T.C

FIRAT ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

GRİ DÖKME DEMİRİN DUBLEKS DÖKÜMÜNDE KARBÜR YAPICI ELEMENTLERİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Yahya TAŞGIN

Tez Yöneticisi

Yrd.Doç. Dr. Mehmet KAPLAN

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

ELAZIĞ, 2007

T.C.

FIRAT ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

GRİ DÖKME DEMİRİN DUBLEKS DÖKÜMÜNDE KARBÜR YAPICI ELEMENTLERİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Yahya TAŞGIN

DOKTORA TEZİ

METALURJİ EĞİTİMİ ANABİLİM DALI

Bu tez, ... tarihinde aşağıda belirtilen jüri tarafından oybirliği /oyçokluğu ile başarılı / başarısız olarak değerlendirilmiştir.

Danışman:

Üye:

Üye:

Üye:

Üye:

Bu tezin kabulü, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun ...../...../..... tarih ve ..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

TEŞEKKÜR

Bu tezin önerilmesinde ve yönlendirilmesinde yardımlarını esirgemeyen danışman hocam Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü öğretim üyesi Sayın Yrd. Doç.Dr Mehmet KAPLAN'a en içten teşekkürlerimi sunmayı bir borç bilirim. Araştırma ve incelemelerim de yol göstererek beni bilgilendiren Metal Eğitimi Bölüm başkanı Sayın Prof. Dr. M. Mustafa YILDIRIM'a, ayrıca çalışmalarım sırasında fikirlerinden yararlandığım Dr. Bülent KURT'a teşekkürlerimi arz ederim. Manevi desteklerini ve yardımlarını benden hiç esirgemeyen Bölümümüz araştırma görevlilerine ayrıca teşekkürlerimi sunarım.

Özellikle tezin meydana gelmesinde maddi imkan sağlayan (FÜBAP proje No:977) Fırat Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi ve çalışanlarına en içten şükranlarımı sunarım.

Bu tez çalışmasının her aşamasında yardımlarını ve desteğini esirgemeyerek, gösterdiği sabır ve katkılarından dolayı eşim Calibe KOÇ TAŞGIN'a teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

TEŞEKKÜR

İÇİNDEKİLER……..I

ŞEKİLLER LİSTESİ……V

TABLOLAR LİSTESİ……XII

ÖZET……..XIII

ABSTRACT…….....XIV

1. GİRİŞ……...……..……1

2. DÖKME DEMİRLER.....…….……...……..……..4

2.1. Dökme Demirlerin Metalurjisi……5

2.1.1. Gri Dökme Demir…….....5

2.1.2. Demir-Sementit Sistemi……...5

2.1.3. Gri Dökme Demirin Katılaşması……..7

2.1.4. Ostenit Çekirdeklenme ve Büyümesi……...7

2.1.5. Ötektik Çekirdeklenme ve Büyümesi……..8

2.1.6. Soğuma Hızı ve Kesit Kalınlığının Etkisi……9

2.1.7. Yüksek Kromlu Beyaz Dökme Demirin Isıl İşlemi…….……..10

2.2. Alaşım Elementlerinin İlave Şekilleri ……...……...10

2.2.1. Gri Dökme Demirde Aşılama……..……...10

2.2.2. Alaşım Elementlerinin Dökme Demire ilave Yöntemleri……..……...11

2.2.3. Alaşım Elementlerinin Pota veya Ocak Yolluğuna İlave Edilmesi……..……..11

2.2.4. Potada İlave Edilecek Alaşımların Tane İriliği…….……12

2.2.5. Alaşım Elementlerinin Ocağa İlave Edilmesi…….…...12

2.3. Dökme Demirlere Alaşım Elementlerinin Etkisi…….…….13

2.3.1. Karbonun Etkisi……..……15

2.3.2. Silisyumun Etkisi……..……..15

2.3.3. Manganezin Etkisi……..……16

2.3.4. Nikelin Etkisi……..17

2.3.5. Kromun Etkisi……18

2.3.6. Bakırın Etkisi……..19

2.3.7. Borun Etkisi……20

2.3.8. Alüminyumun Etkisi……..20

2.4. Karbürler…….……...21

2.4.1. Matris…….21
2.4.2. Fe-C-Cr Sistemi……..22
2.4.3. M_7C_3 Karbürlerinin Özellikleri…….23
2.4.4. Fe-C-Cr Alaşımlarının Döküm Matris Yapısı……24
2.4.5. Fe-C-Cr Alaşımlarının Katı Hal Reaksiyonları……..24
2.4.6.İkincil M_7C_3 Karbürlerinin Oluşumu…….25
2.5. Dökme Demirlerin Katılaştırma İşlemleri…….28
2.5.1.Termik Analiz ve Isıl eğriler……...29
2.5.2. Soğutma hızının Dönüşüme olan etkisi …….29
2.5.3. Tane Büyümesi ……...30
2.5.4. Alaşımların Birincil (Primer) Tanelerinde Bileşim Farklılığı ……...30
2.5.5. Sıvı – Katı Ara Sınırı …….30
2.5.6. Tane Sınırının Etkileri … ……..……31
2.5.7. İngotların Katılaşma Süresi ……..…….32
2.6. Katılaşma Yapıları……..……...32
2.6.1. Katı Çözeltilerin (Eriyiklerin) Katılaşma Yapıları……..……...32
2.6.2. Yapısal Aşırı Soğutma……..…… 32
2.6.3. Hücresel ve Dendritik Yapılar……..……..34
2.6.4. Hücreler (Dokular)……..……35
2.6.5. Dendritler……..……...37
2.6.6. Dendritlerin Katılaşmada Yeniden Dağılması ……...38
2.6.7. Hızlı Katılaşma ……..……39
2.6.8. Mikro Segregasyonsuz Yapılar…….…….42
2.7. Ergitme ve Döküm Yöntemleri…….……44
2.7.1. Ergitme Ocakları…….……...44
2.7.1.1. Potalı Ocaklar……..……45
2.7.1.2. Kupol Ocağı……..……...45
2.7.1.3. Elektirikli Ocaklar…….……..47
2.7.1.3.1. Ark Ocakları……..……...48
2.7.1.3.2. Endüksiyon Ocakları……..……..48
2.7.1.3.3. Direnç Ocakları…….……...50
2.7.1.4. Alevli Ocaklar…….……50
3. AŞINMA……..……...…….52
3.1 Aşınma Mekanizmaları……..……52
3.1.1 Adhezif Aşınma……..…….52

3.1.2 Abrasiv Aşınma……..…….53
3.1.3. Yorulma Aşınması……..…….53
3.1.4. Erozif Aşınma……..……..... 53
3.1.5. Öğütmeli Aşınma……...…….54
3.1.6. Oymalı Aşınma……..…….54
3.1.7. Kazımalı Aşınma……..……..54
3.1.8. Korozif Aşınma…….…….54
3.2 Abrasiv Aşınma……..…….55
3.3. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Yöntemleri……..…….58
3.3.1. Aşınma Deneyleri……..…….58
3.3.1.1. Ağırlık Farkı Yöntemleri……..…….60
4. DENEYSEL YÖNTEM……..……62
4.1. Deney Malzemelerinin Üretimi…….....62
4.1.1. Deney Numunelerinin Üretiminde Kullanılan Alaşım Elementleri……...……62
4.1.2. Dubleks Döküm Kalıp Üretimi…….…….63
4.1.3. Malzeme Dökümü …….……64
4.2. Metalografik Muayene için Numune Hazırlama……..…….66
4.3. Metalografik Muayene …….……66
4.3.1.Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş numunelerin optik mikroskop için hazırlanması ….66
4.3.2. Deney Numunelerinin SEM incelemesi ve EDS analizleri……..……67
4.3.3. X Işını Analizi……..……..67
4.3.4. Mikrosertlik Ölçümü……..……67
4.4. Abrasiv Aşınma Testi……..……..68
4.5. Deney Numunelerine Uygulanan Isıl İşlemler ……..……...71
5. DENEY SONUÇLARI……..……72
5.1. Mikroyapı incelemeleri…….……72
5.1.1. Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (1 Nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri.....72
5.1.2. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilmiş Gri Dökme Demirli ve Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (2 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri……..……..78
5.1.3. % 1 B Aşılanmış Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (3 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri…….……..86
5.1.4. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1 Bor Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (4 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri..……..……..……...91
5.1.5. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 0.5 Bor Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (5 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri…….……...99

5.1.6. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1.2 Mangan Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (6 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri……..……..105
5.1.7. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1.5 Mangan Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (7 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri……..……..112
5.2. Aşınma……..……...119
5.2.1. Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (1 Nolu) Numunenin Aşınması…….……119
5.2.2. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilmiş Gri Dökme Demirli ve Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (2 nolu) Numunenin Aşınması…….…….122
5.2.3. % 1 B Aşılanmış Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (3 nolu) Numunenin Aşınmas……...122
5.2.4. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1 Bor Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (4 nolu) Numunenin Aşınması…….……123
5.2.5. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 0.5 Bor Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (5 nolu) Numunenin Aşınması…….……...124
5.2.6. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1.2 Mangan Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (6 nolu) Numunenin Aşınması…….……125
5.2.7. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1.5 Mangan Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (7 nolu) Numunenin Aşınması…….……126
5.3. Isıl İşlem……..……131
6. DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI…….……..140
7. KAYNAKLAR……..……142

ŞEKİLLER LİSTESİ

Şekil 2.1. Demir esaslı döküm malzemelerinin sınıflandırılması…….…….4

Şekil 2.2. Dökme demirlerin karbon ve silisyum miktarlarıyla iç yapıları arasındaki ilişkinin gösterilmesi…….……5

Şekil 2.3. Demir- karbon metastabil faz diyagramı…….……..6

Şekil 2.4. Grafit şekilleri…….……...8

Şekil 2.5. Fe- Cr-C üçlü denge sistemi……..……...22

Şekil 2.6. Bünyesel aşırı soğuma. Sıvı fazda, katı-sıvı ara yüzeyi sınırında çökeltice zengin tabakanın oluşması; (a) Yerel sıvı faz sıcaklığının likidüs sıcaklığının altında kalması, (b) Ara yüzey bölgesi civarındaki gerçek sıcaklık yerel likidüs sıcaklığının altında bulunabilir ve bu da ara yüzeyin düzgün olmasına neden olur…….……..34

Şekil 2.7. Yönlendirilerek katılaştırılmış Sn-0,6 Cd alaşımı…….…….34

Şekil 2.8. Yönlendirilerek katılaştırılmış şeffaf (saydam) organik sakino nitril -% 5.5 (mol) aseton alaşımı…….……34

Şekil 2.9. Bu fotoğraf, Şekil 2.5' teki aynı organik bileşenlere aittir…….……35

Şekil 2.10 : Eğik ışıklandırma tekniğiyle çekilen bu resimde ara yüzlerdeki düğümler görülmektedir…….……..35

Şekil 2.11. Geniş alan aydınlatma tekniğiyle çekilmiş ara yüzeyde uzamış hücrelerin (tanelerin) görünüşü…….……...35

Şekil 2.12. Geniş alan aydınlatma tekniğiyle çekilen, ara yüzeyde tamamen gelişmiş altı köşeli (hekzagonal) hücrelerin (tanelerin) oluşumunun görünüşü……..…35

Şekil 2.13..Pb-0.26Sb alaşımının döküm yapısı…….…….…….36

Şekil 2.14. Ni-25Cu (% atom) alaşımı, kesit dendritik katılaşma yapısını göstermektedir…....36

Şekil 2.15. Ni-25Cu (% atom) alaşımı, kesit dendritik katılaşma yapısını görülmektedir..…..36

Şekil 2.16. Cu-10Co (% atom) alaşımının döküm yapısının taramalı elektron mikroskobundaki görünüşü…….……36

Şekil 2.17. Cu-10 Co (% atom) alaşımı döküm yapısının taramalı elektron mikroskobuyla çekilen resmi……..…….37

Şekil 2.18 Cu-10Co (% At.) döküm yapısının taramalı elektron mikroskobunda çekilen resmi.37

Şekil 2.19 Bakırca zengin matris açık renkli olarak görülmektedir…….....…37

Şekil 2.20. a) Al-Cu faz diyagramının alüminyumca zengin köşesi. b) Al - 4.5 Cu alaşımı için, katı bileşim oranı Cs'nin katı fraksiyonu fs'ye bağlı değişimi……..…….39

Şekil 2.21. Ag-15 Cu alaşımında gözlenen hücre sel mikro segregasyon örnekleri……..…..40

Şekil 2.22. Al-12 Mn ergitme ve tel çekme teknikleriyle üretilmiş alaşımın,

α-alüminyum fazının hücresel yapısının TEM resmi……...40
Şekil 2.23. Al-15 Mn ergitme-tel çekme alaşımının uzamış hücresel yapısının ince metalik levhada transmisyon elektron mikroskobunda görünüşü……....41
Şekil 2.24. Hücre duvarları boyunca dislokasyon ağlarının görüldüğü Ag-5Cu alaşımında hücresel mikro segregasyon oluşumu örneği…….……...41
Şekil 2.25. Şekil 2.24'le aynı malzeme. Burada malzeme oradakinden farklı olarak yaklaşık 600 mm/s hızda yeniden katılaştırılmıştır……42
Şekil 2.26 Ötektik bileşimindeki Ag - 28Cu ergitme tel alaşımında tek katı çözelti fazının sütunlu taneleri……..……..42
Şekil 2.27. Potalı ocaklar……..……45
Şekil 2.28. Kupol ocağı ……..…46
Şekil 2.29. Ark ocakları ……...48
Şekil 2.30. Endüksiyon ocakları……...49
Şekil 2.31. Vakum endüksiyon ocağı……...50
Şekil 2.32. Direnç ocakları……...51
Şekil 2.33. Alevli ocaklar……..……...51
Şekil 3.1. Abrasiv aşınma tipleri……..……53
Şekil 3.2. İki elemanlı abrasiv aşınma……..……55
Şekil 3.3. üç elemanlı abrasiv aşınma…….…….56
Şekil 3.4. Abrasiv aşınma mekanizması……..…….56
Şekil 3.5. Çeşitli malzemelerde kütlesel sertliğin abrasiv aşınma direncine etkisi……..…58
Şekil 3.6. Yağlamalı ve yağlamasız adhezif (metal-metal) deney yöntemleri…….....59
Şekil 3.7. Çeşitli abrasiv maddeler ile malzemelerin aşınmasının araştırılmasında kullanılan deney yöntemleri…….……...60
Şekil 4.1. Dubleks döküm tekniği ile üretilen deney numunesinin şematik döküm parça kesiti……...64
Şekil 4.2. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş deney malzemesinden numune alınmasının şematik görünümü……..……..66
Şekil 4.3. Sertlik alınan noktaların numune kesiti üzerinde gösterilmesi……..……..68
Şekil 4.4. Numune bağlama ve numune üzerinde yük oluşturma aparatı……..……..69
Şekil 4.5. Torna tezgahı ve pin-on-disk deney düzeneği…….……70
Şekil 4.6. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş deney malzemesinden aşınma numunelerinin alınmasının şematik görünümü……..……..70

Şekil 5.1. 1 nolu numuneye ait beyaz dökme demirin optik fotoğrafı (X 150)……..…….72
Şekil 5.2. 1 nolu numuneye ait beyaz dökme demirin optik fotoğrafı (X 250)……..….73
Şekil 5.3. 1 nolu numuneye ait beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı (X 25)……..…73
Şekil 5.4. 1 nolu numuneye ait beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı……..……...74
Şekil 5.5. 1 Nolu numuneye ait beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı……..…..75
Şekil 5.6. Beyaz dökme demirin a ve b noktalarına ait EDS analiz grafikleri…….....75
Şekil 5.7. 1 nolu numunenin mesafeye göre sertlik değişimi……..……77
Şekil 5.8. Yüksek alaşımlı beyaz dökme demirli 1 nolu numunenin X-ray analiz grafiği…..…77
Şekil 5.9. Dubleks döküm yöntemiyle üretilen numunelerin genel kesit görünümü……..…78
Şekil 5.10. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan bir malzemenin kırık yüzeyinin fotoğrafı……..78
Şekil 5.11. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan bir malzemenin kırık yüzeyininfotoğrafı.....79
Şekil 5. 12. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan bir malzemenin kırık yüzeyinin fotoğrafı……..79
Şekil 5. 13. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan bir malzemenin kırık yüzeyinin fotoğrafı……..…80
Şekil 5.14. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numunenin a.beyaz dökme demirli bölge, b.ara bölge, c.gri dökme demirli bölgelerin bulunduğu SEM fotoğrafı…….…80
Şekil 5.15. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numunenin beyaz dökme demir bölümünün OM fotoğrafı (X 500)……..…….81
Şekil 5.16. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numunenin beyaz dökme demirle gri dökme demir bölümü arasında kalan ara bölgenin OM fotoğrafı (X 150). ……..……..81
Şekil 5.17. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 2 nolu numunenin ara bölgesinden alınan SEM fotoğrafı…….……..82
Şekil 5.18. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numunenin ara bölgesinden alınan SEM fotoğrafı …….……83
Şekil 5.19. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numuneden alınan SEM fotoğrafı…....83
Şekil 5.20. 2 Nolu numunenin EDS analiz sonuçları……..…….84
Şekil 5.21. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 2 nolu numunenin mesafeye göre sertlik değişimi……....85
Şekil 5.22. 2 nolu numunenin X-ray analiz grafiği……..……85
Şekil 5.23. 3 nolu numuneye ait bor katkılı beyaz dökme demirin optik fotoğrafı (X 100)…....86

Şekil 5.24. 3 nolu numuneye ait bor katkılı beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı…….……87
Şekil 5.25. 3 nolu numuneye ait bor katkılı beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı…….……87
Şekil 5.26. 3 Nolu numunenin a ve b noktalarına ait EDS analiz sonuçları…….……...88
Şekil 5.27. 3 nolu numunenin ortalama sertlik değerleri…….……...89
Şekil 5.28. 3 nolu numunenin X-ray analiz grafiği……..……90
Şekil 5.29. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan 4 nolu numunenin ara bölgesinin OM fotoğrafı (X 250)…….……...91
Şekil 5.30. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan 4 nolu numunenin beyaz dökme demirli dış çevre bölgesinin OM fotoğrafı (X 150)……..…….92
Şekil 5.31. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin gri dökme demirli iç bölgesinin OM fotoğrafı (X 150)……..……..92
Şekil 5.32. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin a.bor katkılı beyaz dökme demirli bölge b.ara bölge c.gri dökme demirli bölgenin bulunduğu SEM fotoğrafı……..……...93
Şekil 5.33. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin ara bölgesinin SEM fotoğrafı…….……...94
Şekil 5.34. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin ara bölgesinin SEM fotoğrafı…….……...94
Şekil 5.35. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin beyaz dökme demirli bölgesinin SEM fotoğrafı……..…….95
Şekil 5.36. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin beyaz dökme demirli bölgesinin SEM fotoğrafı (Point 1:a noktası, point 2: b noktası)…….96
Şekil 5.37. 4 Nolu numunenin a ve b noktalarına ait EDS analiz sonuçları…….……...96
Şekil 5.38. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 4 nolu numunenin içten dışa doğru artan sertlik değişimi……..……..97
Şekil 5.39. 4 nolu numunenin X-ray analiz grafiği……..……98
Şekil 5.40. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin bor katkılı beyaz dökme demirli bölgesine ait OM fotoğrafı (X 250)……..…...99
Şekil 5.41. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin ara bölgesine ait OM fotoğrafı (X 500)…….…….100
Şekil 5.42. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin SEM fotoğrafı……..…100
Şekil 5.43. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin SEM fotoğrafı……..……101
Şekil 5.44. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin bor katkılı beyaz dökme demirli bölgesinin SEM fotoğrafı……..……..102

Şekil 5.45. 5 nolu numunenin EDS analiz sonuçları……..……...102
Şekil 5.46. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 5 nolu numunenin içten dışa doğru belirli mesafelere göre sertlik değişimi…….……...103
Şekil 5.47. 5 nolu numunenin X-ray analiz grafiği……..……..104
Şekil 5.48. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numuneye ait üç farklı yapının göründüğü OM fotoğrafı (X 50)……..……..105
Şekil 5.49. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin Mn katkılı beyaz dökme demirli bölgesinin OM fotoğrafı (X 250)……..……...106
Şekil 5.50. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin gri dökme demirli iç bölgesinin OM fotoğrafı (X 500)……..…….107
Şekil 5.51. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numuneye ait üç farklı Yapının göründüğü SEM fotoğrafı……..……...107
Şekil 5.52. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin %1.2 Mn katkılı Beyaz dökme demirli a bölgesinin SEM fotoğrafı……..…….108
Şekil 5.53. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin ara bölgesinin SEM fotoğrafı…….……109
Şekil 5.54. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin EDS analiz alınan noktaları ve iç bölgeye ait SEM fotoğrafı…….……109
Şekil 5.55. 6 Nolu numunenin belirtilen a ve b noktalarının EDS analiz sonuçları……...110
Şekil 5.56. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 6 nolu numunenin mesafeye göre sertlik değişimi...110
Şekil 5.57. 6 nolu numunenin X-ray analiz grafiği……..……..111
Şekil 5.58. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 7 nolu numunenin ara bölgesinin OM fotoğrafı (X 250)……..……...112
Şekil 5.59. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 7 nolu numunenin ara bölgesinin OM fotoğrafı (X 500)……..……..113
Şekil 5.60. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 7 nolu numuneye ait üç farklı bölgeye ait mikroyapıların göründüğü SEM fotoğrafı……..……..113
Şekil 5.61. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 7 nolu numunenin %1.5 Mn katkılı beyaz dökme demirli dış çevre bölgesinin SEM fotoğrafı…….…..114
Şekil 5.62. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 7 nolu numunenin ara bölgesinin SEM fotoğrafı.....115
Şekil 5.63. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 7 nolu numunenin dendiritik yapının da bulunduğu gri dökme demirli bölgesinin SEM fotoğrafı…….…….115
Şekil 5.64. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 7 nolu numunenin ara bölgesinin SEM

fotoğrafı…….……116
Şekil 5.65. 7 Nolu numunenin a ve b noktalarına ait EDS analiz sonuçları…….…….117
Şekil 5.66. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 7 nolu numunenin iç bölgeden dışa doğru artan mesafeye göre sertlik değişimi……..……...118
Şekil 5.67. 7 nolu numunenin X-ray analiz grafiği……..……...118
Şekil 5.68. 1 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m lik aşınma tespitinden sonra aşınmış yüzeyden alınan SEM fotoğrafı……...…….120
Şekil 5.69. 1 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m lik aşınma yolu testinden sonrası yüzeyinden alınan renklendirme analizi yapılmış SEM fotoğrafı (X 250)……...120
Şekil 5.70. 1 nolu numunenin renklendirme analizi yapılmış bölgeleri içinde Cr yoğunluğunu kırmızı renkle gösteren SEM fotoğrafı (X 250)…….…….121
Şekil 5.71. 2 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m aşınma mesafesinde numune yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı……..……...122
Şekil 5.72. 3 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m lik aşınma mesafesinde numune yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı ……..……...123
Şekil 5.73. 4 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m' lik aşınma mesafesinde aşınma numunenin yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı……..…...124
Şekil 5.74. 5 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m lik aşınma mesafesinde numune yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı……..……...125
Şekil 5.75. 6 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m' lik aşınma mesafesinde numune yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı……..……...126
Şekil 5.76. 7 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı…….……...127
Şekil 5.77. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen numunelerin uygulanan yük- toplam kütle kaybı değişimi……..…….127
Şekil 5.78. Deney numunelerinin 10 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişimi……...128
Şekil 5.79. Deney numunelerinin 20 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişimi……....128
Şekil 5.80. Deney numunelerinin 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı kütle Kaybı değişimi…….…….…….……....129
Şekil 5.81. Deney numunelerinin 10 N yük altında aşınma mesafesi- aşınma oranı değişimi……129
Şekil 5.82. Deney numunelerinin 20 N yük altında aşınma mesafesi- aşınma oranı değişimi……130

Şekil 5.83. Deney numunelerinin 30 N yük altında aşınma mesafesi- aşınma oranı değişimi……..……..…130
Şekil 5.84. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen numunelerin iç kısmından dış kısma doğru sertlik alınan noktaların mikro sertlik değişim..……...…….……...131
Şekil 5.85(a). Isıl işlem görmüş 1 nolu numunenin SEM fotoğrafı.....…….132
Şekil 5.85(b). Isıl işlem görmüş 1 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı…….....133
Şekil 5.86. Isıl işlem görmüş 2 nolu numunenin SEM fotoğrafı……..……..134
Şekil 5.87 (a). Isıl işlem görmüş 3 nolu numunenin SEM fotoğrafı……..…134
Şekil 5.87 (b). Isıl işlem görmüş 3 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı…….....135
Şekil 5.88. Isıl işlem görmüş 4 nolu numunenin SEM fotoğrafı……..……..135
Şekil 5.89 (a). Isıl işlem görmüş 5 nolu numunenin SEM fotoğrafı…….…..…136
Şekil 5.89 (b). Isıl işlem görmüş 5 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı……...……..…...136
Şekil 5.90 (a). Isıl işlem görmüş 6 nolu numunenin SEM fotoğrafı…….…….……137
Şekil 5.90 (b). Isıl işlem görmüş 6 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı……...….....137
Şekil 5.91 (a). Isıl işlem görmüş 7 nolu numunenin SEM fotoğrafı…….……..……138
Şekil 5.91. (b). Isıl işlem görmüş 7 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı…….....….138
Sekil 5.92. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen ısıl işlem görmüş numunelerin iç kısmından dış kısma doğru mikro sertlik değişimi…….…139

TABLOLAR LİSTESİ

Tablo 2.1 : Gri dökme demirdeki bazı alaşım elementlerinin yapı üzerindeki etkileri …..……14

Tablo 2.2. Yüksek krom – molibdenli beyaz dökme demirlerde mikroyapıda bulunan karbürlerin sertlikleri ……21

Tablo 2.3. Fe-C-Cr sisteminin sıvılaşma yüzeyindeki kritik noktalarda oluşan reaksiyonlar……..…….22

Tablo 2.4. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin mikroyapısında bulunan fazlar ve kafes parametreleri…….23

Tablo 2.5. Sert metal karbürlerin yapı ve kafes parametreleri……26

Tablo 2.6. Primer katılaşmış kaba sert metal karbürlerde alaşım elementlerinin bölümlere ayrılması……..27

Tablo 4.1 : Dubleks döküm numunesinin gri dökme demir esaslı iç kısmının kimyasal bileşimi……62

Tablo 4.2 : Dubleks döküm numunenin yüksek alaşımlı dökme demirli dış kısmının kimyasal bileşimi ……...……63

Tablo 4.3. Dubleks döküm numunesinin gri dökme demir esaslı iç kısmınınspektral analiz sonucu……..……..63

Tablo 4.4. Dubleks döküm numunenin yüksek alaşımlı dökme demirli dış kısmının spektral analiz sonucu……..……63

ÖZET

Doktora Tezi

GRİ DÖKME DEMİRİN DUBLEKS DÖKÜMÜNDE KARBÜR YAPICI ELEMENTLERİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNE ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

Yahya TAŞGIN

Fırat Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı

2007, Sayfa:149

Bu çalışmada, dubleks döküm tekniği kullanılarak iç kısım gri dökme demir dış kısım ise yüksek alaşımlı beyaz dökme demir ve içerisine çeşitli oranlarda Mn ve B elementleri katılan malzemeler üretilmiştir. Böylece, dökümün yüksek alaşımlı beyaz dökme demir kısmına katılan karbür ve borür yapıcı Mn ve B elementlerinin etkileri araştırılmıştır. Çalışmada, Mn ve B içerikleri değiştirilerek 7 farklı numunenin dökümü yapılmıştır. Üretilen numunelerin mikroyapısındaki değişiklikleri tespit etmek amacıyla optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve noktasal analiz tekniği (EDS) incelemeleri, oluşan fazlar ve karbürleri belirlemek amacıyla ise X-ışını difraksiyonu (X-ray diffraction XRD) analizi yapılmıştır. Üretilen numunelerin dış kısmına katılan Mn ve B elementlerinin aşınma dayanımına etkilerini belirlemek amacıyla pin-on-disk test metodu kullanılarak aşınma özellikleri tespit edilmiştir.

Yapılan çalışmada, dış kısmı sert aşınmaya karşı dayanıklı, iç kısmı ise sünek ve titreşimi absorbe edebilen bir malzeme üretimi ve aynı zamanda dış kısma farklı oranlarda katılan Mn ve B elementlerinin etkilerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu amaçla yapılan mikroyapı incelemeleri ve aşınma testleri sonrasında, yüksek kromlu beyaz demir kısmında M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_2C, M_3B ve $M_{23}B_6$ tipi karbürleri tespit edilmiş ve bu karbürler aşınma direncini artırmıştır.

Anahtar Kelimeler: Dubleks döküm yöntemi, abrasiv aşınma, yüksek kromlu beyaz demir, bor.

ABSTRACT
PhD Thesis

INVESTIGATION OF EFFECTS FROM THE POINT OF MECHANIC AND MICROSTRUCTURE PROPERTIES OF ELEMENTS FORMED CARBIDE ON DOBLEX CAST OF GREY CAST IRON

Yahya TAŞGIN

Fırat University
Graduate School of Natural and Applied Sciences
Department of Metallurgy Education

2007, Page:149

In this study, gray cast iron and high chromium white cast iron materials were produced in only one mould by duplex cast techniques. Also, Mn and B elements were added into the high chromium white cast iron side of the some casted specimen. Hence, the effects of Mn and B elements were investigated. In study, 7 different specimens with different Mn and B contents were casted. The microstructural changes of the produced materials were detected by the optical and scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectrograph (EDS) micro analyses and x ray diffraction analyses (XRD). The effects of Mn and B additions on wear resistance were also detected by pin-on-disc test method.

In the present study, it has been obtained a harder and more wear resistant in outsides of the casted specimens than their insides. The insides of specimens were more ductile than the outsides. Also, the predictions of the effects of Mn and B additions were aimed in this present study. All results shown that in microstructures of specimens M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_2C, M_3B ve $M_{23}B_6$ type carbides formed in high chromium white iron side of specimens. These carbides cause a higher wear resistant on the surface side of casting materials.

Keywords. Duplex casting methods, abrasive wear, high chromium white iron, boron

1. GİRİŞ

Teknolojinin gelişimi ve yeni mühendislik uygulamalarının gerektiği, yüksek mekanik özellikler gösteren gri döküm malzemelerin üretimi bu gün için en önemli araştırma konularından biridir. Dökme demir endüstrisinin en büyük tonaja sahip ürünü gri döküm malzemeler olup, dökülen parçaların %70'ini kapsamaktadır.

Gri dökme demirler çok geniş aralıkta değişen mukavemet, sertlik, işlenebilirlik, aşınma direnci, korozyon direnci, titreşim söndürme ve diğer özelliklere sahiptirler. Mühendislik özellikleri açısından gri dökme demir alaşımları mikro yapıya hassas bir malzeme olmaktadır. Mikro yapı, kimyasal bileşim ve mekanik özellikler tüm metalik malzemelerde birbirine sıkıca bağlıdır.

Gri dökme demirde alaşım elementi olarak göz önüne alınması gereken birincil grup elementler karbon, silisyum, manganez, kükürt ve fosfordur. Daha üstün özelliklerin sağlanmasında alaşım elementlerinin karşılıklı etkilerinden faydalanarak iki veya üç element belli oranlarda olmak şartıyla gri dökme demire katılabilir. Metalografik çalışmalarla gözlenen doku özellikleri ve elde edilen mekanik değerler; en önemli etkinin grafitin şekli, dağılımı ve miktarıyla ortaya çıktığını göstermiştir.

Karbon ve silisyum gri dökme demirde ana alaşım elementleridir ve mikroyapı üzerinde en büyük etkiye sahiptir. Bunun yanında diğer alaşım elementleri de belirli bir oranda mikroyapıyı etkiler. Grafit oluşumunu arttıran elementler, grafit kararlaştırıcı olarak adlandırılır. Grafitleşme; demirde serbest karbonun çökelmesi veya demir karbürdeki karbonun serbest hale geçerek çökelmesi işlemidir. Demir karbür oluşumunu teşvik eden diğer elementler karbür kararlaştırıcı olarak adlandırılır. Krom, mangan, vanadyum, volfram, titanyum, zirkonyum, niyobyum, bor, vb. birçok elementi karbür yapıcı element olarak saymak mümkündür.

Gri dökme demirin "dubleks" döküm şeklinde üretimi son yıllarda önem kazanmıştır. Bu usulde dökülen malzemenin yüzey bölgesi (kabuk kısmı) alaşımlı dökme demirden, iç kısmı, yani ortası ise alaşımsız dökme demirden ibarettir. Bu yöntem özellikle hadde merdanelerinin üretiminde tercih edilmektedir. Ancak bu metot, özel döküm yöntemlerini ve dikkatle seçilmiş iki farklı bileşimdeki malzemenin kullanılmasını gerektirir. Bu yolla daha üstün özellik ve daha ekonomik hadde merdanesi vb. ürünler üretilebilmektedir. Döküm parçasının dış kısımlarında (kabukta), yüksek kromlu dökme demir malzemesinin yapısı; darbeye dayanıklı bir dolgu ortamı (matris) içerisine yayılmış olan sert ve gevrek ötektik krom karbürden oluşmaktadır. Literatürde katılaşmayı müteakip kontrollü soğutmak veya sonradan ısıl işlem uygulamak suretiyle 450-550 HV sertliğinde malzeme elde edilebildiği bildirilmiştir. Perlitik matris yapısı

nispeten düşük sertlik vermekte, beynitik ve martenzitik yapı ise en iyi mekanik özellikleri sağlamaktadır. Haddeleme aşamalarında son iki veya üç tezgahtan önceki merdanelerde sertliğin 550 HV seviyesini aşmaması istenmektedir. Sıcak çekme ikmal haddelerinin son 2-3 tezgahında kullanılan merdanelerle, soğuk çelik haddeleme merdanelerinin daha yüksek sertliklerde olması tercih edilmektedir.

Dubleks döküm yöntemi ile merdane dökümünde, önce alaşımlı kabuk (dış çevre) malzemesi bileşimindeki sıvı malzemenin kalıba dökümünü müteakip, iç kısmı oluşturacak sıvı malzeme alttan kalıba verilerek döküme devam edilir. Böylece henüz katılaşmamış olan kalıbın iç kısmındaki sıvı alaşım yukarı itilerek yerini ikinci verilen malzeme doldurmaktadır. Uzunluğuna dikey durumdaki merdane kalıbının en üst kısmında (besleyici veya çıkıcı konumunda) kıymetli kabuk alaşımının fazlası birikmektedir. Bu kısım sonradan muylu ucu hizasından kesilerek diğer dökümlerde kullanılabilmektedir.

Günümüzde düşük maliyet nedeniyle genellikle demir esaslı alaşımlar kullanılır. Bu malzemelerin mikroyapısı genellikle M_7C_3 tipi krom-karbürden oluşur. Bu tip karbürler ötektik yapılar içerisinde görülür ve malzemede yeterli bir aşınma davranışı gösterirler (Wellinger ve Uetz, 1959; Knotek ve Lugscheider, 1975). Bir başka yöntem M_7C_3 tipi karbürlerin yerine, M_3B_2 tipi daha sert krom borür veya benzer sertlikteki demir borürlerin yerine geçmesidir (Berns ve Fischer, 1987). Bu da pahalı niobyum veya titanyumun yerine bor alaşımı oluşturarak abrasiv aşınma davranışını geliştirmenin mümkün olduğunu göstermiştir (Berns ve Fischer, 1987). Krom ile alaşımlandırılan yüksek karbonlu beyaz dökme demirlerde ötektik karbür yapıları farklı biçim, büyüklük ve değerlerde M_7C_3 karbürlerini içerirken alaşımlanmayan beyaz dökme demirler tabaka biçimli M_3C karbürleri içermektedir (Oh ve diğ., 2001). En son geliştirilen Fe-Cr-C-B alaşımları 1200 HV'nin üzerindeki sertlik değerlerine ulaşmıştır. Bor, üretim güçlüğü ve pahalı olması nedeniyle günümüzde fazla kullanılamamaktadır (Berns ve Fischer, 1987).

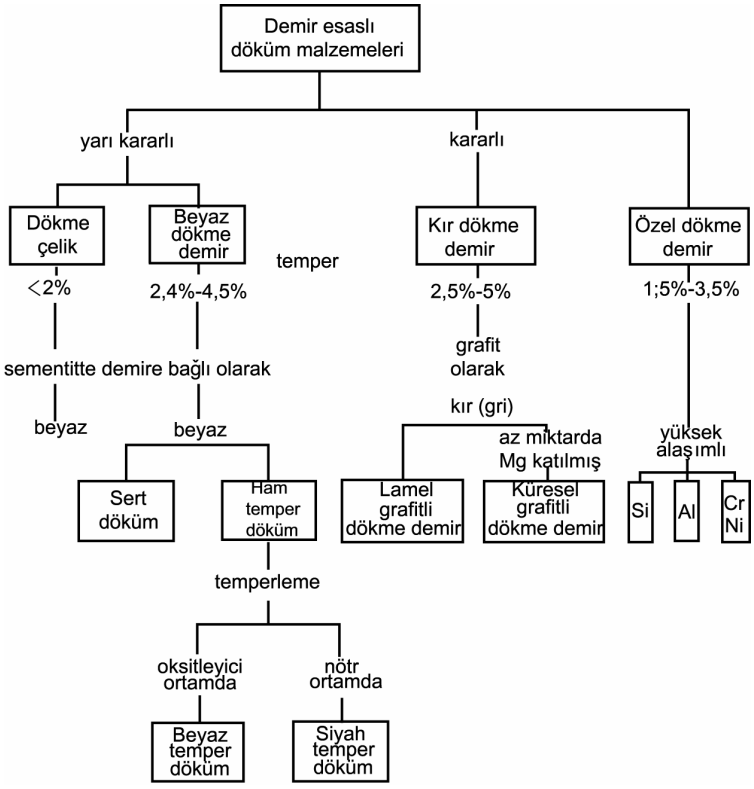
Değişik ülkelerde farklı araştırmacılar tarafından bu konular üzerinde bir çok çalışmalar yapılmıştır. Bu çalışmalar sonucunda, gri dökümle üretilen araçların mekanik özelliklerinin değişik katılaşma yapısının etkisi altında olduğunu ortaya koymuştur. Alaşım elementlerinin katılım ve üretim metotlarının değişimi ile grafit şekli, primer ostenit dendritleri ve ötektik hücre sayısında belirgin farklılıklar meydana gelmekte, dolayısıyla döküm parçalarının mekanik özellikleri de etkilenmektedir. Alaşımlandırmanın etkisi başlıca mikro yapı, matris, grafitleşme şekli ve mekanik özellikler üzerinde olmaktadır.

