LGDD'nin baskın olarak mikroyapıda oluştuğu düşünülmektedir. Literatürde KGDD malzeme farklı soğuma hızlarında soğutularak, hızlı soğutma ile üretilen numunelerde küresel grafitlerin daha az düzenli hale

geldiğini ve bazı küresel grafitlerin şeklini kaybettiği ifade edilmiştir [117, 118]. 2.4 numaralı numune için elde edilen bulgu, literatür ile paraleldir.

2.5 numaralı numunede hem LGDD hem KGDD malzemeler soğutucu üzerinden geçmekte olup, KGDD malzeme soğutucu sisteminden geçtiği için küresel grafitlerin şeklini kaybettiği ve küreleşme oranının 2.3 numuneye kıyasa daha düşük olduğu düşünülmektedir.

2.6 numaralı numunede küresellik oranlarında dengesiz soğuma hızı ve katılaşmadan dolayı farklılıklar olduğu, bu nedenle ölçüm sonuçları arasında yüksek standart sapmanın var olmasından da anlaşılmaktadır.



Şekil 6.29. Üretilen kompozit numunelerin lamel ve ara form (küreselliği bozuk) grafit oranlarının karşılaştırılması

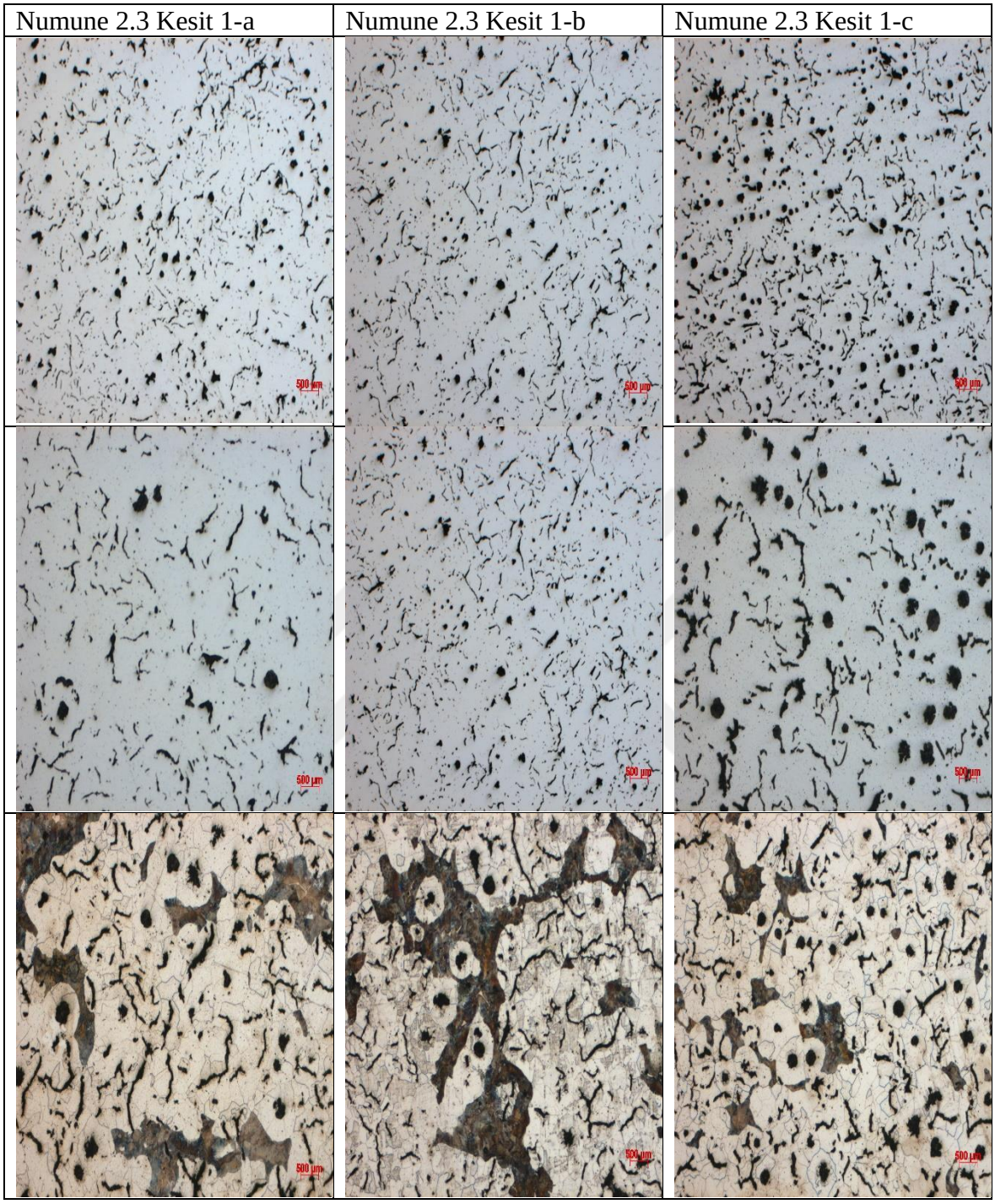
Şekil 6.29 incelendiğinde, lamel ve ara form grafit oranlarının toplamı vermiküler oranı olarak verilmiştir. Elde edilen değerlerin küresellik oranı ile ters orantılı olarak değiştiği görülmektedir. KGDD malzemeye bir soğutucu sistem uygulandığında, hızlı soğuma nedeniyle küresel grafitlerin düzensiz bir hale geldiği ve bazı küresel grafitlerin şeklini kaybederek (yıldız, pul, dendritik) küreleşme oranının düştüğü bazı çalışmalarda belirtilmiştir [117, 118]. Soğutucu uygulamasıyla meydana gelen hızlı katılaşma sırasında neoötektik katılaşmaya paralel olarak grafitin oluşumunun yanında matris fazının (östenit) çekirdeklenmesi hızlanmaktadır. Bu çekirdeklenen matris fazları hızla büyüyerek, küresel grafit oluşumunun meydana geldiği küre şekilli gaz kabarcıklarının sıkıştırılması ve şeklinin

bozulmasına neden olmaktadır. Bu nedenle küreselliği bozuk ya da hiç küreselleşmemiş ve aynı zamanda küçük boyutlu grafit oluşumunu teşvik etmektedir.

Lamel grafit oranının en yüksek olduğu KGDD soğutmalı 2.4 numaralı numunede küreselleşme oranı en düşük olarak tespit edilmiştir. En düşük lamel ve ara form grafit oranına sahip olan ise 2.3 numaralı numunedir. Bu numune bilindiği üzere en yüksek küreselleşme oranına da sahiptir.

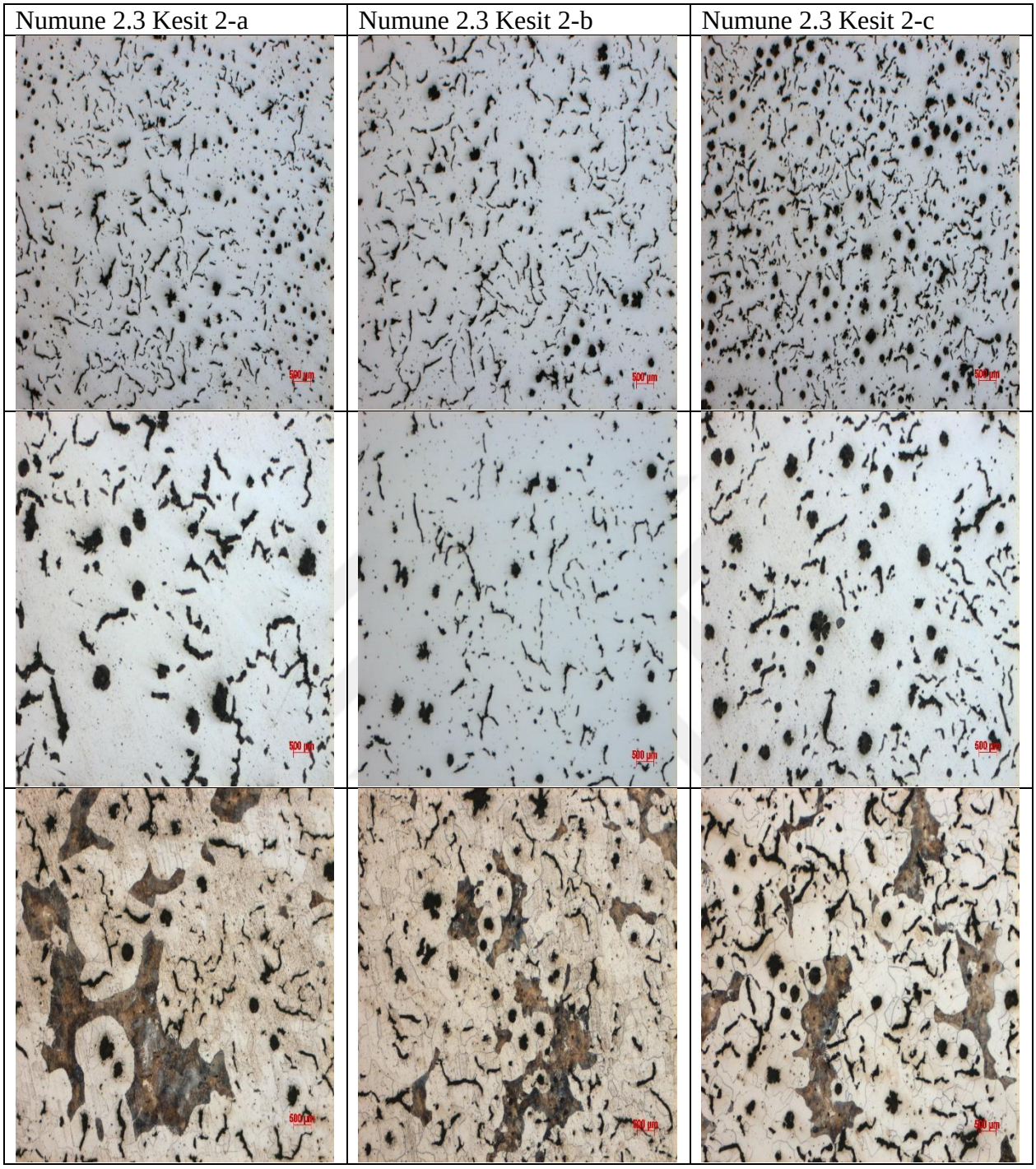
2.5 ve 2.6 numaralı numuneler hızlı soğumadan kaynaklı dendritik katılaşma göstermelerinden dolayı, düşük küreleşme oranına sahip oldukları Şekil 6.8'de açıkça görülmektedir. Küreselleşmenin düşük olması, grafitlerin lamel veya ara formda olmasına neden olmaktadır.

Y-blokların konik bölgeleri de 2 farklı bölgeden incelenmiştir. Kesit-1 ve Kesit-2 şeklinde belirtilen bölgelerde kendi içinde alt kısmı a, orta kısmı b, üst kısmı ise c bölgesi olarak isimlendirilmiştir. Numune 2.3-2.6'ya ait Kesit 1 ve Kesit 2 görüntüleri Şekil 6.30-6.37'de sırasıyla verilmiştir.



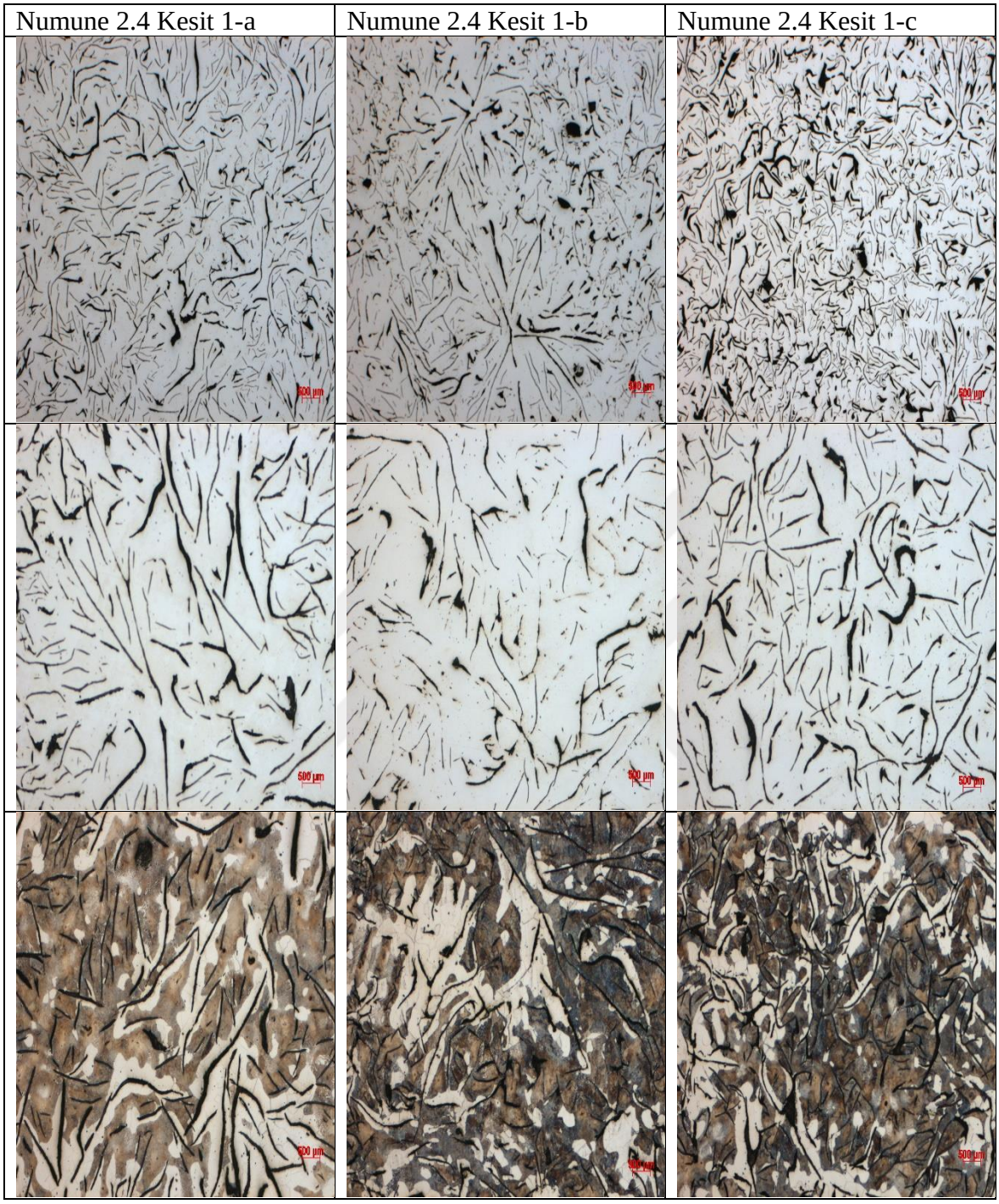
Şekil 6.30. 2.3 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

Şekil 6.30'da 2.3 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c kısımlarının mikroyapı görüntülerinde, küresel ve lamel grafitlerin var oldukları görülmektedir. Kesit kalınlığı arttıkça (a'dan c'ye doğru) grafit sayısında ortalama %50 artış olduğu görülmektedir.