Metalurjik üretim yöntemleri arasında, diğer yöntemlere göre ergitme ve katılaştırma olaylarının ön plana çıktığı durumlarda; ergitme ve katılaştırma işlemlerinin gerektiği biçimde yapılması, parçaların uygun boyutlarda ve kusursuz üretilmeleri, iç yapılarının ve bu yapılara

bağlı özelliklerin neler olduğunun bilinmesi, üretilen malzemelerin iç yapıların endüstriyel uygulamalara hazırlanmasında nasıl bir yol izlenmesi gerektiğinin üretici tarafından çok iyi belirlenmesi ve dikkate alınması gerekir (Yıldırım, 1985). Yukarıda belirtilen literatür bilgilerinden de anlaşıldığı gibi dubleks döküm tekniğinin gerek uygulaması gerekse mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılmasına yönelik şimdiye kadar önemli bir çalışma gerçekleşmediği görülmüştür. Bu nedenle çalışmanın konusu, B ve Mn katkılı yüksek alaşımlı beyaz dökme demirlerle gri dökme demir alaşımlarıdır. Çalışmanın amacı da bu dökme demirlerin dubleks dökümünde karbür yapıcı elementlerin mikroyapı, mekanik ve ısıl işlem özelliklerine etkilerinin araştırmaktır. Ayrıca bu doktora tezi çalışması FÜBAP proje No: 977 ile de desteklenen bir proje olarak yürütülmüş ve sonuçlanmıştır.

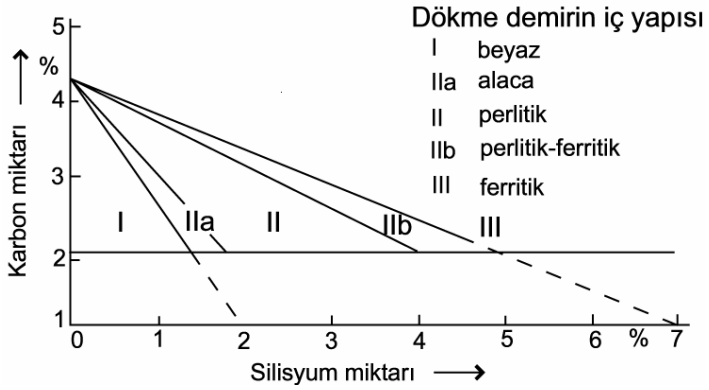
2. DÖKME DEMİRLER

Dökme demirler genel olarak yaklaşık % 2-4 C ve % 1-3 Si içerirler. Belirli özellikleri kontrol etmek ve değiştirmek için diğer metalik ve metalik olmayan alaşım elementleri ilave edilir. Kimyasal bileşimin yanında özellikleri etkileyen diğer önemli faktörler; katılaşma işlemi, katılaşma hızı ve müteakip ısıl işlemlerdir. Mükemmel döküm alaşım özelliği gösteren dökme demirler, geniş bir dayanım ve sertlik aralığına sahiptirler ve çoğu durumlarda işlenmeleri kolaydır. Dökme demirler üstün aşınma ve korozyon direnci oluşturmak için alaşımlandırılırlar. Bunların yaygın olarak kullanılmalarının nedeni, öncelikle düşük maliyetleri ve çok yönlü mühendislik özellikleridir. Yeni malzemelerin güçlü rekabetine rağmen, dökme demirlerin binlerce mühendislik uygulamaları için en uygun ve ekonomik malzeme olduğu ispatlanmıştır (Erdoğan 2000).



Şekil 2.1. Demir esaslı döküm malzemelerinin sınıflandırılması (Güleç ve diğ., 1987).

Dökme demirlerin katılaşmasında sementit veya grafit oluşumu; diğer bir deyişle iç yapı durumu, soğuma hızından başka büyük ölçüde karbon ve silisyum miktarı ile belirlenir. Her iki element de grafit ayrışmasını kolaylaştırır.



Şekil 2.2. Dökme demirlerin karbon ve silisyum miktarlarıyla iç yapıları arasındaki ilişkinin gösterilmesi (Königer ve Liebmann, 1961).

2.1. Dökme Demirlerin Metalurjisi

2.1.1. Gri Dökme Demir

Katılaşmadan sonra, içerdiği karbonun büyük kısmı serbest halde veya başka deyimle grafit lamelleri halinde bulunacak şekilde bir bileşime sahip dökme demir tipidir. Gri dökme demirin kırık yüzeyi gri renktedir.

Gri dökme demirler esas olarak demir– karbon– silisyum alaşımı olup, ötektik sıcaklıkta ostenit katı eriyiğinin içerebileceğinden fazla karbon bulunan alaşımlardır. Bileşimdeki bu fazla karbon, grafit lamelleri halinde çökelir. Gri dökme demirler genellikle % 1.7 ila 4.5 karbon ve % 1 silisyum içerirler.

Bu malzemelerde karbonunun % 4.3'nin altında veya üstünde oluşuna bağlı olarak ötektik altı (hypoeutectic) veya ötektik üstü (hypereutectic) diye başlıca iki gruba ayrılabilir. İçinde bulunduğu gruba göre, katılaşma sırasında ve sonunda değişik mikro yapı ve fiziksel özellikler göstermektedir. Ayrıca uygulanan ısıl işlem ve döküm parçasının soğuma şartlarına bağlı olarak ana doku, çeliklerde olduğu gibi; ferritik, perlitik, martenzitik ve ostenitik olabilir (Melekzadeh ve Hadadiyan, 1985).

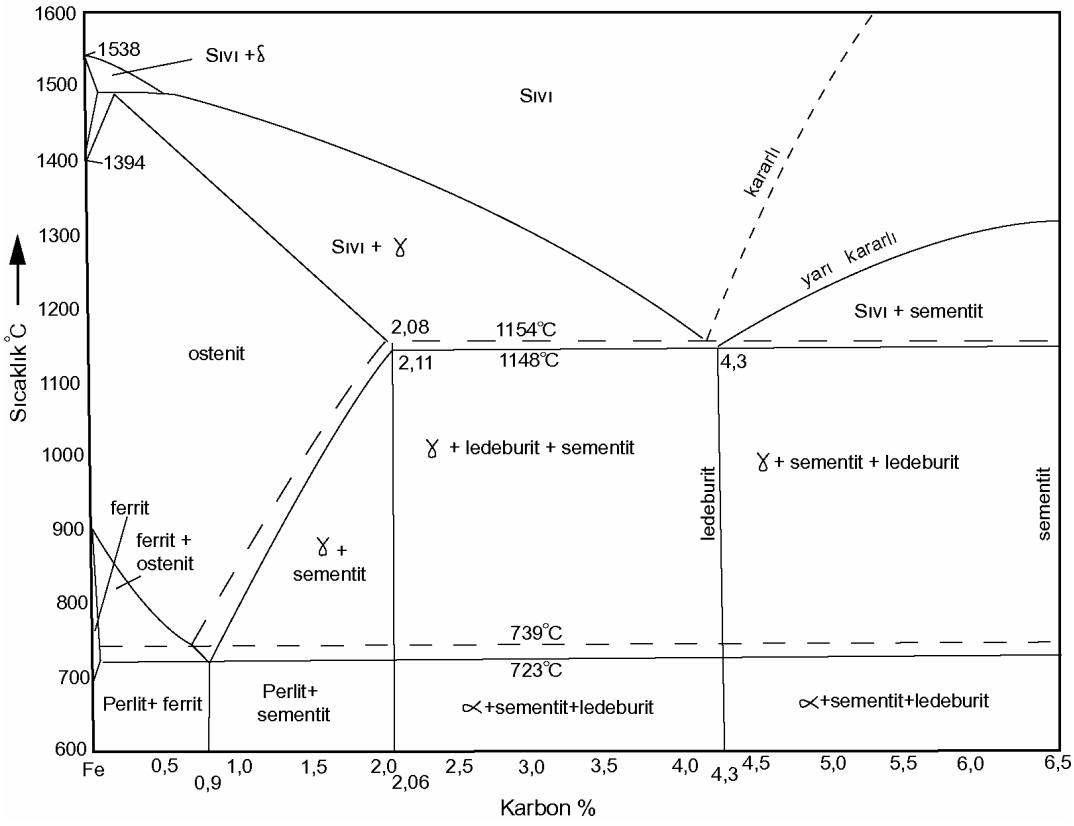
2.1.2. Demir – Sementit Sistemi

Demir– sementit faz sisteminde, alaşım içindeki karbon geçici kararlı (metastabil) demir karbür (Fe_3C) bileşiği halindedir. Katılaşma, ergitme ve katı haldeki ısıl işlemlerde,

sementit denge diyagramının belirlediği normal prensiplere göre bir davranış gösterir. Örneğin % 4.3'den az karbonlu ötektik altı alaşım katılaşmış ostenit dendritlerinin oluşması ile başlar ve ostenit-sementit (Fe_3C) ötektiğinin katılaşması ile son bulur.

Katılaşmadan sonra, katı fazdaki soğuma esnasında ostenit perlite dönüşür. Mikroyapıda, primer ostenit dendritleri, perlit alanları, ostenit–karbür ötektiği ise, perlit– karbür karışımı halinde görülür. % 4.30 karbon içeren bir ötektik alaşımı ise primer ostenit dendritleri oluşmadan katılaşır ve yalnız ötektik bir yapıya sahip olur.

Bu tip mikro yapıya sahip alaşımların ısıtılması ve soğutulması esnasında meydana gelebilecek yapısal değişimler demir–sementit denge diyagramından belirlenebilir. Yüksek sıcaklıklarda uzun süre tutmak veya alaşımda bazı elementlerin bulunuşu, grafit çekirdeklerinin oluşumuna yol açar. Bu durum da metastabil demir karbürün stabil grafit haline dönüşmesini teşvik eder. Buna karşılık hızlı soğuma ve alaşımdaki krom ve mangan gibi bazı elementlerin etkisi ile, çekirdeklenme önlenebilir, bu durum metastabil sementit fazının sürekli mevcudiyetine yol açar (Heine ve Rosenthal, 1955, Yıldırım ve diğ., 2001).



Şekil 2.3. Demir-karbon metastabil faz diyagramı (Güleç, ve diğ., 1987).

2.1.3. Gri Dökme Demirin Katılaşması

Gri dökme demirin katılaşması konusunda yayınlanan son teorilere göre grafitin ergiyikten doğrudan çökelme sonucunda oluştuğu kabul edilmektedir.

Boyles (Ruff ve Wallace'den 1976) incelemelerinde; yavaş soğutma sırasında numunelerin sıvı durumundan gri dökme demir katılaşırken, katılaşmanın primer ostenit dendritlerin oluşumu ile başladığını ve sıcaklık düştükçe ergiyikten ostenit grafit ötektiğinin direk olarak ayrıştığını göstermiştir.

Ötektik sıcaklığın çok üzerinde bulunan bir T_1 sıcaklığında, sıvı içerisindeki tüm metal, element ve bileşikler çözünmüş durumdadır. Sıcaklık T_1'in altında düşünce primer ostenit, dendritik olarak katılaşmaya başlar. Sıcaklığın daha fazla düşmesiyle, karbon ve çeşitli elementlerin dendrit etrafındaki çekirdeklenme ve büyümesi gerçekleşir.

Ötektik T_2 sıcaklığına kadar gittikçe karbonca zenginleşen eriyik, artık ötektik bileşim oranına kavuşmuştur ve ostenit ve grafit ötektik katılaşacak gri dökme demiri oluşturur. Döküm parçalarında ostenit-grafit ötektiği, dairesel şekilli olup, bu yapı önceden oluşan primer γ-fazı dendritlerinin ara boşluklarını işgal ederek teşekkül etmektedir (Ruff ve Wallace, 1976).

2.1.4. Ostenit Çekirdeklenmesi ve Büyümesi

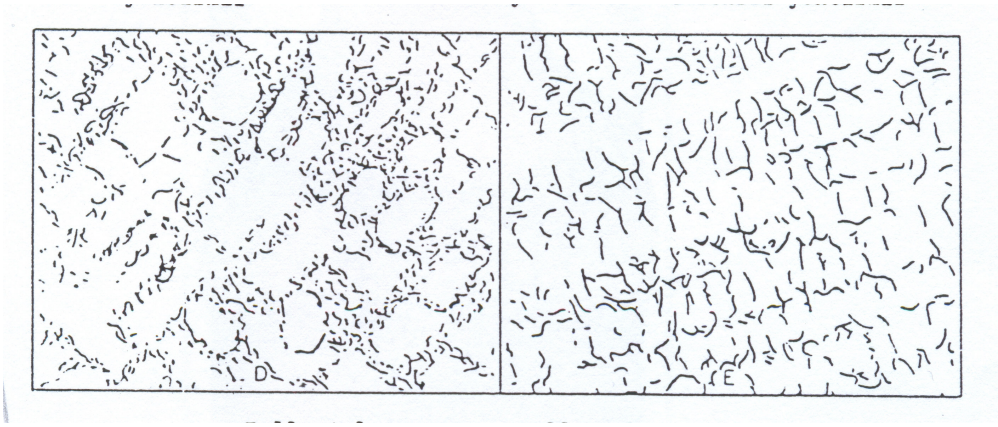
Ostenit dendritleri, bazı özel tipteki gri dökme demirlerin dışında kolayca görülemediklerinden, gri dökme demirde bunların oluşumu ve büyümeleri fazla önemsenmez. Gerçi dökme demir üzerinde yapılan bazı araştırmalar, ilave edilen bazı elementlerin ostenit dendritlerinin gelişmesine etkili olduğunu göstermiştir. Fakat buna rağmen dökme demirdeki ostenit dendritlerinin büyüklüğü ve şekil değişimleri konusunda daha az açıklamalar yapılmıştır. Ancak çeliklerin tane incelenmesi hususunda, ilave edilen bazı elementlerin ostenit çekirdeklenmesi ve aşırı soğutulmuş bileşimin elde edilmesini sağlayan bir çok teknikler mevcuttur. Dolayısıyla düşük karbonlu, yüksek alaşımlı, yüksek mukavemetli çeliklerin tane inceltmesinin sağlanması ve özelliklerin gelişimi için bir çok araştırmalar yapılmış ve bu çeliklerde ostenit çekirdeklenmesi ve büyüme konusu açığa kavuşturulmuştur. Bu araştırmalardan elde edilen sonuçlar, dökme demirlere de uygulanmaktadır (Ruff ve Wallace, 1976).



A
Eş dağılımlı düzensiz yönelimli

B
Çiçeksi kümelenme düzensiz yönelimli

C
Değişik büyüklükte düzensiz yönelimli



D

E
Dallantılar arası birikme düzensiz yönelimli

Şekil 2.4. Grafit şekilleri (ASM handbook, 1998).

2.1.5. Ötektik Çekirdeklenme ve Büyümesi

Gri dökme demirin ötektik yapısı, aynı zamanda büyüyen ostenit ve grafitin müstakil olarak ötektik hücrelerinde çekirdeklenmesinden meydana gelir. Ötektiği gri dökme demirde, ötektik altı bileşimde ostenit primer ostenit dendritleri grafit civarında kolayca teşekkül eder. Grafitin çekirdeklenmesi ise çok karmaşık bir mekanizmayla gerçekleşir. Grafit çekirdeklenmesi için gerekli olan en düşük yüzey enerjisine sahip çeşitli tipteki katı taneciklerin üzerinde karbon heterojen olarak çekirdeklenir. Bu katı tanecikler yapıda katı durumda bulunan sülfürler, oksitler, karbürler, nitrür, ve eriyikteki grafit artıkların karışımından oluşur.

Gri dökme demirde lamel grafit çekirdekleri, yüzey enerjisinin gerekli olması nedeniyle, hegzagonal kristal yapısında Z- ekseni yönünde büyürler. Grafit şekli, çekirdeklenme için gereken soğuma ve kinetik büyüme hızlarının etkisi altındadır.

Kuvvetli aşılayıcılar kullandığında, katılaşma sırasında hızlı soğumada olsa, soğuma etkisine bağlı olarak grafit büyüklüğü, şekli ve ötektik hücrelerin boyutları değişebilir.

Katılaşma yavaş bir hızla yapılmışsa, daha düşük alt soğuma oluşmakta ve grafit kaba A – tipi şeklinde teşekkül etmektedir. Bu yapı, ergiyiğin serbestleşen gizli ısısının çevreye yayılması sonucunda ve daha düşük enerji durumunda yavaş büyümeye izin vererek yüksek miktarda lamel grafitlerin oluşmasına yol açmaktadır. Burada oluşan A–tipi grafitin ötektik hücrelerinin birbirine yapışmış olduğu dikkat çekmektedir.

Daha yüksek alt soğuma hızında, örneğin hızlı katılaşma ve düşük etkili aşılayıcı malzemeler kullanıldığında, grafit D–tipi olarak ayrışır. Bu tip grafitler katılaşmanın daha hızlı yapılması, karbon düfüzyonu için zamanın sınırlı olması nedeniyle, çok sayıda ince yapılarda ortaya çıkarlar. B–tipi grafit, A–tipi ve D–tipi grafitlerin karışımı olan bir yapıyı gösterir. Burada önce D–tipi grafiti ötektik hücrenin merkezinde teşekkül eder, hücrenin çevresinde A – tipi grafitleri oluşur. E–tipi grafiti genellikle düşük karbon eşdeğerliliğine sahip (CE) olan dökme demirlerde meydana gelir. E- tipi grafit, A- tipi grafite benzer şekilde, fakat D- tipi dendritlerin arasında kolayca teşekkül eder.

Büyüme kinetiği, ayrıca grafit şeklini tayin etmektedir. Bazı elementler gri dökme demirde ötektik hücrelerinin sınırlı büyümesine sebep olmaktadır. Bu elementler grafit veya östenit içinde kısmen çözünebilmektedir. Dolayısıyla bunların ötektik hücrelerinden ayrışmaları ve yüzeyde birikmeleri katılaşmayı etkilemektedir. Bu etkiden dolayı çözünmüş elementlerin varlığı D–tipi grafiti ve demir karbür teşekkülü için yeterli alt soğumaya sebep olmaktadır. Ayrıca bu tip elementlere sahip olan gri dökme demirler grafit büyüme durumunu etkiler, kalın uzun veya sıkışmış grafitler şeklinde teşekkül eder. Bunlar gri dökme demirin mekanik özellikleri üzerinde olumsuz etkiler yapmaktadır (Ruff ve Wallace, 1976).

2.1.6. Soğuma Hızı ve Kesit Kalınlığının Etkisi

Soğuma hızı mikroyapıyı etkilediğinden, parçaların mekanik özellikleri üzerinde önemli değişmelere neden olabilir. Hızlı soğuma, sertliği ve çekme dayanımını artırır. Ancak bunun doğru olabilmesi için hızlı soğumanın beyaz bir yapı veya D–tipi grafit miktarının artmasına sebep olmaması gerekir. Yavaş soğuma ile kalın kesitlerde grafit lamelleri irileşir ve kaba yapılı perlit oluşur ve daha yavaş soğumada ferritik yapının ortaya çıktığı görülür. Ferritin yapıda

bulunması, gri dökme demirin yumuşak ve dayanıksız olmasına sebep olmaktadır. Ayrıca D-tipi grafitin mevcut olması gri dökme demirin aşınmaya karşı mukavemetini azaltır.

Kimyasal bileşim ve döküm yöntemini dengeleyerek gri dökme demir parçada istenilen mukavemet değeri elde edilebilir. Dolayısıyla gri dökme demirlerde mekanik özellikler genellikle kimyasal özelliklere göre daha önemli ve dikkat çekicidir (Melekzadeh ve Hadadiyan, 1985).

2.1.7. Yüksek Kromlu Beyaz Dökme Demirlerin Isıl İşlemi

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde ısıl işlemin amacı, martenzitik matris içinde ikincil karbürler oluşturmaktır. Yağda su verme işlemi çatlama riski oluşturduğu için su verme işlemi havada yapılır. Bu nedenle yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin bileşimi, kesite ve boyutta uygun olarak havada sertleşmeye izin verecek şekilde yapılmalı ve uygun soğuma hızı kullanılmalıdır. Havada sertleştirme, fanlar ve püskürtme teknikleriyle hızlandırılabilir.

Yapıdaki yüksek krom içeriği karbürleri kararlı hale getirir. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde alaşımsız dökme demirlerin aksine grafitleşme görülmez.

Katılaşma sırasında veya yüksek sıcaklıkta oluşan ostenit; krom, karbon ve diğer alaşım elementlerine doymuş haldedir. Sıcaklık düşüşüyle birlikte krom ve karbon ikincil karbürler halinde çökelir ve mikroyapıdaki ostenit miktarı azalır. Bu durumda kararsız hale gelmiş ostenit soğuma hızına bağlı olarak perlite, beynite veya martenzite dönüşebilir. Bununla birlikte karbür çökelmesi düzensizdir. Bu nedenle ortalama soğuma hızlarında bile oda sıcaklığında mikroyapıda kalıntı ostenit bulunur. Dolayısıyla yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde dökümden sonraki yapı perlit, martenzit ve kalıntı ostenittir.

İnce kesitli malzemelerde ostenit, kalın kesitli malzemelerde ise perlit mikroyapıya hakimdir. Ancak döküm yapısında yine de perlit bulunur. Bununla birlikte parça kesiti ve soğuma hızına göre bileşim ayarlanırsa tamamı ostenitik olan bir yapı elde edilebilir. Bu da; yüksek miktarda krom kullanılması ile molibden, nikel ya da bakır ilavelerinin yapılması anlamına gelir.

Aşırı miktarda kalıntı ostenit içermeyen, tam bir mikroyapı elde etmek için dökümün 920-1000 ^{o}C'de tutularak homojenleştirilmesi gerekir (Söğüt ve diğ., 1987).

2.2. Alaşım Elementlerinin İlave Şekilleri

2.2.1. Gri Dökme Demirlerde Aşılama

Dökme demirlerde aşılama (inoculation) belirli maddelerden oluşan düşük miktardaki katkı elementlerinin ergimiş malzemeye, dökümden biraz önce veya kalıpta ilave işlemidir.

Aşılamanın amacı; döküm parçaların mikroyapı, grafit şekli, büyüklüğü ve dağılımının iyileştirilmesidir. Ayrıca aşılama, katılaşmaya da etki ederek ergiyiğin çekirdeklenme derecisini artırır, çil oluşumunu ve istenilmeyen grafit şekillerinin teşekkülünü önler. Dolayısıyla dökme demirin iç yapısında meydana gelen bu değişiklikler sonucunda dökülen parçaların mekanik özelliklerinin artmasıyla birlikte, işlenme kabiliyetleri de olumlu yönde etkilemektedir.

Aşılama malzemeleri bir çok ticari adı altında özel döküm durumlarında kullanılmaktadır. Bunlara örnek olarak ferrosilisyum, silisyum karbür, kalsiyum silikat, aluminyum grafit, zirkonyum ve bunların bileşikleri ile baryum (Ba), stronsiyum (Sr) gibi çeşitli elementler verilebilir. Silisyum alaşımları, grafit, silikat ve diğer kalıntılar içeren ergiyiklere, aşılayıcıların çözünme hızını kontrol etmek için kullanılmaktadır (Pearce, 1984).

2.2.2. Alaşım Elementlerinin Dökme Demire İlave Yöntemleri

Belirli karakteristik özelliklere sahip dökme demirlerin elde edilmesi için karbon, silisyum başta olmak üzere; manganez, kükürt ve fosfor esas elementler olarak etkilidirler. Ayrıca gri dökme demirlerin mekanik özelliğini iyileştirmek veya kalitesini yükseltmek amacıyla bazı alaşım elementlerinin ilavesi ile alaşımlı gri dökme demir elde edilir. Bunlar alaşımsız gri dökme demirlere nazaran uygulama alanları daha sınırlıdır, ancak özel durumlarda kullanılırlar. Alaşım elementlerinin gri dökme demirin mikroyapısı, metal matrisi ve grafitleşme gibi bir çok özellikler üzerine etkileri mevcuttur.

Yaklaşık 20 çeşit alaşım elementinden bazısı saf ve çoğu da bileşik halinde kullanılır. Bunlar metal yada ametal karakterlidir. İlave edilen alaşım elementlerinin miktarı % 1'den az % 30'dan fazla olmamalıdır.

Alaşım elementlerinin gri dökme demire en iyi şekilde ilave edilmesinde yöntemlerinde önemli olan, bu alaşım elementlerinin ocakta veya eriyiğin boşaltılması sırasında ocak yolluğu üzerine veya potadaki erimiş metale katılmasının sağlanmasıdır. Alaşım elementlerinin ocak veya ocak yolluğuna ya da potaya ilave edilmesi hususunda bir çok faktör mevcuttur. Bunların en önemlisi ergiyik miktarıdır. Pota veya ocak yolluğuna ilave edilen alaşım elementlerinin güvenilir sınırı yaklaşık % 2'dir. Daha yüksek miktardaki ilavelerde, ergiyiğin sıcaklık derecesinin düşmesine sebep olmaktadır (Melekzadeh ve Hadadiyan, 1985).

2.2.3. Alaşım Elementlerinin Potada veya Ocak Yolluğuna İlave Edilmesi

Potaya ilave edilecek alaşımın dikkatle tartılması ve sıvı metal ağırlığının hassas bir şekilde belirlenmesi gerektiği açıktır. Alaşım ilavesinin yapılacağı metal miktarının doğru

hesaplanmaması ciddi problemler doğurabilir. Bazı dökümhanelerde, ya doğrudan kupol fırını önünde hassas tartım için pota kantarları bulunmaktadır. Bu tip pota kantarları ilave bir yatırımı gerektirmekle beraber, daha hassas alaşımlandırmayı mümkün kılmaktadır. Ayrıca standart dışı demir imalatını azaltarak ek masrafları düşürmektedir.

Metal hacminin hesaplanmasında % 10 veya daha fazla hata yapıldığı sık sık görülür. Bu tip hallerde, şartnamelerin karşılandığından emin olmak için alaşım ilavesinin düşük tutulması normaldir. Pota kantarının olmaması halinde sıvı dökme demirin yoğunluğu 6.76 gr/cm^3 kabul edilir. Potalar tespit edilen ölçülerde dikkatle astarlandığı ve astar bu ölçülerde tutulduğu takdirde, alınan metal miktarının tecrübeyle büyük bir hassasiyetle tespiti mümkündür.

Pota veya ocak yolluğu üzerine ilave edilecek alaşım elementi gereken miktarda tartılır ve paketler halinde kolayca eriyiğe ilave edilir. Genellikle bu işlem potanın yaklaşık 5 cm eriyik ile dolduktan sonra yapılır. Ocak yolluğu veya potadaki ergiyiğe; bor, titan, molibden, vanadyum, kalay ve çinko gibi alaşım elementlerinin düşük miktarlarda ilave edilmesi gerektirmektedir. Bu elementlerden bazıları ferro alaşımlar şeklinde, uygun tane iriliklerinde belirli amaçlar için ilave edilirler. Pota sıcaklık derecesinin düşmesini önlemek amacıyla sıcaklık artırıcı bazı ekzotermik etkili bileşimler de kullanılabilir (Janowak ve Gundlach, 1982).

2.2.4. Potada İlave Edilecek Alaşımların Tane İriliği

Tercih edilecek tane iriliği ilave edilen alaşıma göre değişir. Molibden ve krom gibi ağır metallerin alaşımları 8 mm veya 20 mm altında kırılır. Yoğunluğu daha az veya oksitlenmeye maruz alaşımlar 15 mm, 10 mm veya 6.5 mm gibi daha iri parçalar halinde verilir. Bu tür alaşımlar arasında ferro–silisyum ve bazı çekirdek yapıcı elementler bulunur. Bu alaşımlarda sinterlenen ve metal yüzeyinde yüzme eğilimi gösteren tozların asgari miktarda olması tercih edilir (Janowak ve Gundlach, 1982).

2.2.5. Alaşım Elementlerinin Ocağa İlave Edilmesi

Kupol ocağında şarj malzemesi ile birlikte yüklenen alaşım elementleri genellikle silisyum ve manganezdir. Bunlar külçe veya ferro alaşım şeklinde kullanılır. Bu alaşımlar belli oranlarda silisyum, manganez ve karbon içermektedir. Asidik karakterli kupol ocağında silisyum kayıp miktarı % 10, manganez ise % 15 civarındadır. Kayıp miktarlarını azaltmak için,

bu alaşımlar briketler halinde kullanılmalıdır. Briketlerin yapıştırıcı maddesi alaşım elementlerini oksitlenmeye karşı korur ve onları sağlıklı bir şekilde ergime bölgesine götürür.

Kupol ocağına ilave edilen diğer bir alaşım elementi kromdur. Krom düşük karbonlu ferro krom olarak parçalar yada briketler halinde ocağa ilave edilebilir. Yüksek miktarda krom ilavesi gerektiğinde, en sağlıklı yol bu alaşımın indüksiyon ocağında ergitilmesidir.

Bakır ve nikelin % 2'den daha yüksek miktarlarda katılımı istendiğinde bu elementler diğer elementlerde olduğu gibi külçe veya hurda olarak kupol ocağına ilave edilir. Bu iki elementin ocakta ergitme sırasında oksitlenme olasılığı yoktur.

Korozyon ve yüksek sıcaklığa dayanıklı ostenitik dökme demir alaşımların üretiminde, genellikle % 7 bakır % 14 nikel kullanılır. Yüksek miktarda bakır ve nikel içeren alaşımların elde edilmesi söz konusu olduğunda, bu elementlerin ocak şarjına ilavesi gerekir. Aksi halde bunlar önceden ayrı bir yerde ergitilir ve potadaki erimiş metale ilave edilir (Melekzadeh ve Hadadiyan, 1985).

2.3. Dökme Demirlere Alaşım Elementlerinin Etkisi

Dökme demirlere alaşım elementlerinin etkisi konusunda bu güne kadar bir çok araştırma ve inceleme yapılmıştır. Konunun geniş olması nedeniyle, burada ancak özet olarak alaşım elementlerinin bazı karakteristikleri üzerinde durulmuştur.

Gri dökme demirleri alaşımlandırmanın başlıca etkisi mikroyapı, matris, grafitleşme şekli ve mekanik özellikler üzerinde olmaktadır. Alaşım elementlerinin mikroyapı üzerindeki etkileri; bunların, karbür oluşturma meyillerine, ferrit içinde ergiyip ergimediklerine, grafitin boyut ve dağılımını ne oranda değiştirdiklerine bağlı olarak gelişir.

Alaşım elementleri fazla oranda kullanıldıklarında gri dökme demir yerine beyaz döküm yapısına neden olabilirler. Gri dökme demirde normal olarak mevcut bütün elementlerin mikroyapı üzerinde etkisi vardır. Etki yönünden karbon ve silisyum başta gelir.

Tablo 2.1. Gri dökme demirdeki bazı alaşım elementlerinin yapı üzerindeki etkileri (Hassain, 1989).

Grafitleştirici Etkisi	Karbürleştirici Etkisi	% Bileşik Karbona Etkisi	Perlitik Dökme Demirlerde Kullanılan % oran	Metal Matrisi ile Perlit ve Ferrite Etkisi	Grafit Yapısına Etkisi
Grafitleşmeyi azaltanlar					
Krom	Kuvvetli karbürleştirici	Artırır	0.15 – 1.00	Perliti inceltir ve sertleştirir Ferriti yok eder.	Nispeten İnceltir.
Vanadyum	Kuvvetli karbürleştirici	Artırır	0.15 - 0.50	Perliti inceltir ve sertleştirir Ferriti yok eder.	İnceltir.
Manganez	Karbürleştirici	Artırır	0.30 - 1.25	Perliti inceltir ve sertleştirir. Ferriti yok eder.	Nispeten inceltir.
Molibden	Karbürleştirici	Artırır	0.30 - 1.00	Perliti inceltir, daha yüksek oranlarda iğnesel veya beynitik yapı oluşturur.	İnceltir.
Grafitleşmeyi artıranlar					
Silisyum	Kuvvetli grafitleştirici	Azaltır		Malzemeyi yumuşatır, ferrit oluşturur.	İrileştirir.
Nikel	Grafitleştirici		0.10 - 3.00	Perliti nispeten inceltir, sertlik verir.	Nispeten inceltir
Bakır	Grafitleştirici		0.25 – 2.00	Perliti nispeten inceltir, sertlik verir.	Etkisi yok
Grafitleşmeye iki yönlü etki					
Alüminyum	Küçük miktarlarda % 0.50 grafitleştirici	Azaltır	-	Ferrit oluşturur. Perlitin kararlılığını azaltır.	Birçok yöne bağlı kompleks
Alüminyum	% 8'den fazla Al'lu dökme demirler beyazdır ve karbürler ısıl işlemle parçalanmaz.	Artırır	-	Matris stabil karbürler ve perlitten oluşur.	Stabil beyaz dökme demir oluşturur.
Titanyum	Grafit haline dönüşmeyen çok stabil TiC'ler oluşturur.	Artırır	-	-	Grafiti azaltır.
Titanyum	% 0.25'den az miktarlarda grafitleştirici	Azaltır	-	Ferrit oluşturur. Perlitin kararlılığını azaltır.	Grafit lamellerini inceltir.

2.3.1. Karbonun Etkisi

Gri dökme demirde karbon miktarı % 2.5 ile 4.5 arasındadır. Daha önce belirtildiği gibi bileşik ve serbest halde başlıca iki ayrı faz oluşturur. Kimyasal analizlerde verilen oran, dökme demirdeki toplam karbon yüzdesidir. Karbonun her iki bulunuş şekli, ayrı ayrı tayin edilebildiğinden grafitleşme derecesi aşağıda verilen bağıntı ile tespit edilebilir.

% Toplam karbon = % Grafit halindeki karbon + % Bileşik halindeki karbon

Grafitleşme miktarı ise, grafit halindeki karbon yüzde oranı / toplam karbon oranıdır. Eğer hiç grafitleşme olmamışsa grafit halindeki C yüzdesi sıfır olacaktır. Gri dökme demirde % 0.5 - % 0.8 bileşik karbon varsa matris büyük ölçüde perlitik olacaktır. Çünkü % 2 civarında Si içeren gri dökme demirde, perlit % 0.6 karbon içerirken ötektoidik reaksiyonla ostenitten oluşmaktadır. Dolayısıyla yukarıda verilen bağıntı gri dökme demirde grafitleşme derecesi için kimyasal bir kriter olmaktadır. Gri dökme demirin katılaşmasında yeterli grafitleşmenin olabilmesi için belli bir minimum toplam karbon oranı gereklidir. Bu değer alaşımdaki silisyum yüzdesine bağlı olarak yaklaşık % 2.20 civarındadır (Melekzadeh ve Hadadiyan, 1985).

2.3.2. Silisyumun Etkisi

Dökme demir esas olarak bir demir, karbon ve silis alaşımı olduğundan özellikleri silisyum miktarının ayarı ile kontrol edilebilir. Bu element bütün dökme demirlerde fazla miktarda bulunur. Silisyum ile dökme demirin soğuma ve katılaşma özellikleri kontrol edilir. Silisyum miktarı normal sınırlar içinde arttıkça, dökme demir gittikçe daha yumuşak ve zayıf olur ve yapısında daha çok grafit bulunur. Bu suretle silisyum miktarı işlenme kabiliyeti ve mukavemet üzerinde büyük rol oynar. Silisyumun bir diğer önemli etkisi ise demir karbür (Fe_3C) oluşumunu önleyerek onun ferrit ve grafite dönüşmesini sağlar. Ergitme kupol ocağında söz konusu ise silisyum kontrolü karbondan daha rahat olup, dolayısıyla silisyum içeriği gri dökme demir çeşitlerinin üretiminde önemli rol oynar.

Silisyum kupol şarjını teşkil eden pik demirden gelir. Piklerde % 2 civarında silisyum bulunur. Ayrıca şarjda kullanılan hurdadan da silisyum gelebilir. Bu şarj elemanlarından sağlanan daha fazla silisyum kupol şarjına, silisyum briketleri veya parça ferro-silisyum şeklinde katılabilir. Silisyum sıvı pike ayrıca potada da ilave edilebilir. Ferrosilisyumun silisyum miktarı % 25'den % 95'e kadar çıkan çok farklı tipleri mevcuttur. Bu alaşımlarda ayrıca % 1.0 - % 2.0 oranında alüminyum bulunur. Ferrosilisyumun içinde az fakat kontrollü miktarda bulunan alüminyum grafit yapma ve aşılama derecesine genellikle faydalıdır.

Redükleyici şartlarda ergitilen çok yumuşak demirlerin bu elementler için toleransları azdır, bu durumda düşük alüminyumlu cinsleri kullanılmaktadır.

Potaya ilave edilen silisyum "aşılayıcı" bir başka deyişle çekirdek yapıcı rolü oynar. Aşılama etkisi dışında pikteki silisyum miktarını ayarlamak amacıyla da ilave edilir. Az miktarlarda % 65'lik ferrosilisyum kullandığı taktirde, potada ilaveler sıvı metalin sıcaklığını düşürmez. Pota ilavelerinde en çok kullanılan ferrosilisyumun tane iriliği 10 mm'nin altındadır. İri taneler daha çok büyük potalarda ve fazla miktarlarda yapılacak ilavelerde tercih edilir. Çok az ilaveler için 8 mesh ve altı irilikler tercih edilir.

Silisyum, alaşım elementi olarak korozyon ve yüksek sıcaklıklara dayanıklı dökme demirlerin üretiminde kullanılır. Dökme demirde % 6-7 silisyum ve % 3 karbon bulunduğunda alaşım, 900^0C'nin üstündeki sıcaklıklarda bile mukavemet özelliğini korur. Bu bileşime % 18 Ni ve % 2-5 Cr ilave edildiğinde ostenitik dökme demir ortaya çıkar. Dolayısıyla dökme demirin daha az kırılgan olması ve 1000^0C'nin üstündeki sıcaklıklara karşı mukavemetli olması sağlanmış olur (Janowak ve Gundlach, 1982).

2.3.3. Manganezin Etkisi

Dökme demir içinde genellikle belirli oranlardaki manganezin en önemli rolü kükürdün zararlı etkilerini ortadan kaldırmasıdır. Manganezin dökme demirde alaşım elementi görevi yapabilmesi için kükürdü bağlayan miktardan daha fazla olması gerekir. Gri dökme demirde bu oran % S x 1.7 + % 0.3 kadardır. Bu durumda manganez kükürtle bileşerek MnS oluşturur.

MnS'ün gri dökme demirin mekanik özellikleri üzerinde etkisi yoktur. MnS bir bileşik olduğu için kendi kristal yapısında katılaşır yani dendiritik olarak katılaşmaz. MnS güvencin mavisi renginde olup, yapısı hegzagonaldır. Mangan sülfürün yoğunluğu, ergiyik haldeki dökme demirin yoğunluğundan daha az olması nedeniyle bu bileşiğin potada ergiyikten ayrılma ve curuf teşekkül etme eğilimi vardır.

Dökme demirde manganezin diğer önemli bir etkisi de nikel ile birlikte osteniti kararlı hale getirmesidir.

Manganez, dökme demire kupol şarjında kullanılan pikten geçtiği gibi, hurdadan da geçer. Bunların getirdiğinden fazlası ferromangan briketleri, silikomanganez briketleri, külçe ferro-manganez veya yüksek manganlı piklerle verilebilir. Ayrıca sıvı metale potada ferromangan veya silikomanganez şeklinde katılabilir. Pota ilaveleri için % 74-80 Mn ve % 7 C ihtiva eden standart ferromangan uygundur. % 1.25–1.50 C ihtiva eden orta karbonlu ferromangan ve bir çok düşük karbonlu ferromanganez cinsleri de kullanılmaktadır. Potada aynı

anda Si ve Mn ilavesi için % 65-68 Mn, % 17.5 Si ve % 1.5-3.0 C ihtiva edilen silikomanganez kullanılır.

Bütün manganez alaşımları sıvı demirde kolayca erir. Ancak pota ilaveleri için normal tedbirler alınmalıdır. Mümkün olan yerlerde ilave kupol yolluğundan yararlanılmalıdır.

Belirli şartlar altında potada aşırı derecede fazla yüksek karbonlu ferromangan ilavesi dökümlerde gaz boşluklarına sebep olur. Bu durumun esas pik bileşimi ile ilgili olduğu sanılmaktadır (Melekzadeh ve Hadadiyan, 1985).

2.3.4. Nikelin Etkisi

Nikel çeşitli dökme demir parçalarda yaygın olarak en çok kullanılan alaşım elementidir. İlave oranı, düşük alaşımlı dökme demirlerde % 1 olup ostenitik dökme demirlenin üretiminde % 20'ye kadar çıkabilir.

Nikel dökme demire normal oranlarda ilave edildiği zaman beyaz dökme demirin etkisini azaltan grafit yapıcı bir rol oynar. Matris içinde katı eriyik olması sebebiyle mukavemetlendirme ve sertleştirme etkisi az olur. Nikelin grafitleştirici etkisi silisyumun 1/3'ü kadardır. Nikel % 1'e kadar gri dökme demir mukavemetini artırıcı ve işleme kabiliyetini geliştirici rol oynar.

Nikel % 3 veya daha yüksek miktarlarda ince taneli yapı verir, mukavemet ve sertliği artırır; sertliği yüksek, çil eğilimi düşük ve işlenme özelliği mükemmel olan bir dökme demir meydana getirir.

Ötektiğin karbon miktarı katılan her % 5 nikel karşılığında % 0.4 oranında düşmektedir. İlave edilen her % 2 nikel oranı için ötektik sıcaklık 6 ^{o}C azalmaktadır. Ayrıca gri dökme demire ilave edilen her %1 nikel, alaşımın silisyum miktarını % 0.3 düşürür. Dolayısıyla dökme demire % 12 ile % 14 nikel katılımı ile ostenit fazının oda sıcaklığında kararlı olmasına sebep olmakta ayrıca ötektoid perlitindeki karbon oranı katılan her % 1 nikel karşılığında % 0.04 düşmektedir.

Nikelin çoğunlukla krom ile birlikte ve krom miktarının 2-3 katı oranında kullanılması önerilmektedir. Bu tip Ni ve Cr ilaveleri sertlik, mukavemet, aşınma ve sıcaklık mukavemetini artırır.

Bu gibi bileşimlerde nikel, kromun karbür yapıcı ve işleme özelliğini bozucu etkisini kontrol etmektedir. Bu tip Ni-Cr döküm alaşımları genellikle % 1-3 Ni ve % 1'e kadar Cr ihtiva eder. Mukavemet ve işleme kabiliyeti mükemmel olan bu tür dökme demirlerin imalinde sık sık Mo'de kullanılır.

Nikel % 1'in altındaki miktarlarında ostenit tanelerinin ince olmasına sebep olarak grafit boyutlarını biraz daha inceltir.

İğnesel yapılı dökme demirler % 2 Ni ve % 1 Mo ihtiva ederler ve çok iyi bir kopma ve darbe mukavemeti ile sertlik ve nispeten yüksek işlenme özelliği taşırlar.

Korozyon ve ısıya mukavemetli ostenitik dökme demirlerde nikel daha büyük oranlarda kullanılır. % 14 Ni, % 4 Cr ve % 6 Cu ihtiva eden ve Ni- resist adıyla bilinen dökme demir bileşiğinin geniş bir uygulama alanı vardır.

Kupol şarjına Ni ilavesi gerektiğinde, istenen pik bileşimine göre alaşıma genellikle nikel külçeleri veya Ni-Cu-Cr veya Ni-Cr ihtiva eden alaşımlar ilave edilir. Nikel kupolda ergitilirken oksitlenmez.

Nikel genellikle potaya % 2'den az nikel ihtiva eden alaşımların üretiminde ilave edilir. İstenen oranlarda Cr veya Cu ile bileşik nikel ihtiva eden pota ilave malzemeleri nadiren pota katkılarında kullanılmaktadır. Potada ilave edilecek Ni alaşımlarının tane iriliği 12.5 mm' nin altında olmalıdır.

Pota ilavelerinde kullanılan alaşımların çoğu dökme demirde kolayca erir. Bununla beraber, pike uniform geçmeyi ve bileşim kontrolünü sağlamak için, pota ilavelerinde gerekli tedbirler alınmalıdır (Janowak ve Gundlach, 1982).

2.3.5. Kromun Etkisi

Krom dökme demirde kuvvetli bir karbür yapıcıdır. Yalnız başına % 0.5 ve normal % 2'ye kadar silis mevcutken krom, çekme ve akma dayanımını, sertlik, aşınma ve ısıya mukavemeti artırıcı etki gösterir. Bu faydaları kromun bileşik haldeki karbonun ayrışmasını önlemesi ve kararlı krom ve demir karbürleri oluşturması ile açıklanmaktadır. Krom sertleşme derinliğini artırır ve fazla kullanıldığı veya esas demir bileşimi iyi ayarlanmadığı taktirde, işleme kabiliyetine olumsuz yönde etki yapabilir.

Krom hem gri hem beyaz dökme demirlerde Ni, Cu, Mo ve V ile birlikte çok kullanılır. Ayrıca korozyon ve ısı mukavemeti için kullanılan yüksek alaşımlı ostenitik dökme demirlerde kullanılmaktadır. % 15-30 krom ihtiva eden yüksek kromlu dökümler ısı ve oksitlenmeye dirençli olduğu kadar bu dökümler elektrikli ocaklarda üretilmekte ise de düşük kromlu tipleri bazen kupol ocağında da ergitilmektedir.

Ötektik alaşımının karbon oranı, ilave edilen her % 1 krom karşılığında yaklaşık % 0.5 düşmekte ve % 2'ye kadar krom içeren dökme demirde serbest grafit oluşumunu önleyerek beyaz dökme demir oluşumunu hızlandırmaktadır. Krom ostenit bölgesinin genişliğini azaltır ve ostenit dönüşümünün kritik sıcaklığını arttırır. Dolayısıyla % 20 krom kullanıldığında ostenit

bölgesi tamamen kaybolur. Gri dökme demirlerde, ilave edilen % 0.1 krom miktarı çekme dayanımının % 3 artmasına sebep olmaktadır. Sertlik değeri de, ilave edilen her % 1 Cr karşısında 6-10 Brinell artma gösterir. Kromun pota ilavelerinde % 10 ve ocakta % 10-15 arasında oksitlenme kaybı vardır.

Krom az miktarlarda ilave edildiğinde sık sık pota ilavesi şeklinde gerçekleşmektedir. Dökme demire krom ilavesi için bir çok ferro alaşımlar bulunmaktadır. Uygun tane iriliğinde kırılmış, % 66-70 Cr, % 4-6 C ve % 1-2 Si ihtiva eden yüksek karbonlu ferrokrom yüksek sıcaklıktaki metale ilave edildiğinde ve ilave yapılırken gerekli dikkat gösterildiğinde potada iyi sonuçlar verir. Pota ilavesi için Cr alaşımları 8-20 mesh iriliklerde kullanılır (Hassain, 1989) .

2.3.6. Bakırın Etkisi

Bakır dökme demire az miktarda ilave edildiği zaman hafif grafit yapıcı ve katı eriyik oluşumu şeklinde sertleştirici etki yapar. Düşük silisyumlu dökme demirlerde grafit yapıcı etkisi, % 2 veya daha fazla silisyum ihtiva eden demirlere kıyasla çok daha fazladır. Bakırın dökme demirdeki çözünebilme miktarı yaklaşık % 1.50 ile sınırlıdır. Bakırın gri dökme demir yapısı ve mekanik özellikler üzerine etkisi incelenmiştir. Deneylerde kullanılan numuneler 1 ile 14 cm çapında olup kimyasal bileşim ve numune çapına bağlı olarak elde edilen sonuçlar göstermektedir ki, % 1 bakır ilave edildiğinde, sertlik değeri 15 ile 35 Brinell artmakta ve aynı oranda çekme dayanımının da 20-40 MPa artmasına sebep olmaktadır.

% 2 bakır ilave edildiği zaman sertlik değerini 3 ile 45 Brinell ve çekme dayanımı da 45-70 MPa artmaktadır. Bakır ilavesi ile serbest ferrit miktarı düşmekte ve perlit sertliği artmaktadır. Bakırın maksimum ilave oranı % 2 ile 2.5 arasındadır. Bakır dökme demire çoğunlukla nikel, krom, molibden veya vanadyum ile birlikte ilave edilir.

Bakır kupol şarjına, ingot bakır şeklinde ilave edilir. Elektrolitik bakır hurdası yüksek saflıkta kullanılırken, lehim, kurşun ve diğer kirliliklerden temizlenmiş olmalıdır. Çeşitli bakır hurdaları çoğunlukla değişik miktarlarda kalay ve çinko alaşımları, tellur ve diğer alaşımları ihtiva eder. Bilinen saflıktaki temiz bakır hurdası mükemmel bir şarj malzemesi teşkil eder.

Bakırın 1083 ^{0}C gibi oldukça düşük bir ergime noktası olduğundan, potada dökme demire kolayca alaşımlanabilir. Nikel ve bakır ihtiva eden alaşım parçacıkları da pota ilave malzemesi olarak kullanılmaktadır. % 1,5 ve daha düşük orandaki bakır, dökme demirde kolayca çözünür yalnız saflığı bilinen bakırın kullanılmasında fayda vardır (Melekzadeh ve Hadadiyan, 1985).

2.3.7. Borun Etkisi

Dökme demirde bor, fazla miktarlarda katıldığı takdirde çil eğilimini artırır ve beyaz dökme demir yapısını teşvik eder. Kuvvetli bir karbür yapıcıdır. Beyaz veya çil dökme demirlerde sertliği artırır ve çil tabakasının sütunlu yapısını giderir. Bor (% 0.05) hem çil dökümlerde hem de merdanelerde sertliği artırır ve yapıyı tasfiye etmek amacıyla kullanılır. % 0.01 borun gri dökme demirin hızlı soğuyan kesitlerinde ötektik grafit yapısını önlediği rapor edilmiştir.

Bor beyaz dökme demirde çok küçük miktarlarda (% 0.005- 0.003) tavlama sırasında temper karbonu çekirdeklenmesini yapmak ve tavlama için gerekli zamanı kısaltmak için kullanılır. Ayrıca dökümde hızlı tavlamayı teşvik ederek yapıda kalan kromun karbür yapıcı kötü etkisini önler. Bu amaçla kullanıldığı zaman % 0.03 üzerindeki her % 0.03 krom için genellikle % 0.001 bor ilave edilir. Bor, dökme demirde deoksitleyici rol oynar.

Bor genel olarak kupol şarjına ilave edilmez. İstenen az miktardaki bor dökme demire pota ilavesi şeklinde katılır. Kupol şarjına dönüş hurdası ile katılan borun % 50 geçiş gösterdiği belirlenmiştir (Hassain, 1989) .

2.3.8 Alüminyumun Etkisi

Dökme demirde oksitlenmeyi önlemek için potadaki sıvı metale % 1-4.5 arasında alüminyum ilave edilir. % 0.01 ile % 0.03 alüminyum katkıları hızlı soğutulmuş kesitlerin sertlik kontrolünde kullanılmaktadır. Dökme demire ilave edilen % 0.01-0.1 alüminyum miktarı, hidrojeni alarak karıncalanmaya (pinhole porosity) neden olmaktadır. Alüminyum, perlit dönüşüm sıcaklığını her % 2 AI oranı için 16 ^{o}C arttırır ve bu sıcaklık katılan her % 6.2 AI için 96 ^{o}C artar. Dökme demirin katılaşma noktası, katılan her % 1 ile % 5.75 Al miktarı için 16^{0}C artar.

Alüminyum düşük miktarlarda yaklaşık % 0.25'e kadar güçlü bir grafitleşmeyi artırıcı element olarak daha yüksek miktarlarda yaklaşık % 8.0'e kadarda karbür oluşumunu artırıcı element olarak değerlendirmek mümkündür.

Son zamanlarda oksidasyona karşı direnci yüksek olan döküm alaşımları elde etmek için % 12'ye kadar Al içeren dökme demirler üretilmektedir (Hassain, 1989) .

2.4. Karbürler

Yüksek krom–molibdenli beyaz dökme demirler, mikroyapıda bulunan krom karbürlerin etkisiyle, mikroyapısında sementit içeren dökme demirlerden daha serttir ve aşınmaya daha dirençlidir. Mikroyapıda süreksiz ötektik karbürler ve ikincil karbürler olmak üzere iki çeşit karbür bulundururlar. Tablo 2.2'de mikroyapıda bulunabilen karbürlerin sertlikleri verilmiştir. Karbürlerin sertlikleri bileşime göre değişmektedir.

Tablo 2.2. Yüksek krom–molibdenli beyaz dökme demirlerin mikroyapısında bulunan karbürlerin sertlikleri (Minkoff, 1983.)

Karbür Tipi	Sertlik (HV)
M_3C	840-1100
M_7C_3	1200-1800
M_2C	1500

Karbürler mikroyapıda hacimce % 40-50 oranında bulunur. Bunun dışında kalan kısım matristir. Karbon miktarının artışıyla mikroyapıda bulunan karbür miktarı artar. Ötektik karbon içeriği aşıldığında çok kaba birincil karbürler oluşur. Mikroyapıda oluşan birincil karbürler gevrek yapıya sahiptir ve abrasiv partiküllerin etkisi altında kırılmaya eğilimlidirler. Bu nedenle ötektik karbon içeriği temel uygulamalar için izin verilebilen maksimum orandır. Ötektik karbon miktarı; % 15 kromda % 3.6, % 20 kromda % 3.2, % 25 kromda % 3 civarındadır. Diğer elementler bu miktarı değiştirirler. Özellikle silisyum bu miktarı azaltır (Turenne, ve diğ, 1989).

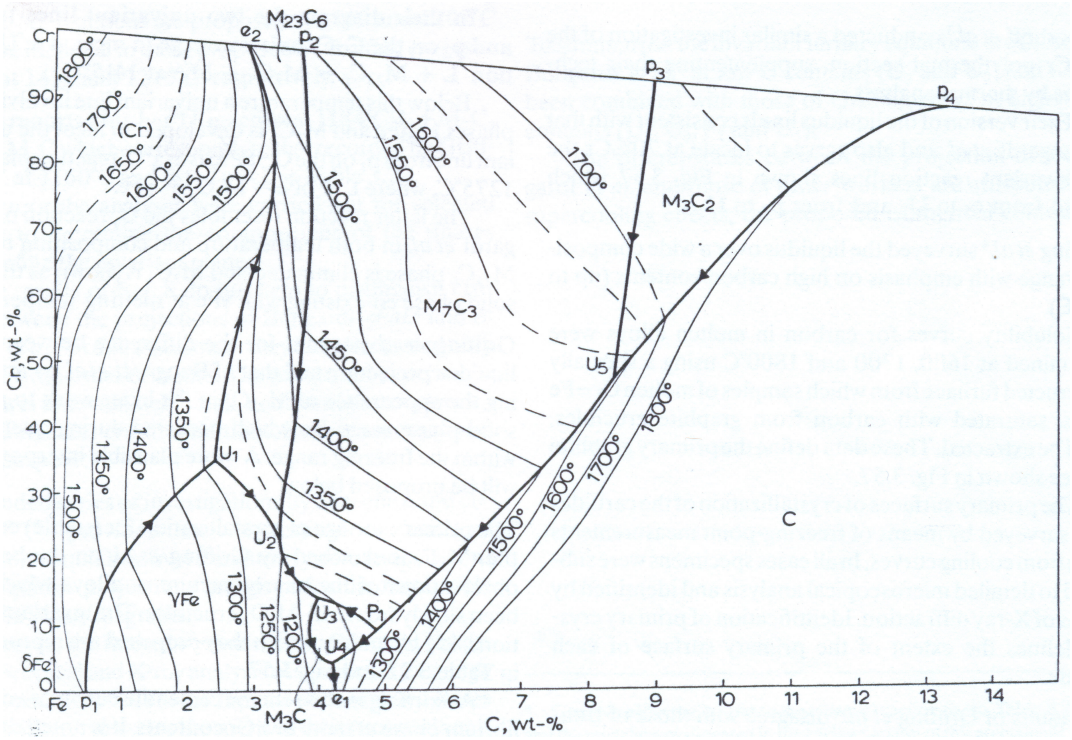
2.4.1. Matris

Aşınma direnci ve tokluğun yüksek olabilmesi için beyaz dökme demirin mikroyapısında uygun karbür ve matrisin bulunması gereklidir. Matris için yapılabilecek optimum seçim ikincil karbürlerle sertleştirilmiş yüksek karbonlu sert martensittir. Diğer bir alternatif ise ısıl işlemlerle sertleştirilebilen kararsız ostenittir.

Karbon artışı ile birlikte martensitin aşınma direnci artar. Isıl işlem sonucu martenzitik matrise dağılan ikincil karbürler aşınma direncinde artışa sebep olurlar. Ancak temperleme ile aşınma direnci düşmektedir (Fairhurst ve Röhrig, 1974).

2.4.2. Fe-C-Cr Sistemi

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin üstün aşınma direnci ve mekanik özellikleri mikroyapılarından kaynaklanmaktadır. Bu nedenle Fe-C-Cr sisteminin özelliklerinin incelenmesinde yarar vardır (Şekil 2.5).



Şekil 2.5. Fe- Cr-C üçlü denge sistemi (Raynor ve Rivlin, 1998).

Fe-C-Cr sistemi üçlü denge diyagramları birçok araştırmacı tarafından incelenmiştir. Özellikle bu araştırmalar Tablo 2.3'de verilen sıvılaşma yüzeyi ve üzerindeki kritik noktalar üzerinde yoğunlaşmıştır.

Tablo 2.3. Fe-C-Cr sisteminin sıvılaşma yüzeyindeki kritik noktalarda oluşan reaksiyonlar.

Sistem	Sembol	Sıcaklık ^{o}C	Reaksiyon
Fe-C-Cr	U_1	1275	$L + \delta Fe = M_{23}C_6 + Fe$
	U_2	1255	$L + M_{23}C_6 = M_7C_3 + Fe$
	U_3	1160	$L + M_7C_3 = M_3C + Fe$
	U_4	1156	$L + M_3C = M_3C + Fe + C$
	P_1	1230	$L + M_7C_3 + C = M_3C$
	U_5	1585	$L + M_3C_2 = M_7C_3 + C$

R. S. Jackson (1970)'un gösterdiği sıvılaşma yüzeyinde ise, şekil 2.5'teki U_1 ve U_2 ile U_3 ve U_4 noktaları çakışmaktadır. Gerçek soğuma şartlarında, oluşması beklenen $M_{23}C_6$ karbürleri görülmez. Tablo 2.3'de Fe-C-Cr sisteminde bulunan fazların kristal yapıları ve kafes parametreleri görülmektedir. Tablo 2.4'den görüldüğü gibi karbürler çok karmaşık ve farklı kristal yapıya sahiptir.

Tablo 2.4. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin mikroyapısında bulunan fazlar ve kafes parametreleri

Faz	Kafes Yapısı
α Fe	HMK
γ Fe	YMK
δ Fe	HMK
Cr	HMK
Fe_3C	Ortorombik
$Cr_{23}C_6$	YMK
Cr_7C_3	Hekzagonal
Cr_3C_2	Ortorombik
σ (% 14,7 Cr)	Tetragonal

Ticari açıdan yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin çoğunluğu bileşim açısından ostenit dönüşümü sonucu oluşan perlit dışında M_7C_3 karbürü bulunur. Aynı Cr/C oranına sahip bileşimdeki alaşımlar ostenitleme sırasında benzer matris yapısı oluşturur. Karbür yapısı farklı olsa bile aynı sıcaklıkta yapılan ısıl işlemle benzer matris yapısı elde edilir.

Düşük Cr/C oranına sahip bileşimler ısıl işlemlerde sıcaklık değişikliklerine yüksek Cr/C oranına sahip alaşımlara göre daha hassastır. Ancak sıcaklık düşüşü ile birlikte bütün bileşimlerde ostenitin Cr ve C oranı azalır.

2.4.3. M_7C_3 Karbürlerinin Özellikleri

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin bileşimlerinde krom dışında molibden, titanyum, vanadyum gibi karbür yapıcı elementler de bulunmaktadır. Ancak mikro yapıda genel olarak krom karbürler yer alır. Karbürlerin yapısındaki krom miktarı alaşımın Cr/C oranına bağlıdır. Örneğin; alaşımın Cr/C oranı üç iken M_7C_3 tipi karbürler oluşur (Jackson, 1970).

Karbür yapıcı elementlerin bir kısmı M_7C_3 şeklinde, kendi karbürlerini de oluştururlar (Powell ve Laird, 1992).

2.4.4. Fe–C–Cr Alaşımlarının Döküm Matris Yapısı

Yüksek karbonlu Fe-C-Cr alaşımlarında katılaşma sırasında ötektik altı bileşimlerde ilk olarak ostenit dendritleri oluşur. Daha sonra bu dendritlerin etrafında ostenit ile M_7C_3 ötektiği meydana gelir.

Karbür yapısına giren elementler katılaşma sırasında ayrışır. Karbür yapıcı elementler karbürlerin içinde yer alırken silisyum gibi karbür yapısına girmeyen elementler ötektik karbür kenarlarında birikir. Fosfor ve kükürdün karbür yapısı içinde kısmen dağılması karbür ostenit ara yüzeyini zayıflatarak çatlak oluşmasına ve ilerlemesine sebep olabilir.

Griffing, dubleks karbürlerin (mikroyapıda M_3C karbürleri ile çevrili M_7C_3 karbürleri) % 10-20 Cr ve % 4,8 – 7,5 C içeren alaşım için belirlenmiştir. Dubleks karbür yapısı üç adımda oluşan katılaşmanın sonucudur.

1. adımda, peritektik U_5P_1 ile karşılaşıncaya kadar demir köşesinde hareket eder.

2. adımda, $L + C = M_7C_3$ reaksiyonu ile M_7C_3 karbürleri oluşur. Sıvı P_1'e gelir.

3. adımda, $L + C + M_7C$ reaksiyonu oluşur.

Thorpe ve Chicco da Fe-Cr-C üçlü sisteminde % 9,6 Cr, % 3,44 C içeren alaşım için benzer dubleks karbürleri gözlemiştir.

Jackson (1970) a göre ise Fe-Cr-C sisteminde % 10 Cr, % 3,5 C içeren alaşımda katılaşma 4 adımdan oluşur.

1. adımda γ - Fe oluşur. U_2, U_*'a gelir.

2. adımda $M = M_7C_3 + \gamma$-Fe oluşur.

3. adımda $L + M_7C_3 = M_3C + \gamma$-Fe reaksiyonu oluşur ve bileşim U_3'e ulaşır.

4. adımda $L = M_3C + \gamma$-Fe ledeburitik ötektik reaksiyonu oluşur (Laird ve diğ., 1991).

2.4.5. Fe –C–Cr Alaşımlarının Katı Hal Reaksiyonları

M_7C_3 ve ostenit bölgesindeki reaksiyonlar yüksek kromlu beyaz dökme demirlere uygulanan ısıl işlemler açısından çok önemlidir. Döküm sırasında oluşan ostenit oda sıcaklığında yarı kararlı durumda varlığını sürdürebilir. Kalıntı ostenit beyaz dökme demirin aşınma direncini olumsuz etkiler. Bu nedenle kalıntı ostenit içeren yüksek kromlu beyaz dökme demirlere ostenitleme ısıl işlemi uygulanır. Bu işlemin amacı kalıntı ostenitin karbon ve krom miktarını azaltıp oda sıcaklığına soğutulduğunda martenzite dönüşümünü sağlamaktır. Bu; matrisin M_s sıcaklığı (Pearce, 1984);

$$M_s = 561 - 475\ \%\ C - 33\ \%\ Mn - 21\ \%\ Mo - 17\ \%\ Cr - 17\ \%\ Ni$$

formülü ile gösterilir. Bu denklemde görüldüğü gibi M_s sıcaklığında en büyük düşüşü sağlayan element karbondur. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde ostenitin yarı kararlı durumu karbona aşırı doymuşluğundan kaynaklanır. Ostenitleme işleminin amacı kalıntı ostenitin karbonu ve kromundan ikincil M_7C_3 karbürlerini çökelterek denge değerine getirmektir. Döküm durumundaki malzemeyi ostenitleme işlemiyle A_3 sıcaklığının üstünde karbon ve kroma aşırı doymuş ostenit çözünerek M_7C_3 tipi karbürler çökelir. Ostenit içinde ikincil M_7C_3 karbürlerinin çökelmesi ise ostenitin bileşimi ve dönüşüm özelliklerini değiştirir. Zaman–Sıcaklık–Dönüşüm diyagramlarında dengelenmiş ostenitin perlite dönüşüm süresinin daha uzun olduğu görülür (Mataray ve Nanot, 1970).

2.4.6. İkincil M_7C_3 Karbürlerinin Oluşumu

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde A_3 sıcaklığının üstünde sadece M_7C_3 karbürleri oluşur. 950–1030 ^oC arasındaki sıcaklıklarda ikincil karbürler için çekirdeklenme süresinin ortalama 20 sn civarında olduğu ve bütün reaksiyonunu 4-6 saatte tamamlandığı tespit edilmiştir. Çökelme sırasında hacimde çok az bir azalma olur. Cr/C oranı arttıkça çökelme aralığı daha yüksek sıcaklıklara kayar. Başlangıçta ince çökeltiler karbürler etrafında ve tane sınırlarında gelişi güzel dağınık durumda bulunurlar. Daha sonra ostenit dendritleri için belirli bazı kristallografik düzlemler üstünde çökelme başlar.

Sıcaklık ikincil karbürlerin oluşum sürecinde en önemli etkendir. Karbürler etrafında gelişi güzel çökelme 950 ^oC'ın altındaki sıcaklıklarda başlar. Daha sonra bir çok ostenit tanesinde görülmeye başlar. Sıcaklık yükseldikçe gelişigüzel çökelti bölgesi azalır ve sonundan kaybolur, karbürlerin sayısı azalır ve kabalaşır. Karbür büyümesi ile beraber etkin çökelme düzlemi sayısı da azalır.

İkincil karbür çökelmesi sadece izotermal ısıl işlemle değil, sürekli soğuma sırasında da olabilir. Bu nedenle soğuma ne kadar yavaş olursa karbür çökelmesi de o kadar fazla olur. Çökelme yoğunluğu, düşük Cr/C oranlı alaşımlarda yüksek Cr/C oranına sahip alaşımlara göre daha fazladır (Bain ve Paxton, 1966).

Tablo 2.5. Sert metal karbürlerin yapı ve kafes parametreleri (Berns ve Fischer, 1987).

Faz	Alaşım elementleri	Yapı	Kafes ölçümü (nm)	Sabit değer (nm)	Maksimum değişken %	Referans
MC	Ti	fcc	a_o = 0.426-0.436	a_o = 0,4296-0.4326	±l.2	23, 15
MC	Nb	fcc	a_o = 0.441-0.450	a_o = 0.4433-0.4470	± 1.0	23, 15
M_7C_3	Cr, Fe	hex	a_o =] .388- 1 .408 Co = 0.447-0.454	a_o = 1.387 C_o = 0.4506	±0.7	15
M_3C	Fe, Cr	orth	a_o = 0.504-0.510 b_o = 0.667-0.675 C_o = 0.448-0.454	a_o = 0.5062-0.5075 b_o = 0.6714-0.6711 Co = 0.4504-0.4512	±0.6	15
MB_2	Ti	hex	a_o = 0.300-0.306 Co = 0.320-0.326	a_o = 0.3028 Co = 0.3228	± 1.0	23
M_3B_2	Cr, Fe	te tr	a_o = 0.543-0.549 Co = 1.059-1.069	a_o = 0.546 Co = 1.064	±0.5	23,24
M_2B	Fe, Cr	tetr	Q_o = 0,507-0.512 C_o = 0.422-0.426	a_o = 0.511 C_o = 0.425	+0.2 -0.8	18
M_3B	Fe, Cr	orth	a_o = 0.539-0.545 b_o = 0.662-0.668 C_o = 0.442-0.447	a_o = 0.543 b_o = 0.666 Co = 0.455	+0.4 -0.6	18
$M_{23}B_6$	Fe, Cr	fcc	a_o = 1.053-1.064	a_o = 1.055-1.069	±0.5	18, 20, 21

Tablo 2.6. Primer katılaşmış kaba sert metal karbürlerde alaşım elementlerinin bölümlere ayrılması (Berns ve Fischer, 1987).

Faz	Cr	Nb	Ti	Mn	Ni	Fe	C	B	
MC	1	-	63-67[a]	-	-	bal.	20.1[b]	-	-
MC	2	76-86[a]	-	-	-	bal.	11.5[b]	-	4W,2V
M_7C_3	32-56[a]	0.5-2	-	2-6	-	bal.	6.0-8.8	0-2.8	2-13 V, 3-4 Mo
M_3C	18-22	-	-	8-10	0.5	bal.[a]	3.3-6.6	0-3.3	-
MB_2	3-4	-	63-67[a]	-	-	bal.	-	31.1[b]	-
M_3B_2	46-58	-	-	5-6	-	bal.	0.2-0.4	10.7-11.1	-
M_2B	11-13	-	-	7-9	4	bal.[a]	0.04	8.8	-
M_3B	35-47	-	-	1-5	-	bal.[a]	0.5	6.4	-
$M_{23}B_6$	9-13	-	-	10	3-6	bal.[a]	2.9-3.0	3.9-4.2	-
	Cr	Mo	W	V	Fe	C			
M_6C[c]	11	22[a]	7	0.5	bal.	2.04[d]			

[a] element oluşturan ana sert faz

[b] sabit değerler

[c] alaşım B0 (ötektik).

[d] tahmini değerler.

2.5. Dökme Demirlerin Katılaştırma İşlemleri

Sıfır Kelvin sıcaklıkta metal atomları kristal kafesleri içerisinde bulundukları yerde hareketsiz olarak dururlar. Isı verilmesiyle gittikçe artan oranlarda bulundukları noktalarda salınımlarında ortalama konumlarını değiştirmeyecek şekilde salınmaya başlarlar. İki atom birbirinden denge durumuna göre belli ölçülerde uzaklaşacak olursa bunları birbirine yaklaştıran çekim kuvveti artma gösterir. Buna karşılık atomların birbirine yaklaşması durumunda şiddetli bir şekilde itme kuvveti ortaya çıkar. Artan salınım uzaklığı ile atomların uzaklığı denge durumundakine göre gittikçe büyür ve kafes sistemi genişler. Verilen ısı salınım enerjisine dönüşür ve bu da hem sıcaklığın yükselmesine ve hem de hacimsel büyümeye yol açar.

Ergime sıcaklığına ulaşılması ile sıcaklık bir süre yükselme göstermez. Ergimenin başlamasıyla birlikte, verilen ısı daha çok atomların düzenli kafes yapısı durumundan, düzensiz olan sıvı fazdaki durumuna; yani salınım yerine belirgin olmayan bir atom hareketinin görüldüğü duruma geçmesine neden olur. Ergime esnasında harcanan ısıya "ergime ısısı" denir. Bu ısı malzeme içerisinde bir sıcaklık yükselmesine yol açmadığından buna ayrıca "dönüşüm ısısı" ya da "gizli ısı" denilmektedir.

Bir eksen üzerinde özgül hacim, sıcaklığa bağlı olarak incelenecek olursa, ergime sıcaklığında malzemenin hacminde şiddetli bir büyümenin varlığı dikkati çeker. Ergime ve katılaşma durumunda, dönüşüm sıcaklıklarında sıcaklık-zaman eğrileri (ısıl eğriler) dönüşüm ısısı nedeniyle duraklama gösterir.

Katılaşmada ergimenin tersi bir davranış gözlenir. Katılaşma sıcaklığına ulaşılmasıyla birlikte atomlar yeniden eski konumlarına ve salınan düzenli kafes yapılarına geri dönerler. Bu arada açığa çıkan dönüşüm ısısı katılaşma ısısı adını alır ve bu ısı ergime için harcanan ısıya eşittir. Burada da ısıl eğride yine duraklama görülür.

Cam, kükürt, mika gibi amorf yapılı maddelerin tanımlanmış bir ergime ya da katılaşma sıcaklıkları yoktur. Bunlarda düşen sıcaklıkla malzemenin kıvamlılığı artar ve sertliği yükselir.

Katılaşma, tane çekirdekleri (çekirdekçik) adı verilen çok küçük taneciklerden başlar. Tane büyümesi bu çekirdekler etrafında gerçekleşir. Sıvı metal içerisinde istenmeden önceden var olan ya da istenerek sıvıya katılan yabancı atom ve moleküller çekirdekçik görevi üstlenebilirler. Buna örnek olarak kendiliğinden çelik bünyesinde az oranda bulunan alümina (Al_2O_3) ve aşılamak amacıyla ergiyiğe istenerek katılan titanyum ve seryum elementleri gösterilebilir. Çok saf olan ergiyiklerde bile çekirdekçik oluşumu vardır. Soğutma esnasında sıcaklık, katılaşma noktasına ne kadar yaklaşırsa ve atomların ergiyik içerisindeki hareket hızları ne kadar azalırsa, buna bağlı olarak bazı atomlar hemen kristal kafesi oluşturmak üzere grup halinde bir araya gelirler. Ancak bu atomların durumlarını koruyabilmeleri ve tane

çekirdeklerine dönüşebilmeleri için sıvı ortamdan ısının çekilmesi, atom grubunun kritik yarıçapa ulaşması ve ortamla çevre arasında sıcaklık gradyantının bulunması gerekir.

Tanelerin büyümesi sırasında yapıda bulunan ve kafese kabul edilmeyen kirletici elemanlar (inklüzyonlar) tane sınırlarına itilirler ve burada tane sınırı yapısını (dolgusunu) oluştururlar. Taneler birbirlerine temas edecek duruma gelinceye kadar büyürler. Oluşan tane sınırları oldukça düzensizdir. Tanelerin özellikleri üzerinde, tane sınırlarından çok onların atom dizilişleri rol oynar (Bargel ve Schulze, 1980).

2.5.1. Termik Analiz ve Isıl Eğriler

Metal ve alaşımların sürekli ısıtılması ya da sürekli soğutulması esnasında elde edilen sıcaklık–zaman eğrilerine ısı eğriler, yapılan fiziksel işlem ve gözleme de termik analiz denir.

Termik analiz uygulamalarında; pota içerisinde ergitilen bir metal ya da alaşım önce sıvılaştırılır, malzeme sıvılaştıktan sonra seramik koruyucu boru içerisine yerleştirilen bir termoçiftle soğutma durumunda, belli zaman aralıklarında sürekli olarak sıcaklık ve olanaklıysa yapı değişimi gözlenir. Soğutmada malzemenin karıştırılması ve dengeli bir soğutmanın yapılabilmesi nedeniyle, ısıl eğriler daha çok katılaşma sırasında elde edilirler.

Faz dönüşümsüz (tek fazlı homojen sıvı, katı eriyik, bileşik ve çift fazlı ötektik yapının görüldüğü bölgelerde), düzenli ve sürekli bir soğutma işleminde ısıl eğri; ilk sıcaklığından çevre sıcaklığına kadar azalan ve süreklilik arz eden bir eksponensiyel salınım gösterir. Isıl eğri faz dönüşüm sıcaklıklarında, dönüşüm ısılarının serbestleşmesi esnasında duraklama; kısmi faz dönüşümünün (çift fazlı katılaşma ve ayrışma bölgeleri), ayrışma ve katılaşmanın olduğu durumlarda ise doğrusal sapma (kırılma) gösterir. Alaşımlarda; önce kısmi faz dönüşümünün bulunduğu ve daha sonra reaksiyonların ortaya çıktığı durumlarda da ısıl eğri, önce kırılır ve daha sonra duraklar.

2.5.2. Soğutma Hızının Dönüşüme Olan Etkisi

Aşırı hızlı soğutulan ergiyiklerin katılaşmasında; bazen katılaşma sıcaklığının altına inilmesine karşın, katılaşmanın başlamadığı görülür. Bu durum, sıvı banyoda çekirdekçik eksikliğinden ileri gelir. Düşen sıcaklığın etkisi ve sıvı içerisinde ilk çekirdekçiklerin oluşması ile daha sonra katılaşma başlar. Açığa çıkan dönüşüm enerjisinin etkisiyle, sıcaklık yeniden katılaşma sıcaklığı düzeyine kadar yükselir.

Katılaşan yapının tane iriliği, tanelerin homojenliği, tane oluşumları, tane yönlenmeleri ve diğer tüm özellikleri; soğutma şekli, ısının çekildiği yön, yeterli çekirdekçiklerin varlığı,

alaşımın saflık derecesi, aşılama, alaşımın kristal kafes türü gibi etkenlere bağlı kalır. Teknik alaşımların bünyelerinde; bilinen ve ulaşılan saflık derecelerinde, her zaman tane oluşumunun (kristalleşmenin) kolaylıkla başlayabileceği çekirdekçik görevi üstlenebilecek yeterli sayıda heterojen tanecikler vardır. Katılaşmanın yapıldığı kabın ya da potanın alt ve yan çeperleri, yüksek sıcaklıklarda ergiyebilen oksit, karbür, sülfür, nitrür ve diğer bileşiklerin kalıntıları katılaşmanın başladığı ilk taneciklerin oluştuğu, çekirdekçik görevi üstlenen noktalardır. Çekirdekçiklerin yetersiz kaldığı özel durumlarda "aşılama" yolu ile katılaşma seyri etkilenebilir. Örneğin teknikte Al-Si alaşımlarına % 0.1 dolaylarında sodyum ile alaşımın aşılanmasıyla aşırı hızlı soğutma ortamı ve buna bağlı olarak arzu edilen ince taneli bir katılaşma yapısına ulaşılmaktadır (Yıldırım ve diğ., 2001).