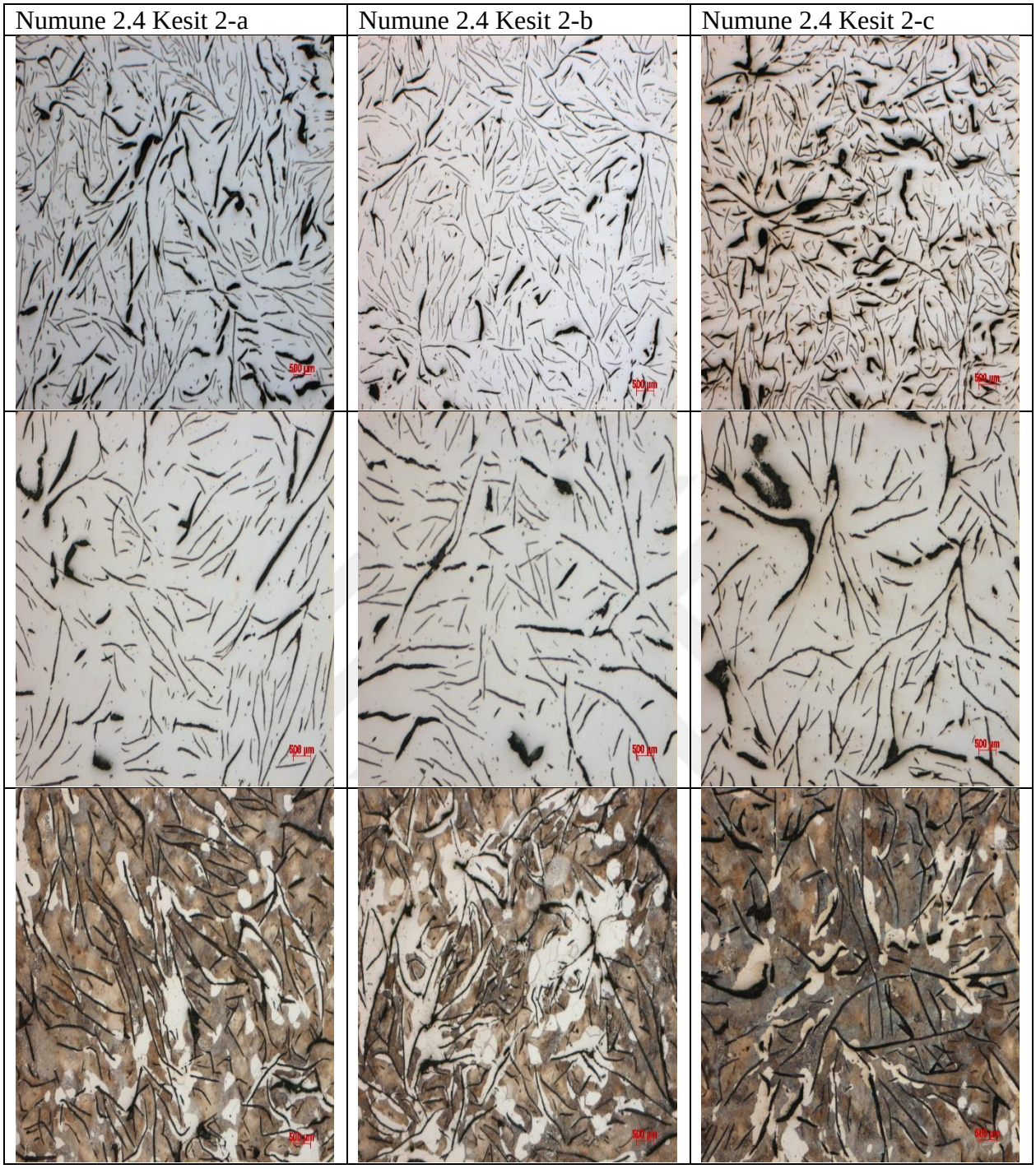
Şekil 6.31. 2.3 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

Şekil 6.31'da 2.3 numaralı numunenin Kesit 2'ye ait mikroyapılarında, küresel ve lamel grafitlerin varlıkları görülmektedir. Ayrıca kesit kalınlığı arttıkça (a'dan c'ye doğru) grafit sayısında ortalama %33'lük bir artış olduğu Şekil 6.39'da verilen grafikte görülmektedir.



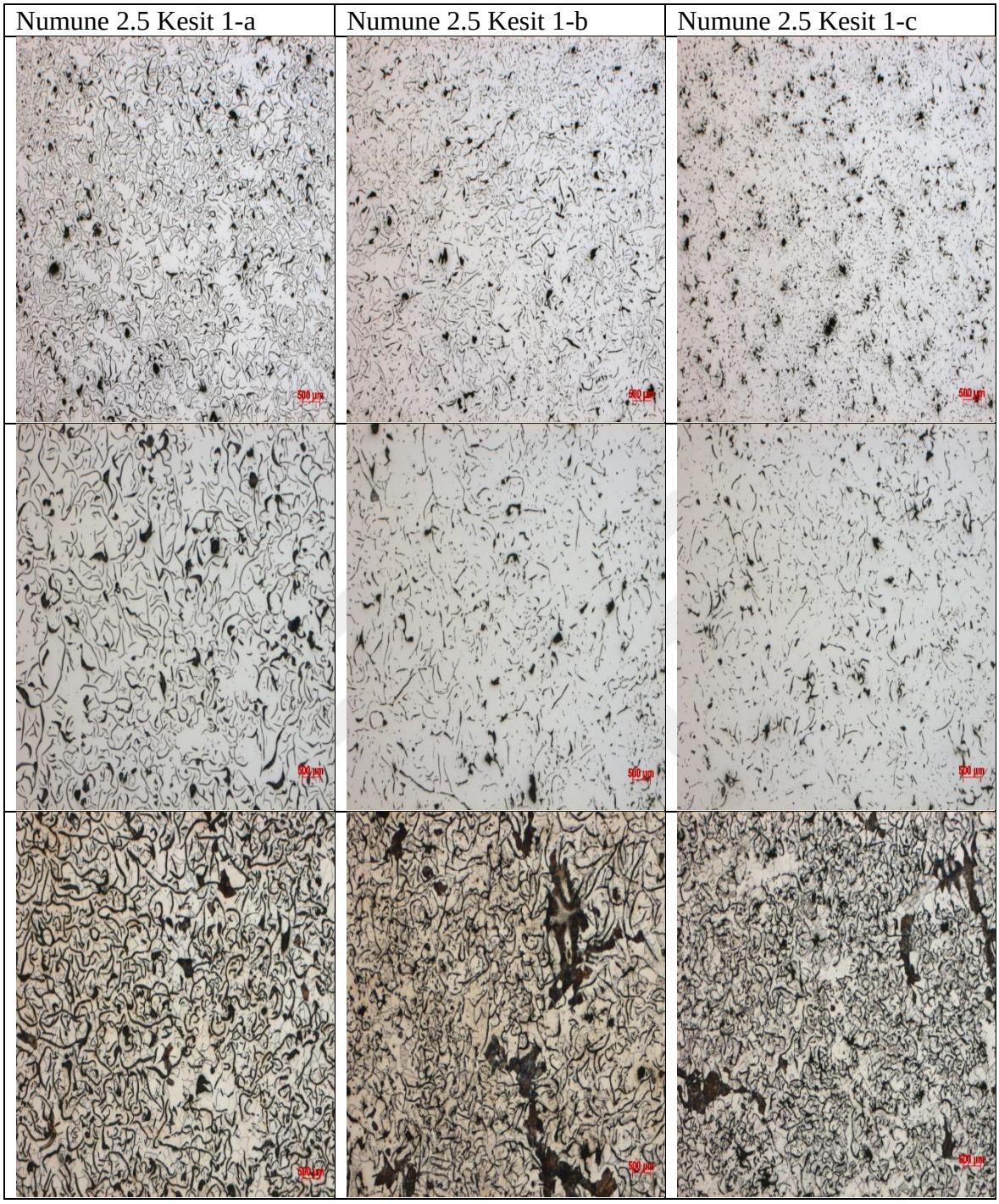
Şekil 6.32. 2.4 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

2.4 numaralı numunenin Kesit 1 bölgelerinin mikroyapı görüntülerinde (Şekil 6.23), lamel grafitlerin baskın olarak var oldukları görülmüştür. Ayrıca kesit kalınlığı arttıkça grafit sayısında ortalama %50 artış olduğu Şekil 6.38'de verilen grafikte görülmektedir.



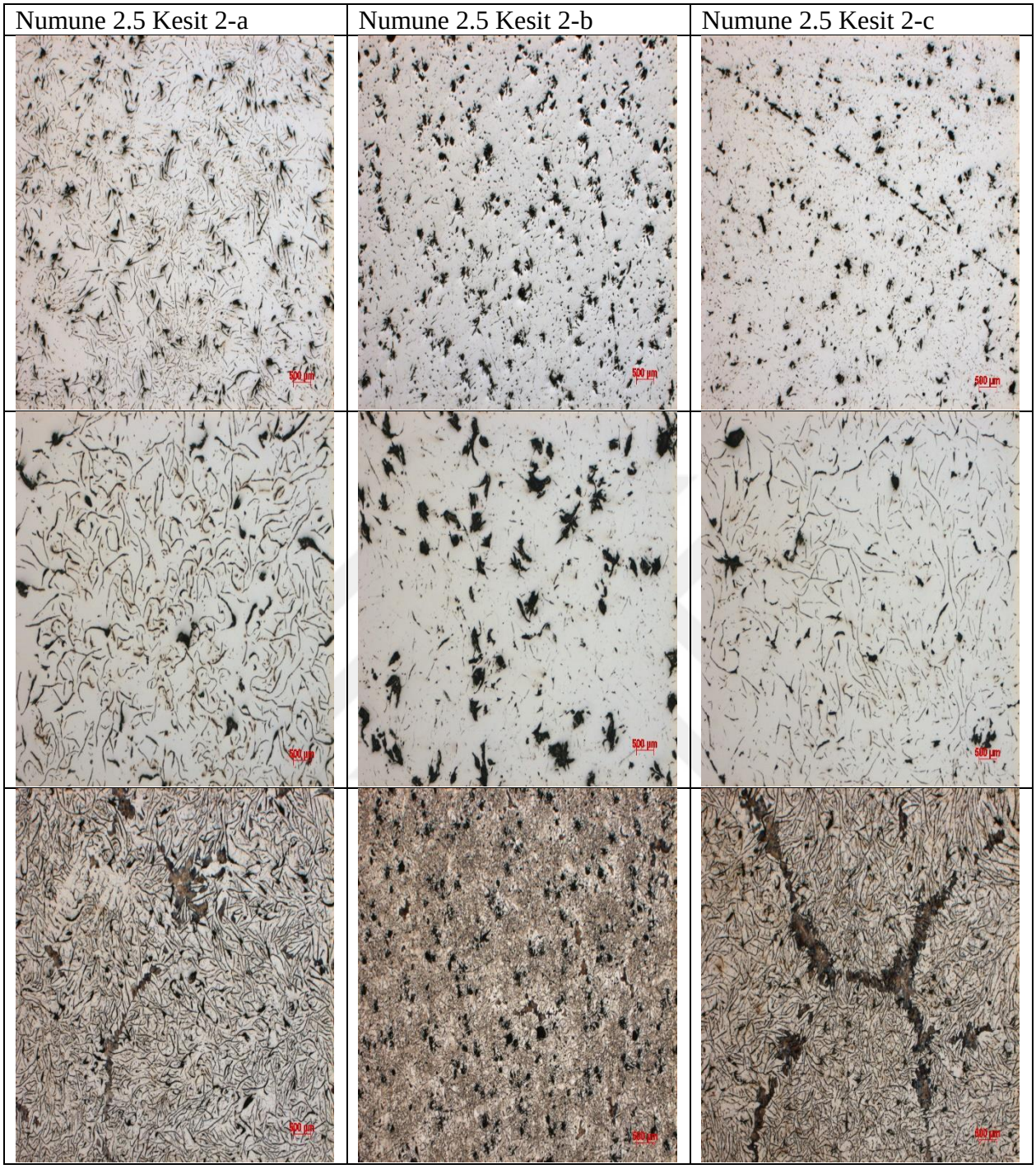
Şekil 6.33. 2.4 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

Şekil 6.33'de 2.4 numaralı numunenin Kesit 2 bölgelerinin mikroyapılarında, lamel grafitlerin baskın olduğu görülmektedir. Burada kesit kalınlığı arttıkça ortalama %63 oranında grafit sayısında artış olduğu Şekil 6.39'da yer alan grafikte görülmektedir.



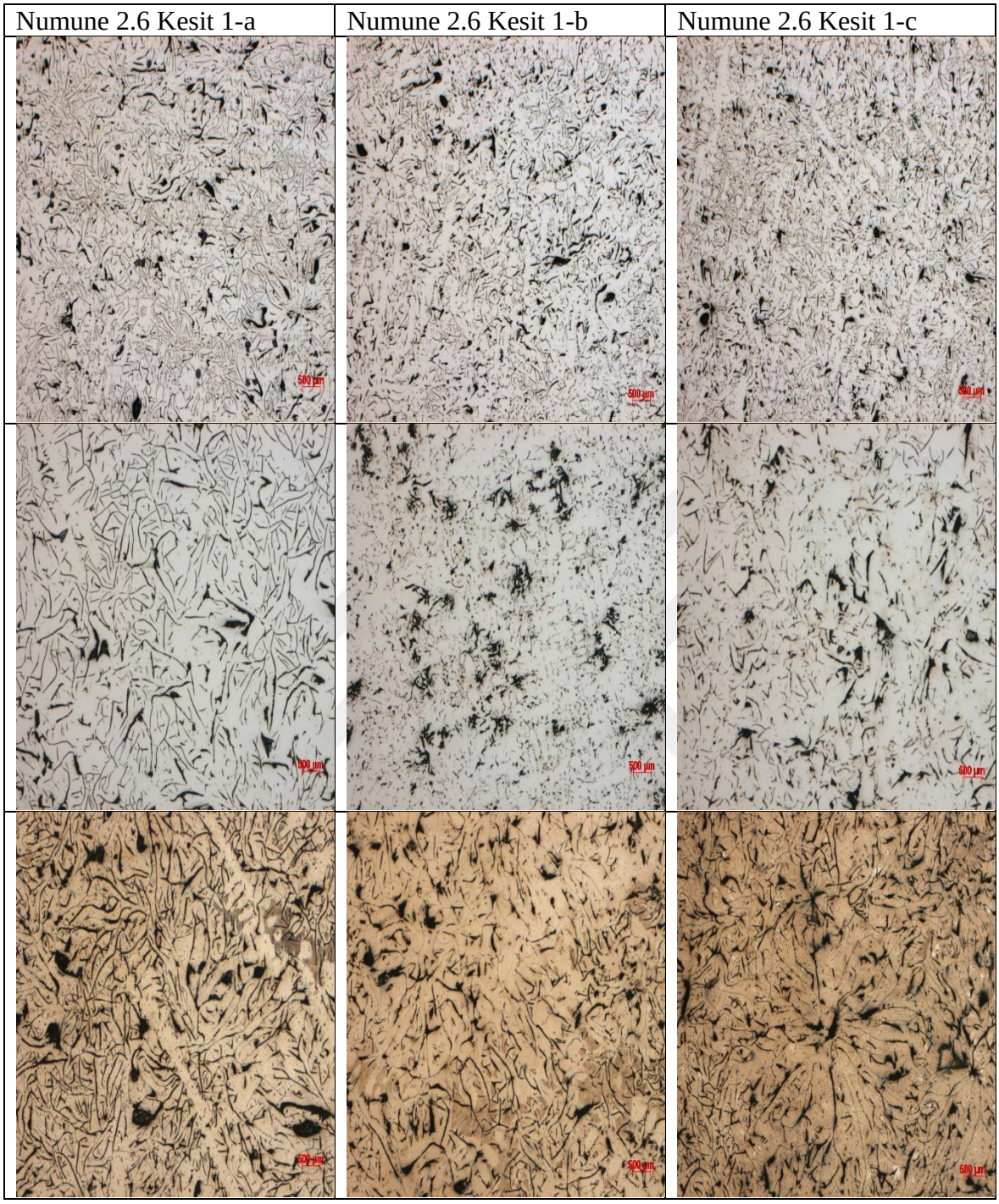
Şekil 6.34. 2.5 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

2.5 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c bölgelerinin mikroyapı görüntülerinde, ara form grafit ve lamel grafitlerin var oldukları görülmüştür. Burada, kesit kalınlığı arttıkça (a'dan c'ye doğru) grafit sayısında ortalama %22'lik bir artış olduğu görülmektedir (Şekil 6.38).