2.5.3. Tane Büyümesi

Kübik kafes sistemine sahip metal ve alaşımlar, küpün yüzeylerine dik yönde ve tercihli bir büyüme özelliği gösterirler. Bunlarda diğer yönlere olan büyüme yavaş gerçekleşir. Bunun sonucunda tanelerin üç boyutlu olarak oluşturduğu düzen olan, ağaç dalını andıran "dendritik" yapı ortaya çıkar. Sıvının dengeli ve her taraftan yaklaşık aynı hızda soğutulduğu durumlarda, eş eksenli yuvarlağımsı taneler "globulitler" meydana gelir. Dengesiz soğutulan ve ısının yönlendirilerek soğurulduğu katılaşmalarda stengel taneleri de denilen "kolonlu" ya da "sütunlu" tanelerin oluşumu gözlenir.

2.5.4. Alaşımların Birincil (Primer) Tanelerinde Bileşim Farklılığı

Alaşımlar, en az iki farklı metalden oluştuğu için bunların katılaşmalarında yapısal aşırı soğutma çok önemlidir. Bunların katılaşma sınırlarında ayrışma olaylarına rastlanılır. Katılaşma aralığının dar ya da geniş olmasına göre, ilk ve son katılaşan katı eriyik taneleri arasında az ya da çok oranda bileşim farklılıkları ortaya çıkar. Sıvı/katı ara sınır yüzeyinde ayrışmalar görülürken, bu ayrışmalar sonucunda düşen sıcaklıkla daha sonra katılaşan katı eriyik taneleri ikinci alaşım elementi açısından zenginleşme gösterir. Bu olaya malzeme tekniğinde "bileşim farklılığı" ya da dendiritik segregasyon denir.

2.5.5. Sıvı-Katı Ara Sınırı

Soğutmada sıcaklık gradyantına bağlı olarak; eğer ısı, aşırı soğuma bölgesi yaratmayacak şekilde hızlı iletilerek uzaklaştırılırsa, sıvı/katı arasında düzlemsel katılaşma

cephesi oluşur. Burada çabuk büyüme eğilimindeki herhangi bir tane, önündeki yüksek sıcaklık bölgesi tarafından engelleneceğinden kristalleşme hızı düşük ve cephenin her noktasında aynı olur. Bu ilke gözetilerek malzeme tekniğinde tek tane üretilebilmektedir.

Aşırı soğutma bölgesi mevcut, ancak bu bölge küçükse hücresel yapı oluşumu ortaya çıkar. Çözünen atomların ve yapı kirleticilerinin tane sınırında birikmesi malzemenin süneklik ve tokluk özelliklerini olumsuz yönde etkilerken; anizotropik davranışlara neden olur. Bu tür katılaşmalar, ancak yönlendirilerek yapıldığında mekanik özellikler açısından olumlu sonuçlar elde edilebilmektedir.

Ergiyik geniş bir aralıkta aşırı soğutulduğunda, tercihli yönde büyüyerek bu bölge içerisine uzanmış her tane ısının çekildiği doğrultuda daha hızlı olarak büyümesine devam eder. Sonuçta dendritik yapı oluşur.

Büyük ingotların (kütüklerin) iç kısımlarındaki ergiyiğin katılaşması da yapısal aşırı soğumadan büyük ölçüde etkilenir. Sıcaklık gradyantı yatay olduğundan, ingotlarda yapısal aşırı soğuma çok büyüktür. Bu şekilde çekirdekçik oluşumu kolaylaşır ve ince taneli bir yapı ortaya çıkar.

2.5.6. Tane Sınırının Etkileri

Ergiyik içerisinde çözünmeyen ve düşük sıcaklıklarda katılaşan yapı kirleticileri ve diğer yabancı maddeler, çoğunlukla tane önüne sürüklenir ve katılaşma sonunda tane sınırı malzemesini oluşturur. Kafes yapısı bozuk ve uyumsuz olduğundan, bu bölgelerde bağ kuvvetleri azalır. Tane sınırını oluşturan maddenin özelliğine bağlı olarak aşağıdaki davranışlar ortaya çıkar:

1) Tane sınırı maddesi şekil değiştirme özelliğine sahipse, dayanım, süneklik ve tokluk özellikleri; en azından oda sıcaklığında, büyük ölçüde tanelerin kendi özellikleriyle belirlenir. Ancak korozyon dayanımı, tane sınırı maddesinin varlığında; tane ve sınır arasında ortaya çıkacak galvanik eşleşme nedeniyle azalır.
2) Gevrek özellikli tane sınırları tüm malzemeyi gevrekleştirip kullanılmayacak duruma getirebilir. Örneğin, tane sınırlarında demir oksit oluşumu bulunan bir çelik ve tane sınırlarında bakır oksidül (Cu_20) oluşmuş oksijen içerikli bir bakır bu nedenle kullanılmayacak duruma gelir.

2.5.7. İngotların Katılaşma Süresi

Sıvı çelik kalıba dolarken kalıp ve altlığın soğuk yüzeyleriyle temas ederek soğur ve katılaşarak bir ingot kabuğu meydana getirir. Katılaşma süresince ingot kabuğu soğudukça büzülür ve kalıp yüzeyi ile ingot yüzeyi arasında bir hava boşluğu oluşur. Bu boşluk ingottan kalıba ve kalıptan atmosfere ısı transferini azaltır. Bu nedenle kabuğunun kalınlığı önce artar, fakat katılaşma ilerledikçe ve kalıp ısındıkça katılaşma hızı büyük ölçüde azalır. Bir ingotun soğuma hızı ve buna bağlı olarak katılaşma hızı kalıbın boyutları, şekli ve sıcaklığı, sıvı çeliğin sıcaklığı, cinsi ve kimyasal bileşimine bağlıdır.

2.6. Katılaşma Yapıları

2.6.1. Katı Çözeltilerin (Eriyiklerin) Katılaşma Yapıları

Katılaşma, metal ve alaşımların malzeme işlem çevrimi içerisinde en yaygın ve önemli olan basamaktır. Malzeme; dökülmüş, dökülmüş ısıl işlemli ya da dövülmüş ürünler şeklinde kullanılırken bunların döküm mikro yapıları, özelliklerinin ve kullanım ömürlerinin belirlenmesinde büyük önem taşır. Katılaşmış haldeki alaşımın mikro yapısı, üç farklı büyüklükteki büyütme skalası ile belirlenir. En geniş skala olarak, tane sınırı ve makro gözeneklilik ve alaşım katkılarının uzun çizgili segregasyonu (makro segregasyon) gibi büyük döküm kusurları gösterilebilir. İkinci ara skalada genellikle özel taneler yer alır. Bunlar mikroskopik bileşim açısından dengeli (düzenli) olmayan, ikincil faz ayırmalarının, yapı içerisindeki kalıntıların (impüritelerin) ve mikro gözenekliliğin yer aldığı mikro segregasyonlar ve çekirdeklenmedir. En duyarlı üçüncü skalada ise, katı halde soğuma esnasında ortaya çıkan çökelti fazları gibi, katı hal dönüşümlerle meydana gelen döküm yapısı değişiklikleri ön plana çıkar.

Bu bölümde sadece mikro segregasyon ele alınmıştır. Yavaş katılaşmalı bir döküm için mikro segregasyonda uzunluk ölçüsünün genişliği 1 mm dolayında olabilir. Hızlı soğutulan alaşımlarda mikro segregasyonun ölçüsü ise, 0.1 mm kadar dar olabilmektedir (Boettinger, 1993).

2.6.2 Yapısal Aşırı Soğutma

Pratikte metalik alaşımlar, nadir hallerde düz bir katı–sıvı ara yüzeyi oluşturarak katılaşırlar. Katılaşan alaşımın bileşim itibarı ile homojenlik göstermemesinin bir sonucu olarak,

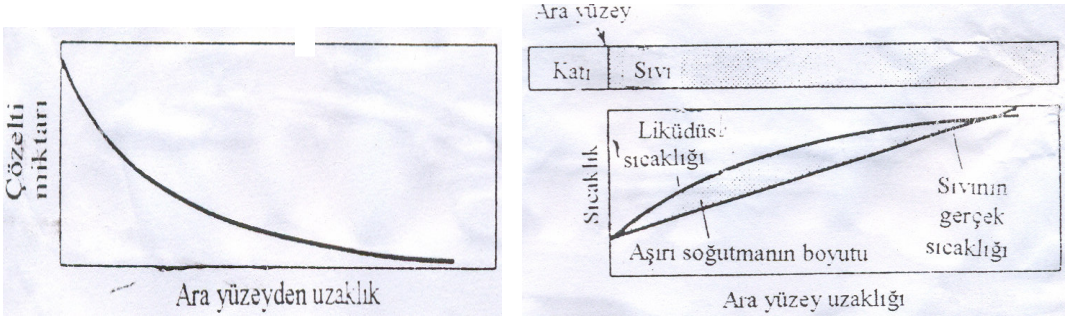
ara yüzey çoğu kez eğri, girintili çıkıntılı ve ağaç gibi dallı olur. Bu oluşumların nedeni, katı – sıvı bir ara yüzeyin incelenmesi halinde kolaylıkla anlaşılabilir. Düz ara yüzey oluşumu için; (G) sıvı fazdaki sıcaklık gradyantının etkisi altında sıvıdan katıya doğru ilerleyen ısı akışı etkisiyle sıvı–katı ara yüzeyinde büyümenin sabit (v) hızında gerçekleşmesi gerekir. Katının önünde bulunan sıvının bileşiminin dengeli (homojen) olmadığı ve sınırda çözeltilerin zenginleştiği ($k < 1$ durumu için) bir katılaşma durumu verilmiştir. Bu zenginleşmenin etkisiyle ara yüzey önündeki bazı durumlara ait sıvı sıcaklığı, Şekil 2.6' da görüleceği gibi, gerçek sıcaklığın altında kalır. Bu durumda ara yüzey önündeki sıvı, "bünyesel (yapısal) aşırı soğumuştur" denilmektedir.

Sonuçta; sıvı–katı ara faz sınırı genellikle düz olarak kalmaz ve ara yüzeyde girinti ve çıkıntılar görülürken, yapıda mikro segregasyon ortaya çıkar.

Sıvı–katı arasında düz bir ara yüzeyin ortaya çıkması durumu aşağıdaki eşitsizlikle tahmin edilebilir (Boettinger, 1974; Boettinger, 1982b).

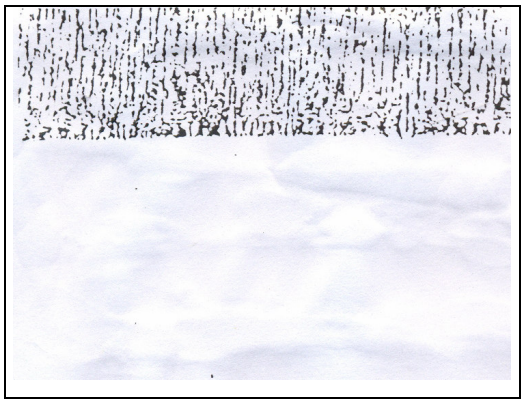
$$\frac{G}{V} > \frac{\Delta T}{D}$$ (Boettinger, 1982a).

Bu eşitlikte G, K/cm cinsinden sıvı sıcaklık gradyantını; V, cm/s cinsinden ara yüzey hızını; ΔT, K (Kelvin eşeli) cinsinden alaşımın denge donma aralığını (orijinal alaşım bileşimi için katı ve sıvı arasındaki sıcaklık farkını) ve D de sıvı difüzyon sabitini göstermektedir. Sıvı metal için $D \approx 10^{-5}$ cm^2/s değerine sahiptir. Alaşımlarda planlı (düzenli) bir büyüme, ancak sadece yüksek sıcaklık gradyantı ve düşük katılaşma hızlarında kristal büyüme fırınları kullanılarak sağlanabilir. Düzenli bir katılaşma için örneğin; $\Delta T = 5$ K, $G = 200$ K/cm olan bir alaşımda; katılaşma hızının $4. 10^{-3}$ mm/s (14 mm/h) den daha az olması gerekir. Şekil 2.7'da yüksek sıcaklık gradyantı ve düşük katılaşma hızı kullanılarak katılaşması sağlanmış seyreltik bir kalay-kadmiyum alaşımının katılaşması verilmiştir (Boettinger, 1974). Yapıda katılaşma sonucu oluşan mikro segregasyonun bulunmaması dikkati çekmektedir. Çökeltilerin miktarca az ve ΔT sıcaklık gradyantının bu nedenle çok az olduğu ön işlemli yarı iletkenlerde düzenli büyüme, bu endüstri kolunda temel niteliğe sahiptir. Öte yandan, tüm metalurjik alaşımlarda ara yüzey düzenli olmayan bir görünümde bulunur (Boettinger, 1982b).



(a) **(b)**

Şekil 2.6. Bünyesel aşırı soğuma. Sıvı fazda, katı-sıvı ara yüzeyi sınırında çökeltice zengin tabakanın oluşması; (a) Yerel sıvı faz sıcaklığının likidüs sıcaklığının altında kalması, (b) Ara yüzey bölgesi civarındaki gerçek sıcaklık yerel likidüs sıcaklığının altında bulunabilir ve bu da ara yüzeyin düzgün olmasına neden olur (Boettinger, 1974).



Şekil 2.7. Yönlendirilerek katılaştırılmış Sn-0,6 Cd alaşımı. Bünyesel aşırı soğumanın bulunmadığı durumda, bünye yönüne paralel alınan kesitte, soğutularak elde edilen düzlemsel bir sıvı-katı ara yüzeyi. G = 320 K/cm, V = $0.85.10^{-3}$mm/s,ΔT = 5.7 K. 5 ml HNO_3, 95 ml laktik asit. 80 x Büyütme (Boettinger, 1993)

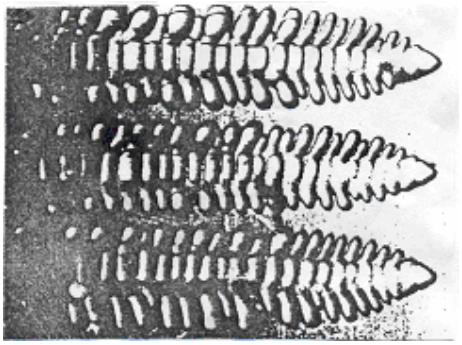


Şekil 2.8. Yönlendirilerek katılaştırılmış şeffaf (saydam) organik sakino nitril -% 5.5 (mol) aseton alaşımı. Büyüyen hücresel (dokusal) sıvı-katı ara yüzeyinin görünüşü. Büyüme yönü yataydır. G = 67 K/cm V = $0.58.10^{-3}$ mm/sΔT =103K, D=10^{-5} cm^2/s. 32 x Büyütme (Trivedi, 1984).

2.6.3. Hücresel ve Dendritik Yapılar

Yapısal aşırı soğumanın varlığında, sıvı–katı arasındaki ara yüzey arasında hücresel ve dendritik bir oluşuma rastlanılır. Şekil 2.7 ve 2.8' de metalik alaşımlara benzer şekilde katılaşma görülen, şeffaf organik bir katılaşma yapısı verilmiştir (Trivedi, 1984). G/V oranının ΔT/D oranına göre biraz küçük olduğu durumda ara yüzey, Şekil 2.7'de görüldüğü gibi, hücresel olur. G/V oranının ΔT/D' den çok küçük olması durumu da, Şekil 2.8'de görüldüğü gibi, ara yüzey ağaç dalı ya da dendritik görünümde bulunur. Hücreler (dokular, taneler) ve dendritler arasında kalan ve resimde henüz sıvı olarak görülen bölgelerde çözünmüş maddeler açısından zenginleşme ortaya çıkar ve bu da katılaşma tamamlandıktan sonra mikro

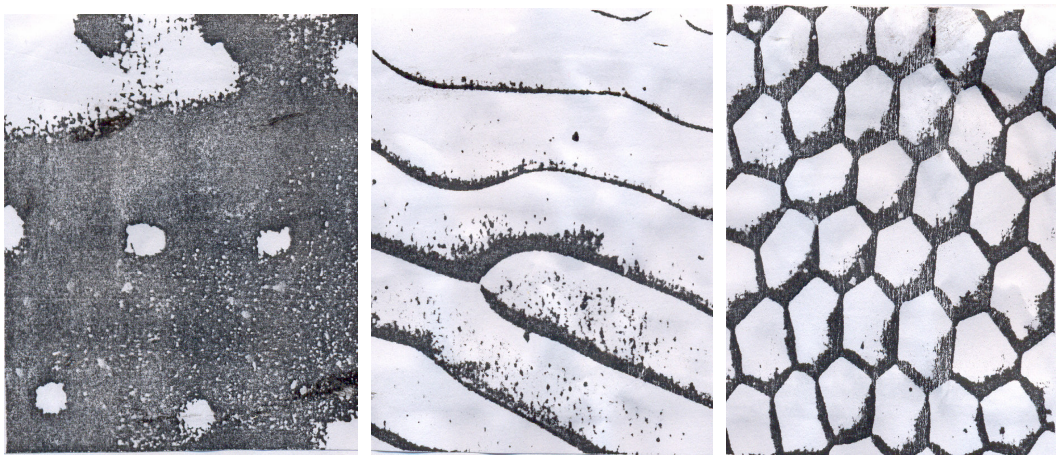
segregasyona neden olur. Hücrelerin (dokuların) her iki resimde de aynı taneye ait olan ortak kristalografik yönlenme gösterdiklerini belirtmek gerekir (Trivedi, 1984).



Şekil 2.9. : Bu fotoğraf, Şekil 2.7' deki aynı organik bileşenlere aittir. Burada sıvı – katı ara yüzeyinde dendritik bir yapı elde etmek amacıyla ara yüzey katılaşma hızı $v = 1{,}17.10^{-3}$ mm/s' ye çıkartılmıştır (Trivedi, 1984).

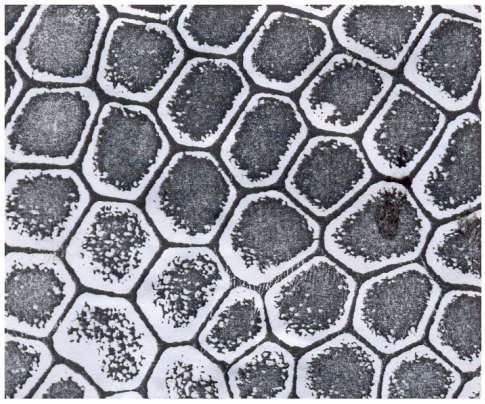
2.6.4. Hücreler (Dokular)

ΔT değerinin küçük olduğu seyreltik alaşımlarda hücresel yapı oluşumları sıkça gözlenir. Büyümeye çapraz yönde alınacak metalografik kesitlerin incelenmesinde düğümlü (Şekil 2.10), uzamış (Şekil 2.11) ve altı köşeli taneler şeklinde olmak üzere üç farklı karakteristik oluşum ortaya çıkabilmektedir. Her üç durumda da katı–sıvı ara yüzeyinde görülen fiziksel zayıflama, zayıflamanın olduğu yere yakın yerlerde çökelti konsantrasyonunun artmasına yol açar. Altı köşeli ve (hekzagonal) hücre oluşumu, düğümlü ve uzun hücre oluşumlarına oranla da sık gözlenir (Şekil 2.12).

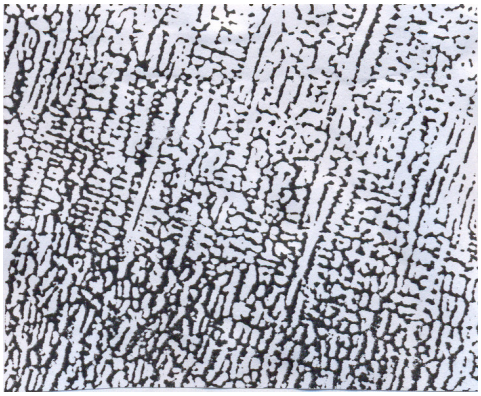


Şekil 2.10, 2.11. ve 2.12 : Sn – 0,05 Pb alaşımında sıvı–katı ara yüzeyinde oluşan sıvı dolgulu yapı, Şekil 2.10 : Eğik ışıklandırma tekniğiyle çekilen bu resimde ara yüzlerdeki düğümler görülmektedir. Şekil 2.11. Geniş alan aydınlatma tekniğiyle çekilmiş ara yüzeyde uzamış hücrelerin (tanelerin) görünüşü. Şekil 2.12. Geniş alan aydınlatma tekniğiyle çekilen, ara yüzeyde tamamen gelişmiş altı köşeli (hekzagonal) hücrelerin (tanelerin) oluşumunun görünüşü. (ASM Handbook, 1988).

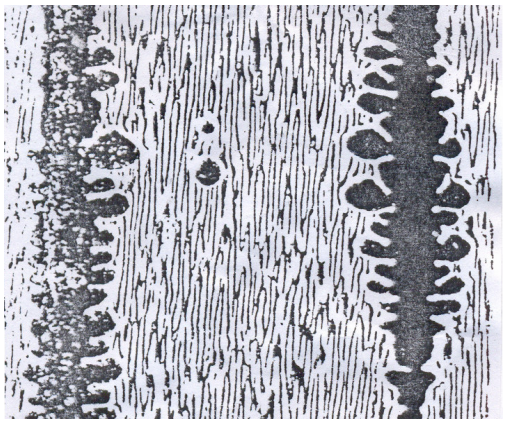
Hücresel yapının optik mikroskopla gözlendiği durumlarda, dağlayıcının tercihen çökeltilerin zenginleştiği hücre çeperlerini etkileyecek şekilde etkilemesi sağlanarak, karşılaştırma yapılabilir. Şekil 2.13'de, optik mikroskopta çapraz kesitte dağlanan yüzeyin mikro yapısı verilmiştir. Büyüme yönüne çapraz olmayan yönde kesit içerisinde gözlenen altı köşeli (hekzagonal) hücresel yapılar, bir yöne doğru uzamış bir görünüm alırlar. Büyüme yönüne paralel kesit düzleminin limit konumunda, hekzagonal görünüm tamamen kaybolur ve yapı daha çok Şekil 2.11'de verilen uzamış yapının görünümünde bulunur (Trivedi, 1984).



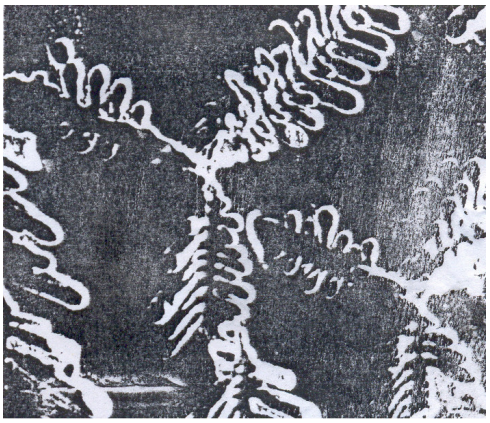
Şekil 2.13..Pb-0.26Sb alaşımının döküm yapısı. Bu kesitte hücresel (dokulu) katılaşma yapısı görülmektedir. 1 V akımla, 10 ml % 70' lik $HClO_4$ ve 50 ml metanoldan hazırlanan karışımda dağlanmıştır. 50 x Büyütme (Boettinger, 1993)



Şekil 2.14. Ni-25Cu (% atom) alaşımı, kesit dendritik katılaşma yapısını göstermektedir. 70 ml HNO_3 ve 30 ml H_2O karışımında dağlanmış, 10 x Büyütme(ASM Handbook , 1988).



Şekil 2.15. Ni-25Cu (% atom) alaşımı, kesit dendritik katılaşma yapısını görülmektedir. 70ml HNO_3 ve 30 ml H_2O karışımında dağlanmış, 175 X Büyütme (ASM Handbook, 1988).

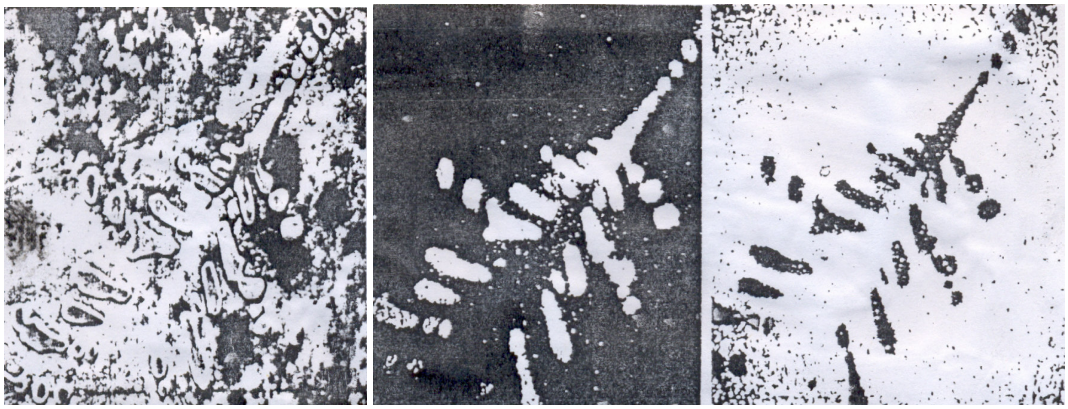


Şekil 2.16. Cu-10Co (% atom) alaşımının döküm yapısının taramalı elektron mikroskobun dakı görünüşü. Kobalt katı çözelti dendritlerinin ayrıcalıklı yapısının görüntüsü belirginleştirmek için matris selektif (seçici) dağlanmıştır. Dağlayıcı belirsiz. 150 x Büyütme. (ASM Handbook, 1988).

2.6.5. Dendritler

En yaygın görülen katılaşma yapısı tipi dendritik oluşumdur. Katı durumda bir ağaç dalına benzeyen bu oluşum, bünyesel aşırı soğutma derecesinin yüksek olması ya da katılaşma başlamadan önce, sıvı alaşımın likidüs (sıvı) çizgisinin altında bulunan bir sıcaklığa soğutulması durumunda ortaya çıkar. Dendritik yapı tek tanelerin içinde bulunur ve onların ana gövdeleri ve dalları çoğu kez tane içerisinde belli kristalografik yönleri takip eder.

Faz diyagramlarına bağlı olarak dendritik yapılar farklı şekillerde bulunabilirler. Eğer faz diyagramı hem sıvı ve hem katı durumda alaşım elemanlarının birbiri içinde eriyebildiği türdense, bu durumda yapı dendritik yapının farklı şekillerine sahip tek bir fazdan oluşur (Şekil 2.14). Faz diyagramında bir ötektik reaksiyon varsa, dendritler arası bölgeler iki fazlı ötektik yapıdan oluşurlar.



Şekil 2.17. Cu-10 Co (% atom) alaşımı döküm yapısının taramalı elektron mikroskobuyla çekilen resmi. Döküm numunesi kesiti boyunca kobalt görülmek tedir. (düz ve gri renkli bölge). Resimleme, numunenin yansıttığı ikincil elektron ların kullanımı ile sağlanmıştır. Parlatılmış, 400x Büyütme (ASM Handbook, 1988)

Şekil 2.18, 2.19. Cu-10Co (% At.) döküm yapısının taramalı elektron mikroskobunda çekilen resmi. Co-Kα dalga boyunda x-ışınları kullanılarak, elektron bombardımanı den dritleri altındaki numuneden yansıyan ışıkla çekilmiştir. Kobaltça zengin dendritler fark edilmektedir. Şekil 2.19 daki resim, Cu-Kα dalga boyunda x-ışınları kullanılarak elektron bombardımanı altındaki numuneden yansıyan ışıkla çekilmiştir. Bakırca zengin matris açık renkli olarak görülmektedir. Parlatılmış, 400x Büyütme (ASM Handbook, 1988).

Özellikle dendritik bölgenin hacimsel açıdan az yer tuttuğu bazı durumlarda; dendritler arası bölge, basit ikincil fazların oluşturduğu süreksiz taneciklerden ya da tabakalardan oluşur. Bu duruma, ayrışmış (bozunmuş) ötektik yapı oluşumu denmektedir. İlk katılaşmanın peritektik reaksiyonla gerçekleştiği alaşımlarda, mikro yapı aşırı derecede katı difüzyonu oranına bağlı kalır. Eğer bu difüzyon yavaşsa, dendritler peritektik katılaşan faz tarafından kuşatılırlar.

Dendritler karmaşık ve üç boyutlu yapılar olduğundan, kesit yüzeyi resminin açıklanmasında dikkatli olunması gereklidir. Şekil 2.16'da, seçici (selektif) etkili dağlama tekniğiyle, dendritler tarafından kuşatılan malzeme yok edilerek ulaşılan dendritik yapı görülmektedir. Şekil 2.17'de, aynı yapı düz bir kesit üzerinde verilmiştir. Düz kesit içerisinde bakıldığında, çoğu kez basit dendrit kısımları bağlantısız olarak görülürler. Şekil 2.18 ve 2.19'da, bu yapılarda aşırı derecede segregasyonun ortaya çıktığı durumlar verilmiştir (Trivedi, 1984).

2.6.6. Dendritik Katılaşmada Çözeltilerin Yeniden Dağılması

Dendritik yapıda mevcut olan bileşim açısından dengesizliğin tahmin edilmesinde kullanılan basit bir yöntem vardır. Dendritlerin küçük hacim elemanları ya da dökümün peltemsi bölgesi bir çok dendrit kolları içerirler ve herhangi bir zaman diliminde, katı fs' nin hacimsel fraksiyonu olarak karakterize edilebilirler. Başlangıçtan bitişe kadar katılaşma süresince hacimsel fraksiyon aralığı 0' dan 1' e kadar devam eder.

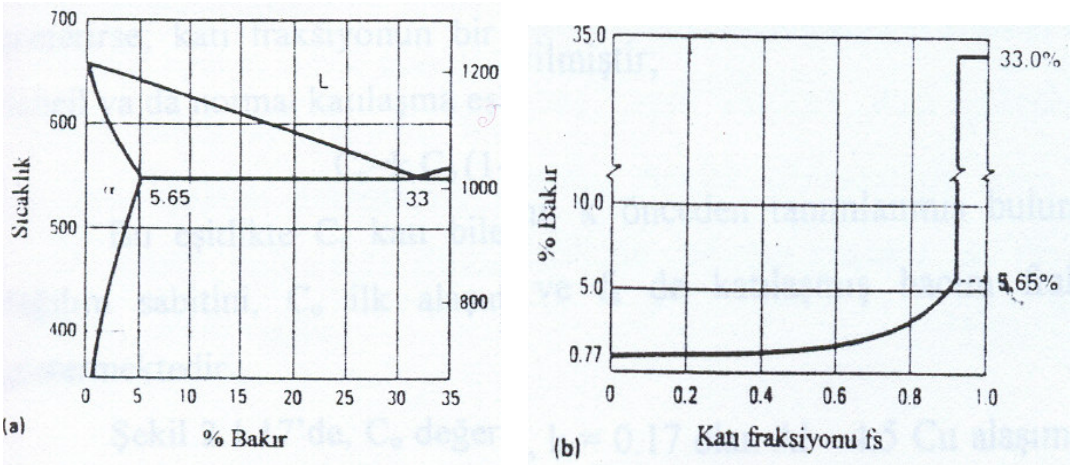
Difüzyonun katı difüzyonu olmadığı (1), arta kalan sıvının herhangi bir zaman kesitinde bileşim açısından homojen (dengeli) durumda bulunduğu (2), sadece azalma gösteren, ancak uygun sıvı akışının var olduğu (3) kabul edilirse ve k da bir sabiti gösterirse; katı fraksiyonun bir fonksiyonu olarak şekillenen katı bileşim oranı C_s, Scheil ya da normal katılaşma eşitliği ile verilmiştir;

$$C_s = k.C_o (1- f_s)^{k-1}$$

Bu eşitlikte C_s katı bileşim oranını, k önceden tanımlanmış bulunan denge dağılım sabitini, C_o ilk alaşım oranını ve f_s de katılaşmış hacim fraksiyonunu göstermektedir (Flemings ve diğ., 1971).

Şekil 2.20'de, C_o değeri % 4.5 Cu, k = 0.17 olan Al - 4.5 Cu alaşımı üzerinde bu eşitliğin kullanımına ilişkin bir örnek verilmiştir. Şekil 4.20a' da alüminyum – bakır iki bileşenli faz diyagramından bir kesit görülmektedir. Eşitlik sadece, f_s' nin sıfırdan başlayıp, bakırın katı alüminyum içerisindeki maksimum çözünebilirlik değeri aldığı (% 5.65 Cu) C_s'deki oranına kadar kullanılabilir. Şekil 2.19' dan, Scheil eşitliğinden hareket edilerek ilk katılaşan dendrit merkezinde % 0.77 Cu bulunduğu söylenebilir ve dendrit kenarları civarında bakır içeriği f_s = 0.91 değeri için % 5.65' e kadar çıkar. Alaşımın kalan (0.91-1.00' lık) kısmında ortalama % 33 Cu içeren bileşiminde dendritler arası ötektik yapının bulunduğu bir katılaşma şekli görülür. Döküm yapısında ötektik hacimsel fraksiyonu f_E'nin bulunabildiği diğer basit bir Scheil eşitliği

$$f_E = \left(\frac{C_E}{C_O} \right)^{\frac{1}{k-1}}$$ dir (Flemings ve diğ., 1971).



Şekil 2.20. a) Al-Cu faz diyagramının alüminyumca zengin köşesi. b) Al - 4.5 Cu alaşımı için, katı bileşim oranı Cs'nin katı fraksiyonu fs'ye bağlı değişimi. Diyagramda; L sıvıyı, α alüminyumun bakırla oluşturduğu katı çözeltiyi (eriyiği) göstermektedir (Flemings ve diğ., 1971).

Bu eşitlikte C_E ötektik bileşimi örneğin yukarıda C_E = % 33 Cu için f_E = 0.09 bulunur. Eğer çok bileşenli faz diyagramı bilgileri temin edilebilirse, bu yöntem daha karmaşık alaşımlar için kullanılabilecek şekilde genişletilebilir.

Scheil eşitliğinden hareket edilerek yapılacak tahminlerde çok dikkatli olmak gerekir. Bu eşitlikle yapılan tahminlerde; $k < 1$ için dendrit merkezindeki bileşim değeri çoğu kez biraz daha az, ötektik hacim fraksiyonunun bileşim değeri de biraz daha fazla tahmin edilmektedir. Bu hatalar, yukarıda tahminen verilen durumla gerçek alaşımlarla gösterdiği sapmadan kolaylıkla bulunabilir.

Dikkate değer ölçülerde katı difüzyonunun varlığı (karbonun demir içerisinde ara yer atomu şeklinde bulunuşu ya da aşırı yavaş soğutmada), sıvı fazda dikkate değer ölçülerde konsantrasyon derecesinin bulunması, genel olarak mikro segregasyonu azaltıcı etkilerdir. Bunlar metal kalıba dökümde ve hızlı soğutma durumunda çok önemlidir, Yine dendritik ve peltemsi bölgelerde geniş çapta akışkan akışı gerçekleşiyorsa, katılaşmış döküm ürününün ortalama bileşimi, dendrit oluşumunun oran itibariyle yüksek olduğu bölgelerde, dikkate değer ölçülerde değişme gösterir. Bu olaya makro segregasyon adı verilir (Flemings ve diğ., 1971).

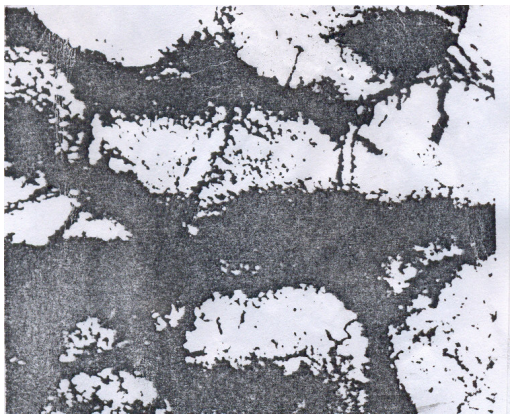
2.6.7. Hızlı Katılaşma

Isının ortamdan çekilme hızı (soğutma oranı) arttıkça, genel olarak katılaşan alaşımların mikro yapısal boyutlar küçülür. Hızlı katılaşma terimi normal olarak sıvının soğutma hızının 10^3 K/s' yi aştığı döküm işlemleri için kullanılmaktadır. Bu tanım, değişik alaşımlar yüksek oranlardaki soğutma hızlarına karşı farklı davranışlar gösterdiğinden tam olarak açık değildir. Aynı şekilde hızlı katılaşmayla alaşımlarda görülebilen bazı mikro yapılara; yavaş soğutmada,

sıvının geniş çaplı aşırı soğutulmasında çekirdeklenme öncesi ulaşılabilmektedir (Perepezko ve Paike, 1982).

Teknikte hızlı soğutulmuş alaşımların üretimlerinde, % 25.10^{-3} ' ten 10^{-1} mm' ye kadar kalınlıktaki bantların, şeritlerin, platinaların, fiberlerin yapıldığı; sıvılardan katı mamullerin üretildiği teknikler (melt spinning, planar flow casting ve melt extraction yöntemleri), 10^{-2} – 2. 10^{-1} mm iriliğinde tozların üretildiği atomizasyon yöntemi ve ince yüzey tabakalarının oluşturulmasında kullanılan yüzey ergitme yeniden katılaştırma teknikleri kullanılmaktadır. Bu yöntemlere, dar ya da küçük ölçülerdeki malzemelerin döküm yöntemleri gözü ile bakılabilir. Hızlı soğutulmuş alaşımlardan çok sayıda ürün, mukavemet artışı sağlanarak kullanılabilir. Mukavemet artırıcı işlemler, çoğu kez en son ürünlerin katılaşma yapılarını değiştirir. Öte yandan alışıla gelmiş dökümlerde katılaşma yapısının bir çok özellikleri değişmeden kalabilir.

Pek çok hızlı soğutulan yapılar, tane iriliği dışında yavaş soğutulanlardan çok az bir farklılık gösterirler. Öte yandan hücre ve dendritler içerisindeki mikro segregasyonun (bileşim farklarının) durumu, hücreler arası ve dendritler arası malzemenin hacimsel dağılımı ve/ya da hücreler arasında dendritler arası bölgelerde bulunan fazların gerçek benzerlikleri gibi detay özellikler çok yavaş soğutulan alaşımlardan farklılık gösterebilirler. Şekil 2.21'da Ag – 15 Cu alaşımının gümüşçe zengin fazına ait ince çapraz kesitteki ince hücresel (tane) yapısı verilmiştir. Verilen şekilde, hücreler arası bölgelerin çoğunu bakır ve gümüşün oluşturduğu ötektik yapı değil, bakırca zengin olan faz doldurmuştur (Shechtman ve diğ., 1984).