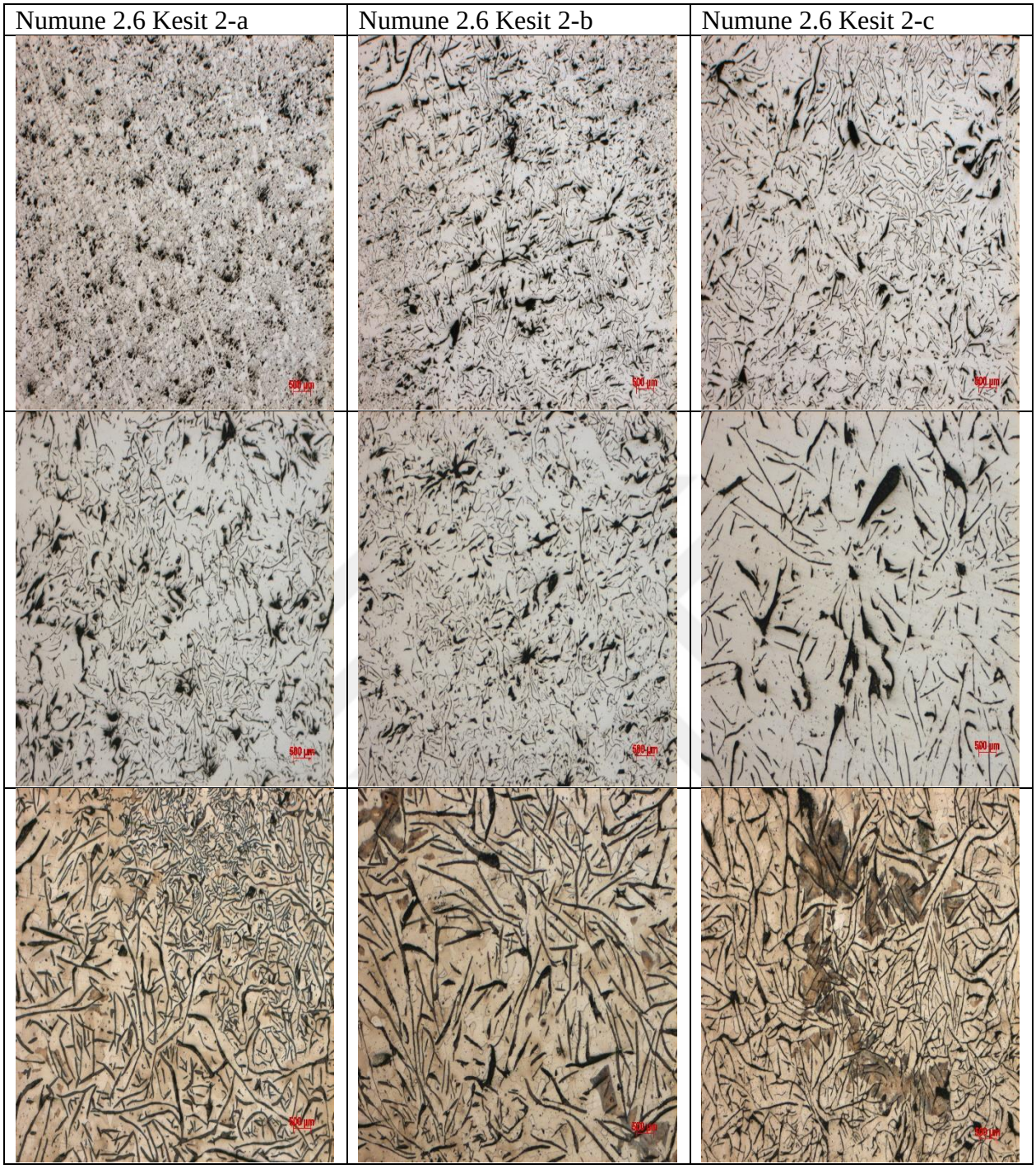
Şekil 6.35. 2.5 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

Şekil 6.35'de 2.5 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, ara form grafit ve lamel grafitlerin var oldukları görülmektedir. a'dan c'ye doğru kesit kalınlığı arttıkça grafit sayısında ortalama %35 artış olduğu görülmektedir.



Şekil 6.36. 2.6 numaralı numunenin Kesit 1-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

2.6 numaralı numunenin Şekil 6.36'da yer alan Kesit 1 bölgelerinin mikroyapı görüntülerinde, ara form ve lamel grafitlerin varlıkları görülmektedir. Ayrıca kesit kalınlığı arttıkça grafit sayısında ortalama %55'lik bir artış olduğu görülmektedir (Şekil 6.38).

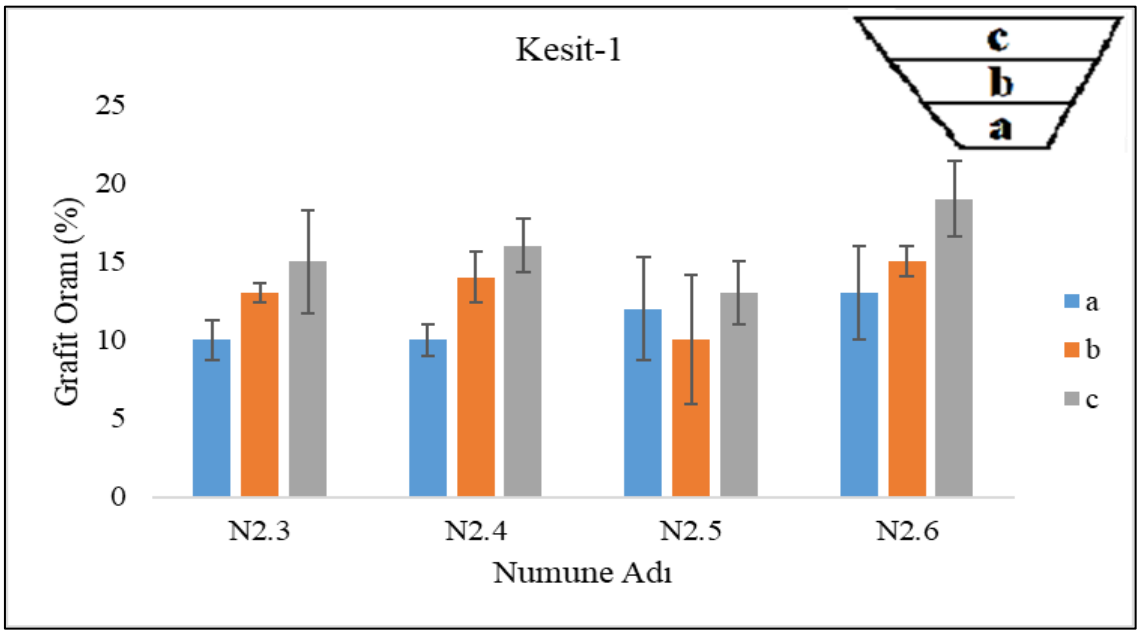


Şekil 6.37. 2.6 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapılarının karşılaştırılması

Şekil 6.37'de 2.6 numaralı numunenin Kesit 2-a, b ve c bölgelerinin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, ara form ve lamel grafitler görülmektedir. Kesit kalınlığı arttıkça (a'dan c'ye doğru) grafit sayısında ortalama %22 oranında bir artış olduğu görülmektedir.

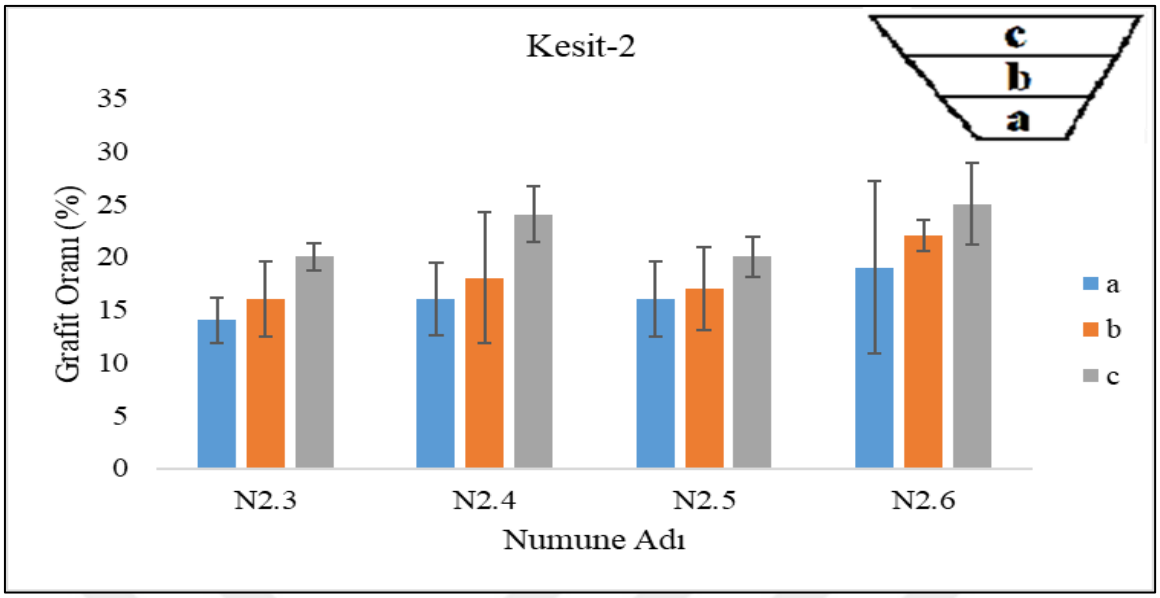
Besleyici (konik) bölge Y-bloğun üst kısmında yer almaktadır. Çalışmada bu bölge döküm hatalarını (makro ve mikro çekme boşluğu, gaz gözeneği, grafit yüzmesi, cüruf vb.) içerme ihtimalinden dolayı mekanik testler ve asıl mikroyapısal incelemelerde kullanılmamıştır. Ancak kesit kalınlığının etkisinin gösterilmesi bakımından bu bölgeler incelenmiş ve değerlendirilmiştir.

Şekil 6.38-6.41'de verilen grafiklerde besleyici (konik) bölgelerinin grafit hacim oranları olarak Kesit-1 ve Kesit-2 için ayrı ayrı verilmiştir. Hesaplamalar IMAGE-J hesaplama programı kullanılarak yapılmıştır.



Şekil 6.38. Numunelerin besleyici kısımlarındaki Kesit-1 bölgesindeki kalınlık değişiminin grafit hacim oranına etkisi

Şekil 6.38 incelendiğinde, Kesit-1 bölgesine ait tüm numunelerde konik bölgenin a bölgesinden c bölgesine giderken kesit kalınlığı artmakta olup, grafit oranında da yaklaşık %50 artış görülmektedir.



Şekil 6.39. Numunelerin besleyici kısımlarındaki Kesit-2 bölgesindeki kalınlık değişiminin grafit hacim oranına etkisi

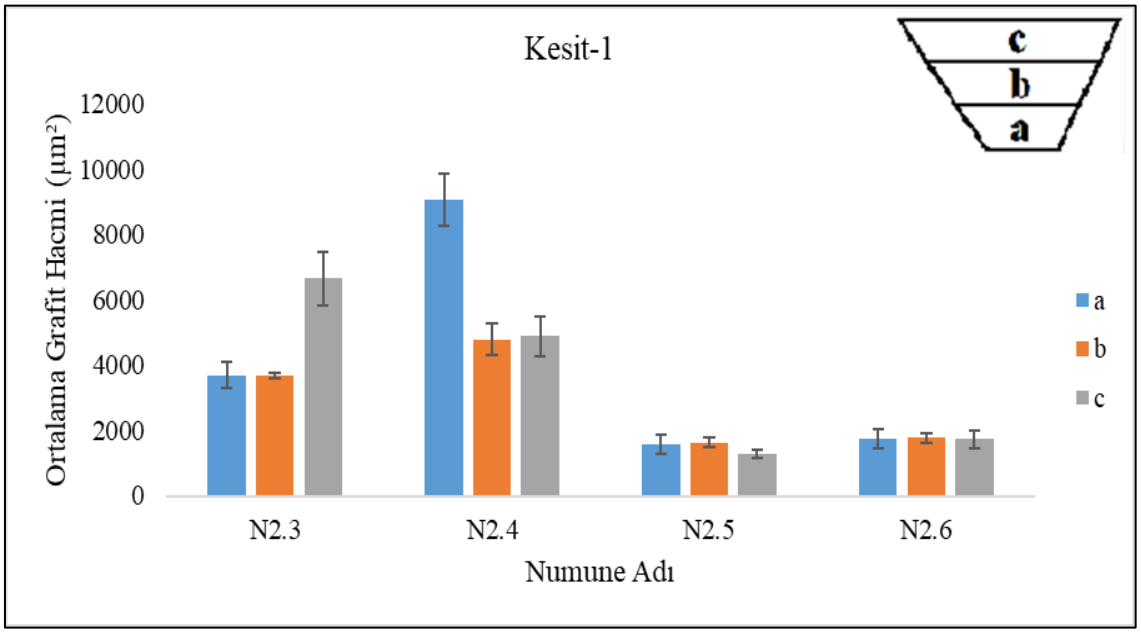
Aynı numunenin Kesit-2 bölgesine ait Şekil 6.39 incelendiğinde ise, konik bölgenin a kısmından c kısmına doğru kesit kalınlığı artmakta olup, grafit oranında da yaklaşık %40 artış görülmektedir.

Şekil 6.38 ve 6.39'da verilen sonuçlar literatürdeki çalışmalar [119-122] tarafından da desteklenmektedir. Stefanescu ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada [119], döküm işleminde soğuma aşamaları, kalıbın en soğuk kısımlarından başladığı ve bu bölgenin genellikle kalıbın dış yüzeyleri ve köşeleri olduğunu tespit etmişlerdir. Çalışmalarında, soğuma işleminin döküm parçanın kenarlarından başlayarak merkeze doğru ilerlediği sonucunu rapor etmişlerdir. Kesit-1 c ve Kesit-2 c bölgesi, kalıp yüzeyine yakın bölge olması ve soğumanın ilk başladığı bölge olmasından dolayı grafit oranı yüksektir Literatürde, dökme demir malzemelerde kesit kalınlığının artmasıyla birlikte grafit taneciklerinin sayısının ve ortalama grafit hacminin arttığı rapor edilmiştir. Konik parçada a bölgesinden c bölgesine doğru kesit kalınlığının artmasından dolayı grafit oranının artması, literatür ile ilişkilendirilebilir [120, 121]. Kalıp dolumu sırasında en son dolumun olduğu bölge konik bölgesidir. Mikroyapıda, küçük parçalar halinde grafit kopmaları ve düzensiz grafit sayısında da artış olduğu görülmektedir.

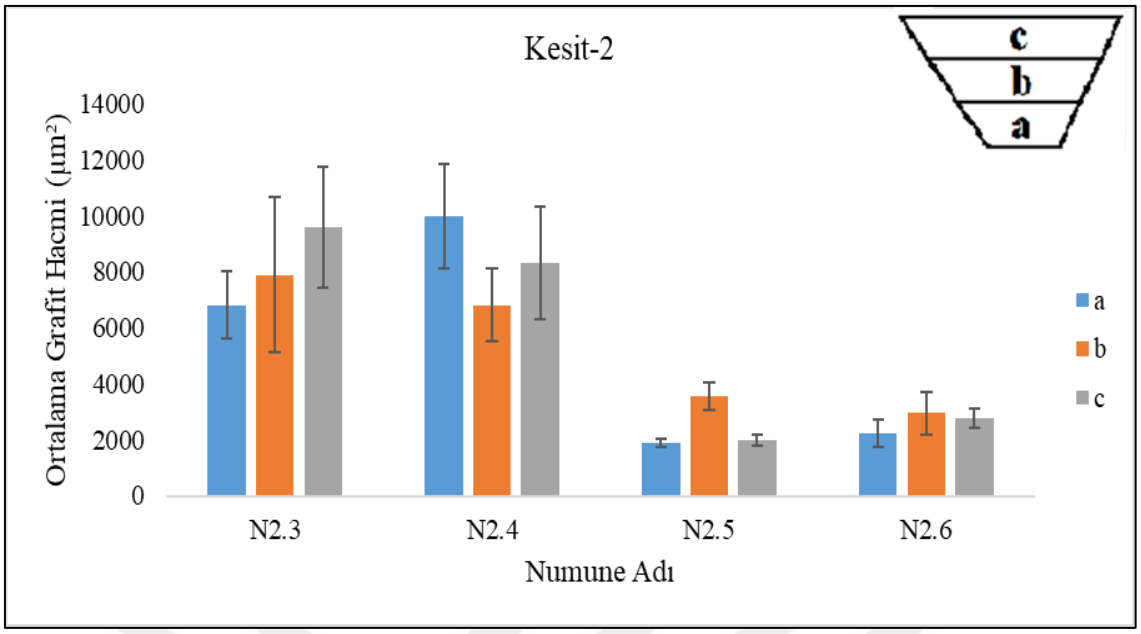
Kesit-1 bölgesi (Şekil 6.38) ile Kesit-2 bölgesi (Şekil 6.39) sonuçları birlikte incelendiğinde, yolluk bölgesine yakın olan Kesit-1 bölgesinin grafit hacim oranı, konik bölgenin orta kısmı

olan Kesit-2 bölgesine göre yaklaşık %20 daha düşük bir grafit oranına sahip olduğu görülmektedir. Gokhale ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada [122], yolluk sistemine yakın bölgelerde grafit oranının, dökümün diğer bölgelerine göre %20-30 oranında daha düşük olduğunu tespit etmişlerdir.

Şekil 6.40 incelendiğinde, Kesit-1 bölgesine ait 2.5 ve 2.6 numaralı numunelerin ortalama grafit hacimleri, 2.3 ve 2.4 numaralı numunelere göre daha düşük orandadır. Bunun en büyük sebebi her iki malzemede soğutucu etkisinden dolayı dengesiz ve ani soğuma olduğu düşünülmektedir. Bu soğuma neticesinde karbon serbest hale (grafit) geçebilmek için daha az zamana sahip olmaktadır. Bu nedenle büyümeye zaman bulamadığından grafit boyutları daha küçük olmaktadır. Şekil 6.41 incelendiğinde, Kesit-2 bölgesine ait 2.5 ve 2.6 numaralı numunelerin ortalama grafit hacimleri, 2.3 ve 2.4 numaralı numunelere göre daha düşük orandadır. Kesit-1 bölgesi için geçerli olan tüm durumlar Kesit-2 içinde geçerlidir. Bu nedenlerden dolayı grafit hacim alanı azalmış ve daha küçük boyutlu grafitler oluşmuştur. Şekil 6.40 ve Şekil 6.41'de verilen grafiklere ait sonuçlar literatür çalışmaları ile desteklenmektedir. Dökme demirlerin katılaşma sırasında aşırı hızlı soğutulması sonucunda dentritik yapının oluştuğu ve buna bağlı olarak grafit fazlarının büyümesi için yeterli zamana sahip olmadığından hacimsel alanlarının küçülmesine sebep olduğu rapor edilmiştir [123].



Şekil 6.40. Numunelerin besleyici kısımlarındaki Kesit-1 bölgesindeki kalınlık değişiminin grafit hacim alanının değişimine etkisi



Şekil 6.41. Numunelerin besleyici kısımlarındaki Kesit-2 bölgesindeki kalınlık değişiminin grafit hacim alanının değişimine etkisi

6.2.3. Mekanik özellikler

Sıvı halde olan iki metal bileşenden oluşan metal-metal kompozit malzemelere çekme ve sertlik testleri uygulanmış ve mekanik özellikleri tespit edilmiştir. Testlerde mikroyapı farklılığının mekanik özellikleri etkilememesi ve doğru karşılaştırmaların yapılması için ferritik matrisli malzemeler kullanılmıştır. Çekme testi için numuneler Y-blokların A ve B bölgelerinden alınmıştır. Eşitlik 6.1'deki formül kullanılarak kompoziti oluşturan malzemelerin karışım oranlarına göre çekme dayanımı değerleri hesaplanmış ve bu değerler Çizelge 6.3'te sunulmuştur. Elde edilen sonuçlar Şekil 6.42-6.43'te verilmiştir.

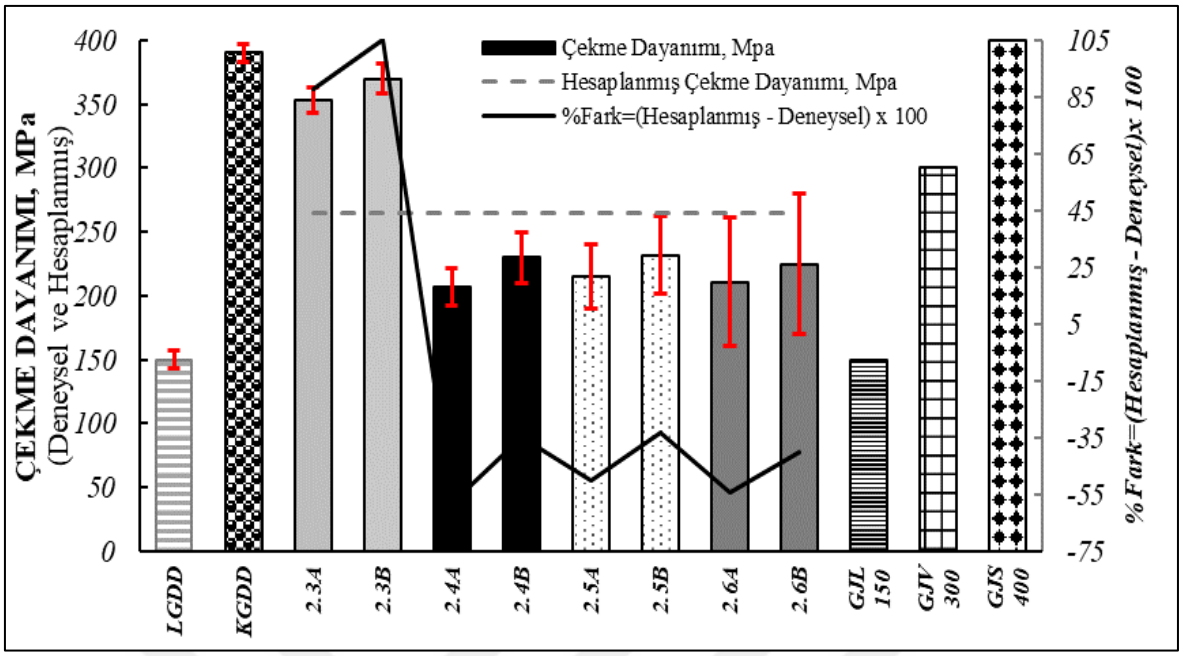
Kompozit numunelerden alınan sonuçlar incelenirken, çalışmada sadece dökümde kullanılan KGDD ve LGDD malzemelerinin özellikleri değil, aynı zamanda standart GJS 400, GJL 150 ve ile GJV 300 malzemelerin özellikleri de sunulmuştur. Bu seçim, LGDD ve KGDD malzemeden meydana gelen kompozitlerin VGDD malzemesiyle karşılaştırılabilmesi amacıyla yapılmıştır.

Şekil 6.42'de KGDD ve LGDD döküm malzemelerinin, standart GJS 400 ve GJL 150 malzemelerle benzer çekme ve uzama özelliklerine sahip olduğu tespit edilmiştir. Her bir kompozit numune için hem KGDD (A kodlu) hem de LGDD (B kodlu) standardına göre çekme test numunesi hazırlanmış ve testler yapılmıştır. Numune 2.1 ve 2.2 (sırasıyla bu

çalışmadaki KGDD ve LGDD malzemeler) standart (GJS 400 ve GJL 150) malzemeler ile karşılaştırıldığında, LGDD ve KGDD malzemelerin çekme dayanımlarının aynı olduğu, uzama değerinin yaklaşık %50 daha düşük olduğu görülmektedir. Yapılan bir çalışmada [112]; dökme demirlerin uzama değerinin yüksek karbon, hızlı soğuma, termal gerilmeler, karbür oluşumu ve düşük tokluk nedeniyle azaldığı belirtilmektedir. Grafit/matris miktarının % 10-12'ye artması neticesinde dökme demirleri darbe dayanımı ve titreşime karşı daha dirençli hale getirirken, aynı zamanda uzama özelliğini de sınırlandırmaktadır. Yapılan çalışmada da benzer şekilde grafit hacim oranı % 20'ye kadar artmış olup, bu nedenle uzama miktarı da % 50 oranında azalmıştır.

Çizelge 6.3. İkinci aşamada üretilen numunelere ait çekme dayanımı ve uzama sonuçları (Karışım oranları: %50 LGDD-%50 KGDD)

Numune No	*Çekme Dayanımı, (MPa)*	*Uzama, (%)*
2.1. Tek kalıpta sadece LGDD	150 **	0,3
2.2. Tek kalıpta sadece KGDD	390 *	5
2.3. LGDD soğutucu üzerinden geçiyor, KGDD reçineli kumdan	353*-370** (*hesaplanmış 245*)	3,7
2.4. KGDD soğutucu üzerinden geçiyor, LGDD reçineli kumdan	207*-230** (*hesaplanmış 245*)	1,5
2.5. Hem KGDD hem de LGDD soğutucu üzerinden geçiyor	215*-232** (*hesaplanmış 245*)	2,5
2.6. Soğutucu Y-blokların arasında, sıvı metal soğutucudan geçmiyor	211*-225** (*hesaplanmış 245*)	1,1
*A-KGDD standardı çekme testi, **B- LGDD standardı çekme testi sonucu		

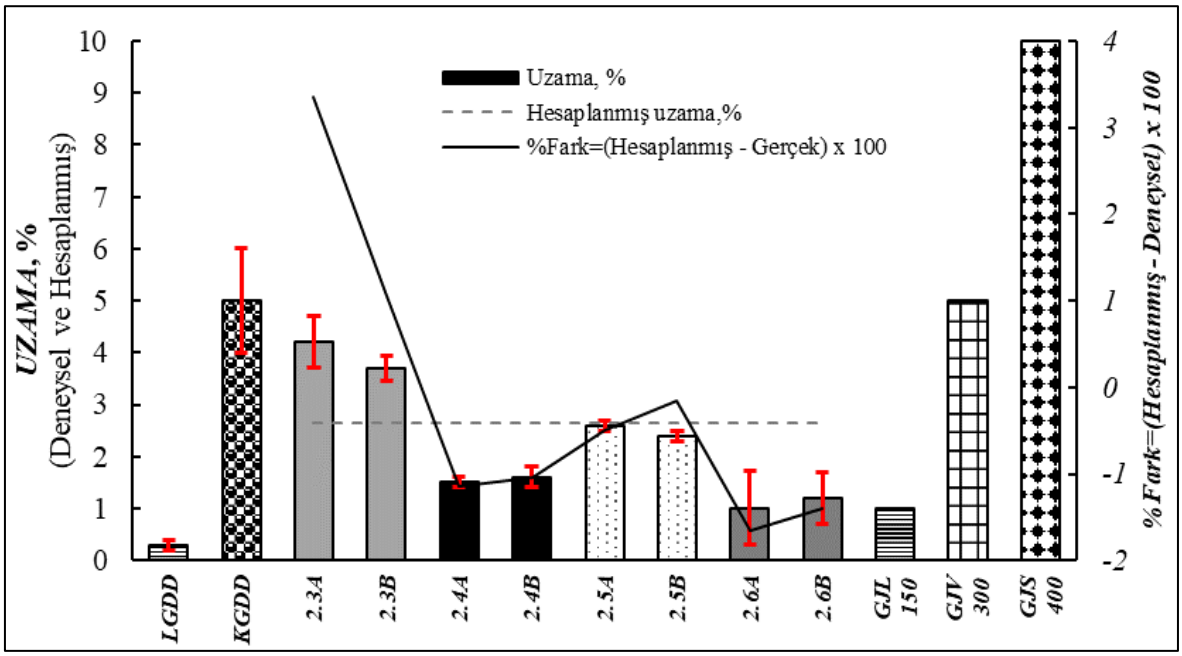


Şekil 6.42. Üretilen numunelerden elde edilen çekme dayanımı verileri ile standart malzemelerin karşılaştırılması (Not: A kodu KGDD, B kodu LGDD standardına göre hazırlanan çekme çubuğu numuneleri test sonucudur)

LGDD soğutmalı olarak üretilen (Numune 2.3) kompozit malzemenin GJV 300 malzemeden ve hesaplanmış kompozit çekme dayanımına göre yaklaşık %43 daha iyi çekme dayanımı sergilediği görülmüştür. Literatürde, küreleşme oranının artmasının dökme demirlerde çekme mukavemeti, uzama ve darbe dayanımını arttığı rapor edilmiştir. Bu artış, daha az çentik etkisi, daha homojen bir mikroyapı, gerilimin malzeme üzerine eşit dağıtılması gibi faktörlerden kaynaklanır [107, 112, 124]. Küreleşme oranının bu numunede yüksek olması mekanik özelliklere de olumlu olarak yansımıştır. 2.4, 2.5 ve 2.6 nolu numuneler sırasıyla KGDD soğutmalı, hem KGDD hem LGDD soğutmalı, kalıpta soğutmanın olduğu numunelerdir. Bu numunelerde küreleşme oranının düşük olması ve lamel grafitli yapının baskın olmasından dolayı standart GJL 150'den iyi, standart GJV 300 ve GJS 400'e göre daha düşük çekme dayanımı sergiledikleri tespit edilmiştir. Literatürde, küresel grafit oranı azaldıkça veya lamel grafit oranı arttıkça, malzemenin çekme dayanımının azaldığı ifade edilmiştir [111]. Bu azalışın sebebi olarak; lamel grafit miktarı arttıkça çentik etkisinin artması, homojen olmayan mikroyapı, gerilim dağılımının homojen olmaması gibi faktörlerden dolayı malzemenin çekme dayanımını önemli ölçüde azaltır. Bu numuneler, hesaplanmış çekme dayanımına göre de yaklaşık %18,4 daha düşük çekme dayanımı göstermektedirler. Elde edilen sonuçlar, malzeme özelliklerinin deneysel sonuçlara da yansıdığını göstermektedir. Kompozit malzemede, beklendiği gibi çalışmada kullanılan

KGDD ve LGDD malzemelere ait alanlar ve taneler oluşmuştur. Bu alan/tanelerin küreselleşme oranına göre değişen özellikleri, kompozit malzemenin mekanik performansını belirlemektedir.

Soğutucu etkili uygulamalarda LGDD malzemenin grafit oluşumunda bir problem ortaya çıkmazken (Numune 2.3), KGDD malzemede (2.4, 2.5 ve 2.6 nolu numuneler) küre oluşumuna negatif etki yaparak dayanım özelliği üzerinde olumsuz etki göstermiştir.

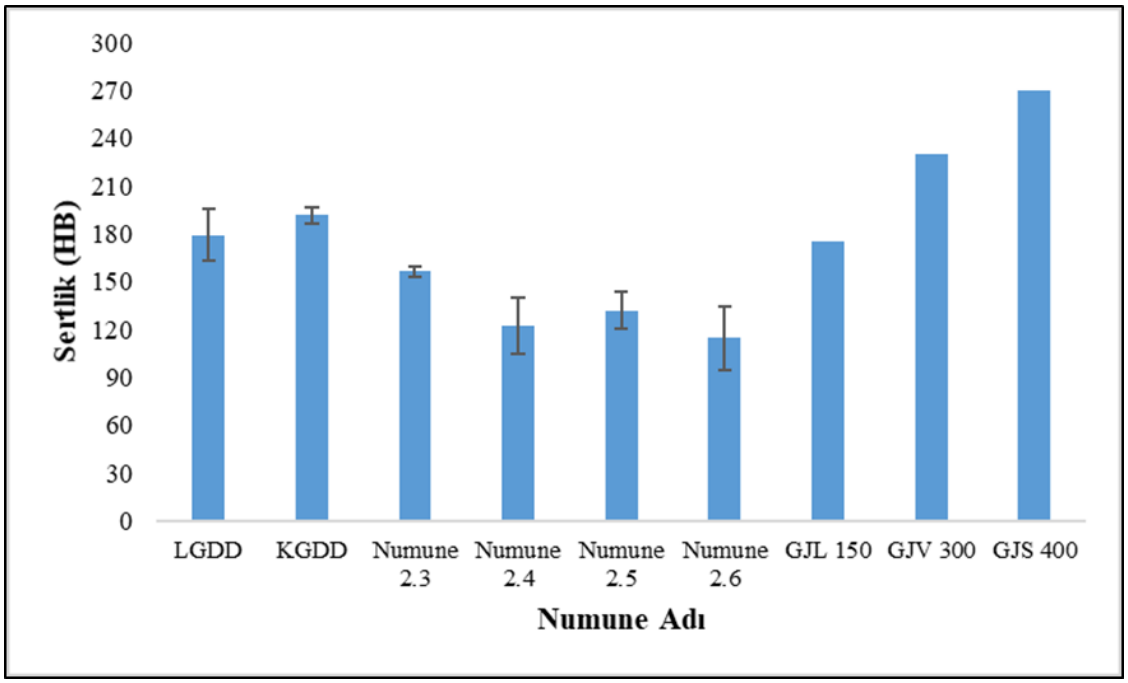


Şekil 6.43. Üretilen numunelerden elde edilen uzama verileri ile standart malzemelerin karşılaştırılması (Not: A kodu KGDD, B kodu LGDD standardına göre hazırlanan çekme çubuğu numuneleri test sonucudur)

Yüzde (%) uzama sonuçlarında (Şekil 6.43) çekme dayanımı verilerinde (Şekil 6.42) olduğu gibi LGDD soğutmalı yolluk tasarımında (Numune 2.3) elde edilen uzama ve hesaplanmış uzama değerine göre %33 artarken, hem LGDD hem KGDD soğutmalı (numune 2.5) malzemede hesaplanmış uzama oranıyla benzer sonuç verdiği gözlenmiştir. KGDD malzemenin soğutucu sisteminin etkisinde olduğu numunelerde (numune 2.4 ve 2.6) ise, uzama yaklaşık olarak %1,4 oranında olup, hesaplanmış uzama oranından yaklaşık %47 oranında düşük olduğu görülmektedir. Döküm yoluyla üretilen KGDD malzemesine ait uzama değeri standart GJV 300 malzemesiyle eşit olduğu söylenebilir. Sonuçlar, literatür ile paralel olup, dökme demirlerin uzama özelliklerinin düşük olması ve bu düşüklüğün küreleşme oranı ile orantılı olduğunu göstermektedir [112]. Çünkü bu numunelerde de

küreselleşme oranı azalmakta ve lamelleşme artmakta olduğundan dolayı uzama miktarı da azalmaktadır.