Şekil 2.21. Ag-15 Cu alaşımında gözlenen hücresel mikro segregasyon örnekleri. Parça elektron ışınıyla ergitilmiş ve yaklaşık 25 mm/sn hızda yeniden katılaştırılmıştır. Geçişli elektron mikroskobu için hazırlanan metalik kesitler iyon frezeleme tekniğiyle hazırlanmıştır. 32000 x Büyütme (Boettinger ve diğ., 1984)



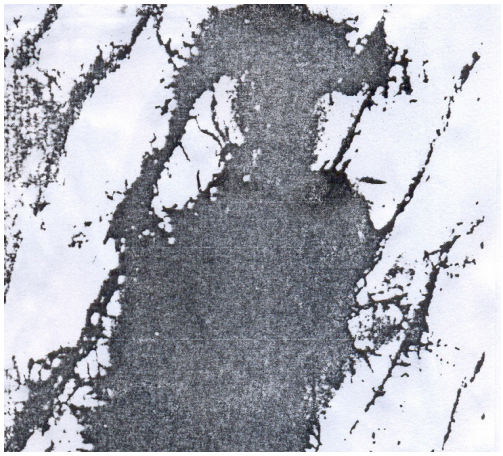
Şekil 2.22. Al-12 Mn ergitme ve tel çekme teknikleriyle üretilmiş alaşımın, α -alüminyum fazının hücresel yapısı geçişli elektron mikroskobu ile görüntülenmiştir. Başka fazların az miktardaki tanecikleri hücre (tane) duvarlarını süslemektedir. Parça -30°C'de, 95 ml metanol, 50 ml $HClO_4$ ve 15 ml HNO_3 içerisinde elektrolitik olarak parlatılmış 16000 x Büyütme (Shechtman ve diğ., 1984).

Hızlı soğutulan alaşımlarda yaygın olan bir oluşum da, ilk katılaşan fazın yavaş soğutmada gözlenene olan benzerliğinin değişmesidir. Bu duruma çarpıcı bir örnek olarak; demir, mangan ve krom gibi geçiş elementleri içeren ötektoid üstü alüminyum alaşımları verilebilir. Eğer alaşım ötektoid üstü bileşime sahipse, dökümden sonra alaşım yavaş soğutma yapılacak, Al_3Fe ve Al_6Mn gibi ilk katılaşan (primer) metaller arası bileşik fazlarını içerir. Öte yandan hızlı soğutma durumunda bu alaşımda ilk oluşan faz, alüminyum katı çözelti (katı eriyik) fazı olup, çoğu kez hücreler arası bölgelerde metaller arası bileşiklerin bulunduğu hücresel (dokulu) bir yapıya sahiptir. Şekil 2.22 ve 2.23' de ötektoid üstü alüminyum-mangan alaşımında α alüminyum katı çözeltisinin hücresel yapıları verilmiştir (Shechtman ve diğ., 1987). İlk faz oluşumu olarak, metaller arası bileşik yapısından alüminyum katı çözelti yapısına olan bu geçiş; çekirdeklenmeler arasındaki mevcut yarışın (rekabetin), metaller arası fazların büyümesinin ve α alüminyum katı çözelti fazının kinetiğinin dikkatlice incelenmesiyle açıklanabilir (Hughes ve Jones, 1976).

Bazı durumlarda, alaşımın faz denge diyagramında olmayan bir metaller arası bileşik, α alüminyumla yarışa girebilir. Alüminyum demir alaşımlarında Al_6Fe geçici kararlı faz, kararlı Al_3Fe fazına göre, daha hızlı soğutma koşullarında daha erken oluşabilir. Bu durum, bazı demir (çelik) dökümlerde sementitin grafitten daha hızlı oluşumuyla benzerlik gösterir.



Şekil 2.23. Al-15 Mn ergitme-tel çekme alaşımının uzamış hücresel yapısının ince metalik levhada geçişli elektron mikroskobunda görünüşü. Bazı hücreler arasındaki koyuluk farkı kristalografik açıdan yanlış bir oryantasyonun bulunduğunu (alt taneler) gösterir. Parça -30°C' de 950 ml metanol, 50 ml $HClO_4$ ve 15 ml HNO_3 içerisinde parlatılmıştır. 13000 x büyütme (Shechtman ve diğ., 1987).

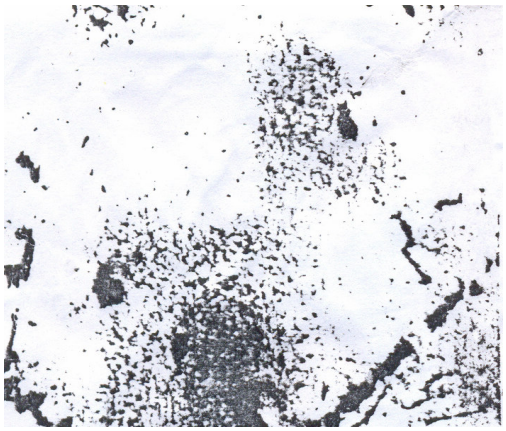


Şekil 2.24. Hücre duvarları boyunca dislokasyon ağlarının görüldüğü Ag-5Cu alaşımında hücresel mikro segregasyon oluşumu örneği. Parça elektron ışınıyla ergitilmiş ve yaklaşık 300 mm/s hızda yeniden katılaştırılmıştır. Geçişli elektron mikroskobu için metalik yaprakçık iyon frezeleme tekniğiyle hazırlanmıştır. 18000 x büyütme (Boettinger ve diğ., 1984).

2.6.8. Mikro Segregasyonsuz Yapılar

Bazı hızlı soğutulmuş alaşımlarda özellikle ilgi çekici ve farklı bir mikro yapısal değişimde, dendritik ya da hücresel (dokulu) mikro segregasyon tamamen görülmemektedir. Katılaştıktan sonra elektron ışınıyla yüzeyi ergitilip, sırasıyla 300 ve 600 mm/s hızlarda yeniden katılaştırılan Ag–5 Cu alaşımına ait yüzey fotoğrafları Şekil 2.24 ve 2.25'de verilmiştir. Şekil 2.24'da hücresel katılaşma yapısının uzunlamasına olan görünüşü verilmiştir. Şekil 2.25'de ise, alaşım mikro segregasyon göstermeyecek şekilde düzgün ara yüzey oluşturarak katılaşmıştır. Mevcut ince taneler, katı durumdaki çökeltilerden ileri gelmiştir. Bu tür mikro yapının oluşumu Mullings ve Sekerka (1964) tarafından ele alınan, yapısal aşırı soğutma analizinde sıvı–katı yüzeyler arası enerjinin etkilerinin birleştirilmediği bir teoriyle açıklanmıştır.

Diğer hızlı soğutulmuş alaşımlar, yekpare katı-katı dönüşümüne benzer bir sıvı–katı dönüşümü göstererek mikro segregasyonun bulunmadığı yapılara kavuşurlar. Bileşiminde değişme olmadan sıvının katıya dönüşebildiği, bu katılaşma mekanizmasına ayrışmasız ya da difüzyonsuz katılaşma adı verilmektedir. Başka bir deyişle, ara yüzeydeki katı miktarının sıvı miktarına olan oranı 1 olup, bu değer denge ayrışma (denge dağılım) katsayısından daha büyüktür. Ayrışmasız bir katılaşma için gerekli hızlar 1 ile 10 m/s arasında bulunur. Bu durumda faz diyagramının likidüs ve solidüs çizgilerini kullanmak açıkça imkansızdır



Şekil 2.25. Şekil 2.24'le aynı malzeme. Burada malzeme oradakinden farklı olarak yaklaşık 600 mm/s hızda yeniden katılaştırılmıştır. Hücresel yapı kaybolmuştur. Katı hal soğuma süresinde oluşan ince taneli bakır çökeltileri dışında katı ürün dengeli (homojen)'dır. 87000 x Büyütme (Boettinger ve diğ., 1984).



Şekil 2.26 Ötektik bileşimindeki Ag - 28Cu ergitme tel alaşımında tek katı çözelti fazının sütunlu taneleri. Tam bant eksen kesiti. Kasnak tarafı (soğuk taraf) alt taraftır. Dağlama çözeltisi: Taze hazırlanmış 20 ml NH_4OH, 10 ml % 3'lük H_2O_2, 10 ml H_2O. 2000 x Büyütme (Boettinger ve diğ., 1982).

Şekil 2.26’ da sırasıyla optik ve elektron mikroskobu ile çekilen resimlerde, ayrışmasız katılaşarak oluşan % 28 Cu içerikli ötektik bileşimdeki gümüş – bakır alaşımının tek fazlı mikro segregasyonsuz katı çözeltili oluşumu görülmektedir. Alaşım sadece mikro segregasyonsuz olmakla kalmamakta ve aynı zamanda bakırın katı fazda gümüş içerisindeki çözünürlüğü denge hali çözünürlük limitinin çok üzerinde (~ % 9 Cu) bulunmaktadır. Çözünürlüğün büyüme özelliği, bir çok alüminyum alaşımlarında görülen bir olaydır (Boettinger ve diğ., 1984).

2.7. Ergitme ve Döküm Yöntemleri

Dökülecek metali ergiterek, döküm sıcaklığına ulaştırmak için ergitme ocaklarından yararlanılır. Bu ocaklarda ayrıca bileşimin ayarlanması, gaz giderme ve aşılama gibi bazı ek işlemlerde dökümden hemen önce gerçekleştirilir. Ergitme ve döküm uygulamalarında büyük özenle çalışılmalıdır, çünkü yapılacak en küçük hatalar dahi, kaliteyi büyük ölçüde etkileyen ve daha sonra giderilmesi mümkün olmayacak sonuçlara neden olabilir.

Ergitme işlemleri, sırasında gerçekleştirilen kimyasal bileşim değişimlerinin seviyesine göre üç sınıfa ayrılabilir:

Ergitme: Ergitme sırasında malzemenin kimyasal bileşiminde değişiklik söz konusu değildir. Örneğin, alüminyum alaşımları, bronz, dökme demir veya çeliğin potalı veya endüksiyon ocaklarında ergitilmesi.

Ergitme ve Bileşim Ayarlama: Ocağın sıcaklık ve atmosferine bağlı olarak bileşimde sınırlı değişiklikler olur. Örneğin, oksitleyici atmosferde yapılan ergitme işleminde pirinçte çinko kaybı, kupol ocağında dökme demir içindeki Si ve Mn'nın azalarak C,S, ve P'un artması görülebilir.

Ergitme ve Alaşım Hazırlama: Ergitme ve alaşım hazırlama birlikte yapılır. Döküme geçmeden önce belirli aralıklarla analizler yapılarak alaşımın kimyasal bileşimi ayarlanır, örneğin Siemens-Martin ocağında çelik üretimi sırasında ergitme ve alaşım hazırlama birlikte yapılabilir.

2.7.1. Ergitme Ocakları

Bir dökümhane için en uygun ergitme ocağının seçiminde dikkate alınması gereken başlıca kriterler şunlardır:

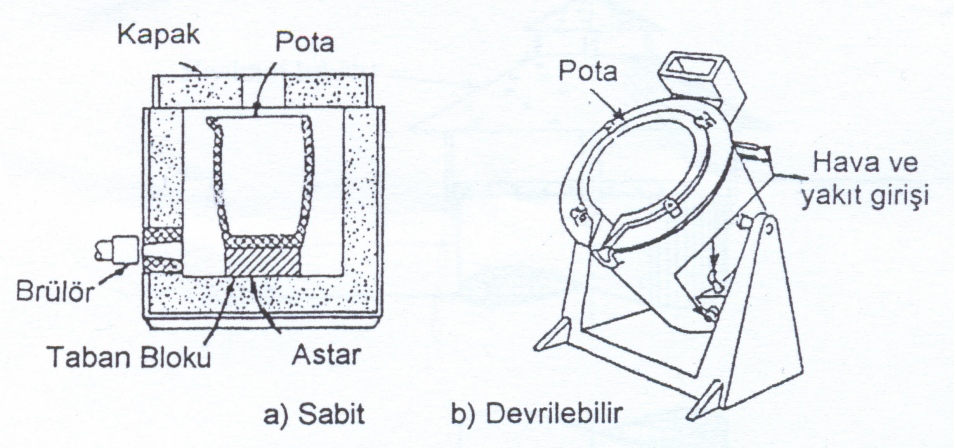
- Dökülecek metal veya metallerin türü ve miktarına, kapasite ve çalışma sıcaklığı açısından uygunluk.
- İlk yatırım ve işletme giderlerinde ekonomiklik.
- Özellikleri, kontrol imkanları ve metalurjik temizlik.

Metal döküm teknolojisinde yararlanılan ergitme ocaklarının başlıcaları şunlardır:

- Potalı ocaklar,
- Kupol ocağı,
- Elektirikli ocaklar,
- Havalı ocaklar,
- Konverterler,
- Siemens-Martin ocağı

2.7.1.1. Potalı ocaklar

Metal eritmede kullanılan en basit ve eski araç, potalı ocaklardır. Şekil 2.27' de görüldüğü gibi bu ocakların sabit ve devrilebilen modelleri vardır. Potalı ocak içi ateş tuğlası ile örülmüş bir çelik zarf ile açılıp kapanabilen bir kapaktan oluşur. Ocağın içinde metalden veya refrakter özellikli malzemeden (grafit, silisyum, karbür, dökme demir vs) yapılmış bir pota bulunur. Küçük potalar çoğu kez atölye tabanının altında bulunan sabit ocaklarda, büyük potalar ise taşınmaları güç olduğundan, genellikle devrilebilir tip ocaklar içinde kullanılır. Sabit ocaklar açılarak potalar çıkarıldığından, üretilen metalin türü ve miktarına uygun değişik potalar seçilerek ocak çok amaçlı olarak kullanılabilir.



Şekil 2.27. Potalı ocaklar (Aran, 1999).

Kapasiteleri 15 kg ile 1000 kg arasında değişen potalı ocaklarda, ısı kaynağı olarak çoğunlukla gaz ve sıvı yakıtlardan, bazen de kömür veya elektrik enerjisinden yararlanılır. Potalı ocaklarda genellikle alüminyum ve bakır alaşımları gibi düşük sıcaklıkta eriyen demir dışı metaller ergitilir.

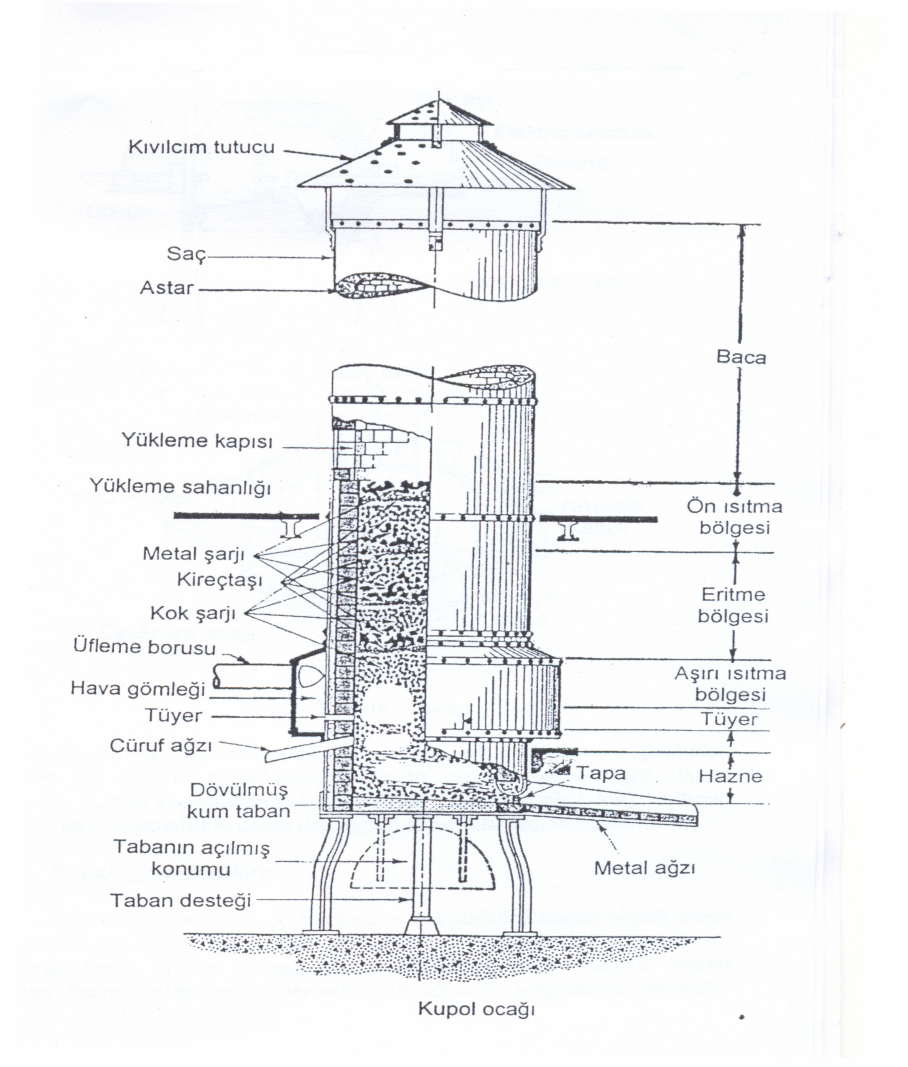
Potalı ocaklarda önemli bir dezavantaj, erimiş metalin yanma gazlarında veya ortamda bulunan nemden oluşan buhar ile temasta olmasıdır. Ergimiş metalin bünyesinde özellikle hidrojen gazının çözünmesini önlemek için ortamdaki tüm parçaların kurutulması, fırın atmosferinin hafif oksitleyici olarak ayarlanması ve yanma gazlarının ergiyikle mümkün olduğu kadar az temas etmesinin sağlanması büyük önem taşır.

2.7.1.2. Kupol ocağı

Kupol ocağı saçtan yapılmış ve refrakter tuğla ile örülerek astarlanmış, silindirik düşey bir ocaktır, Şekil 2.28'de sıvı dökme demir elde etmek için kullanılan kupol ocakları, farklı

boyutlarda yapılabilir. Ancak ticari ocakların dış çapı genellikle 1-2 m arasındadır, kapasiteleri ise 20 ton/saat'e kadar çıkabilir.

Kupol ocağını çalıştırmak için taban kapatılarak üzerinde bir kum tabakası dövülür. Bunun üzerine uygun kalınlıkta bir kok tabakası doldurularak ateşlenir. Ateşleme tamamlandıktan sonra yükleme kapısından ocak içine pik, hurda, kok ve kireçtaşı belli oranlarda ve birbirini izleyen tabakalar halinde üst üste yüklenir ve şarj, alttan erimiş metalin alınmasıyla kendi ağırlığı ile aşağı iner. Aktif haldeki ocakta alttaki kok yatağına tüyerlerden üflenen havanın sağladığı yanma ile oluşan ısı birbirini izleyen kok ve metal tabakalarından geçerek metali ergitir. Ergiyen metal, kok yatağından aşağı süzülerek ocak tabanında toplanır ve zaman zaman metal ağzından bir potaya alınır. Curufun alınması için ayrı bir ağız daha vardır.



Şekil 2.28. Kupol ocağı (Dahlmann, 1963).

Dökme demirin ergitilmesinde yaygın olarak kullanılan bu ocağın özellikleri şöyle sıralana bilir:

- **Süreklilik:** Sıvı metal, ocaktan belirli aralıklarla alınır. Kalıp hazırlama hızı ile metal ergitme hızının birbirine uygun olarak seçilmesiyle kupol ocağından seri üretimde yararlanılabilir.
- **Ekonomiklik:** Diğer bütün ergitme ocaklarından hem ilk yatırım hem de işletme giderleri bakımından çok daha ekonomiktir.
- **Basitlik:** Az yer tutar, kullanışı kolay, ergitme süresi ise kısa olan bir ocaktır.
- **Özelliklerin kontrolü:** Ocaktan alınan dökme demirin bileşimi ve sıcaklığı, fırın şartlarının ayarlanması ile ancak belirli sınırlar içinde kontrol edilebilir. Bileşimin ve sıcaklığın daha hassas ayarlanması ile içyapı değişimlerinin en aza indirilmesi istenirse, ergimiş metal önce ikinci bir ocağa alınır, gerekli düzeltmeler burada yapıldıktan sonra döküme geçilir (Aran, 1999).

2.7.1.3. Elektirikli Ocaklar

Döküm ocaklarında elektirik enerjisinden yararlanılması 19. yüzyılın sonlarında başlamış, elektirik enerjisinin giderek ucuzlaması ve yöntemin üstünlüklerinin anlaşılması ile yaygınlaşarak değişik ocak tipleri geliştirilmiştir.

Elektirik ocağının üstünlükleri aşağıdaki gibi özetlene bilir:

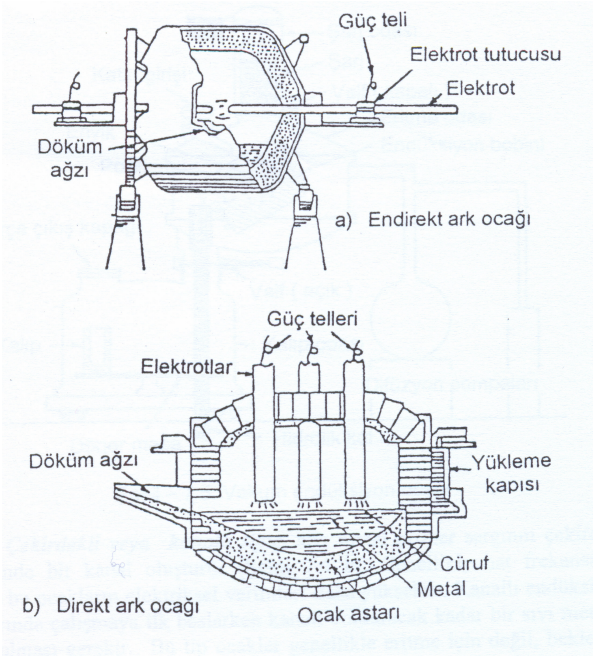
- 3000 ^{0}C gibi yüksek sıcaklıklara ulaşmak mümkündür.
- Sıcaklığın kontrolü kolaydır.
- Çalışma ortamı temizdir
- Ergitilen metalin bileşimi bozulmaz. Ayrıca arıtma ve alaşımlandırma gibi işlemler kolaylıkla gerçekleştirilebilir.
- Her türlü alaşım için değişik kapasitelerde ocaklar geliştirilmiştir.

Elektirikli ocaklar:

1. Ark ocakları,
2. Endüksiyon ocakları ve
3. Direnç ocakları olmak üzere üç gruba ayrılır (Aran, 1999).

2.7.1.3.1. Ark Ocakları

Burada metalin ergitilmesinde, ocak içinde oluşturulan bir elektirik arkından açığa çıkan ısıdan yararlanılır. Elektirik arkı, iki elektrot arasında oluşturulursa endirekt ark (Şekil 2.29a,) elektrotlarla ergimiş metal banyosu arasında oluşturulursa direkt ark ocağından (Şekil 2.29b) söz edilir. Direkt ark ocağında genellikle 3 karbon elektrot bulunur, bu elektrotlara uygulanan gerilim düşük, akım ise yüksektir.



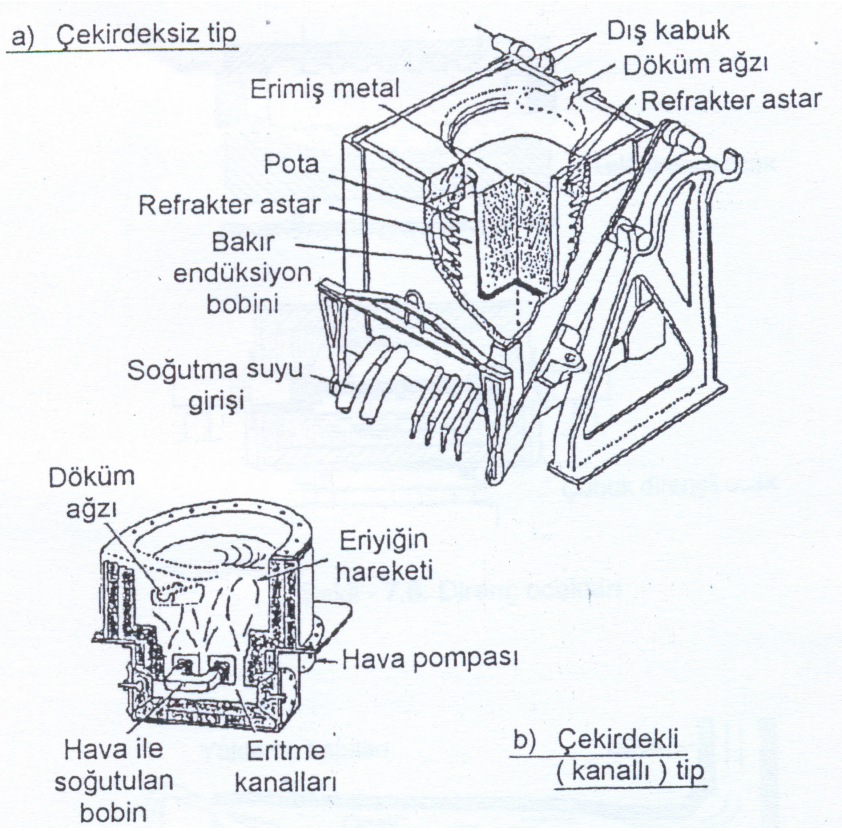
Şekil 2.29. Ark ocakları a) Endirekt ark ocağı, b) Direkt ark ocağı (Aran, 1999).

Direk ark ocaklarının kullanımı daha yaygındır. Pahalı olan bu eritme yöntemi yüksek sıcaklıkta eriyen kaliteli çeliklerin ve alaşımlı dökme demirlerin eritilmesinde tercih edilirler. Direk ark ocaklarının kapasiteleri 1-1500 ton olabilir, ancak en çok 30-40 ton kapasiteye sahip olanlar kullanılır. Ergitme kapasiteleri çok daha düşük olan (en çok 1 ton), endirekt ark ocakları ise genellikle demir dışı metallerin eritilmesinde kullanılır.

2.7.1.3.2. Endüksiyon Ocakları

Endüksiyon ocakları, çekirdeksiz ve çekirdekli olmak üzere iki gruba ayrılırlar. Her iki ocakta da ergimiş metali normal bir transformatörün primer sargısı olarak düşünülebilecek elektirik bobini çevreler. Bu bobinden geçen alternatif akım, sekonder sargı olarak düşünülebilecek, iletken, sıvı metal içinde girdap akımları endükleyerek ısı oluşturur. Isı,

doğrudan doğruya ergitilecek metal içinde ortaya çıktığından, çok temiz ve hızlı bir ergitme gerçekleşir.

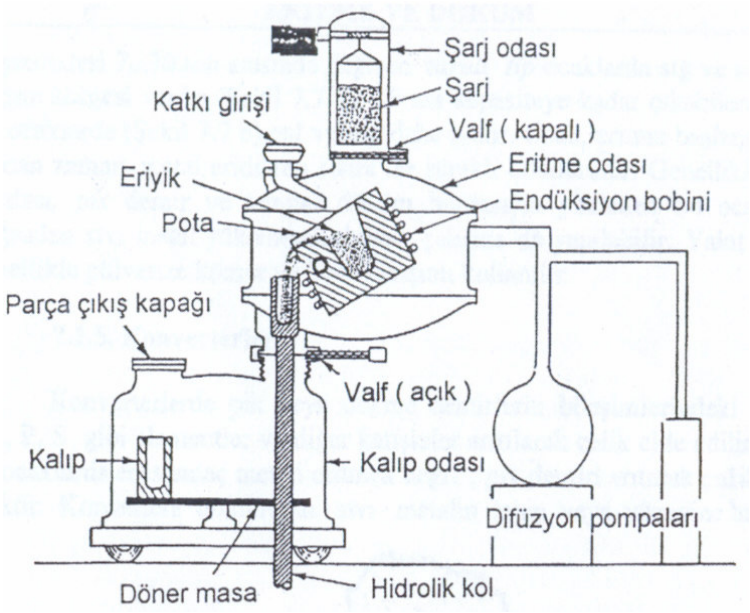


Şekil 2.30. Endüksiyon ocakları (Aran, 1999).

Endüksiyon ocaklarının bir diğer türü de, ergitmenin vakum altında yapıldığı vakum endüksiyon ocaklarıdır (Şekil 2.31). Bu şekilde metal ergiyiklerinin, hava ile teması önlenerek saf ve temiz olması sağlanabilir.

Çekirdeksiz tip endüksiyon ocağında potanın etrafı su ile soğutulan bakır borudan yapılmış bir bobin ile çevrilir. Şekil 2.30a'da verilen ve ergimiş metalde oluşan akımlar, metal banyosunda bir karışma hareketi de sağlar.

Çekirdekli veya kanallı tipte, sıvı metal primer sargının çekirdeği çevresinde bir kanal oluşturur (Şekil 2.30b). Genellikle hat frekansında çalışan bu ocakların elektriksel verimleri daha yüksektir. Kanallı endüksiyon ocaklarında çalışmaya ilk başlarken kanalı dolduracak kadar bir sıvı metalin doldurulması gerekir. Bu tip ocaklar genellikle ergitme için değil, bekletme ve aşırı ısıtma gibi işlemlerde tercih edilirler (Aran, 1999).



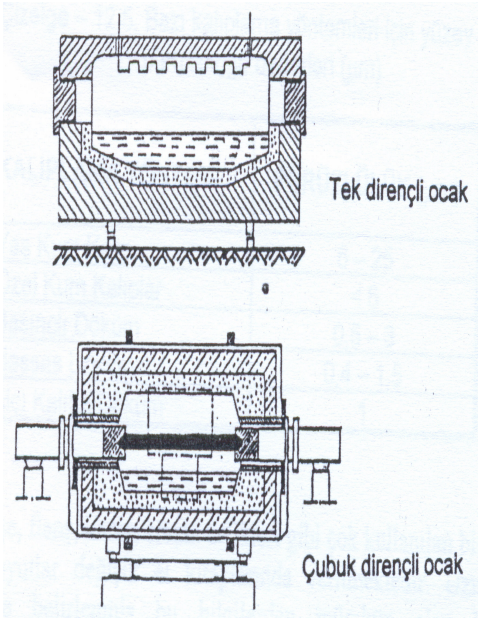
Şekil 2.31. Vakum endüksiyon ocağı (Aran, 1999).

2.7.1.3.3. Direnç Ocakları

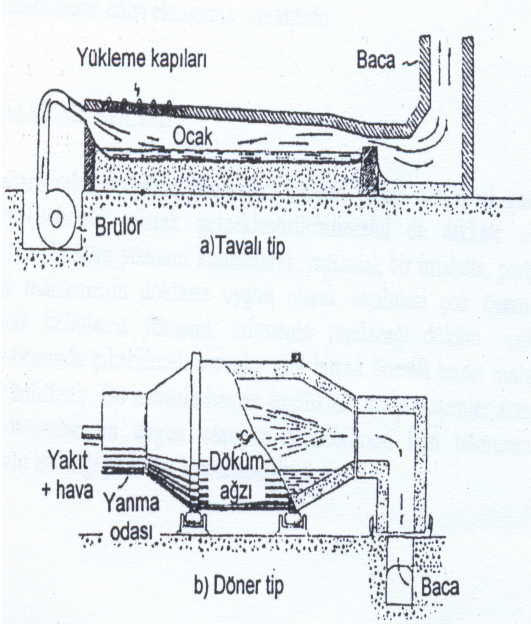
Bu ocaklarda elektirik akımının bir direnç üzerinden geçmesi sırasında oluşan ısıdan yararlanılır. Direnç ocaklarının uygulama alanları çok sınırlı olup, genellikle ergime sıcaklığı düşük malzemeler için tercih edilirler. Direnç olarak tel veya içinden yüksek akım geçirilen grafit ve silisyum karbür çubuklar kullanılır (Şekil 2.32).

2.7.1.4. Alevli Ocaklar

Bu ocaklar, dökme demirin kimyasal bileşiminin hassas olarak ayarlanmasının gerektiği (örneğin temper döküm) durumlarında kullanılır. Kapasiteleri 7-30 ton arasında değişen tavalı tip ocaklarda sığ ve uzun bir ergitme bölgesi vardır (Şekil 2.33a). 15 ton kapasiteye kadar çıkabilen döner tip ocaklarda (Şekil 2.33b) ısı verimi daha iyidir. Ocak, eritme başlangıcında zaman zaman, metal ergidikten sonra sürekli döndürülür. Genellikle çelik hurdası, pik demir ve temper döküm hurdasıyla yüklenen bu ocaklarla, doğrudan sıvı metal yüklenerek de çalışma yapılabilir (Aran, 1999).



Şekil 2.32. Direnç ocakları (Tek ve çubuk dirençli) (Aran, 1999).



Şekil 2.33. Alevli ocaklar (Tavalı ve döner tip). (Aran, 1999).

3. AŞINMA

Aşınma, bir yüzeyden diğer bir yüzeye malzeme transferi veya aşınma parçalarının oluşumu neticesinde ortaya çıkan malzeme kaybıdır. DIN 50320'de aşınma; ''kullanılan malzeme yüzeylerinden mekanik sebeplerle ufak parçaların ayrılması suretiyle meydana gelen değişiklik'' olarak tanımlanmaktadır. Benzer şekildeki bir aşınma tanımı da aşınma ve erozyonla ilgili terminolojiyi içeren ASTM G-40-93 standartlarında verilmektedir (Rakayby ve diğ., 1986)

3.1. Aşınma Mekanizmaları

Temel aşınma çeşitleri olarak dört esas olmak üzere 8 çeşit aşınma mekanizmasından söz edile bilir. Bunlar;

a. Adhezif aşınma,
b. Abrasiv aşınma,
c. Yorulma şınması,
d. Erozif aşınma,
e. Öğütmeli aşınma (grinding wear),
f. Oymalı aşınma (gonging wear),
g. Kazımalı aşınma (fretting wear),
h. Korozif aşınma (Kayalı ve diğ., 1997)

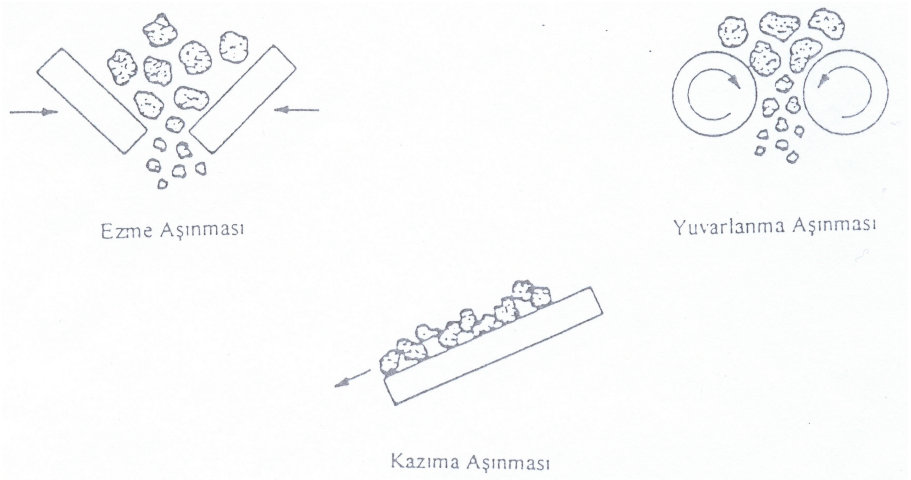
3.1.1. Adhezif Aşınma

Özellikle birbiriyle kayma sürtünmesi yapan, metal-metal aşınma çiftinde meydana gelen kaynaklaşma olayının bir sonucudur. Birbiriyle temasta bulunan benzer kafes yapılı iki metalik yüzey arasında adhezyon kuvveti denilen bir çekim söz konusudur. Bu kuvvetin meydana gelebilmesi için malzemelerin moleküllerini birbirine çok yaklaştırmak gerekir. Zaten temas halindeki iki metal, birbiriyle yüzeylerindeki pürüzler vasıtasıyla etkileşirler. Malzeme ağırlığından veya bir dış kuvvet tesiriyle, çok küçük olan pürüz tepelerine gelecek olan basınç veya gerilme çok büyük olacaktır. Bu kuvveti taşıyamayan pürüzler plastik deformasyona uğrayacaktır. Eğer malzemenin deforme olma kabiliyeti yüksek ise mikro adhezyon alanları şiddetle temas yüzeyine tamamen yayılacaktır. Böylece yüzeyde absorbe edilmiş sıvı veya gaz molekülleri ve oksit tabakaları parçalanacaktır.

3.1.2. Abrasiv Aşınma

İki yüzeyin arasında bulunan dışardan girmiş veya sürtünen malzemelerden kopmuş küçük irilikte sert parçacıklardan dolayı çalışma esnasında oluşan aşınma tipine abrasiv aşınma denir. Bu sert parçacıklar yumuşak olan yüzeye gömülür ve karşı malzemeyi aşındırır (Özmen ve diğ., 1991).

Yırtılma ve çizilme aşınması olarak da isimlendirilen abrasiv aşınma, sistemde hızlı hasara neden olan önemli bir aşınma türüdür. Çeşitli tip abrasiv aşınmalar Şekil 3.1' de gösterilmiştir.



Şekil 3.1. Abrasiv aşınma tipleri.

3.1.3. Yorulma Aşınması

Titreşim (yorulma) aşınması, titreşim zorlamalarında yorulma kırılması hasarı olarak ortaya çıkar. Değişken, tekrarlı yüklemeler sonucu meydana gelir. Tribolojik zorlamalar genel olarak yüzeyde görülen, büyüklüğü zamana ve konuma göre değişen mekanik gerilmeler sonucu meydana geldiklerinden, yorulma aşınması birçok aşınma prosesinde görülür. Neticede malzeme yüzeyinde çatlaklar oluşur; bu da, yüzeyden parçacıkların ayrılması, çukur ve oyukların meydana gelmesine neden olur (Kayalı ve diğ., 1997).

3.1.4. Erozif Aşınma

Erozif aşınma, bir sıvı veya taşıyıcı içerisindeki sert partiküllerin malzeme yüzeyinden hızla kayması veya yuvarlanması sırasında meydana gelir. Kayma ve yuvarlanma esnasında

yüzeyle temas eden her bir partikül tarafından uzun bir periyot sonunda metal yüzeyinden çok sayıda parça koparılması ile erozif aşınma hasarı meydana gelir.