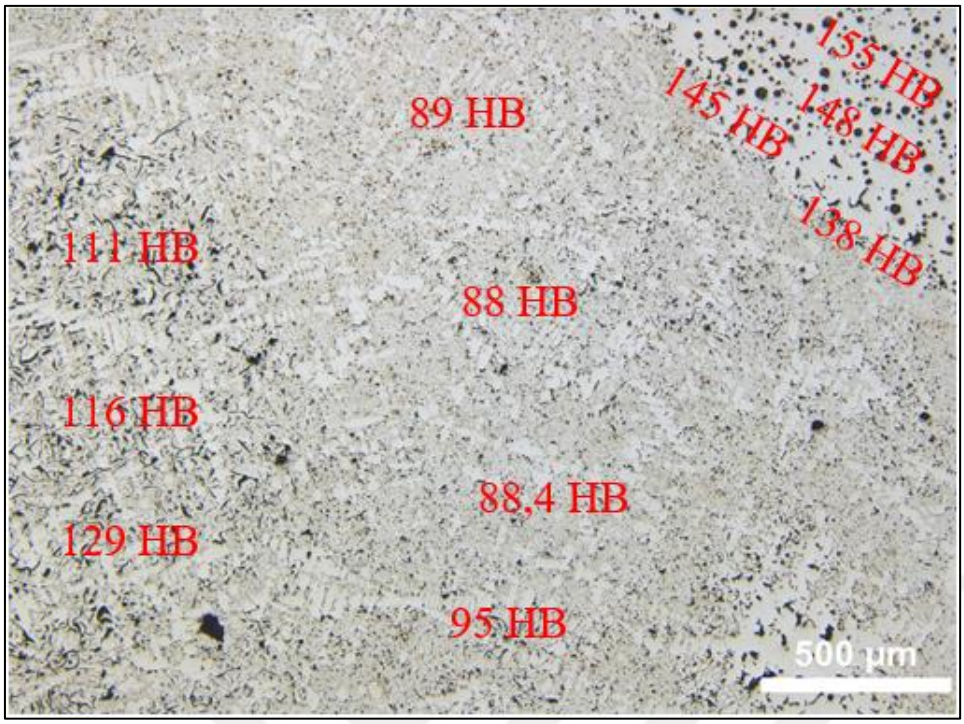
Üretilen KGDD, LGDD ve kompozit numunelerden en az 10 bölgeden olacak şekilde sertlik ölçümleri yapılmış ve standart sapmalarıyla birlikte ortalama değerleri Şekil 6.44'te verilmiştir. Ayrıca numuneler standart LGDD, KGDD ve VGDD malzemelerin sertlik değerleri ile karşılaştırılmalı olarak verilmiştir.



Şekil 6.44. Üretilen numunelerden elde edilen sertlik değerleri ile standart malzemelerin karşılaştırılması

Şekil 6.44' de verilen sertlik değerleri incelendiğinde; küresel ve lamel grafitlerin yapı içerisinde homojen dağılım gösterdiği ve her bir grafit türüne ait kendi varlıklarını koruduğu görülmüştür. Bunun yanında; LGDD soğutmalı 2.3 numaralı numunenin, diğer numunelerden daha yüksek sertlik değerine sahip olduğu görülmektedir. Yapılan çalışmalarda [125-127]; dökme demirlerde küreleşme oranının artmasıyla sertlik değerinin arttığı hatta KGDD malzemenin, diğer dökme demir türlerine kıyasla daha yüksek sertlik değerine sahip olduğu rapor edilmiştir. 2.3 numaralı numune standart VGDD ile kıyaslandığında yaklaşık %40 daha düşük sertlik değeri vermektedir. Fakat çekme dayanımı açısından standart VGDD'den daha iyi bir dayanıma sahip olduğu görülecektir (Şekil 6.42). 2.6 numaralı numune, diğer numuneler ile kıyaslandığı zaman en düşük sertlik değerine sahiptir. Ayrıca standart sapmasına bakıldığında sertlik değerleri arasında ortalama olarak

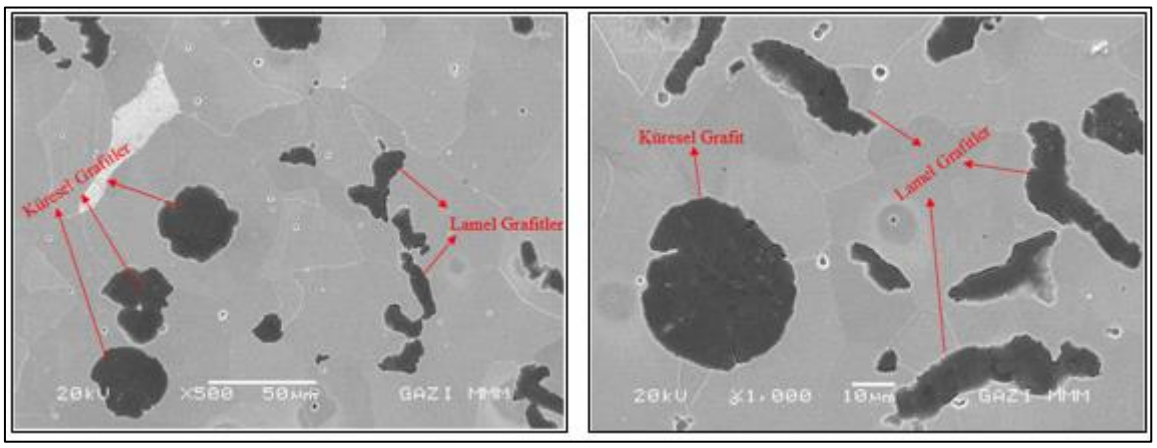
%80-90 gibi önemli farklar olduğu anlaşılmaktadır. Yıldız ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada [128], hızlı soğutma ile üretilen dökme demirlerin sertlik ve çekme dayanımı arasındaki ilişki incelenmiş ve hızlı soğumanın malzeme mikroyapısında sertlik değerlerinde farklılıklara neden olduğu ve bu farklılıkların çekme dayanımını da olumsuz etkilediği görülmüştür. Bu durumun nedeni, literatür bulguları ile ilişkili olarak soğutucu sisteminin kalıp içerisinde olması ve her iki sıvı metalin kalıp içerisindeki soğutucu sistemden dolayı dengesiz/hızlı soğumasının etkili olduğu düşünülmektedir. Şekil 6.45'de 2.6 numaralı numune için bölgeler halinde sertlik değerleri gösterilmiştir. İlgili numunede orta bölgenin sertlik değerlerine bakıldığında çok yumuşak ferrit fazının varlığından söz edebiliriz. Çok yumuşak ferrit fazının sertlik değeri, kullanılan ölçüm yöntemine ve ferritin kimyasal bileşimine, mikroyapısına ve ısıl işlem geçmişine bağlı olarak değişir. Karbon içeriği, alaşım elementleri, mikroyapı ve ısıl işleme bağlı olarak 30-90 HB değerleri çok yumuşak ferrit faz sertliği olarak tanımlanır [93]. Sağ üst köşede tam küresel yapıların varlığı görülmektedir. Bu bölgede sertlik değeri en yüksek değerde olduğu görülmektedir. 130-180 HB sertlik değeri %100 ferritik KGDD'ler için uygun değerlerdir [93]. Ayrıca 2.6 numaralı numunede meydana gelen bu bölgesel sertlik farklılıkları, döküm potasında aşılama veriminin düşük olmasından da kaynaklanabileceği düşünülmektedir. Çünkü yetersiz aşılama; yetersiz grafit oluşumu, bozuk grafit şekli ve yapı içerisinde homojen olmayan grafit dağılımına yol açarak sertlik düşüşüne yol açabilir [93].



Şekil 6.45. Numune 2.6'da aşırı dengesiz soğuma sebebiyle oluşan yapıların çeşitli bölgelerden alınan sertlik değerlerinin mikroyapı görüntüsü üzerinde gösterilmesi

6.2.4. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) mikrografileri ve EDS analizleri

Üretilen numunelere ait SEM görüntüleri ve EDS analizleri bu bölümde Şekil 6.46-6.50'de verilmiştir. Şekil 6.46'da 2.3 numaralı numunenin SEM görüntüsünde bozulmamış küresel ve çevresinde lamel grafitlerin SEM görüntüleri verilmiştir.

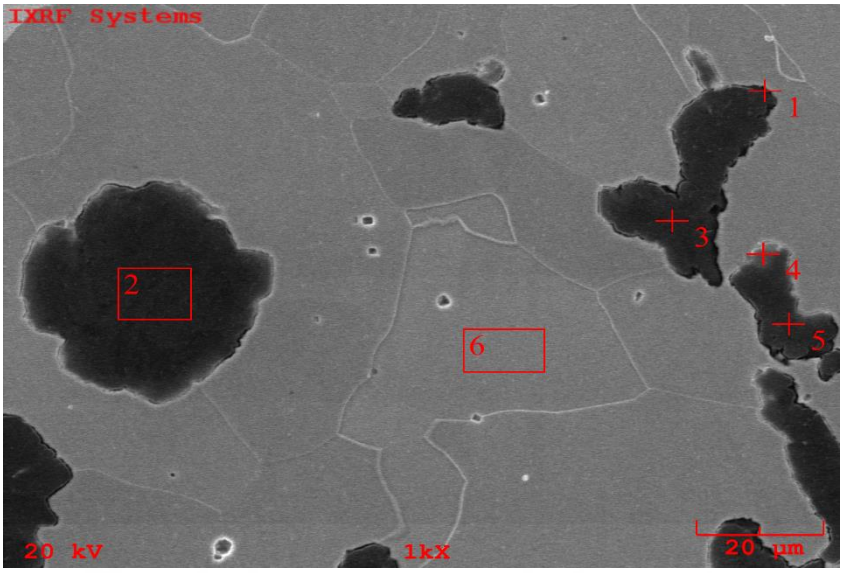


Şekil 6.46. Farklı büyütmelerde alınmış 2.3 numaralı numunede kendi yapılarını koruyarak bozulmadan kalmış küresel ve lamel grafitlerin SEM görüntüleri

Şekil 6.47'de 6 farklı noktadan alınan EDS analizleri incelenmiştir. 2, 3 ve 5 numaralı bölgeler yaklaşık olarak %85-96 karbon içermektedir. Bu noktaların çoğunlukla grafit üzerinde olduğu görülmektedir. 1 ve 6 numaralı noktalar matris bölgesinde bulunduğu için bu bölgelerde demir oranı %90-93'tür. 4 numaralı bölge matris/grafit arayüzeyinde bir nokta olduğundan dolayı bu bölgede hem karbon hem demir varlığı görülmektedir. Çalışmaya ait bütün numunelerde optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, bazı numunelerde küresel grafitlerin katılaşma süresinde bozulduğu ve bazılarında ise en baştan itibaren lamel grafit yoğunluğunun baskın olarak bulunduğu sonucuna varılmıştır. Bu durumdan dolayı özellikle küresel grafitin bozulduğu 2.4 ve 2.6 numaralı numuneler için SEM görüntüleri alınmış hem noktasal hem çizgisel olarak EDS analizleri yapılmıştır.

König, M. ve Wessén, M. yapmış oldukları çalışmalarında [94], alaşım elementlerinin KGDD malzemenin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Farklı miktarlarda Mg, Si, Cu, Cr ve Mo içeren KGDD numuneleri üretmişlerdir. Mg elementinin, grafitin küreselleşmesini olumlu yönde en çok etkileyen element olup, en uygun miktarda kullanımıyla malzemenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde iyileştirdiği sonucuna varmışladır. Si ve Cu elementlerinin grafit şekli üzerindeki etkisi sınırlı olsa da dağılımı etkileyerek dolaylı olarak mekanik özellikleri değiştirebileceğini, Cr ve Mo ise grafitin küreselleşmesini engelleyerek malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkileyebileceğini gözlemlemişlerdir. Ayrıca, döküm sıcaklığının çok yüksek olması grafitin katılaşma sırasında bozulmasına ve küresel şeklini kaybetmesine neden olabileceği, döküm sıcaklığının çok düşük olması ise grafitin yeterince küreselleşmesine engel olabileceği sonucuna varmışlardır.

Anna Regordosa Romagosa ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada [95], dökme demirlerin katılaşması sırasında meydana gelen mikroyapı değişimlerini ve bu değişimlerin kimyasal bileşim ve aşılama ile nasıl etkilendiğini araştırmışlardır. %2,4 Si içeren dökme demir malzemeyi kademeli Mg içeriği ile ergitme yapmışlar, aşılama yapılarak ve aşılama olmadan elde edilen numunelerin katılaşma ve mikroyapı özelliklerini analiz etmişlerdir. Sonuç olarak, aşılama işleminin küresel grafit oluşumunu teşvik ettiği ve vermiküler grafit oluşumunu bastırdığı sonuçlarına varmışlardır.



(1)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	
C	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%
Mg	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%
Si	Ka	1.25	0.708	3.341	wt.%
P	Ka	0.59	0.484	1.469	wt.%
S	Ka	0.85	0.581	1.939	wt.%
Mn	Ka	0.91	0.603	2.766	wt.%
Fe	Ka	24.63	3.138	90.486	wt.%
Cu	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%
				100.000	wt.% Total

(2)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	
C	Ka	28.82	3.395	96.234	wt.%
Mg	Ka	1.34	0.733	1.022	wt.%
Si	Ka	0.76	0.550	0.460	wt.%
P	Ka	0.58	0.482	0.371	wt.%
S	Ka	0.70	0.529	0.454	wt.%
Mn	Ka	1.09	0.660	1.459	wt.%
Fe	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%
Cu	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%
				100.000	wt.% Total

(3)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	
C	Ka	26.58	3.260	94.221	wt.%
Mg	Ka	0.39	0.395	0.343	wt.%
Si	Ka	0.56	0.474	0.381	wt.%
P	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%
S	Ka	0.23	0.304	0.164	wt.%
Mn	Ka	1.19	0.689	1.722	wt.%
Fe	Ka	1.93	0.879	3.169	wt.%
Cu	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%
				100.000	wt.% Total

(4)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	
C	Ka	16.29	2.551	52.661	wt.%
Mg	Ka	1.27	0.713	0.621	wt.%
Si	Ka	3.20	1.132	1.019	wt.%
P	Ka	1.00	0.632	0.309	wt.%
S	Ka	1.83	0.856	0.538	wt.%
Mn	Ka	2.51	1.001	1.181	wt.%
Fe	Ka	74.89	5.471	42.157	wt.%
Cu	Ka	1.52	0.779	1.514	wt.%
				100.000	wt.% Total

(5)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	
C	Ka	23.52	3.066	85.454	wt.%
Mg	Ka	0.61	0.492	0.433	wt.%
Si	Ka	0.02	0.093	0.011	wt.%
P	Ka	1.04	0.646	0.559	wt.%
S	Ka	1.47	0.768	0.791	wt.%
Mn	Ka	1.47	0.767	1.525	wt.%
Fe	Ka	9.45	1.943	11.226	wt.%
Cu	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%
				100.000	wt.% Total

(6)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc	
C	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%
Mg	Ka	0.49	0.441	0.397	wt.%
Si	Ka	7.21	1.698	3.454	wt.%
P	Ka	0.10	0.195	0.043	wt.%
S	Ka	0.12	0.221	0.049	wt.%
Mn	Ka	1.34	0.731	0.683	wt.%
Fe	Ka	145.48	7.626	93.116	wt.%
Cu	Ka	1.91	0.875	2.258	wt.%
				100.000	wt.% Total

Şekil 6.47. 2.3 numaralı numuneye ait SEM görüntüsü ve noktasal EDS analizi sonucu

Lacaze ve arkadaşları tarafından yapılan bir başka çalışmada ise [96], KGDD'lerde katılaşma sırasında grafit şeklini etkileyen elementlerin kapsamlı bir analizi yapılmıştır. Çalışmada; kalsiyum, oksijen ve kükürt gibi farklı elementlerin grafit çekirdek oluşumu ve

büyümesi üzerindeki etkilerini ayrıntılı olarak araştırmışlardır. Sonuç olarak, bazı elementlerin küresel grafitlerin oluşumunu ve büyümesini engellediğini ve bunun grafitlerin şeklini ve dağılımını bozduğunu göstermişlerdir. Bunlar tek tek değerlendirildiğinde;

Kalsiyum: Grafit büyümesini engellediği ve mevcut küresel grafitlerin küçülmesine neden olduğu,

Oksijen: Küresel grafitlerin büyümesini engellediği ve küresel grafitlerin kenarlarının pürüzlü olmasına neden olduğu,

Kükürt: Küresel grafitlerin şeklini bozduğu ve küresel grafitlerin düzensiz dağılımına neden olduğu ve yüksek oranda kullanıldığında lamel grafit oluşumunu pozitif etkilediği,

Alüminyum, Kurşun ve Bizmut: Grafitin küreselleşmesini olumsuz etkilediği,

Magnezyum: Grafitin küreselleşmesini sağlayan en önemli katkı elementi olduğu,

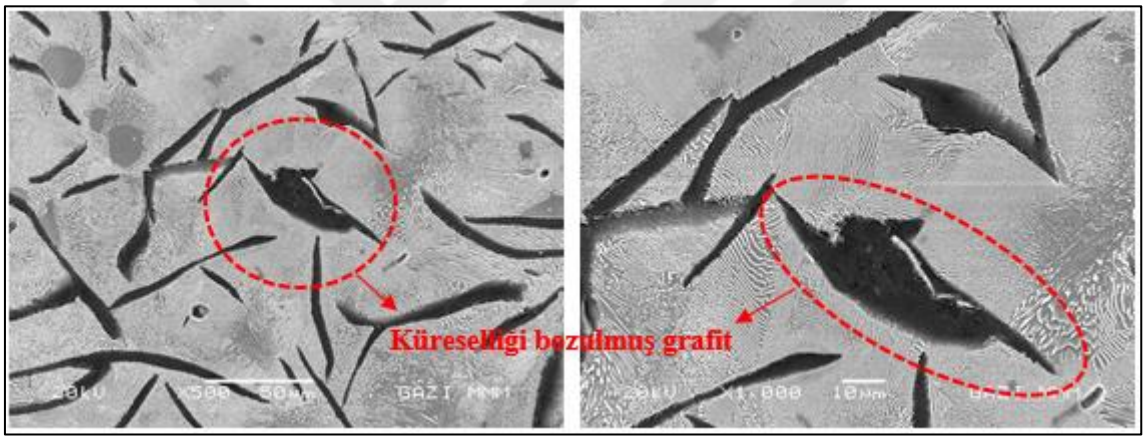
Fosfor: Sıvı metal içerisinde magnezyum ile etkileşim kurarak ve ergitme sırasında çözünen oksijen ile reaksiyona girip oksit oluşturarak grafitin küreselleşmesini ve büyüme hızını olumsuz yönde etkilediği,

Silisyum, Mangan, Bakır ve Kalay: Dökme demirde düşük ve orta miktarda olduklarında küreselleşmeyi iyileştirdiği, yüksek miktarda kullanıldığında grafitin küreselleşmesini olumsuz etkilediklerini tespit etmişlerdir. Aslında bu elementlerin grafitin küreleşmesine etkisinden çok matris yapıda perlit miktarını değiştirerek dolaylı olarak mekanik özellikleri etkilediği sonuçlarına varmışlardır.

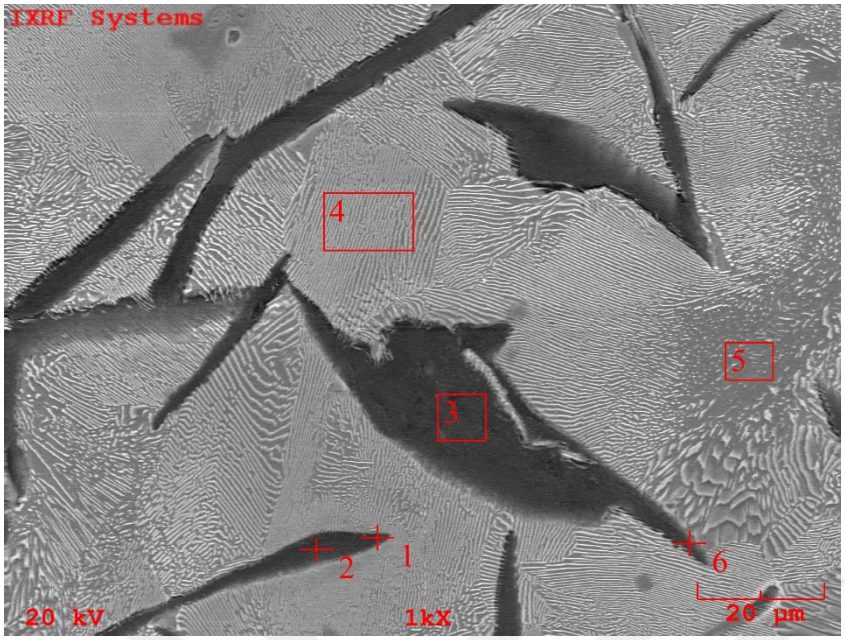
Şekil 6.48'de 2.4 numaralı numunenin SEM görüntüsü verilmiştir. Küreselliğin bozulduğu grafitler üzerinde noktasal ve çizgisel EDS analizleri yapılmıştır (Şekil 6.49). 6 farklı noktadan yapılan EDS analizleri incelenmiştir. 3 numaralı bölge bozulmuş küresel grafitin merkezindedir. EDS analizine bakıldığında bu noktada yüksek oranda P, S ve Mn varlığı görülmektedir. Lacaze ve arkadaşlarının [96] araştırma sonuçlarına göre de bu elementlerin yüksek oranda varlıkları küreselleşmeyi olumsuz etkileyerek küreselliği bozduğu belirtilmektedir. Bozulan küreselliğin bu elementlerin yüksek oranda varlıkları olduğu düşünülmektedir.

4 ve 5 numaralar, ferritik matris yapı üzerinde bulunan bölgelerdir. Bu noktalarda yüksek oranda Mg olduğu görülmektedir. Bu noktalara yakın bölgede bozulmuş bir küresel grafit varlığı olup, bu bozulmuş grafitten ayrılan Mg elementinin matris fazına doğru difüzyona uğradığı anlaşılmaktadır. Yine bu noktalarda yüksek oranda bulunan P, Mn ve Cu elementleri genellikle matriste perlit miktarını değiştirerek mekanik özellikleri etkiledikleri yapılan çalışma [96] ile uyumlu olup bu eğilimde olduğu düşünülmektedir.

6 numaralı bölge bozulmuş küreselin bir ucudur. Burada yüksek oranda Mg olduğu görülmektedir. Küresel grafitin çekirdeğinde yoğun olması gereken Mg'nin bozulan küresel grafitin merkezinden matrise doğru difüze olmasından dolayı Mg'nin bu noktada varlığı artmıştır. Çünkü Mg küreselleştirici etkisi en yüksek olan ve grafitin merkezinde yer alan elementtir.



Şekil 6.48. Farklı büyütmelerde alınmış 2.4 numaralı numuneye ait bozulmuş küresel grafitin SEM görüntüsü



(1)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc		
C	Ka	7.33	1.712	49.157	wt.%	
Mg	Ka	0.38	0.389	0.380	wt.%	
Si	Ka	1.97	0.888	1.275	wt.%	
P	Ka	1.39	0.744	0.872	wt.%	
S	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%	
Mn	Ka	2.19	0.935	2.075	wt.%	
Fe	Ka	40.81	4.040	46.240	wt.%	
Cu	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%	
				100.000	wt.%	Total

(2)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc		
C	Ka	21.43	2.927	82.089	wt.%	
Mg	Ka	0.68	0.523	0.522	wt.%	
Si	Ka	0.50	0.446	0.275	wt.%	
P	Ka	0.34	0.367	0.189	wt.%	
S	Ka	0.68	0.521	0.375	wt.%	
Mn	Ka	0.74	0.544	0.768	wt.%	
Fe	Ka	13.09	2.288	15.782	wt.%	
Cu	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%	
				100.000	wt.%	Total

(3)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc		
C	Ka	16.25	3.414	88.817	wt.%	
Mg	Ka	0.21	0.390	0.195	wt.%	
Si	Ka	0.88	0.796	0.616	wt.%	
P	Ka	1.34	0.981	0.973	wt.%	
S	Ka	2.55	1.353	1.880	wt.%	
Mn	Ka	0.77	0.742	1.118	wt.%	
Fe	Ka	3.86	1.665	6.401	wt.%	
Cu	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%	
				100.000	wt.%	Total

(4)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc		
C	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%	
Mg	Ka	0.85	0.722	0.740	wt.%	
Si	Ka	2.28	1.180	1.160	wt.%	
P	Ka	2.79	1.304	1.300	wt.%	
S	Ka	1.84	1.061	0.783	wt.%	
Mn	Ka	2.45	1.223	1.343	wt.%	
Fe	Ka	134.28	9.053	90.663	wt.%	
Cu	Ka	3.22	1.403	4.011	wt.%	
				100.000	wt.%	Total

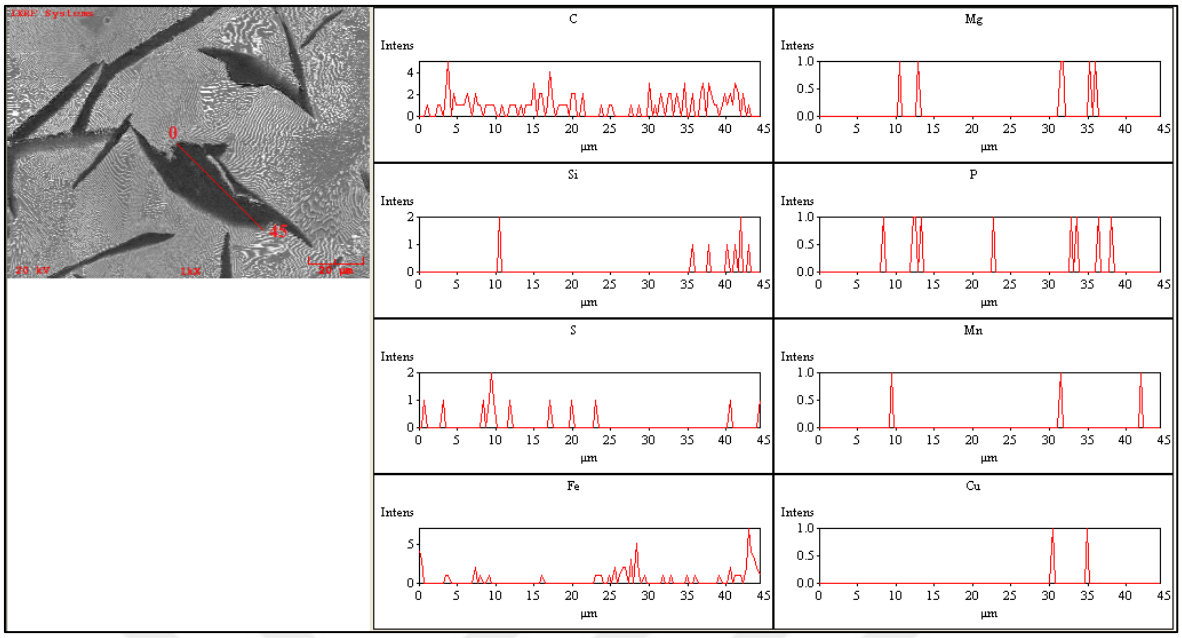
(5)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc		
C	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%	
Mg	Ka	0.48	0.437	0.419	wt.%	
Si	Ka	4.35	1.318	2.223	wt.%	
P	Ka	0.67	0.517	0.316	wt.%	
S	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%	
Mn	Ka	1.34	0.731	0.719	wt.%	
Fe	Ka	137.21	7.405	92.947	wt.%	
Cu	Ka	2.70	1.039	3.375	wt.%	
				100.000	wt.%	Total

(6)

Elt.	Line	Intensity (c/s)	Error 2-sig	Conc		
C	Ka	0.00	0.000	0.000	wt.%	
Mg	Ka	1.07	0.653	1.181	wt.%	
Si	Ka	0.74	0.545	0.482	wt.%	
P	Ka	0.18	0.269	0.107	wt.%	
S	Ka	0.04	0.125	0.021	wt.%	
Mn	Ka	2.01	0.898	1.369	wt.%	
Fe	Ka	111.87	6.689	95.770	wt.%	
Cu	Ka	0.68	0.520	1.071	wt.%	
				100.000	wt.%	Total

Şekil 6.49. 2.4 numaralı numuneye ait SEM görüntüsü ve noktasal EDS analizi sonuçları



Şekil 6.50. 2.4 numaralı numunede bulunan bozulmuş küresel grafitin çizgisel EDS analizi

Şekil 6.50'de ise bozulmuş bu küreselin bir ucundan diğer uçuna çizgisel EDS analizi yapılmıştır. Yapının grafit olması sebebiyle 0-45 µm aralığında her noktada C elementinin varlığı ve homojen şekilde dağıldığı görülmektedir. Küreselliğin bozulduğunun net kanıtı olarak Mg elementinin grafitin merkezinde olmaması, hatta 10-12 µm ve 33-35 µm' da pik vermesi, grafitin merkezinden özellikle sivri uç şeklindeki bölgelere yayıldığı, diğer bir ifadeyle merkezden matrise doğru difüze olduğu anlaşılmaktadır. Bu durum başlangıçta küresel grafitin oluştuğunun, daha sonra ise farklı etkilerle bozularak lamelimsi şekilde katılaşmanın sonlandığını göstermektedir. Ayrıca grafitte yüksek oranda P varlığı da görülmektedir. Lacaze ve arkaşlarının [96] çalışmalarında yüksek oranda P varlığı küreselleşmeyi olumsuz etkilediği söylenmekte olup, bu durumu desteklemektedir.

Ayrıca bozulmuş grafitin özellikle sivri uç kısımlarına doğru olan noktalarda yüksek oranda S varlığı da görülmektedir. Kükürt %0,02'ye kadar Mg ile birlikte küresel grafitin çekirdeklenmesinde katkı yaparken daha fazla olması halinde Mg etkinliğini azaltarak küresel grafit oluşumunu bozduğu ve böylece lamel veya bozulmuş grafit oluşumuna neden olduğu literatür çalışmasında [96] da belirtilmektedir.

7. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu çalışmada; her ikisi de sıvı halde bulunan KGDD ve LGDD farklı iki metal malzemenin kendi yapısal özelliklerini koruyarak, metal-metal kompozit malzeme üretiminin mümkün olup olmadığı deneysel olarak araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar ve yapılan çalışmalar ışığında bazı sonuçlar ve öneriler aşağıda verilmiştir.