3.1.5. Öğütmeli Aşınma

Öğütmeli aşınma, yüksek basınçlar altındaki partiküllerin metal yüzeyleri ile düşük hızlarda karşılaşmaları sonucunda, metal yüzeyinden parçacıkların kesilerek veya çok sayıda ufak çizikler açılarak koparılmasıyla meydana gelir.

3.1.6. Oymalı Aşınma

Oymalı aşınma, malzeme yüzeyinin çok yüksek gerilmelerdeki çarpılma durumlarında, yüzeyden bir parçanın kesilerek veya kopmasıyla meydana gelir.

3.1.7. Kazımalı Aşınma

Kazımalı aşınma, karşılaşan yüzeylerde mikro kaynaşmanın meydana geldiği adhezif aşınmaya bir miktar benzemektedir. Aralarındaki fark ise, şu şekilde açıklanabilir. Adhezif aşınma birbiri üzerinde kayan yüzeylerde meydana gelirken, kazımalı aşınma ise birbirlerine göre hareket etmeyen yüzeylerde meydana gelir. Ancak kazımalı aşınma, çok düşük genlikteki hareketlerin (vibrasyon) meydana getirdiği sistemlerde, mikro kaynaşmanın oluşmasıyla meydana gelir.

3.1.8. Korozif Aşınma

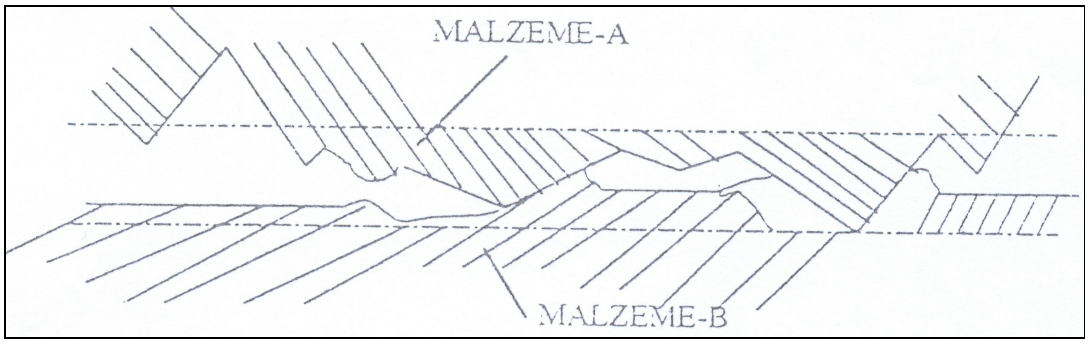
Abrasiv aşınma ile kimyasal maddelerin birlikte meydana getirdiği aşınma şeklidir. Tribooksidasyon aşınması adı da verilen korozif aşınma durumunda, ana malzeme ile karşı malzeme arasında tribolojik zorlamalardan meydana gelen kimyasal reaksiyon etkindir. Malzeme yüzeylerinin hava ile reaksiyona girerek oluşturduğu yüzey tabakaları (oksit tabakası) aşınmayı azaltmasına rağmen, bu yüzey tabakalarının tribooksidasyon sonucu özelliklerin değişmesi, aşınmayı hızlandırmaktadır. Yağ gibi kimyasal maddeler, bulundukları ortamda çalışan makine parçalarının yüzeylerinde oluşan yüzey tabakalarının bir kısmının tribolojik zorlanmalarla kırılması ve aşındırıcı parçacıklar oluşturması, aşınmayı artırır. Tribooksidasyon aşınması, özellikle metalik malzeme yüzeyinde görülür. Neticede malzeme yüzeyinde çatlaklar

oluşur. Bu ise, yüzeyden parçacıkların ayrılması, çukur ve oyukların meydana gelmesine sebep olur.

3.2. Abrasiv Aşınma

Abrasiv aşınma, biri diğerinden daha sert ve pürüzlü olan metal yüzeylerinin birbirleriyle temas halindeyken kayması sırasında meydana gelir. Metal şekillendirmede yaygın olarak kullanılan talaşlı imalat yöntemleri esasen bu tür aşınmaya dayanmaktadır. Sert parçacıkların yumuşak metale batması da abrasiv aşınmaya neden olabilmektedir. Buna örnek olarak, bir sisteme dışardan giren kum vb. gibi parçacıkların veya bir motordaki yanma ürünlerine sebep olan aşınma gösterilebilir (Çimenoğlu ve diğ., 1991).

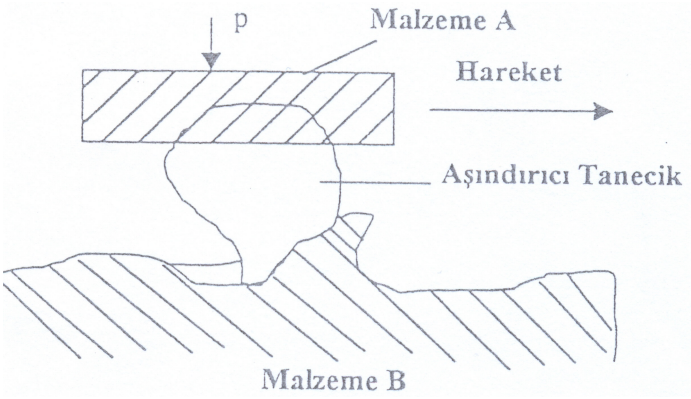
Bu tip aşınmada sert ve keskin partiküller, malzeme yüzeyinden mikron boyutlu talaşı kaldırma etkileri gösterirler. Bu aşınma, iki elemanlı ve üç elemanlı olmak üzere ikiye ayrılır.



Şekil 3.2. İki elemanlı abrasiv aşınma.

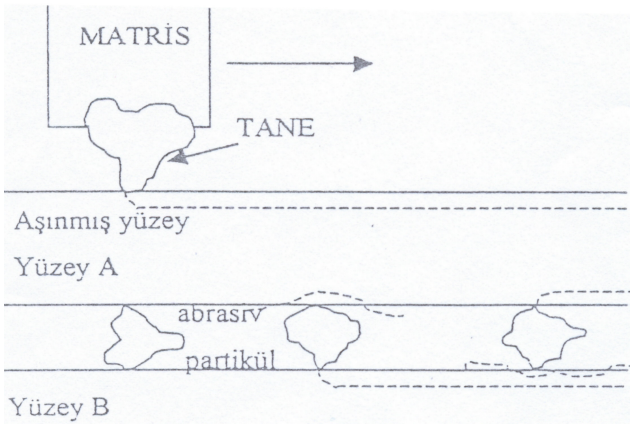
İki elemanlı abrasiv aşınma sürtünme elemanlarının doğrudan birbirleriyle etkileşimleri sonucuyla meydana gelir (Şekil 3.2).

Üç elemanlı abrasiv aşınmada ise, ana ve karşı malzeme arasında serbest ara malzeme olması söz konusu olabileceği gibi, aşınma sonucu yüzeylerden ayrılan parçacıkların birer ara malzeme gibi davranmaları da üçüncü eleman olarak görev yapabilir (Şekil 3.3).



Şekil 3.3. üç elemanlı abrasiv aşınma.

Abrasiv aşınmayı etkileyen iki temel faktör, aşındırıcı partikül ile metal yüzeyi arasındaki sertlik farklılığı ve teması meydana getiren basınç büyüklüğüdür. Abrasiv aşınma hızı, malzeme yüzeyine etki eden normal yük azaltılarak düşürülebilir. Böylece parçacıkların yüzeye daha az batması ve çapak kaldırması açısından daha az iz bırakması sağlanır. Şekil 3.4'de ise abrasiv aşınma mekanizması, şematik olarak gösterilmiştir (Çimenoğlu ve diğ., 1991).



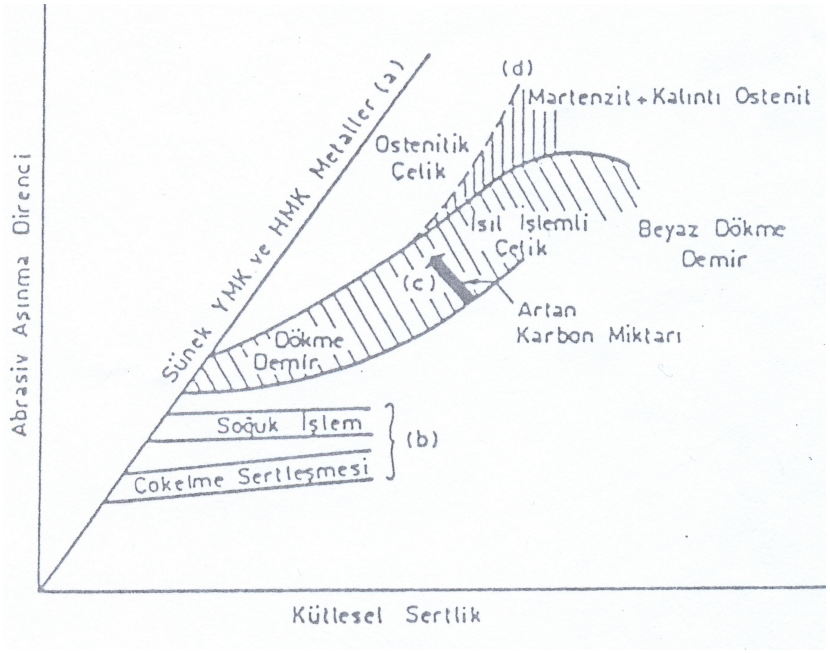
Şekil 3.4. Abrasiv aşınma mekanizması (Çimenoğlu ve diğ., 1991).

Genel olarak abrasiv aşınma türleri üç ana grupta toplanmaktadır. Bunlar, oymalı sürtünme aşınması, öğütmeli sürtünme aşınması ve erozyondur. Bir çok karakteristik açıdan bu aşınma türleri birbirlerine benzemelerine rağmen, tek tek incelendikleri zaman birbirlerinden önemli farklılıklar sergiledikleri görülür (Kayalı, 1993).

Oymalı sürtünme aşınması, kütlesel bir şekilde yüzeyin bir deformasyonu sonucunda oluşan bir aşınma türüdür. Aşırı yüklemeler etkisi ile meydana gelen oymalı sürtünme aşınmasına örnek olarak, ağır koşullar altında çalışan kazıcı, kırıcı gibi maden araçlarında görülen aşınmalar verilebilir.

Öğütmeli sürtünme aşınmasında, iki yüzeyin bir biri üzerinde hareket etmesi sonucunda ortaya çıkan ve ara yüzeyde abrasive dayalı parçacıklar bulunmaktadır. Bu ara yüzeyde yer alan taneler, ya bir yüzeyden aşınarak gelir ya da her iki yüzeyin birlikte aşınması sonucu ortaya çıkar. Abrasiv aşınma, keskin köşelere sahip olan abrasiv tanelerin yüzeye yük uygulaması durumunda parçanın yüzeyini kazıyarak veya kaldırarak parçalar koparmasıyla hasara neden olmaktadır. Örnek olarak bilyalı değirmenler gösterilebilir.

Malzemelerin abrasiv direnci, (Şekil 3.5'de) görüldüğü gibi, kütlesel sertlikten önemli derecede etkilenmektedir. Artan sertlikle abrasiv direncinin artmasına rağmen sünek ve gevrek malzemeler farklı aşınma özelliklerine sahiptirler. Tek fazlı sünek malzemelerde (Şekil 3.5'deki a eğrisi) aşınma yüzeyinin yüksek plastik deformasyona uğraması, aşınma direncinin kütlesel sertlikten ziyade yüzeysel sertliğe bağlı olmasına sebebiyet vermektedir. Bu nedenle, sünek malzemelerin deformasyon sertleşmesi özellikleri önemli olup, yüksek abrasiv aşınma direnci açısından deformasyon sertleşmesi üssü (n) değerinin yüksek olması arzu edilir. Malzeme sertliğinin, tane boyutunu küçülterek, soğuk işlem uygulayarak, çökelme sertleşmesi veya dağılım sertleşmesi yaparak arttırılması halinde ise, aşınma direncinde bariz bir artış olmamaktadır (Şekil 3.5'deki b eğrisi). Hatta bu işlemlerde malzemenin gevrekleşmesi, aşınma direncinin bir miktar azalmasına da neden olabilir. Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler gibi, martenzitik ve küresel mikroyapıya sahip malzemeler, aynı sertlikteki sünek malzemelerden daha düşük aşınma direncine sahiptirler (Şekil 3.5'deki c eğrisi). Bunun nedenleri aşınma ve kırılma mekanizmaları arasındaki farklılığın yanı sıra, martenzitik ve küresel mikro yapıya sahip malzemelerin sünek malzemelere kıyasla daha düşük deformasyon sertleşmesi üssü (n) değerine sahip olmalarıdır. Ayrıca, bu malzemelerde sünekliğin azalmasıyla, aşınma direncinde azalma da görülebilir. Ostenitik çeliklerde ise, yüzeyin deformasyonla martenzite dönüşmesi, şekil 3.5'deki d eğrisinden de anlaşılacağı gibi aşınma direncinin artmasına sebep olmaktadır (Çimenoğlu ve diğ., 1991).



Şekil 3.5. Çeşitli malzemelerde kütlesel sertliğin abrasiv aşınma direncine etkisi.

3.3. Aşınma Deneyleri ve Ölçüm Yöntemleri

3.3.1. Aşınma Deneyleri

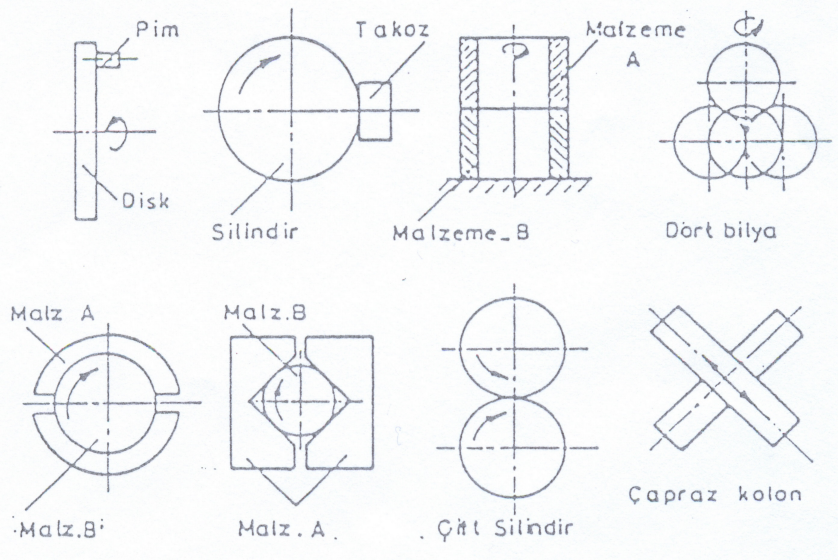
Aşınma deney yöntemlerini genel olarak iki grupta toplamak mümkündür.

a) Katı, sıvı ve gaz halindeki maddelerin etkisi altındaki yalnız karşı malzemelerin aşınma deneylerinin ölçüldüğü yöntemler Şekil 3.6'da görülmektedir (Yılmaz, 1997).

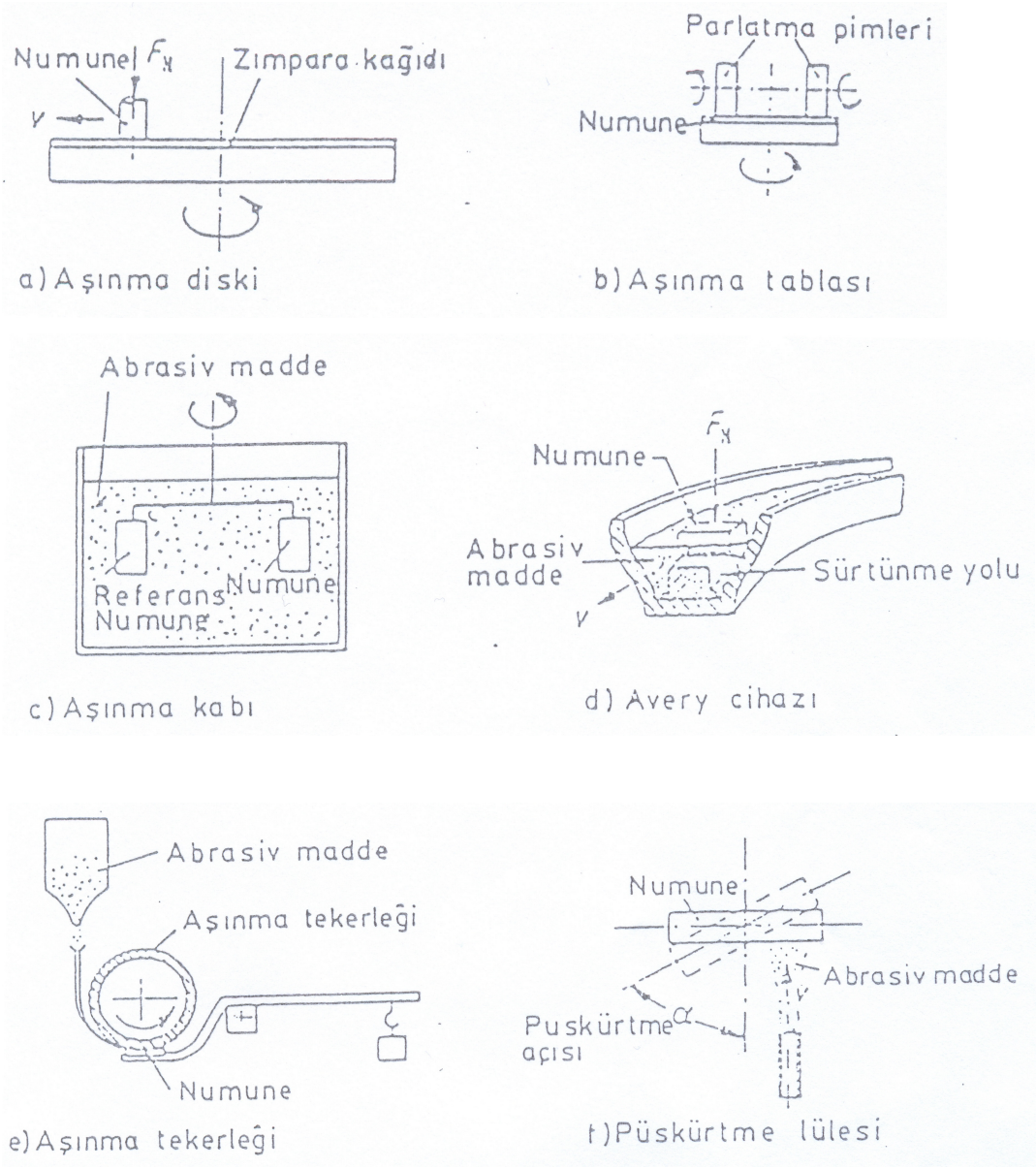
b) Yağlamalı ve yağlamasız bir ortamda ana ve karşı malzemenin adhezif (metal-metal) aşınma değerlerinin ölçüldüğü yöntemler Şekil 3.7'de görülmektedir.

Alet ve makinelerde aranılan özelliklerden bir tanesi de bunların kullanım ömürleridir. Makine parçalarının çabuk aşınması makinenin ömrünü kısaltarak maliyeti arttırdığı gibi, onarım için geçen sürede üretimin önemli ölçüde aksamasına neden olmaktadır. Bu nedenle dolayı makine imalatında aşınmaya maruz kalacak yerlerde aşınma direnci yüksek malzemeler kullanılmalıdır. Bu malzemelerin tespiti için de mutlaka birçok laboratuar deneylerinin yapılması gerekir. Laboratuar şartlarında yapılan deneylerde ana malzemenin bir modeli ile çalışılır. Bu model basit bir geometrik şekle sahip olup, fazla bir masrafa gerek kalmadan üretilebilir ve daha sonra bir deney cihazına takılarak her türlü aşınma ölçme işlemleri bunun üzerinde yapılabilir. Aşınma deneylerinde aşınma ölçüm deney yöntemleri olarak bilinen ağırlık farkı, kalınlık farkı, iz değişim ve radyo izotop metotları mevcuttur (Korkut, 1997).

Malzeme kaybı olarak tanımlanan aşınmanın ölçümü, temas eden parçalardan birinde veya her ikisinde hacim ve ağırlık kaybı esas alınarak yapılır (Kayalı ve diğ., 1991). Amerikan Society of Lubrication Engineers, 1976 (ASLE) tarafından 100 kadar deney sistemi belirlenmiştir. Bunlardan en çok kullanılanları Şekil 3.6 ve 3.7'de görülmektedir.



Şekil 3.6. Yağlamalı ve yağlamasız adhezif (metal-metal) deney yöntemleri (Kayalı ve diğ., 1991).



Şekil 3.7. Çeşitli abrasiv maddeler ile malzemelerin aşınmasının araştırılmasında kullanılan deney yöntemleri, (Kayalı ve diğ., 1991).

3.3.1.1. Ağırlık Farkı Yöntemleri

Ekonomik olması ve ölçülen büyüklüğün alet duyarlılık kapasitesi dahilinde bulunması sebebiyle en çok kullanılan yöntemdir. Ağırlık kaybını ölçülmesi, 10^{-4} veya 10^{-5} gr hassasiyetinde oldukça duyarlı bir terazi yardımı ile yapılır. Aşınma miktarı gr veya mg cinsinden ifade edilirse, m veya km olarak tespit edilen sürtünme yoluna karşılık gelen ağırlık kaybı miktarı (gr/km), (mg/m) ile ifade edilebilir. Ağırlık kaybı birim alan için hesaplanacaksa

(gr/cm^2) gibi bir birim kullanılabilir. Ağırlık kaybı hacimsel aşınma miktarı olarak belirtilmek istendiğinde, yine ağırlık kaybından hareketle kullanılan malzemenin yoğunluğu ve deney numunesi üzerine etki eden yükleme ağırlığı hesaba katılmak suretiyle, birim yol ve birim yükleme ağırlığına karşılık gelen hacim kaybından gidilerek bulunabilir.

Bu tanımlara göre, en çok kullanılan ağırlık farkı ölçme metodunda kullanılan bağıntı şudur;

$$Wa = \Delta m/M.s.\ \rho \quad \text{……..(1)}$$

Burada;

Wa = Aşınma oranı ($mm^3/N.m$),

Δm = Ağırlık kaybı (gr),

M = Yükleme ağırlığı (N),

s = Aşınma yolu (m),

ρ = Yoğunluk (gr/cm^3),

olarak verilmiştir. Aşınma oranının (Wa) tersi ise aşınma direnci (Wr) olarak gösterilir.

$$Wr = 1/Wa\ (N.m/mm^3) \quad \text{……..(2)}$$

Başka bir bağıntı olarak da, 1 km'lik kayma yoluna karşılık gelen yükseklik kaybı bağıntısı vardır ki, genellikle iki elamanlı abrasiv aşınmanın hesaplanmasında kullanılır.

$$Vs = 10^4\ \Delta m/F.\rho.s\ (\mu m/km) \quad \text{……(3)}$$

Burada;

Vs = 1 km aşınma yoluna karşılık gelen yükseklik kaybı (μm)

Δm = Ağırlı kaybı (gr),

F = Aşınma yüzeyi (cm^2),

ρ = Yoğunluk (gr/cm^3),

s = Kayma yolu (km),

olarak alınır. Deney malzemesi yükseklik kaybının, karşılaştırma malzemesi (örneğin; Fe37 çeliği) yükseklik kaybına oranı, aşınma orantısı sayısını (Wg) verir.

$$Ws = Vs\ (\text{deney numunesi}) / Vs\ (Fe37) \quad \text{…….(4)}$$

Bu orantı sayısının ters değeri ise; bağıl aşınma direnci (R) olarak tanımlanır (Korkut, 1997).

$$R = 1/ Ws$$

4. DENEYSEL YÖNTEM

Bu çalışmada gri dökme demir ve beyaz dökme demir dubleks döküm tekniğiyle dökülmüş numunelerin dökümü esnasında beyaz dökme demir kısmına, farklı karbür yapıcı elementler değişik oranlarda katılarak mikroyapı üzerindeki etkileri incelenmiştir.

Bu malzemelerin dubleks döküm tekniği ile üretilmesindeki en önemli amaç; döküm numunelerin iç kısmının gri dökme demirden, dış kısmının ise daha sert ve üstün aşınma özelliğine sahip beyaz dökme demirden oluşması ve ayrıca dış kısmın içerisine katılan Mn ve B elementlerinin etkilerinin belirlenmesidir. Üretilen malzeme daha sonra (optic mikroskop) OM, (scaninng electron mikroscopy) SEM, (Energy dispersive x-ray spectrometer) EDS ve (X-ray diffraktion) XRD analizlerine tabi tutulmuştur.

Bu çalışmada; dubleks döküm yöntemiyle dış kısım beyaz dökme demir içerisine eklenen karbür yapıcı elementler, iç kısım ise gri dökme demirden oluşacak şekilde üretilmiş olan bir döküm malzemesinin ara yüzey mikroyapısı ve karbür yapıcı elementlerin yüksek alaşımlı beyaz dökme demirin mikrosertliğinde ve mikroyapısında meydana getirdiği değişimler araştırılmıştır.

4.1. Deney Malzemelerinin üretimi

4.1.1. Deney Numunelerinin üretiminde Kullanılan Alaşım Elementleri

Dubleks döküm numunesinin gri dökme demirli iç kısmı, Tablo 4.1'de verilen bileşimlerden oluşmaktadır. Ayrıca yedi farklı içerikte dökülen dış kabuk kısmın kimyasal içeriği Tablo 4.2'de verilen bileşime sahiptir. Tabloda verilen değerler döküm sonrası alınan spektral analiz sonuçlarıyla belirlenmiştir. Dubleks dökümün beyaz dökme demirli dış kısmı için, % 65 saflıkta ferrokrom, % 70 saflıkta ferromangan, % 99 saflıkta nikel, % 99 saflıkta grafit ve sodyum tetraborat pentahidrat $Na_2B_4O_7.5H_2O$ (% 48 B_2O_3) kullanılmıştır. Dökümde katkı olarak kullanılan, kısaca boraks olarak tanımlanan sodyum tetraborat bileşiği beyaz kristalli tanelerden oluşur. Soğuk suda erimez, ancak sıcak suda kolaylıkla çözünür niteliktedir. Isıtıldığında bağlı bulunan hidrat suyu buharlaşır. Bileşik 878 °C'de ergiyip, daha sonra metal okside dönüşme özelliği gösterir (Schröter ve diğ., 1971).

Tablo 4.1. Dubleks döküm numunesinin gri dökme demir esaslı iç kısmının kimyasal bileşimi.

Alaşım	% Bileşim					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe
Gri dökme demir	3	2,5	0,5	0,1	0,2	kalan

Tablo 4.2. Dubleks döküm numunenin yüksek alaşımlı dökme demirli dış kısmının kimyasal bileşimi.

Alaşım Numune	% Bileşim							
	Dök Özelliği	C	Cr	Ni	Si	Mn	B	Fe
1 Nolu	Normal	3	12.5	1.75	0.6			Kalan
2 Nolu	Dubleks	3	12.5	1.75	0.6			Kalan
3 Nolu	Normal	3	12.5	1.75	0.6		1	Kalan
4 Nolu	Dubleks	3	12.5	1.75	0.6		1	Kalan
5 Nolu	Dubleks	3	12.5	1.75	0.6		0.5	Kalan
6 Nolu	Dubleks	3	12.5	1.75	0.6	1.2		Kalan
7 Nolu	Dubleks	3	12.5	1.75	0.6	1.5		Kalan

Tablo 4.3. Dubleks döküm numunesinin gri dökme demir esaslı iç kısmının spektral analiz sonucu.

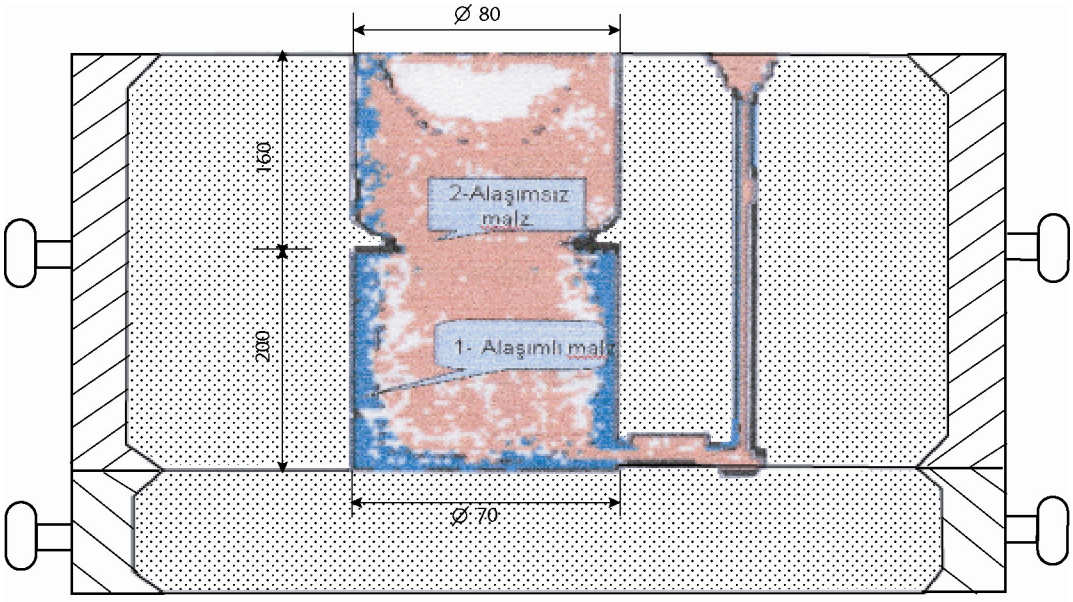
Alaşım	% Bileşim					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe
Gri dökme demir	4.18	3,72	0,57	0,48	0,28	kalan

Tablo 4.4. Dubleks döküm numunenin yüksek alaşımlı dökme demirli dış kısmının spektral analiz sonucu.

Alaşım Numune	% Bileşim							
	Dök Özelliği	C	Cr	Ni	Si	Mn	B	Fe
1 Nolu	Normal	4.30	14.78	1.86	3.27	0.26		Kalan
2 Nolu	Dubleks	3.90	11.42	1.68	4.08	0.32		Kalan
3 Nolu	Normal	4.26	11.51	1.75	2.68	0.43	okunamadı	Kalan
4 Nolu	Dubleks	3.77	11.63	1.65	3.65	0.31	okunamadı	Kalan
5 Nolu	Dubleks	3.75	11.71	1.59	3.69	0.32	okunamadı	Kalan
6 Nolu	Dubleks	3.78	11.83	1.70	3.79	1.4		Kalan
7 Nolu	Dubleks	4	11.5	1.72	3.83	1.45		Kalan

4.1.2. Dubleks Döküm Kalıp üretimi

Dubleks döküm kalıbı, normal döküm kalıplarından farklı bir dizayn ile üretildi. Şekil 4.1'de görülen bu kalıbın en önemli özelliği iki farklı bileşiğin farklı zaman aralıklarında kalıba tek bir yolluktan aktarılmasından dolayı kalıbın yolluk kısmı normalden biraz daha geniş dizayn edildi.



Şekil 4.1. Dubleks döküm tekniği ile üretilen deney numunesinin şematik döküm parça kesiti (Kaplan, 2006).

Bunun nedeni ilk dökülen malzeme yolluktan döküldükten bir süre sonra ikinci malzemenin dökülmesi anında geçen zamanda yollukta ilk dökülen malzemenin bir kısmının yolluk çeperinde katılaşarak yolluk kanalını daralttığı için ikinci malzemenin yolluktan ilerlemesi zorlaşmıştır. Bu zorluğu gidermek için yolluk normalden daha geniş tutulmuştur.

4.1.3. Deney Malzemelerinin Dökümü

Dubleks döküm işlemi için önceden temin edilen metal ve metal olmayan malzemeler bir araya getirildi. Kullanılacak malzemeler saflık derecelerine göre, alaşıma ilave edilecek olan miktarları ayarlandıktan sonra bu döküm tekniği için kullanılacak iki tip ocak (elektrik ark ocağı ve endüksiyon ocağı) devreye sokuldu. Gri dökme demir malzeme, öncelikli olarak endüksiyon ocağında ergittikten sonra ergiyik halindeyken elektrik ark ocağına aktarılarak aynı sıcaklıkta (≈1600°C) kalması sağlandı. Daha sonra sıvı malzemenin boşaltıldığı endüksiyon ocağında Tablo 4.2'de verilen Cr, Ni, Fe, Mn ve B içeren alaşım malzemelerinin ergitme işlemine geçildi. Önce Cr ve Ni ergitme işlemine tabi tutuldu. Bir süre sonra ana malzeme olan demiri de ilave ederek yaklaşık 1600 ^{0}C'ye çıkıldı. Diğer alaşım elemanları olan Mn ve B elementleri potada aşılama tekniğiyle alaşıma katılacağı için fırın bünyesinde ergitilmemiştir.

Dökülen malzemeler üzerinde farklı karbür yapıcı elementlerin etkilerini incelemek amacıyla alaşımlı dış kısım malzemesinden öncelikle dubleks döküm tekniği kullanmadan Cr, Ni, Fe'li bir malzemenin dökümü yapıldı. Daha sonra aynı malzeme Mn ve B katkılı olarak

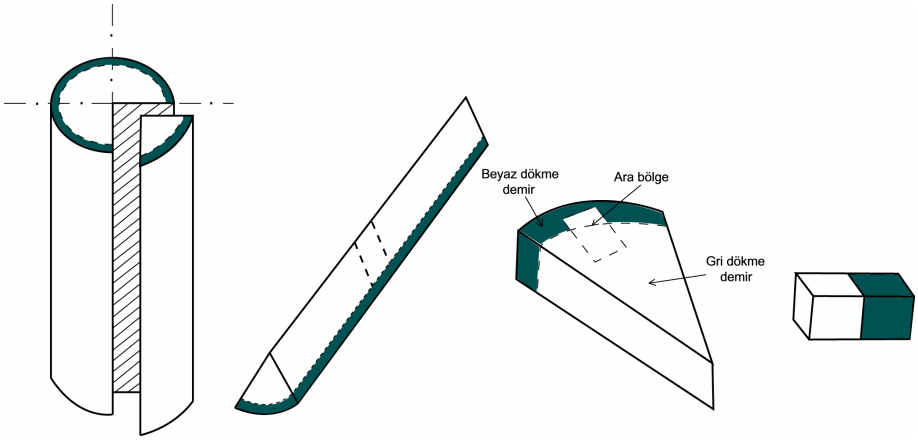
döküldü. Dökümde ilk adım olarak Cr, Ni ve Fe içeren malzeme potaya alınıp kalıba dökülmeye başlandı. Döküm işlemi devam ederken, elektirik ark ocağında hazır bulunan gri dökme demir malzeme farklı bir potaya alındı. Yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemenin besleyici seviyesine kadar kalıba dökümü bittikten 6-7 saniye sonra aynı yolluktan gri dökme demir aynı kalıba alındı. İki potanın dökümü esnasında geçen süre ve hem de birinci ve ikinci potanın dökümü arasında geçen 6-7 saniyelik zamandan dolayı ilk dökülen yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemenin kalıp dış çeperine temas eden kısmı belli oranda katılaşarak kalıbın dış çeperini sarmıştır. Kalıbın orta kısmında kalan yüksek alaşımlı beyaz dökme demir sıvı ergiyik ise kalıba aynı yolluktan dökülen gri dökme demir malzemenin basıncından dolayı kalıbın üst kısmına doğru hareket etmiş ve kalıbın orta kısmını gri dökme demir malzeme almıştır. Bunun sonucunda kalıbın dış çeper kısmı yüksek alaşımlı beyaz dökme demir alaşımından, iç kısmı ise gri dökme demirden oluşturulmuştur.

Dubleks döküm tekniğiyle üretilen ikinci grup malzemede, yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzemesine pota içerisinde % 1 bor ilave edildi. Bor elementi saf halde temin edilemediğinden bunun yerine sodyum tetraborat $Na_2B_4O_7.5H_2O$ (% 48 B_2O_3) kullanıldı. Boraksın pota içerisinde sıvı metale daha rahat karışabilmesi için bu bileşik alüminyum folyoya sarılarak potanın en alt kısmına yerleştirildi. Daha sonra potaya yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzeme aktarıldı ve pota içerisinde karışan malzeme yolluk vasıtasıyla kalıba dökülürken, yine gri dökme demir malzeme farklı bir potaya alınıp B'lu yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzeme döküldükten 6-7 saniye sonra gri dökme demir malzeme kalıba ilave edildi. Bor oranlarını % 0,5 ve % 1 olarak seçilerek bu işlemle iki farklı bor içerikli döküm numunesi üretildi.

Dubleks döküm tekniğiyle üretilen üçüncü grup malzemede yüksek alaşımlı beyaz dökme demir numunesine pota içerisinde mangan ilave edildi. Kütle halinde temin edilen Mn şahmerdanla minimize edilerek potanın en alt kısmına yerleştirildi. Daha sonra yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzeme endüksiyon ocağından potaya aktarıldı ve bu malzeme kalıba dökülürken elektrik ark ocağında bulunan gri dökme demir ergiyik farklı bir potaya alınıp yine Mn katkılı yüksek alaşımlı beyaz dökme demir malzeme döküldükten 6-7 sn sonra yolluk vasıtasıyla kalıba aktarılarak döküm işlemi tamamlanmıştır. Kullanılan kalıpların kum kalıp olma avantajından dolayı parçalar yaklaşık 12 saatlik bekleme süresinin ardından yavaş bir şekilde kalıptan çıkarılarak grafitin yeterince ayrışması sağlanmıştır. Daha sonra parçaların yolluğu kesilerek malzeme üzerinde bulunan kumlar temizleme cihazlarıyla temizlenip döküm işlemi tamamlanmıştır.

4.2. Metalografik Muayene için Numune Hazırlama

Deney malzemeleri dubleks döküm tekniğiyle silindir şeklinde döküldüğünden, OM ve SEM incelemeleri ve analizler için uygun boyutta metalografik numuneler üretildi. Bunun için malzeme önce Şekil 4.2.a'da olduğu gibi dört eşit parçaya bölünüp Şekil 4.2.b'deki şekle getirildi. Daha sonra Şekil 4.2.b'de gösterildiği gibi orta kısmından Şekil 4.2.c'de verilen ince kesit halindeki numune OM ve mikro sertlik için hazırlandı. Yine aynı kesitli parça, işlemlerden geçirilerek, Şekil 4.2 d'de verilen 10 x 10 x 20 mm'lik boyutlara Struers Accutorm 5 hassas numune kesme makinesi kullanılarak getirilmiştir. Hazırlanan numuneler sırasıyla 200 – 400 – 600 – 800 – 1000 – 1200 mesh'lik zımparalarla parlatılmıştır.



Şekil 4.2. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş deney malzemesinden numune alınmasının şematik görünümü.