7.1. Sonuçlar

1. Bilimsel ve teknolojik açıdan sıvı haldeki farklı iki dökme demir malzemenin döküm yöntemiyle üretilen numune yapılarında taneler/bölgeler halinde varlıklarını koruyarak metal-metal kompozit malzeme üretiminin yapılabileceği ilk defa görülmüştür.
2. Sıvı+katı üretim yöntemlerinde olduğu gibi, üretilen metal-metal kompozitte malzeme alanları ve taneleri arasında süreksizlik, kaynaşmama veya birleşmeme problemlerinin meydana gelmediği tespit edilmiştir.
3. Kompoziti oluşturan her iki metalin tek yolluk sistemi ile erken karışması yerine, döküm sırasında ayrı ayrı yolluklardan (çift yolluk sistemi) kalıp içerisine doldurulması neticesinde, üretilen kompozit malzemede homojen dağılım sağlandığı görülmüştür. Bu döküm yöntemi her iki malzemenin kendi varlıklarını koruyabilmeleri açısından birbirleriyle olabildiğince geç karışmaları gerektiğini göstermiştir.
4. %70 KGDD-%30 LGDD oranları ve çift yolluk sistemi tercih edilerek yapılan döküm çalışması, diğer yolluk sistemi denemeleri ile kıyaslandığında daha yüksek süneklik ve dayanım özellikleri sağlandığı tespit edilmiştir.
5. Çift yolluk sistemi ile %30 LGDD ve %70 KGDD oranına sahip döküm numunesi, tek yolluk sistemli %50 LGDD ve %50 KGDD oranına sahip döküm numunesi ile kıyaslandığında %25 daha iyi çekme mukavemetine sahiptir. Çift yolluk sistemi ile uzak yolluk LGDD olacak şekilde %50 LGDD-%50 KGDD oranına sahip döküm numunesi, tek yolluk sistemli %50 LGDD ve %50 KGDD oranına sahip döküm numunesi ile kıyaslandığında %20 daha iyi çekme mukavemetine sahiptir. Çekme mukavemetinde artışın daha çok KGDD oranındaki artış ve LGDD'nin uzak yolluk ile döküldüğü sistemle gerçekleştirilmiştir.
6. KGDD miktarının %9 oranında artması ve LGDD soğutularak kontrol edilmesiyle kompozit malzemede %5 oranında küresel grafit oranının artışının sağlandığı tespit edilmiştir.

7. Dökümü yapılan KGDD ve LGDD malzemelerin kimyasal kompozisyon kalitesi yeterli olmadığında; standart GJS 400 ve GJL 150 malzemelere kıyasla uygun özellikte malzeme üretiminin yapılamadığı, bu nedenle çekme dayanımında LGDD malzemede %112, KGDD malzemede %35 ve uzama değerlerinde ise LGDD ve KGDD malzemelerin her ikisi de %50 daha düşük değerler gösterdiği tespit edilmiştir.
8. Çift yolluk sistemli %30 KGDD-%70 LGDD oranlı döküm denemesinde ve KGDD uzak yolluk sistemli %50 KGDD-%50 LGDD oranlı dökümlerde küreselleşmenin neredeyse hiç oluşmadığı, bu nedenle lamel grafitlerin daha baskın olduğu ve mikroyapıda A tipi grafit oluşumunun var olduğu görülmüştür.
9. İkisi de sıvı olan metal-metal kompozit üretiminde kullanılan soğutucu sistemli yolluk tasarımlarının üretilen kompozitin istenilen hedeflere uygunluğu bakımından daha başarılı sonuçlar verdiği görülmüştür.
10. LGDD'nin soğutulduğu dökümde, çalışmanın amacına uygun olarak lamel ve küresel grafitlerin kendi varlıklarını koruyarak yapı içerisinde yer alabildiği ve homojen bir dağılım gösterebildiği görülmüştür.
11. LGDD'nin soğutulduğu dökümde diğer bütün numunelere kıyasla mekanik özellikler açısından da daha iyi sonuçlar gösterdiği tespit edilmiştir.
12. Soğutucu kullanılarak yapılan denemeler LGDD'de bir sorun oluşturmazken, KGDD malzemede küresel grafit oluşumuna olumsuz etkileyerek çekme dayanımını düşürdüğü görülmüştür.
13. LGDD'nin soğutulduğu numunede, diğer soğutucu uygulamalarının yapıldığı dökümlere kıyasla daha yüksek sertlik ve çekme dayanımı açısından ise standart GJV 300 malzemeye kıyasla %17 daha iyi sonuç elde edilmiştir.
14. Her ikisi de soğutulan KGDD ve LGDD dökümü ile soğutucunun Y-blokların arasında olduğu döküm çalışmalarında ise, hızlı veya dengesiz katılaşma nedeniyle dendritik yapıların oluştuğu görülmüştür. Bu dendritlerin oluşmasında karbonun matriste çözünmesi ve perlit oluşumundan dolayı ortalama grafit hacmi azalmıştır.
15. SEM görüntüleri ve EDS analizleri incelendiğinde, özellikle literatürde grafitin küreleşmesini bazı durumlarda olumsuz etkileyen elementlerin (S, P, Mn, Si) bozulmuş grafitlerin çevresinde yoğun olarak varlığı küresel grafitlerin bozulmasının ana sebebini açıkça göstermiştir.

7.2. Öneriler

Yolluk ve kalıp tasarımları yapılırken çekme test numuneleri için standartlara uygun kalıp tasarımları yapılarak çekme numunelerinin doğrudan elde edilmesi daha uygun olacaktır.

Yeni çalışmalarda farklı yolluk tasarımları yapılarak ve LGDD malzemenin sıcaklığı düşürülerek kalıp içerisine dökülmesi üzerine çalışmalar yapılabilir.

Aşılayıcılar döküm prosesinde metalin mikroyapısını ve mekanik özelliklerini iyileştirmek için kullanılan kimyasal etkenlerdir. Bu nedenle aşılayıcı miktarı ile ilgili çalışmalar yapılarak küresel grafit oluşumunun artırılması hedeflenebilir.

Bu çalışmanın sonuçlarından elde edilen bulgular, metal-metal kompozit üretiminde akışkanlar dinamiği ve mekaniği konularında teorik ve pratik çalışmalar yapılması gerektiği ve bunun üretimdeki başarıyı artıracağı çalışmalar yapılması önerilir.

KAYNAKLAR

1. İnternet: Döküm sektörüne genel bakış ve önemi (2022). *Türkiye Döküm Sanayicileri Derneği*, URL: https://www.tudoksad.org.tr/genel-bakis-ve-onemi.html. Son Erişim Tarihi: 17.01.2022.

2. Çelik, Ö. (2001). *Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Aşınma Davranışları*. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul,1-50.

3. Hasırcı, H., Karatay, B. (2018). Üretim koşullarının vermiküler grafitli dökme demirin mikro ve makro yapısal özelliklerine etkileri. *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C: Tasarım ve Teknoloji*, 6(4), 887-897.

4. Değirmenci, S., Şirin, B., Metan, İ. (2006). Ülkemizde ve dünyada döküm sektöründe genel bir bakış, yeni teknolojiler – CGI teknolojisinin dökümhanelerde yönetimi ve geleceği. *3. Ankiros Uluslararası Döküm Kongresi*, İstanbul, 200-210.

5. Guesser, W., Duran, P., & Krause, W. (2004). Dizel motor bloklarında kompakte grafit döküm dökme demiri, *Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Dergisi*, 40(2), 227-233.

6. Kanetake, N., (1900). Hot-extruded and cold-rolled textures of the matrix aluminum in deformation processed two-phase Nb/Al metal-metal composites. *Texture, Stress, and Microstructure*, 35(1), 273–282.

7. Tikhonov, G. F. ve Sivov, A. V., (1969). Densification of bimetal composites during pressing. *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 8(1), 875–877.

8. Greenfield, I. G. ve Purohit, A., (1980). The effect of discrete and diffused surface layers on the mechanical properties of crystals. *Materials Science and Engineering*, 46(1), 89–101.

9. Zhang, C. ve Lai, Z., (1990). Interfacial energy and strength of Ag-Cu bimetal composite. *Rare Metals (China)*, 9(1), 292–295.

10. Ephstein, L. E., (1992). Strength of bimetal composite under conditions of variable temperatures. *Strength of Materials*, 23(1), 1230–1235.

11. Abbasi, M., Karimi Taheri, A., Salehi M. T., (2001). Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process. *Journal of Alloys and Compounds*, 319(2), 233–241.

12. Güler, K. A., Kısasöz, A., Karaaslan, A., (2014). Investigation of Al/Steel bimetal composite fabrication by vacuum-assisted solid mould investment casting. *Acta Physica Polonica A*, 126(11), 1327–1330.

13. Karaaslan, A., Kısasöz, A., Atapek, S. H., Güler, K. A., (2016). Dry sliding wear behavior of cast A7075 and A7075/SAF 2205 composite material. *High Temperature Materials and Processes*, 35(5), 487–492.

14. Calıkoglu, E. (2011). *Examination of the production and service properties of bimetal material*. 6. International Advanced Technologies Symposium (IATS'11), Elâzığ, Türkiye, 235–238.

15. Baron, R., Wert, J., Gerard, D., Wawner, F., (1997). The processing and characterization of sintered metal-reinforced aluminium matrix composites. *Journal of Materials Science*, 32(2), 6435–6445.

16. Ozaki, H., Kutsuna, M. (2009). Laser-roll welding of a dissimilar metal joint of low carbon steel to aluminium alloy using 2 kW fibre laser. *Welding International*, 23(5), 345–352.

17. Shoufan R., Haitao Z., Yongchang Z., Junfa W., Jia Y., Chunhong Li (2014). Study on liquid-liquid bimetal composite casting hammers. *China Foundry Research&Development*, 11(5), 412-417.

18. Karaman, S. (2011). *Küresel Grafitli Dökme Demirlerin (GGG 40, GGG 50, GGG 60, GGG 70) Üretim Sürecinin ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Edirne,1-50.

19. İnternet: Demir karbon denge diyagramı (2024). *Kocaeli Makine*, URL: https://www.kocaelimakine.com/ders-notlari/demir-karbon-denge-diyagrami/ Son Erişim Tarihi: 22.01.2024.

20. Gökmeşe, H., Karadağ, H., B., Bülbül, Ş. (2018). Farklı sıcaklıklarda uygulanan normalizasyon ısıl işlem şartlarının küresel grafitli dökme demir mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi. *International Journal of Engineering Research and Development*, 10(2), 193-201.

21. Öztürk, E. (2019). *Östemperleme Sıcaklığının Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Konya Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 1-50.

22. Aytaçoğlu, L., C. (2012). *Dökme Demirlerde Termal Analiz ve Matematiksel Yaklaşım*. Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 1-50.

23. Orhan, M. (2023). *GGG 40 Sfero Dökme Demirden Üretilen Bir Parçanın Döküm Simülasyonu, Mikroyapısal Karakterizasyonu ile Mekanik ve Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Trabzon, 10-23.

24. İnternet: Dökme demirler (2024). *Bartın Üniversitesi Metalurji ve Malzeme*, URL: https://cdn.bartin.edu.tr, https://cdn.bartin.edu.tr/metalurji/d7ee7cd9-f063-4669-8e1c-393503ed6ffb/14.-hafta-dokum-teknolojisi.pdf, Son Erişim Tarihi: 22.01.2024.

25. International Organization for Standardization (ISO). (2011). *Microstructure of cast irons — Part 2: Graphite classification by image analysis* (ISO 945-2).

26. İnternet: Lamel grafitli dökme demirlerde grafit tipleri (2022). *Dökümhane.net,* URL: https://dokumhane.net/kutuphane/lamel-grafitli-dokme-demirde-grafit-tipler/ Son Erişim Tarihi: 23.01.2024.

27. Handbook, A., (2008). Casting Formerly Tenth Edition, *Technology*, 15, 2009.

28. Yıldız, M. (2014), *Dökme Demirlerde Nicel Faz Analiz Tekniklerinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 1-60.

29. Akman, C. (2006). *GG22 Lamel Grafitli Dökme Demirden Üretilen Motor Silindir Gömleklerinin CNC Torna Tezgahında İşlenebilirliğinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Balıkesir, 1-40.

30. Aslani, H., (1989), *Alaşım Elementlerinin Gri Dökme Demir Mikroyapısı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 4-21.

31. Tan, E. v. D. İ. (2005). Hadde merdanesi metalurjisi ve hadde merdanesi malzemesi seçim kriterleri. *Metal Dünyası*, 146(2), 129-135.

32. Akgül B. (2018). *Gri Dökme Demirde Kalayın (Sn) Mikroyapıya ve Mekanik Özelliklere Etkisinin Araştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 4-60.

33. Rehder, J. E. (1948), A cause of poor annealability of a commercial malleable iron, *Canadian Metals and Metallurgical Industries*, 11(1), 20-21.

34. Millis, K. D., G., A. P., Pilling, N. B. (1949). U.S. Patent No. 2,485,760. *U.S. Patent and Trademark Office*.

35. Morrogh, H. (1952). The harmful influence of some residual elements in magnesium - treated nodular cast irons and their neutralization by cerium. *B.C.I.R.A. Journal*, 4(1), 292-314.

36. Kayalı, E. S. (1990). Metalik malzemelerin mekanik deneyleri. *Ofset Atölyesi İstanbul*, 4-45, 46-63, 132-193.

37. Dieter, G. E. (2001). *Mechanical properties of metals. in G. E. dieter (Ed.)*. Mechanical Metallurgy London: McGraw-Hill, 1(1), 1-100.

38. Labrecque,C., Gagne, M. (1998). Ductile iron: fifty years of continuous development. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 1(2), 343-378.

39. Sevgi, E., Çulha, O. (2021). Isıl işlem şartlarının küresel grafitli dökme demirlere etkisi. *Dokuz Eylül Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Fen ve Mühendislik Dergisi*, 1(1), 1033-1048.

40. İnternet: Dökme demirlerin grafit özelliklerini karşılaştırma (2020). *Dökümtek*, URL: https://www.dokumtek.com/dokme-demirlerin-grafit-ozellikleri-karsilastirma/, Son Erişim Tarihi: 26.01.2024.

41. Varinoğlu, S. (2004). *Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Üretimi*. Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, Sakarya, 1-30.

42. Öztürk, B. (2013). *Fittings Üretiminde Kullanılan Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Soğuma Hızının Etkisiyle Kesit Kalınlığına Bağlı Mikroyapı ve Sertlik Değişimlerinin İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Bartın Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bartın,10-30.

43. Kuş, H. (2007). *Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Aşınma Davranışı*. Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya, 1-60.

44. Kılınç, B. (2009). *GGG 50 Sınıfı Dökme Demire Bakır İlavesinin Mekanik Özelliklere Etkisi*. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1-5.

45. Albayrak, Ö. (2001). *Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Porozite Oluşumunun Araştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Mersin Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Mersin, 1-50.

46. Kırcalı, K. (2006). *Farklı Matrik Yapılarda Sahip Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Mekanik ve İşlenebilirlik Özelliklerinin Araştırılması*. Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa, 1-70.

47. Akça, C. (2005). *Östemperlenmiş Küresel grafitli Dökme Demirelerde Alaşım Elementlerinin Östenit–Martenzit Dönüşümüne Etkisi*. Doktara Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1-40.

48. Yazıcı, A. (2006). *Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Bor Temperlemesi*. Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Afyon, 10-50.

49. Çelik, O., N. (1996). *Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Cu, Ni ve Mo Alaşım Elementlerinin Östemperleme Sonucu Beynit Oluşumuna Etkisinin İncelenmesi ve Sinirsel Ağ Modeli ile Değerlendirilmesi*. Doktara Tezi, Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir, 1-60.

50. Kurt B. (2019). *Lamel Grafitli Dökme Demirlerde Termal Analiz Yöntemi İle Karbon Eşdeğerliğinin Tayini, Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya, 1-50.

51. Başar, G., Kahraman, F. ve Önder, G. T. (2018). *Tepki yüzey metodolojisi ve istenilirlik fonksiyon analizi kullanılarak optimum proses parametrelerinin tahmin edilmesi*. 1. Uluslararası Akdeniz Sempozyumu, 351-362.

52. Uygur, İ., Saruhan, H. (2004). Aluminyum esaslı metal matris kompozit malzemelerin mekanik özellikleri. *SAU Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*, 8(1), 167-174.

53. Oruç Ç. (2021). *Farklı Tiplerdeki Alüminyum Esaslı Metal Kompozit Malzemelerin Burkulma ve Yorulma Davranışlarının İncelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir, 1-50.

54. Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M.S.J. (1999). Metal matrix composites: production by the stir casting method. *Journal of Materials Processing Technology*, 92(93), 1–7.

55. Sur, G. (2002). *Alüminyum esaslı kompozitlerin üretimi ve işlenebilirliğinin incelenmesi*. Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 1–40.

56. Tekmen, C., Ozdemir, I., Cocen, U., Onel, K. (2003). The mechanical response of Al-/Si-/Mg/SiCp composite: influence of porosity. *Materials Science and Engineering*, 360(5), 365–371.

57. Sur G. (2008). *Karma Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Üretimi, Mekanik Özellikler ve İşlenebilirliklerinin İncelenmesi*. Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 70-82.

58. Tsunekawa, Y., Suzuki, H., Genma, Y. (2001). Aplication of ultrasonic vibration to in situ MMC process by electromagnetic melt stirring. *Materials and Desing*, 22(23), 467–472.

59. Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M.S.J. (1999). Metal matrix composites: production by the stir casting method, *Journal of Materials Processing Technology*, 92(93), 1–7.

60. Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M.S.J. (2001). The enhancement of wettability of SiC particles in cast alüminium matrix composites, *Journal of Materials Processing Technology*, 119(120), 329–335.

61. Lee, J.C., J.P., Shim, J.H., Shi, Z., Lee, H.I. (1999). Control of the interface in SiC/Al composites. *Scripta Materialia*, 41(8), 895–900.

62. Leon, C.A., Drew, R.A.L. (2002). The influence of nickel coating on the wettability of aluminum on ceramics. *Composites: Part A*, 33(10), 1429–1432.

63. Zalensas, D. L., (1997). Aluminum Casting Technology. *American Foundry Society, Illinois*, 1(1), 1-10.

64. Xiang, J., Xie, L., Gao, F., Yi, J., Pang, S.,Wang, X., (2018). Diamond tools wear in drilling of SiCp/Al matrix composites containing copper. *Ceramics International*, 44(2), 5341–5351.

65. Tan, M., Xin, Q., Li, Z., Zong, B. Y., (2001). Influence of SiC and Al_2O_3 particulate reinforcements and heat treatments on mechanical properties and damage evolution of Al-2618 metal matrix composites. *Journal of Materials Science*, 6(8), 2045–2053.

66. Bao, S., Tang, K., Kvithyld, A., Engh, T., Tangstad, M., (2012). Wetting of pure aluminium on graphite, SiC and Al_2O_3 in aluminium filtration. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 22(12), 1930–1938.

67. Zhang, L., Xu, H., Wang, Z., Li, Q., Wu, J., (2016). Mechanical properties and corrosion behavior of Al/SiC composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 678(1), 23–30.

68. Landry, K., Kalogeropoulou, S., Eustathopoulos, N., (1998). Wettability of carbon by aluminum and aluminum alloys", *Materials Science and Engineering:A*, 254(4), 99–111.

69. Nie, X. Y., Liu, J. C., Li, H. X., Du, Q., Zhang, J. S., Zhuang, L. Z., (2014). An investigation on bonding mechanism and mechanical properties of Al/Ti compound materials prepared by insert moulding. *Materials and Design*, 63(2), 142–150.

70. Kanetake, N. (1900). Hot-extruded and cold-rolled textures of the matrix aluminum in deformation processed two-phase Nb/Al metal-metal momposites. *Texture, Stress, and Microstructure*, 35(4), 273–282.

71. Gecü, R. (2019). *Bimetal Kompozitlerin Metal Talaşlarıyla Üretimi ve Karakterizasyonu*. Doktora Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 1–40.

72. Güler, K. A., Kısasöz, A., Karaaslan, A., (2014). Investigation of Al/Steel bimetal composite fabrication by vacuum assisted solid mould investment casting. *Acta Physica Polonica A*, 126(2), 1327–1330.

73. Karaaslan, A., Kısasöz, A., Atapek, S. H., Güler, K. A., (2016). Dry sliding wear behavior of cast A7075 and A7075/SAF 2205 composite material. *High Temperature Materials and Processes*, 35(5), 487–492.

74. Verma, A. S., Sumankant Suri, N. M., Yashpal, (2015). Corrosion behavior of aluminum base particulate metal matrix composites: a review. *Materials Today: Proceedings*, 2(2), 2840–2851.

75. Baron, R., Wert, J., Gerard, D., Wawner, F., (1997). The processing and characterization of sintered metal-reinforced aluminium matrix composites, *Journal of Materials Science*, 32(12), 6435–6445.

76. Sarkari Khorrami, M., Samadi, S., Janghorban, Z., Movahedi, M., (2015). In-situ aluminum matrix composite produced by friction stir processing using Fe particles. *Materials Science and Engineering: A*, 641(7), 380–390.

77. Ozaki, H., Kutsuna, M., (2009). Laser-roll welding of a dissimilar metal joint of low carbon steel to aluminium alloy using 2 kW fibre laser. *Welding International*, 23(5), 345–352.

78. Thakur, S. K., Gupta, M., (2007). Improving mechanical performance of Al by using Ti as reinforcement. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 38(3), 1010–1018.

79. Milman, Y., Miracle, D., Chugunova, S., (2001). Mechanical behaviour of Al_3Ti intermetallic and L12 phases on its basis. *Intermetallics*, 9(6), 839–845.

80. Rastkar, A. R., Parseh, P., Darvishnia, N., Hadavi, S. M. M., (2013). Microstructural evolution and hardness of $TiAl_3$ and $TiAl_2$ phases on Ti-45Al-2Nb-2Mn-1B by plasma pack aluminizing. *Applied Surface Science*, 276(2), 112–119.

81. Guo, B., Ni, S., Shen, R., Song, M., (2015). Fabrication of Ti–Al_3Ti core–shell structured particle reinforced Al based composite with promising mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 639(6), 269–273.

82. Wu, G., Liu, Y., Xiu, Z., Jiang, L., Yang, W., (2010). Reaction procedure of a graphite fiber reinforced Ti-Al composite produced by squeeze casting-in situ reaction. *Rare Metals*, 29(2), 98–101.

83. Fan, M., Luo, Z., Fu, Z., Guo, X., Tao, J., (2018). Vacuum hot pressing and fatigue behaviors of Ti/Al laminate composites. *Vacuum*, 154(2), 101–109.

84. Paul, H., Maj, L., Prazmowski, M., Galka, A., Miszczyk, M., Pertzak, P., (2018). Microstructure and mechanical properties of multi-layered Al/Ti composites produced by explosive welding. *Procedia Manufacturing*, 15(2), 1391–1398.

85. Wu, G. H., Su, J., Gou, H. S., Xiu, Z. Y., Jiang, L. T., (2009). Study on graphite fiber and Ti particle reinforced Al composite. *Journal of Materials Science*, 44(18), 4776–4780.

86. Jiang, Z., Fan, Z., Jiang, W., Li, G., Wu, Y., Guan, F., Jiang, H. (2018). Interfacial microstructures and mechanical properties of Mg/Al bimetal produced by a novel liquid-liquid compound casting process. *Journal of Materials Processing Technology*, 261(2), 149–158.

87. Fu, Y., Zhang, Yb., Jie, Jc. (2017). Interfacial phase formation of Al-Cu bimetal by solid-liquid casting method. *China Foundry*, 14(1), 194–198.

88. Hu, Y., Chen, Y. Ging, Li, L., Hu, H. dong, Zhu, Z. ang. (2016). Microstructure and properties of Al/Cu bimetal in liquid–solid compound casting process. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 26(6), 1555–1563.

89. Nalçacı B., (2023). *Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerde Nano Ösferritik Yapının Üretimi ve Karakterizasyonu*, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara, 49–56.

90. Porter, D. A., Easterling, K. E., Sherif, M. (2009). Phase transformations in metals and alloys (revised reprint). *CRC press*, 10(1), 100-130.

91. Campbell, J. (2003). *Castings*. Butterworth-Heinemann, Germany. 1-337.

92. İnternet: Vermiküler grafitli dökme demir nedir (2022). *Dökümhane*, URL: https://dokumhane.net/kutuphane/vermikulergrafitlidokmedemirnedir, Son Erişim Tarihi: 22.03.2024.

93. Callister, Jr., W. D. (2007). *Materials science and engineering: An introduction* (7. edition). New York: Wiley, 100-150.

94. König, M., Wessén, M. (2010). Influence of alloying elements on microstructure and mechanical properties of CGI. *International Journal of Cast Metals Research*, 23(2), 97-110.

95. Regordosa R., Anna de la T., Urko L., A. Sertucha., Jon Lacaze, J. (2019). Microstructure changes during solidification of cast irons: effect of chemical composition and inoculation on competitive spheroidal and compacted graphite growth. *International Journal of Metalcasting*, 14(10), 110-170.

96. Lacaze, J., D. Connétable and M. J. Castro-Román (2019). Effects of impurities on graphite shape during solidification of spheroidal graphite cast ions. *Materialia* 8(1), 100-471.

97. Swain, S. K., (2008). *Effect of Chemistry and Processing Variables on the Mechanical Properties of Thin-Wall Ductile Iron Casting*. Master Thesis, National Technology of University, Rourkela, 1-50.

98. Olsson, A., (2011). *Fatigue Strength of Truck Components in Cast Iron*. Master Thesis, Chalmers University of Technology, Göteborg, 10-70.

99. Canbilen, A.E., Ürküt, B.B. (2020). Küresel grafitli dökme demirin nodülarite ve küreselliğinin görüntü işleme yöntemleri kullanılarak belirlenmesi. *Avrupa Bilim ve Teknoloji Dergisi*, 6(1), 60-64.

100. Mohamadi, M.R., Naderi, H., Hosseini, S.H. (2016). Effect of magnesium content on spheroidization of graphite in ductile iron. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 69(1), 217-223.

101. Liu, F.C., Yang, J., Zhang, Y.B. (2013). Influence of magnesium content on the microstructure and mechanical properties of ductile iron. *Materials & Design*, 51(2), 862-868.

102. Kulekci, A.K., Turan, M. (2011). The effect of magnesium content on the spheroidization and properties of ductile cast iron. *Materials Science and Engineering: A*, 528(1-2), 187-192.

103. Yang, D., Li, Y., Wang, H., Liu, Q. (2016). Effect of silicon content on the microstructure and properties of spheroidal graphite cast iron. *Materials Research Express*, 3(12), 125-201.

104. Kennedy, A. R. (2016). Lamellar graphite cast iron: microstructure and properties. *Materials Research Express*, 3(12), 125-201.

105. Köse, S., Çolak, M., Şüküroğlu, E.E. (2024). Investigation of the effects of filling speed, casting temperature and metallurgical quality on fluidity of lamellar graphite cast iron at different section thicknesses. *Inter Metalcast*, 10(2), 1-10.

106. Wang, F., Liu, Q., Wang, H., Yang, D. (2017). Influence of low pouring temperature and silicon addition on the microstructure and properties of lamellar graphite cast iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(1), 189-197.

107. Branco, M.C., Correia, P.J., Teixeira, F.S. (2009). Influence of graphite spheroidization on the tensile and impact properties of ductile iron castings. *Materials & Design*, 30(10), 1753-1757.

108. Liu, Y., Wang, H., Li, Y., Liu, Q. (2015). Microstructure and mechanical properties of vermicular graphite ductile iron. *Materials Research Express*, 2(1), 15-14.

109. Kumruoğlu, L.C. (2003). Lamel ve küresel grafitli dökme demirlerde karbon eşdeğerinin mekanik özellikler ve mikroyapı üzerindeki etkisi. *Bartın Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Dergisi*, 18(2), 115-122.

110. Öztürk, F. (2004). Farklı karbon eşdeğerlerine sahip lamel grafitli dökme demirlerin döküm kusurları ve mekanik özellikleri. *Uluslararası Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Sempozyumu*, 10(1), 421-426.

111. Skrbek, B. (2017). Operational degradation of spheroidal graphite cast iron EN GJS SiMo. *Scientific and Engineering Advances on Materials and Systems*, 270(1), 27-32.

112. Lee, J.H., Kang, B.K., Kim, K.H. (2011). Effect of spheroidization on the mechanical properties of ductile iron. *Journal of Materials Science*, 46(10), 3203-3208.

113. Lacaze, J., Valle, N., Theuwissen, K., Sertucha, J., El Adib, B., Laffont, L. (2013). Redistribution and effect of various elements on the morphology of primary graphite in cast iron. *Journal of Materials Science*, 55(12), 4321-4332.

114. Ji, L., Du, X., Sun, Y. (2024). Effect of solidification rate on microstructure and mechanical characteristics of gray cast iron. *Inter Metalcast 18*, 10(2), 734–743.

115. Liu, F.C., Yang, J., Zhang, Y.B. (2014). Influence of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of ductile cast iron. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 67(2), 437-444.

116. Gokmen, A. K., Karahasan, A. E., Buyukkaya, H. (2006). Investigation of graphite flake morphology in cast iron produced by rapid cooling. *Materials Science and Engineering: A*, 11(2), 413-414, 283-287.

117. Suraj, M. K., Pandey, R. K., Ray, S. K. (2012). Effect of different cooling methods on microstructure and mechanical properties of thin-walled ductile iron castings. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 6(1), 1-8.

118. Zhang, Y., Yang, S., Liu, J., Feng, Z. (2017). Effect of rapid cooling on the morphology and mechanical properties of spheroidal graphite cast iron. *Materials Science and Engineering: A*, 690, 429-436.

119. Stefanescu, D. M., Voller, R. C. (2001). Numerical simulation of solidification and melting processes. *Elsevier*, 1(2), 1-44.

120. Arrabi, K.R., Mohamadi, M.R., Hosseini, S.H. (2018). Ductile iron castings with different section thicknesses: microstructure and mechanical properties. *Materials & Design*, 10(2), 152, 378-385.

121. Wei, B.C., Liu, Y.Q., Yang, J.C. (2016). Effect of section thickness on microstructure and mechanical properties of ductile iron castings. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25(3), 828-835.

122. Gokhale, A.K., Sathe, B.K., Biswas, S.K. (2010). Graphite formation mechanism in cast iron. *Journal of Materials Science*, 45(15), 4105-4112.

123. Mohamadi, M.R., Naderi, H., Hosseini, S.H. (2017). Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of ductile iron. *Materials & Design*, 120(2), 178-185.

124. Kulekci, A.K., Turan, M. (2012). The effect of graphite spheroidization on the mechanical properties of ductile iron. *Materials Science and Engineering: A*, 548(2), 224-231.

125. Öztürk, A., Arslan, M. (2020). Dökme demirlerde küresel grafit oluşumu ve mekanik özelliklerinin değerlendirilmesi. *Anadolu Bilim*, 21(2), 189-197.

126. Yıldız, M., Çetin, A. (2018). Küreselleştirilmiş dökme demirlerde sertlik ve çekme dayanımı ilişkisi. *Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Dergisi*, 23(1), 5-10.

127. Yılmaz, A., Şahin, R. (2017). Dökme demirlerde küreleşmenin mekanik özelliklere etkisi: bir inceleme. *Akademik Mühendislik ve Bilişim Dergisi*, 1(1), 1-8.

128. Yıldız, M., Çetin, A. (2016). Hızlı soğutma ile üretilen dökme demirlerde sertlik ve çekme dayanımı ilişkisi. *Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Dergisi*, 21(2), 115-120.

129. Yılmaz, A., Kaya, C., Öztürk, M. (2020). Sıcaklık ve entropi üzerine deneysel araştırmalar. *Termodinamik ve Uygulamaları Dergisi*, 15(2), 34-42.

130. Bozkurt, H., Gürbüz, S., Kaldırım, E. (2019). LGDD'lerde serbest enerji kontrolü. *Plazma Bilimleri ve Teknolojileri Dergisi*, 14(3), 213-220.



Gazili olmak ayrıcalıktır