4.3. Metalografik Muayene

4.3.1. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş numunelerin OM ve SEM için hazırlanması

OM ile inceleme, numunelerin metalografik muayenesi için kullanılan makro bir yöntemdir.

Numuneler Şekil 4.2c'de görüldüğü gibi kesit halinde 10 mm kalınlığında kesilmiş ve sırasıyla 220, 600, 800, 1000, 1200 mesh'lık zımparalar kullanılarak parlatılmış ve daha sonra 3 μm'luk elmas pasta ve çuhayla parlatılarak alkolle yıkanıp kurutulmuştur.

Parlatılan numuneler, önce kimyasal olarak daldırma yöntemiyle % 2 nital kullanılarak dağlanmıştır. 20 saniye süreyle yapılan bu dağlama işleminden yalnızca gri dökme demir etkilenmiştir. Malzemenin dış çevresini oluşturan beyaz dökme demirli kısmı bu dağlayıcıdan

etkilenmemiştir. Bu nedenle ikinci bir dağlayıcı (25 gr $FeCl_3$ + 15 ml HCl + 100 ml arıtılmış su) sadece dış kısmına bir fırça yardımıyla sürülerek dağlanmıştır (Shpigler ve Beraha, 1972). Böylece malzemenin her iki kısmı da optik mikroskop incelemesi için hazır hale getirilmiştir.

4.3.2. Deney Numunelerinin SEM İncelenmesi ve EDS Analizleri

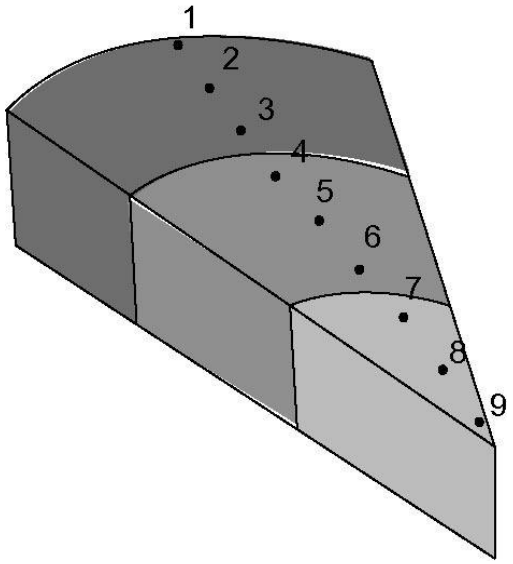
Bu çalışmada, JEOL JSM – 5600 marka SEM kullanılmıştır. Optik mikroskop için hazırlanan numuneler SEM analizi işleminde de kullanılmıştır. Numuneler, biraz daha küçük olması istendiği için ara bölge merkez alınarak etrafı kesilmiş ve daha sonra SEM ve EDS analizleri yapılmıştır. Ayrıca elektron mikroskobunun bünyesinde bulunan EDS analiziyle dubleks dökümün beyaz ve gri dökme demir kısımlarında bulunan karbürlerin içerikleri ile ara bölgede meydana gelen farklılıklar noktasal yüzey analizi olarak belirlenmiştir.

4.3.3. X Işını Kırınım Analizi

Gri dökme demirle bunu çevreleyen yüksek alaşımlı beyaz dökme demirden oluşan numunelerde farklı soğuma hızlarının da sebep olduğu faz ve bileşikleri belirlemek için XRD'den yararlanılmıştır. Bu analiz için numuneler optik mikroskop ile yapılan incelemede olduğu gibi zımparalama ve polisaj aşamalarından geçirilmiştir. Parlatılan numuneler alkolle yıkanarak kurutulmuş, böylece X–ışını kırınım analizi için hazır hale getirilmiştir. X ışınları difraksiyonu analizinde 1.5406 A^o dalga boylu CuKa radyasyonu kullanıldı.

4.3.4. Mikrosertlik Ölçümü

. Mikrosertlik ölçümleri, Leica marka mikrosertlik cihazında Vickers sertlik skalasıyla 30 gr'lık yük kullanılarak gerçekleştirildi. Mikro sertlik ölçüm işlemi optik mikroskop için hazırlanan numunelere benzer numunelerin ara yüzeylerinin her iki tarafından 5 μm 'luk aralıklarla her bir numune için 9 ayrı mikrosertlik ölçümleri alınmış ve bu ölçümlerin matematik ortalaması ortalama mikrosertlik ölçümü olarak verilmiştir (Şekil 4.3).



Şekil 4.3. Sertlik alınan noktaların numune kesiti üzerinde gösterilmesi (Noktalar arası yaklaşık 3 mm alınmıştır).

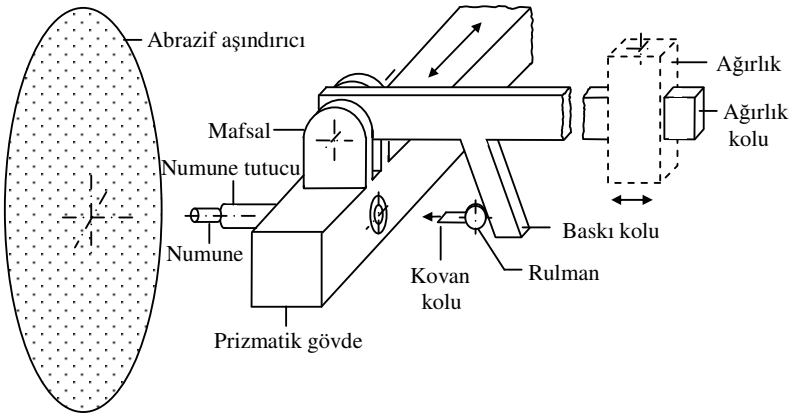
Mikrosertlik ölçümlerinde mikro yapıda bulunan farklı faz bölgelerinin ayrı ayrı mikrosertliklerinin belirlenmesine özen gösterilmiştir.

4.4. Abrasiv Aşınma Testi

Gri dökme demir ve bunu çevreleyen yüksek alaşımlı beyaz dökme demir ile ara bölgenin aşınma davranışlarının belirlenmesi ve bunların karşılaştırılması söz konusu dubleks döküm yöntemi açısından büyük bir önem taşımaktadır. Bu amaçla aşınma testlerinde abrasiv aşınma test yöntemi kullanılmıştır.

Abrasiv aşınma oranları oda sıcaklığında kayma sistemli pin-on-disk deney aparatıyla bulunmuştur. Bir torna tezgahı yardımıyla gerçekleştirilen bu düzenek, Şekil 4.4'de verilmiştir. Abrasiv aşınma testlerinde, Şekil'de şematik görünümü verilen Ø 10x15 mm ebatlarında, silindirik aşınma numuneleri kullanılmıştır. Aşındırıcının bağlı olduğu disk torna tezgahının aynasına ve aşındırılacak deney numunesi ise, bir kater tutucusuna bağlanmıştır. Aşınma testleri öncesi, her bir numune aşınma yüzeyi abrasiv aşındırıcı yüzeyine tamamen temas etmesi amacıyla, 800 ve 1200 meshlik silisyum karbür (SiC) taneli abrasiv aşındırıcıya tabi tutulmuştur. Şekil 4.4 'de görülen pin-on-disk deney düzeneği kullanılarak 10, 20 ve 30 N'luk farklı yük değerlerinde ve farklı mesafelerde aşınma işlemi uygulanmıştır. Aşınma sonrası numunenin yüzeyi alkol ve basınçlı hava ile temizlenerek kalıntı metallerden arındırılmıştır. Aşınma miktarları, aşınma öncesi ve sonrası 10^{-5} gr ağırlığa duyarlı Scaltec tip bir elektronik hassas terazi ile tartılıp, kütle kaybından hesaplanmıştır. Aşınma testleri sonrası numunelerin

kütle kayıpları dikkate alınarak deney numunesinin iç, dış ve ara bölgesi aşınma davranış farklılıkları tespit edilmeye çalışılmıştır.

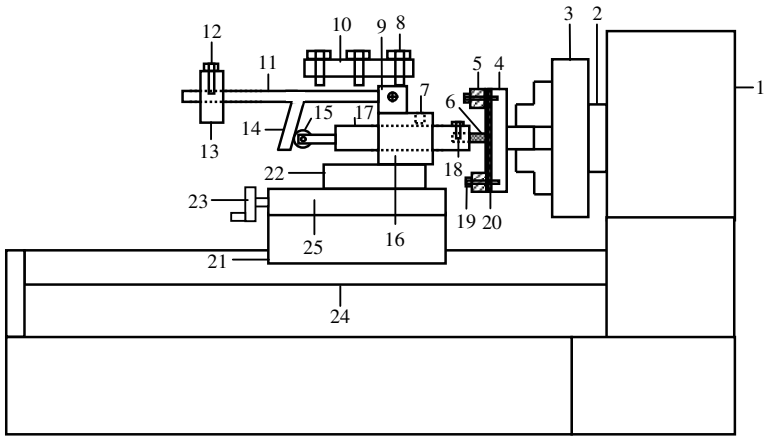


Şekil 4.4. Numune bağlama ve numune üzerinde yük oluşturma aparatı (Karamiş ve diğ., 1996).

Abrasiv aşınma testleri için torna tezgahı üzerine monte edilip kurulan pin-on-disk deney düzeneği numunelerin, farklı yükler altında, toplam 100 m'lik aşınma mesafelerinde ve sabit devir sayılarında aşınma davranışlarının incelenmesine imkan tanıyacak şekilde tasarlanmıştır. Şekil 4.5'de verilen bu deney düzeneği, hem deney numunelerinin kolaylıkla bağlanmasına ve hem de numunelerin çeşitli yükler altında abrasiv aşınmalarının incelenebilmesine imkan tanımaktadır.

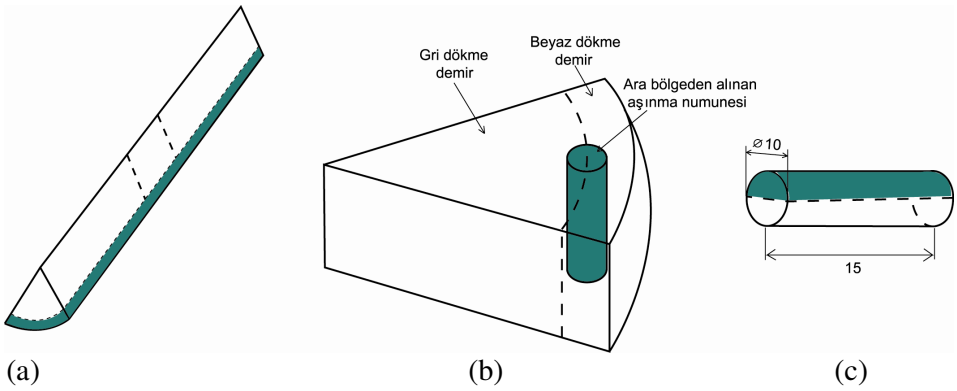
Bu aparat torna tezgahının kalemliğine bağlanabilecek şekilde tasarlanmış ve ağırlık kolu üzerinde ağırlığın konumu veya miktarı değiştirilerek numune üzerinde oluşturulan yükler, kuvvet-kuvvet kolu prensibine göre gerçekleşmektedir. Şekilden görüldüğü gibi numune tutucu kovan, aparatın prizmatik gövdesi üzerinde açılan bir yuva içerisinde yataklanmıştır. Ağırlığın asılacağı kol (kuvvet kolu) ise prizmatik gövde üzerinde oynak bir mafsal ile sabitlenmiştir. Tasarlanan düzenekte, aşındırıcının hareketi (devir sayısı) torna tezgahının tahrik motorundan sağlanmakta ve tezgahın devir sınırları içerisinde değiştirilebilmektedir. Ayrıca deneyleri yapılacak olan numunelerin radyal yönde devir başına ilerleme hareketi, torna tezgahının sport kolundan sağlanabilmekte ve yine bu ilerleme miktarları da tezgah sınırları içinde farklı değerlerde ayarlanabilmektedir.

Dubleks döküm tekniğiyle üretilen deney malzemesinden aşınma numunesi alınmasının şematik görünümü Şekil 4.6'de verilmiştir. Aşınma numunelerinin, deney malzemesinin bütün özelliklerini test edilebileceği bir noktasından alınmasına özen gösterilmiştir.



1. Torna tezgahının tahrik gövdesi,
2. Fener mili,
3. Torna aynası,
4. Zımpara kağıdını bağlama flanşı,
5. Zımpara kağıdını flanş üzerinde,
6. Numune,
7. Yağlama deliği,
8. Kater cıvatası,
9. Hareketli mafsal,
10. Kalemlik,
11. Yük kolu,
12. Yük sabitleme cıvatası,
13. Yük sabitleme bileziği,
14. Baskı kolu,
15. Rulman,
16. Numune tutucu yatağı,
17. Numune tutucu kovası,
18. Numune sabitleme cıvatası,
19. Bilezik cıvatası,
20. Zımpara kağıdı,
21. Banko kızağı,
22. Kalemlik alt tablası.

Şekil 4.5. Torna tezgahı ve pin-on-disk deney düzeneği (Karamiş ve diğ., 1996).



Şekil 4.6. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş deney malzemesinden aşınma numunelerinin alınmasının şematik görünümü.

4.5. Deney Numunelerine Uygulanan Isıl İşlemler

Gri dökme demirin sertlik, mukavemet ve döküm özelliklerini geliştirmek amacıyla deney numuneleri normalizasyon ısıl işlemine tabi tutulmuşlardır. Bu amaçla deney numuneleri dönüşüm sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa yaklaşık 885-925 ^{o}C arasındaki sıcaklıkta 1 saat bekletilerek havada soğutulmuştur.

Yüksek alaşımlı beyaz dökme demirler, sert ve kırılgan bir yapıya sahip olmalarından dolayı uygulanan ısıl işlem sonrası biraz daha sünek bir yapı elde etmek amaçlanmıştır.

5. DENEY SONUÇLARI

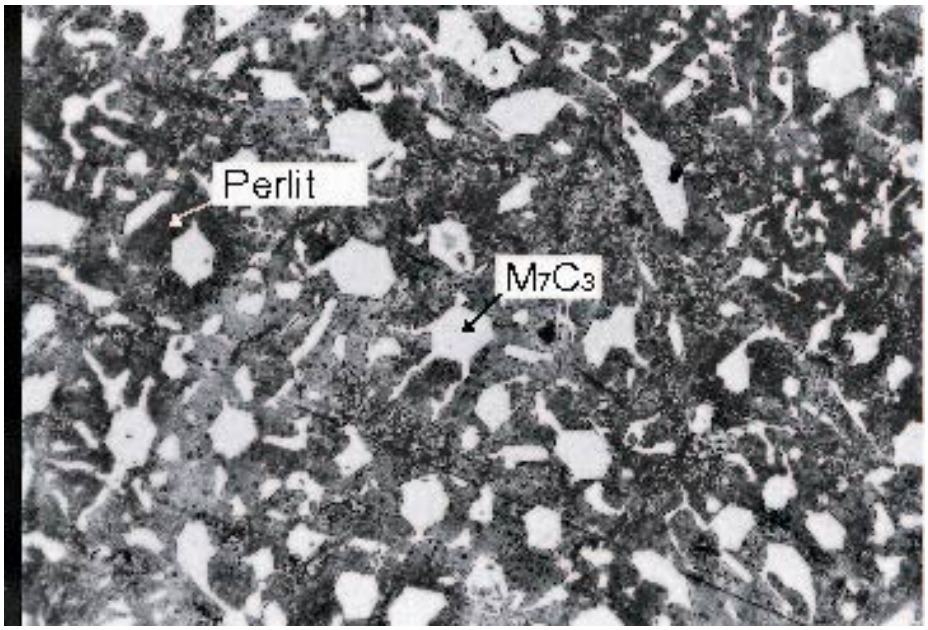
5.1. Mikroyapı incelemeleri

Mikroyapı incelemelerinde sırasıyla her numunenin OM, SEM ve EDS, XRD analizlerinden yararlanılarak mikroyapıyı oluşturan faz ve bileşiklerle karbürlerin görüntü ve analizleri belirlenmiştir.

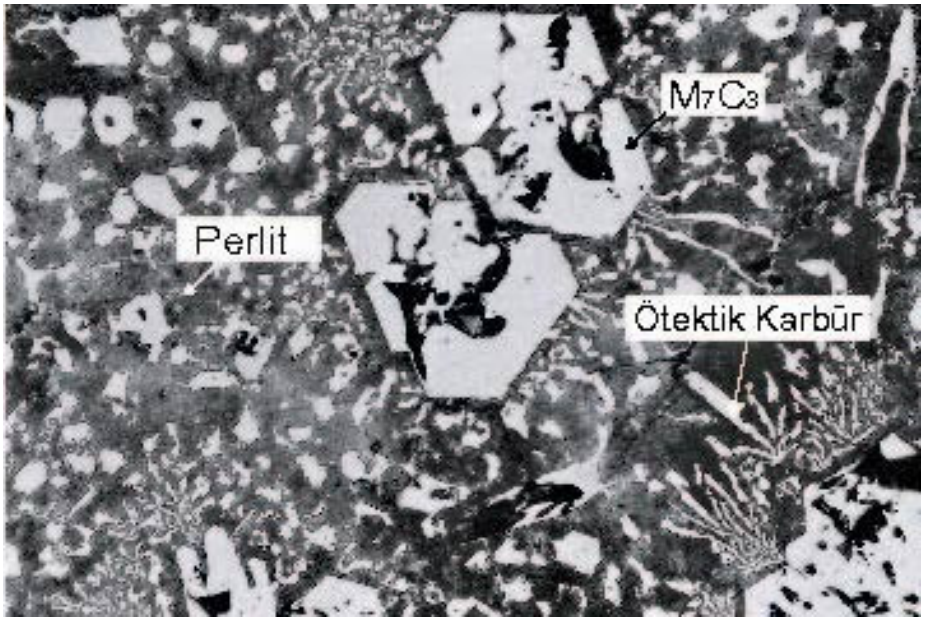
5.1.1. Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (1 Nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri

1 nolu numunenin optik fotoğrafları farklı büyütmelerde Şekil 5.1 ve 5.2'de görülmektedir. Şekil 5.1' de ana yapının perlit olduğu ve bu yapı içerisinde dağılmış M_7C_3 karbürlerinin bulunduğu anlaşılmaktadır.

Şekil 5.2'de ise aynı yapı içerisinde ötektik karbürlerin bulunduğu gözlenmiştir. Şekil 5.1 ve şekil 5.2'den anlaşılacağı gibi altıgen yapılı M_7C_3 karbürleri matris içerisinde farklı boyutlarda teşekkül etmiştir.

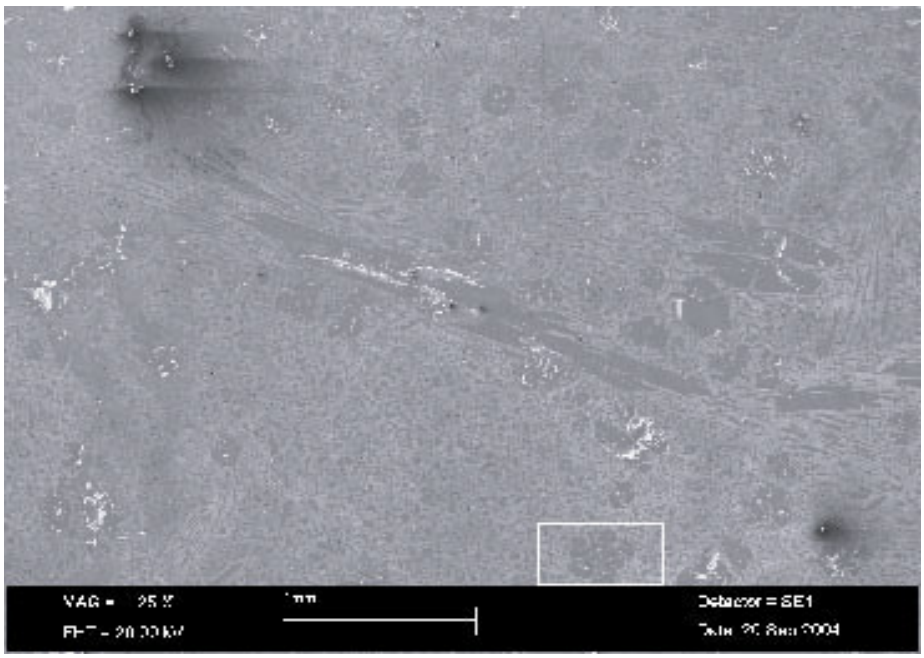


Şekil 5.1. 1 nolu numuneye ait beyaz dökme demirin optik fotoğrafı (X 150).

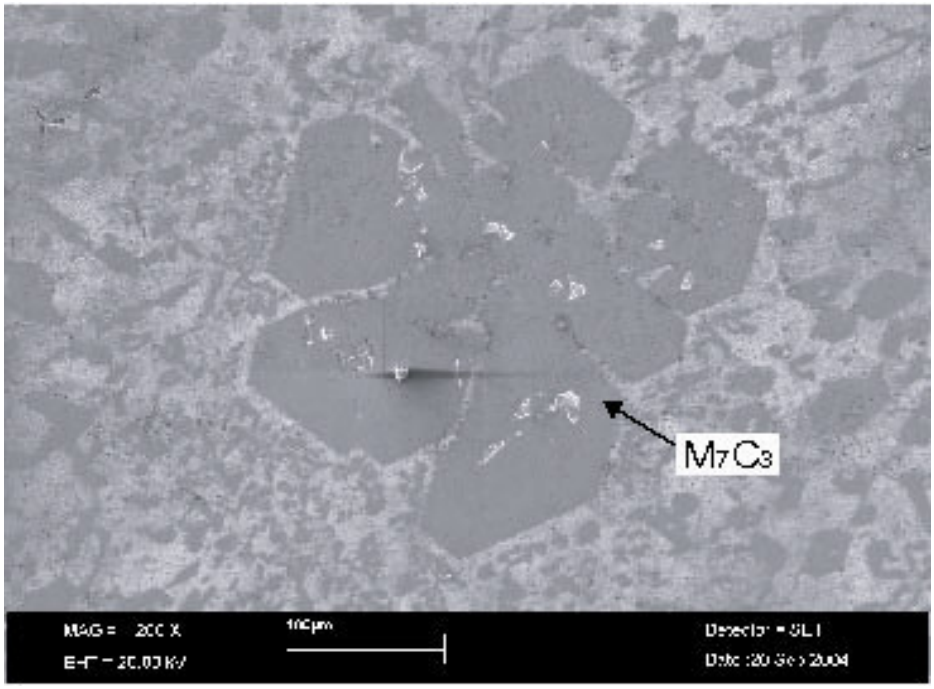


Şekil 5.2. 1 nolu numuneye ait beyaz dökme demirin optik fotoğrafı (X 250).

Şekil 5.3'te beyaz dökme demirin katılaşma yapısı verilmiştir. % 12.5 Cr, % 1.75 Ni, % 3 C ve % 0.6 Si içeren dökülmüş malzemenin optik mikroskopla elde edilen mikro yapılar olan M_7C_3 karbürü, perlit ve ötektik karbürlerden oluşmaktadır. Şekil 5.4'te altıgen şekilli M_7C_3 karbürlerinin bir arada ortaya çıktığı bir kesitin mikroyapısı büyütülerek verilmiştir.

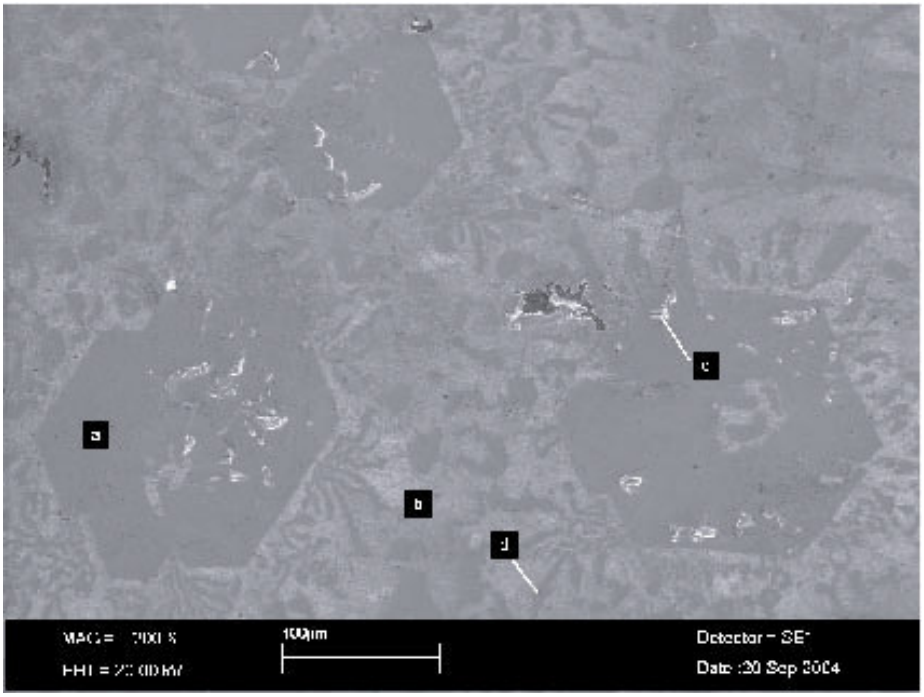


Şekil 5.3. 1 nolu numuneye ait beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı (X 25).

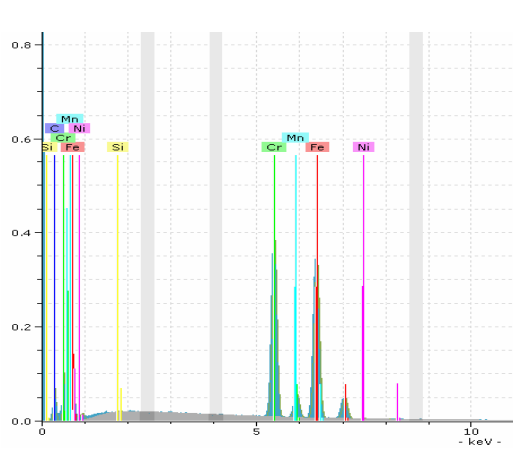


Şekil 5.4. 1 nolu numuneye ait beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı.

Şekil 5.5'te döküm yüzeyinden alınan (a) noktasının EDS analizinden bu noktanın bulunduğu bölgenin manganez içeren M_7C_3 metal karbürlerinden oluştuğu anlaşılmıştır. (b) noktasında öncelikle demir karbür bileşiği oluşmuş ve daha sonra silisyum, krom ve nikel elementleri sementit bünyesinde çözünmüştür. (c) noktasında demir ve krom elementlerinin karbonla meydana getirdiği muhtelif karbürler M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_2C ve M_3C oluşmuş ve bu karbürler bünyelerinde nikel ve silisyum metallerini eritmişlerdir. (d) noktasında demir ve krom elementlerinin oluşturduğu M_7C_3 ve $M_{23}C_6$ karbürleri oluşurken, bu karbür bileşiği bünyesinde % 2 oranlarında manganez eritmiştir.

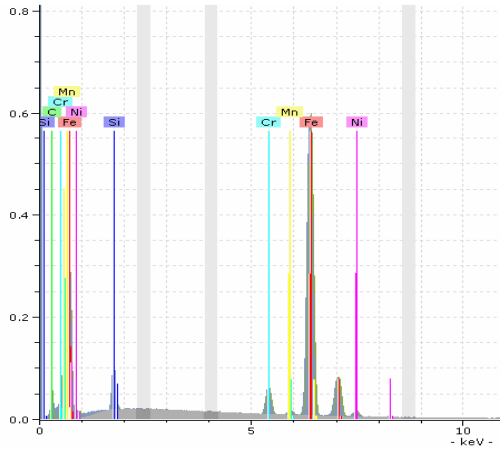


Şekil 5.5. 1 nolu numuneye ait beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı.



a noktası

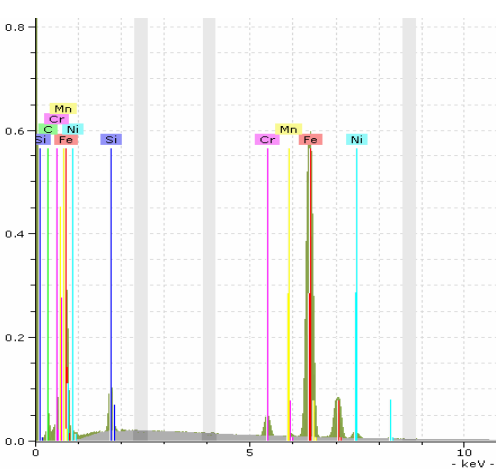
Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Iron	K series	51,36804	54,34215	40,52196
Chromium	K series	32,18059	34,04379	27,266
Carbon	K series	8,138898	8,610125	29,8527
Manganese	K series	1,891393	2,000902	1,516723
Nickel	K series	0,78805	0,833677	0,59151
Silicon	K series	0,160085	0,169353	0,25111



b noktası

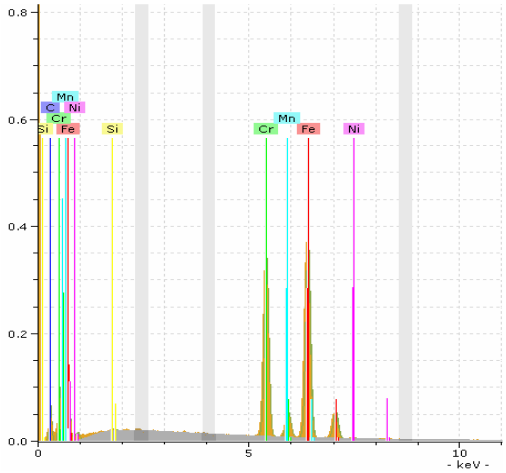
Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Iron	K series	78,25318	82,40882	64,29962
Carbon	K series	3,295506	3,62983	21,05236
Silicon	K series	3,699913	3,896397	6,045268
Chromium	K series	3,295078	6,470063	5,908051
Nickel	K series	2,930625	3,086256	2,291275
Manganese	K series	0,482981	0,50863	0,403426

Şekil 5.6. Beyaz dökme demirin a ve b noktalarına ait EDS analiz grafikleri.



c noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Iron	K series	69,26786	59,03134	64,32369
Carbon	K series	6,501574	18,81025	24,53087
Silicon	K series	4,038978	4,230741	6,517229
Nickel	K series	2,896174	3,033679	2,236192
Chromium	K series	14,42044	14,53536	2,109595
Manganese	K series	0,342366	0,358621	0,282417



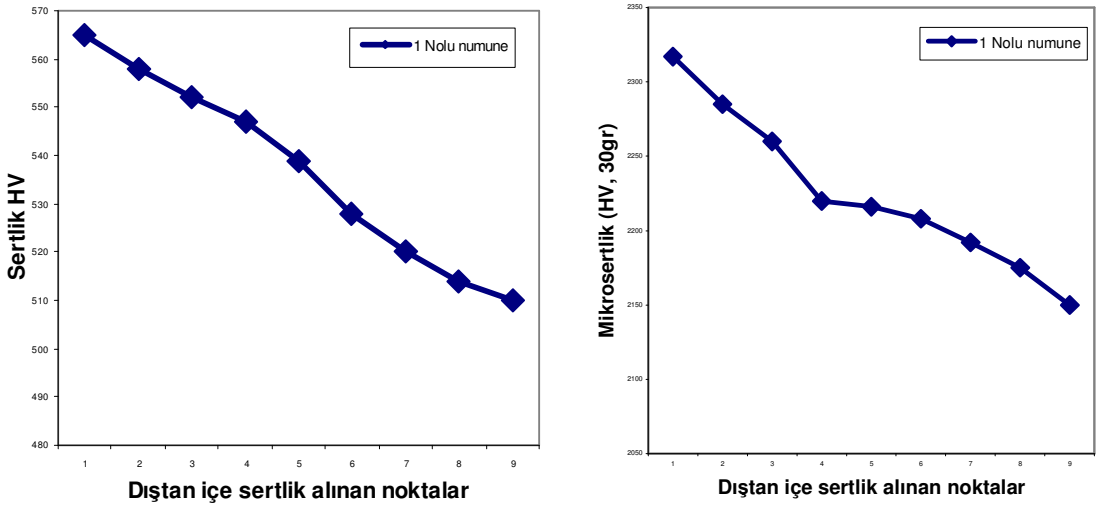
d noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Iron	K series	55,86425	58,74699	44,38853
Chromium	K series	28,5268	29,99886	24,34556
Carbon	K series	7,803835	8,206533	28,83139
Manganese	K series	1,82695	1,921225	1,475674
Nickel	K series	0,890248	0,936187	0,673067
Silicon	K series	0,18087	0,190204	0,285773

Şekil 5.6'nın devamı. Beyaz dökme demirin c ve d noktalarına ait EDS analiz grafikleri.

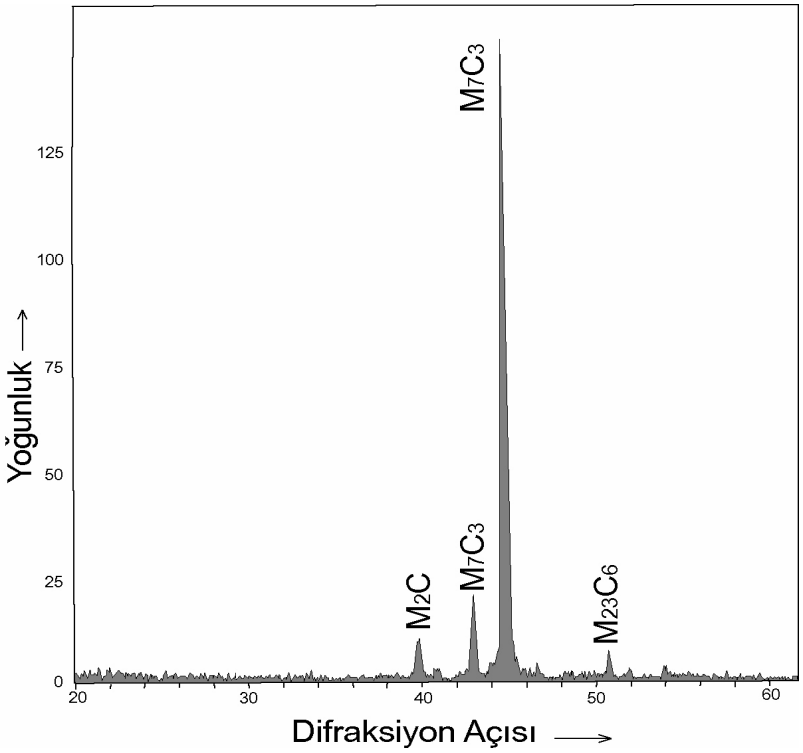
1 Nolu numunenin sertlik değerlerine bakıldığında malzemenin dış kısmından iç kısma doğru alınan sertlik değerlerinin azaldığı Şekil 5.7'de görülmüştür. Bu sertlik artışının nedeni ise; döküm malzemelerde genel bir özellik olan malzemenin kalıba temas eden kısmındaki tane yapısının iç kısma göre daha ince taneli katılaşması ve ince taneli yapılarınsa iri taneli yapılara nazaran daha sert olmalarından kaynaklanmaktadır. Malzemenin mikro sertliğine bakıldığında yine iç kısmından dışa doğru sertliğin arttığı görülmektedir.

1 Nolu numunenin, OM fotoğrafındaki altıgen görünümlü karbürlerden alınan mikrosertlik değerleri HV sertlik cinsinden ortalama 2200 olarak tespit edilmiştir. Bu değer daha önce yapılan çalışmalarla karşılaştırdığında; EDS ve X-ray analizleriyle de tespit edilen M_7C_3 karbürünün sertliğinin literatür verilerinin biraz daha üzerinde olduğu sonucuna varılmıştır. Perlitik bir yapıya sahip matrisin kenar bölgesinden alınan normal sertlik değeri ise ortalama 670 HV çıkmıştır. Dökümün iç kısımlarında ise matrisin sertliği ortalama 430 HV'e kadar düşmüştür. Kenar ve iç kısım arasındaki bu sertlik farkının soğuma hızından ve soğuma hızına bağlı olarak M_7C_3 karbürü dışında yapıda bulunan $M_{23}C_6$ karbürleri içeriğinden kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 5.7. 1 nolu numunenin mesafeye göre sertlik değişimi.

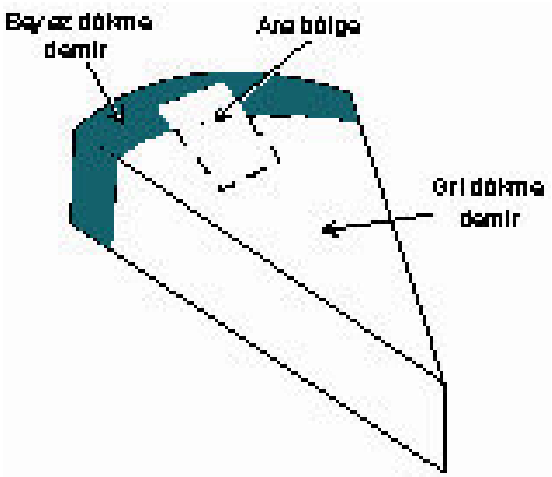
Şekil 5.8'de 1 nolu numunenin X ray analiz sonucunu incelendiğinde M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_2C karbür bileşiklerinin numune içerisinde bulunduğu, 2Θ açısı ve atom düzlemleri arası mesafe (d) değerlerine bağlı olarak tespit edilmiştir.



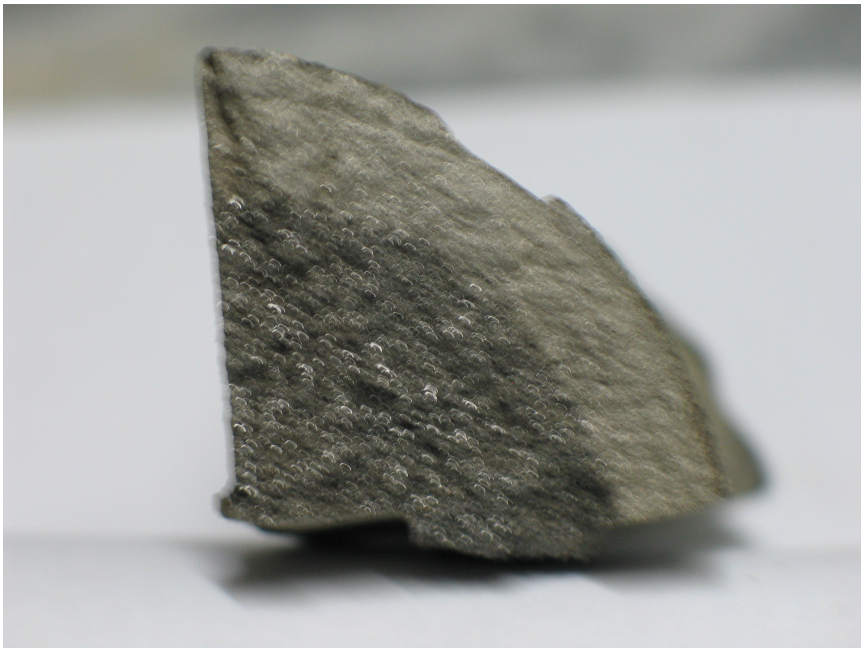
Şekil 5.8. Yüksek alaşımlı beyaz dökme demirli 1 nolu numunenin X-ray analiz grafiği.

5.1.2. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilmiş Gri Dökme Demirli ve Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (2 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri.

2 nolu numune dubleks (çift bileşimli) döküm tekniğiyle üretilmiştir (Şekil 5.9). Bu tekniğin en önemli özelliği, alt bölüm 4.1.3'de malzeme dökümü alt başlığı altında da belirtildiği gibi tek bir kalıba iki farklı malzeme dökülmüş olmasıdır. Şekil 5.10,11,12 ve 13'de dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş numunelerin hepsinde görülen kırık yüzeylerine ait fotoğrafları verilmiştir.



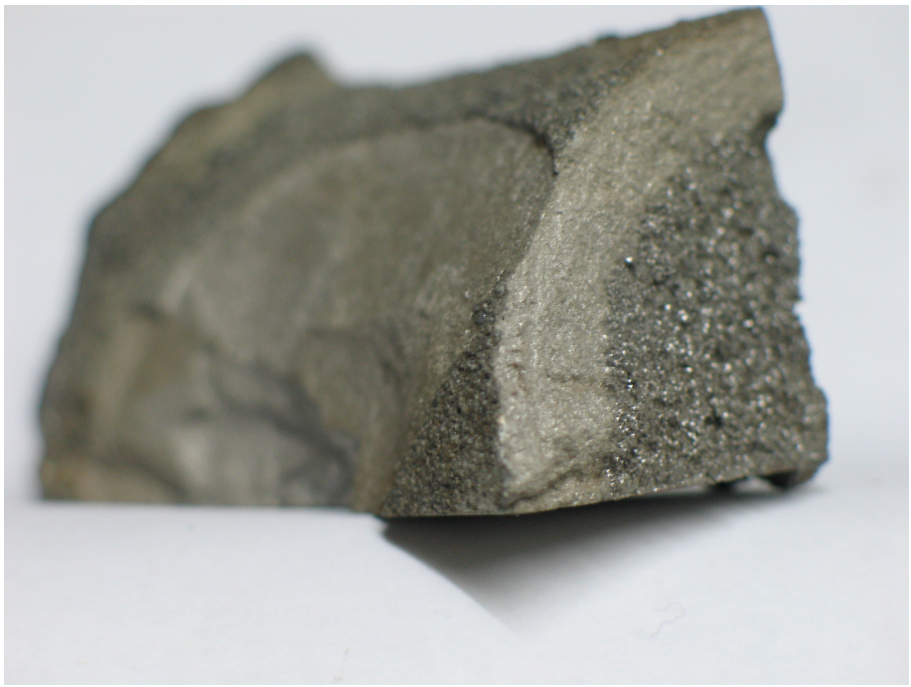
Şekil 5.9. Dubleks döküm yöntemiyle üretilen numunelerin genel kesit görünümü.



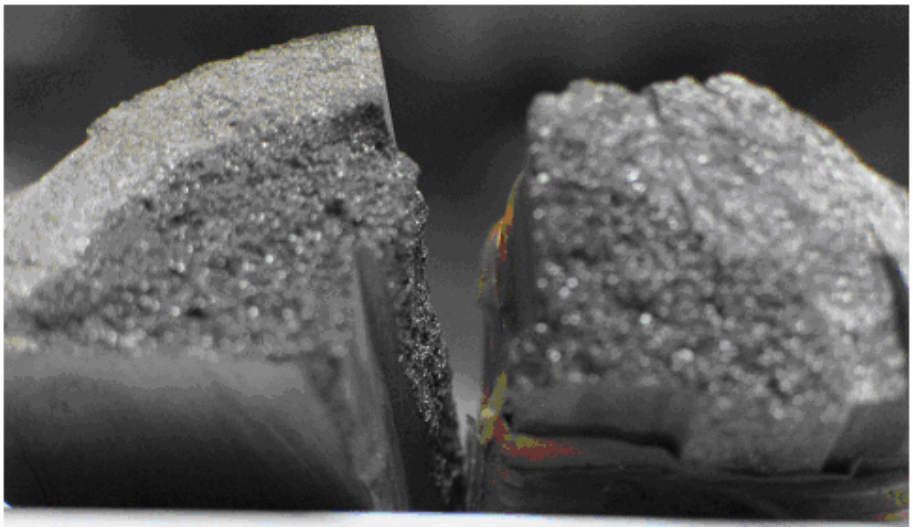
Şekil 5.10. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan bir malzemenin kırık yüzeyinin fotoğrafı.



Şekil 5.11. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan bir malzemenin kırık yüzeyinin fotoğrafı.

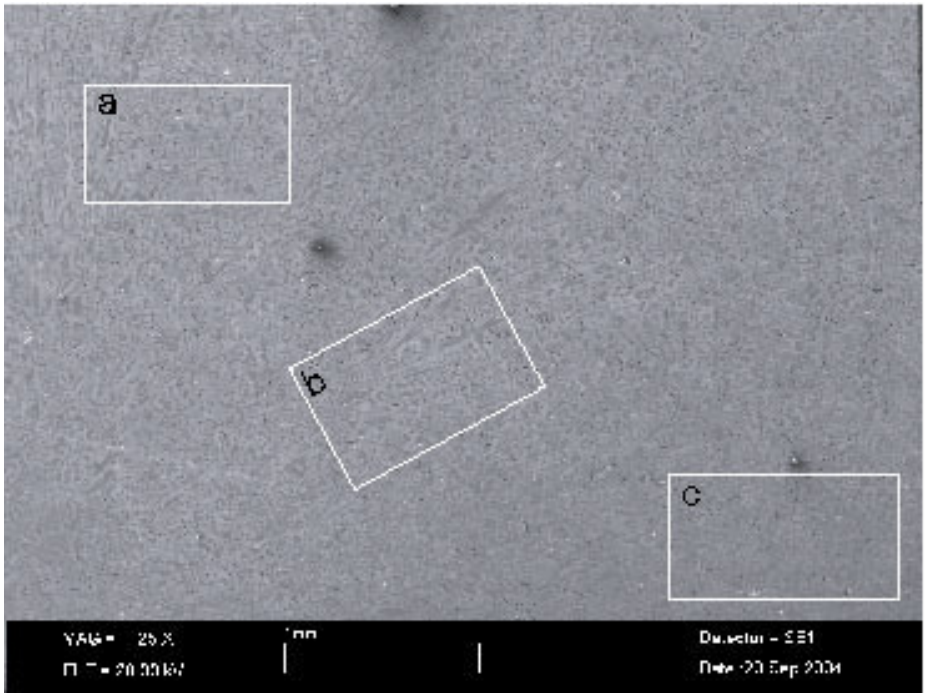


Şekil 5. 12. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan bir malzemenin kırık yüzeyinin fotoğrafı.



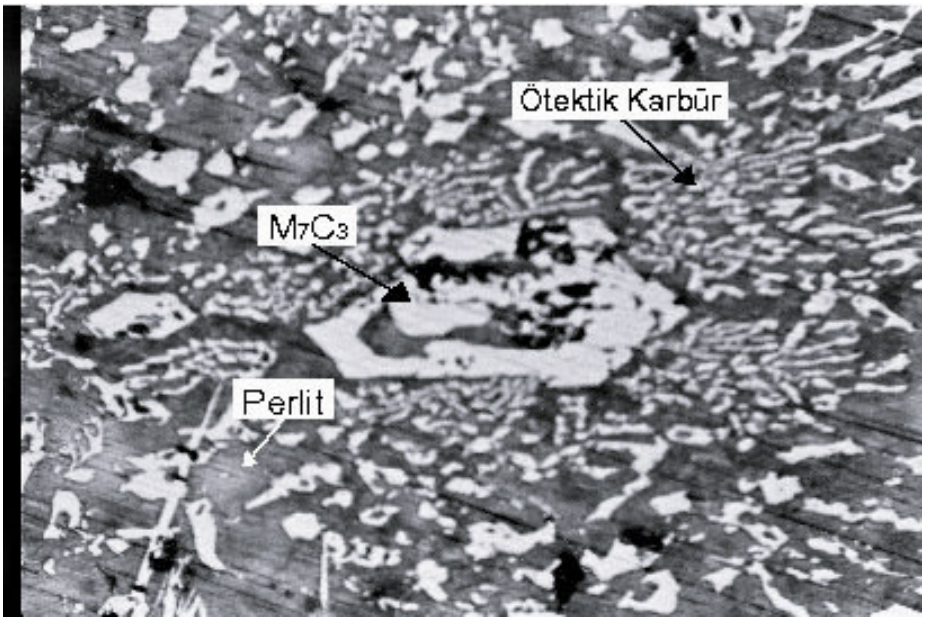
Şekil 5. 13. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan bir malzemenin kırık yüzeyinin fotoğrafı.

Şekil 5.14'de dubleks döküm tekniğiyle üretilen 2 nolu numunenin beyaz dökme demir ve gri dökme demir çiftinin SEM resmi verilmiştir. Resimden de görüldüğü gibi, döküm parçası üç bölgeden oluşan bir yapı oluşumu göstermektedir. Bunlar beyaz dökme demirli bölge, ara bölge ve gri dökme demirli bölgeleridir.

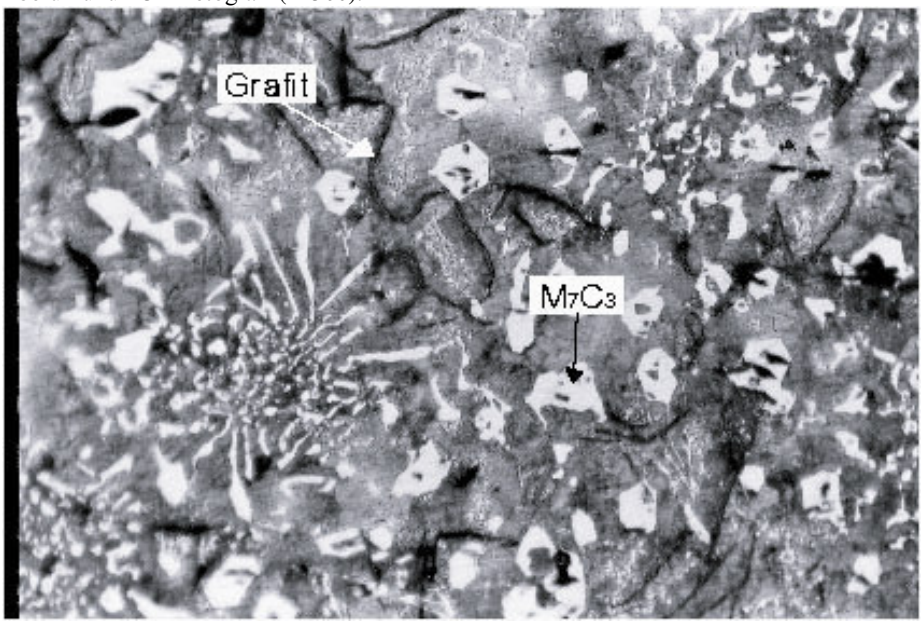


Şekil 5.14. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numunenin a.beyaz dökme demirli bölge, b.ara bölge, c.gri dökme demirli bölgelerin bulunduğu SEM fotoğrafı.

Şekil 5.15'de 2 nolu numunenin beyaz dökme demir bölgesinde oluşan yapılar görülmektedir. Optik mikroskopla altıgen ve çubuk şekilli M_7C_3 karbürleri ile perlitten oluşan yapılar elde edilmiştir. Yapıda ayrıca ötektik karbürler de bulunmaktadır. Şekil 5.16'da verilen ara bölgede yine M_7C_3 karbürü ile perlit ve ötektik karbür dışında grafit lamelleri de bulunmaktadır.

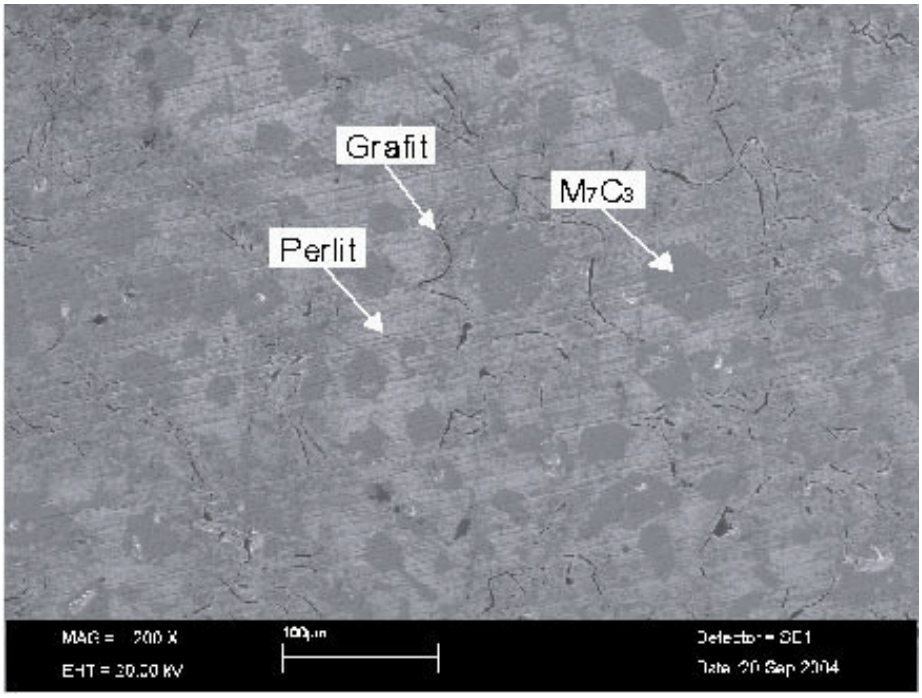


Şekil 5.15. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numunenin beyaz dökme demir bölümünün OM fotoğrafı (X 500).



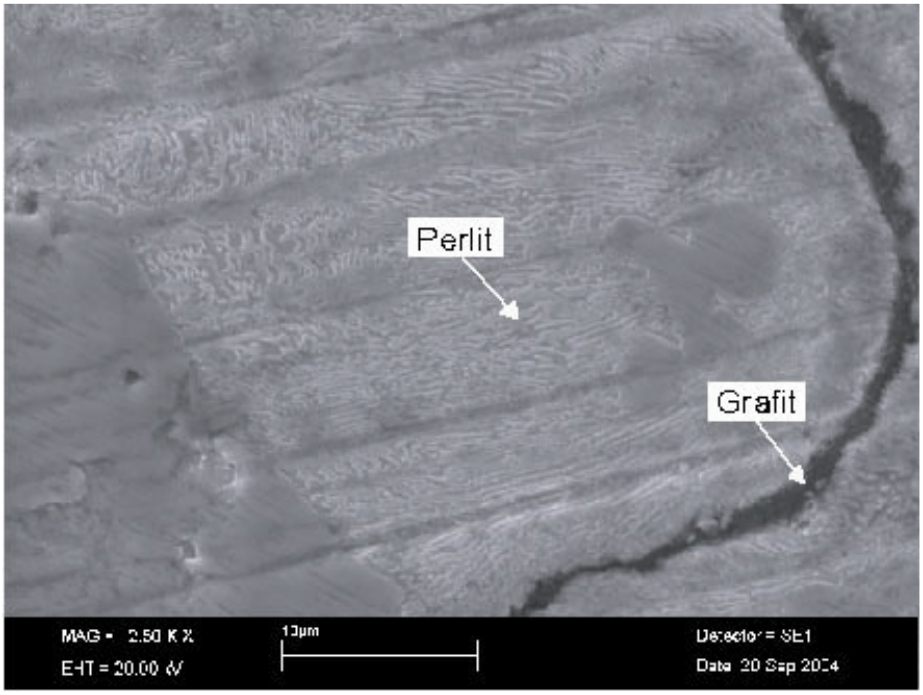
Şekil 5.16. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numunenin beyaz dökme demirle gri dökme demir bölümü arasında kalan ara bölgenin OM fotoğrafı (X 150).

Şekil 5.17'de aynı bölgenin SEM yöntemiyle çekilen resmi verilmiştir. Bu resimden de bölgede aynı yapıların bulunduğu doğrulanmaktadır.

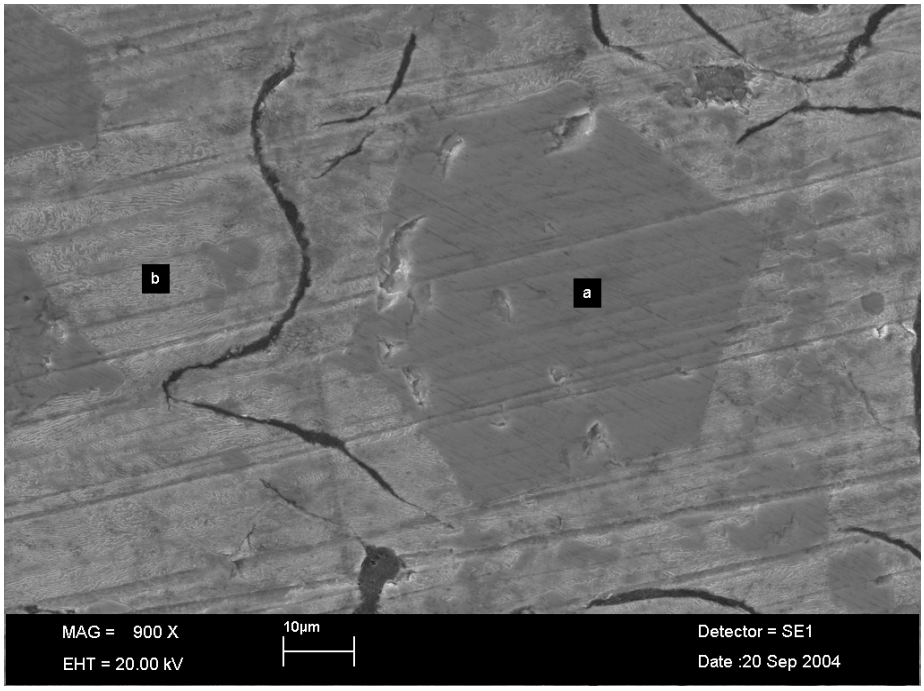


Şekil 5.17. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 2 nolu numunenin ara bölgesinden alınan SEM fotoğrafı.

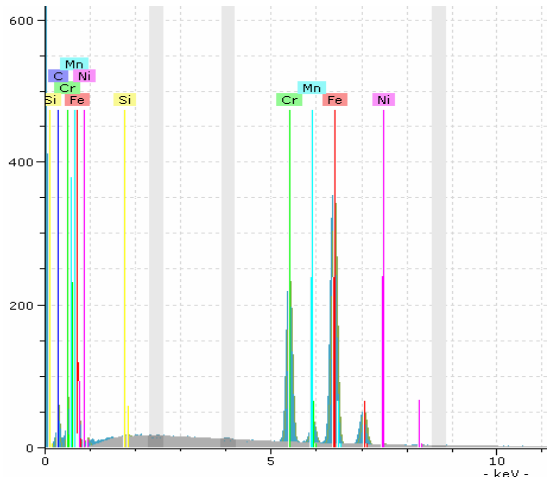
Şekil 5.18'de dubleks döküm parçasının gri döküm bölge yapısının SEM fotoğrafı verilmiştir. % 2.5 Si, % 3 C, % 0.5 Mn içeren bu bölgede ferritik-perlitik yapı oluşumu dışında grafit lamelleri bulunmaktadır. Şekil 5.19 ve 20'de dubleks döküm tekniğiyle üretilen 2 nolu numunenin iki ayrı noktasından alınan EDS analizi sonuçları verilmiştir. (a) noktasında M_7C_3 karbürü oluşurken; karbür bünyesinde az oranda manganez ve nikel elementleri eritmiştir. (b) noktası ağırlıklı olarak demir karbür bileşiğinden oluşmaktadır. Bu bileşik bünyesinde silisyum, krom ve nikel elementlerini eritmiştir.



Şekil 5.18. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numunenin ara bölgesinden alınan SEM fotoğrafı .

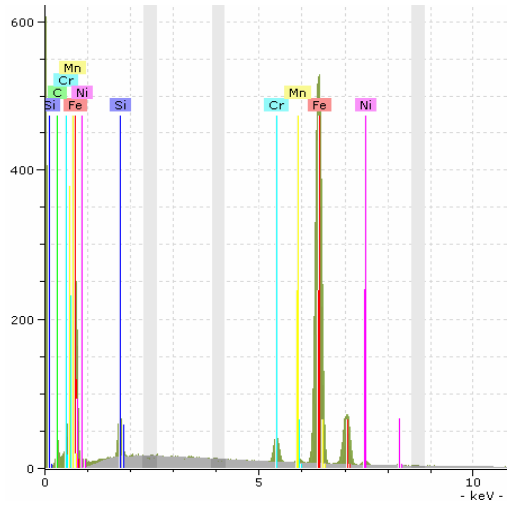


Şekil 5.19. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 2 nolu numuneden alınan SEM fotoğrafı.



a noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Iron	K series	63,28119	66,17295	50,13575
Chromium	K series	21,70851	22,70053	18,4728
Carbon	K series	7,897598	8,258494	29,093
Manganese	K series	1,561847	1,633219	1,257878
Nickel	K series	0,997785	1,043381	0,752178
Silicon	K series	0,183062	0,191427	0,288395



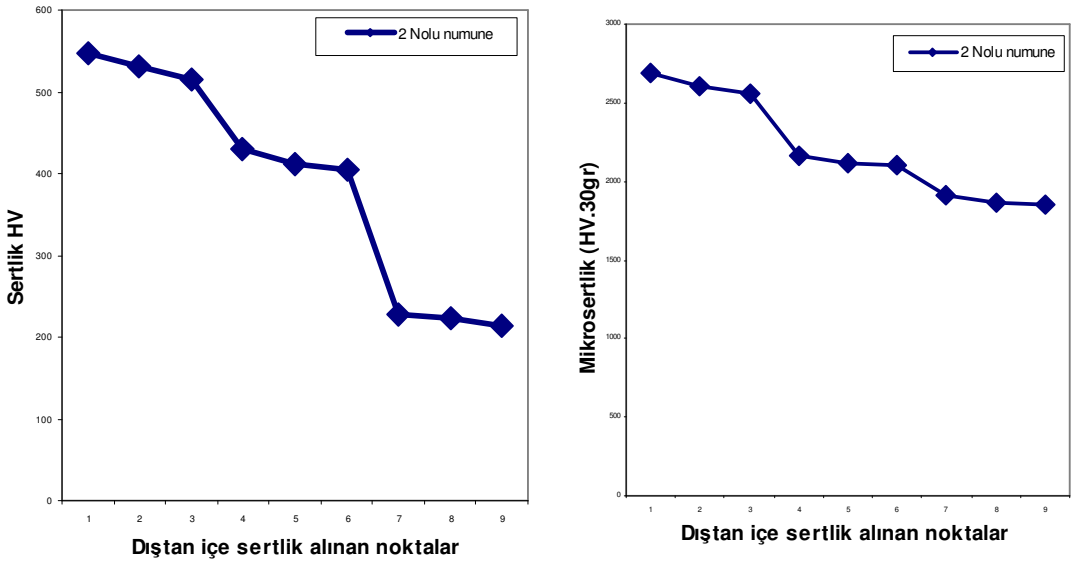
b noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Iron	K series	83,17536	86,47034	70,04681
Carbon	K series	3,337988	3,549452	18,9022
Silicon	K series	3,017207	3,136733	5,052617
Chromium	K series	4,379249	4,473502	4,152105
Nickel	K series	1,923007	1,999186	1,540938
Manganese	K series	0,356659	0,370788	0,305333

Şekil 5.20. 2 nolu numunenin EDS analiz sonuçları.

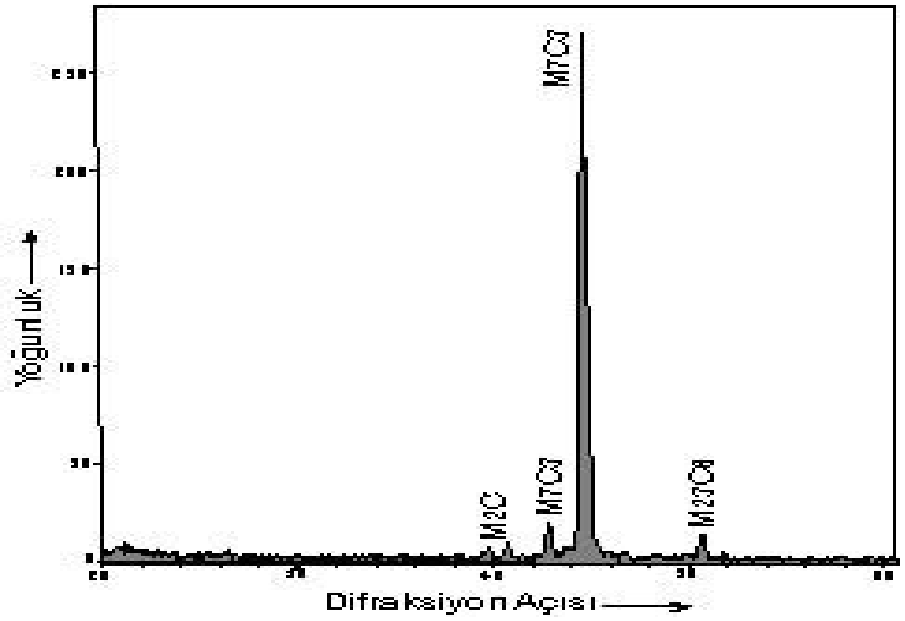
2 nolu numunenin sertlik değerleri incelendiğinde, malzemenin sertlik ve mikrosertlik değerlerinin dış kısımdan iç kısma doğru sürekli arttığı görülmektedir (Şekil 5.21). Malzeme üç farklı bölgeden oluştuğu için (Şekil 5.14) sertlik değerleri de üç farklı değerde oluşmuştur. Gri dökme demirli bölgedeki üç ayrı noktadan alınan sertlik değerleri diğer iki bölgeye göre daha düşük çıkmıştır (Şekil 5.21).

2 nolu numunenin, optik mikroyapı fotoğrafından alınan mikro sertlik değerleri sonucunda sertliğin HV sertlik değeri cinsinden; kenar beyaz dökme demirli bölgedeki karbürlerin ortalama 2600 HV olduğu bu bölgenin matrisinin ise 700 HV olduğu anlaşılmıştır. Ara bölgedeki karbür üzerinden alınan mikro sertliğin 2150 HV matrisinde de 650 HV olduğu ve en içteki gri dökme demirli bölgede 1870 HV olduğu matris sertliğinin ise 400 HV olduğu tespit edilmiştir. Döküm malzemenin dış çeper kısmının, ara bölgenin ve iç kısmın sertlik değerlerini karşılaştırıldığında; en dıştaki beyaz dökme demirli kısmın çok sert olduğu, ara bölgenin dış kısma göre sertlik değerinin biraz daha düşük olduğu, gri dökme demirli iç kısmın ise sertlik değerinin diğer bölgelere oranla çok düşük olduğu görülmektedir. Sonuç olarak malzemede ulaşılmak istenen kademeli sertlik değerleri elde edilmiştir. Sertliğin dış bölgede artmasının nedeni yüzeyde oluşan sert karbürlerin burada yoğunlaşmış olmasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 5.21. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 2 nolu numunenin mesafeye göre sertlik değişimi.

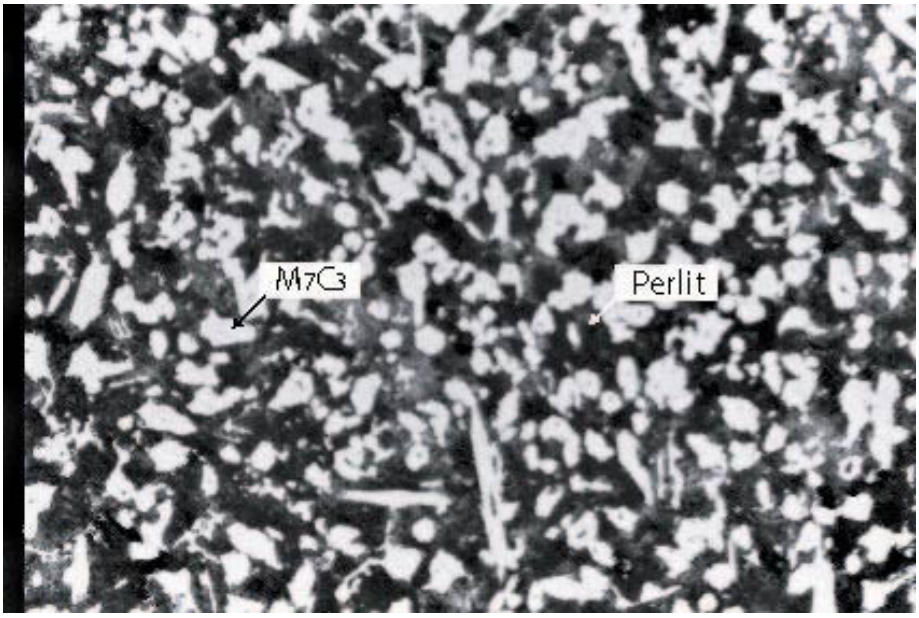
2 nolu numunenin X ray analizi sonucunda M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_2C karbür bileşiklerinin numune içerisinde bulunduğu, 2Θ açısı ve atom düzlemleri arası mesafe (d) değerlerine bağlı olarak tespit edilmiştir (Şekil 5.22).



Şekil 5.22. 2 nolu numunenin X-ray analiz grafiği.

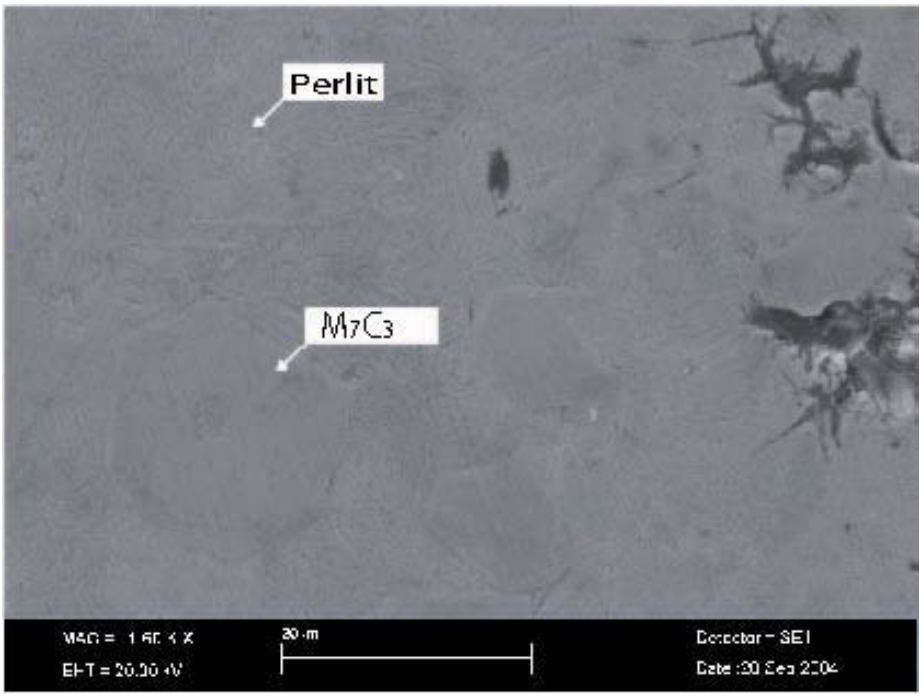
5.1.3. % 1 B Aşılanmış Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (3 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri

3 Nolu numunenin optik fotoğrafı şekil 5.23'de görülmektedir. Sözkonusu şekilde ana yapının perlit olduğu ve yapı içerisinde M_7C_3 karbürlerinin bulunduğu anlaşılmaktadır. Altıgen şekilli M_7C_3 karbürleri matris içerisinde farklı boyutlarda bulunmaktadır.

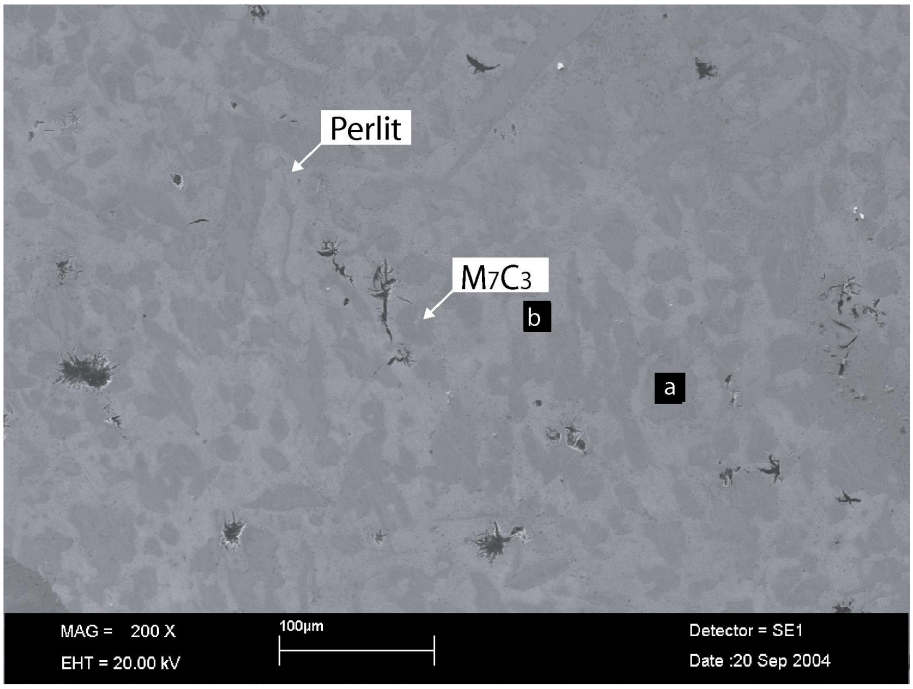


Şekil 5.23. 3 nolu numuneye ait bor katkılı beyaz dökme demirin optik fotoğrafı (X 100).

Şekil 5.24 ve 25'de 3 nolu numunenin SEM fotoğrafları verilmiştir. Şekilde verilen 3 nolu numunenin SEM fotoğrafı incelendiğinde; matrisin perlitik yapıda olduğu net bir şekilde görülmektedir. Ayrıca Şekil 5.25'de, perlitik yapı içerisinde altıgen M_7C_3 karbürleri ve malzemenin yüzey kısmında da malzemeye karışmamış olan bir miktar bor bulunduğu tespit edilmiştir.

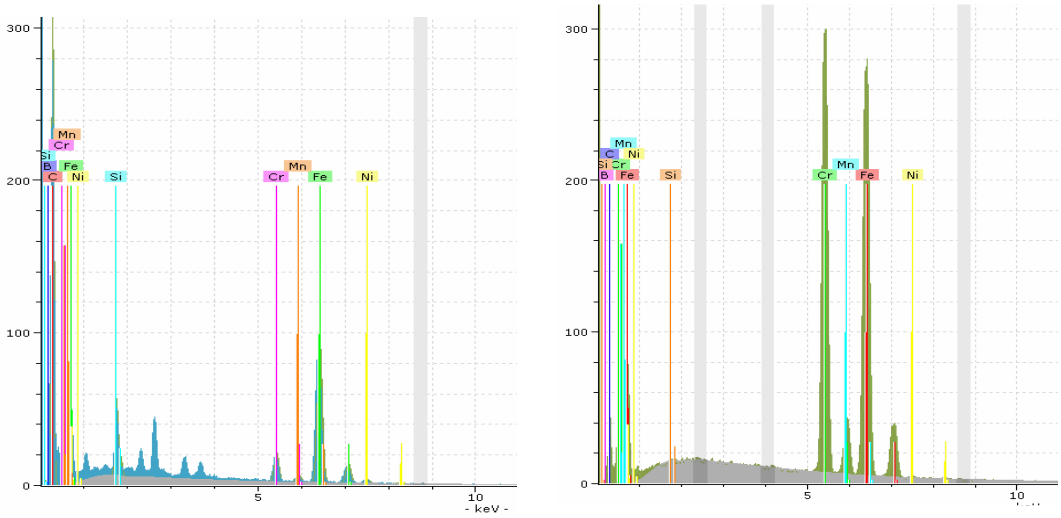


Şekil 5.24. 3 nolu numuneye ait bor katkılı beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı.



Şekil 5.25. 3 nolu numuneye ait bor katkılı beyaz dökme demirin SEM fotoğrafı.

Bu borlu malzemenin Şekil 5.26 deki EDS analiz sonuçları incelendiğinde karbür üzerinden alınan analizde, bileşimin % 7.45 C, % 54.76 Fe, % 0.96 B, % 34.13 Cr, % 0.68 Ni, % 1.87 Mn' dan meydana geldiği görülmektedir. Noktasal analiz sonucunda yapının esas itibarı ile ferrit dışında $(Cr,Fe)_7C_3$, $(Cr,Fe)_{23}C_6$,Fe_2C ve Fe_3C karbürlerinden oluştuğu belirlenmiştir. Diğer yandan bor katkıları; karbür oluşumunun düzgün altıgen şeklini yitirmesine ve karbür tanelerinin yer yer bitişik taneler halinde olmasına neden olmuştur. Matrisinde ise % 4.08 C, % 79.42 Fe, % 1.06 B, % 12.16 Cr, % 0.99 Ni, % 1.05 Mn'dan oluştuğu anlaşılmaktadır. Matrisin esas itibarı ile demir-krom-karbürün oluşturduğu $\gamma Fe+M_3C+M_7C_3$ fazlarından oluşan ledeburitik bir yapıda bulunduğu ve ostenitin daha sonra ferrit ve perlite dönüştüğü anlaşılmaktadır (Yıldırım ve diğ., 2001). Bu yapı içerisinde ayrıca bir miktar manganez ve silisyum elementleri de çözünmüş halde yer almaktadır.



a noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Iron	K series	50,40075	54,76814	40,91509
Chromium	K series	31,40873	34,1304	27,38589
Carbon	K series	6,861271	7,455822	25,89833
Manganese	K series	1,729246	1,879091	1,427021
Boron	K series	0,884114	0,960725	3,707564
Nickel	K series	0,630736	0,685391	0,487197
Silicon	K series	0,110828	0,120432	0,178902

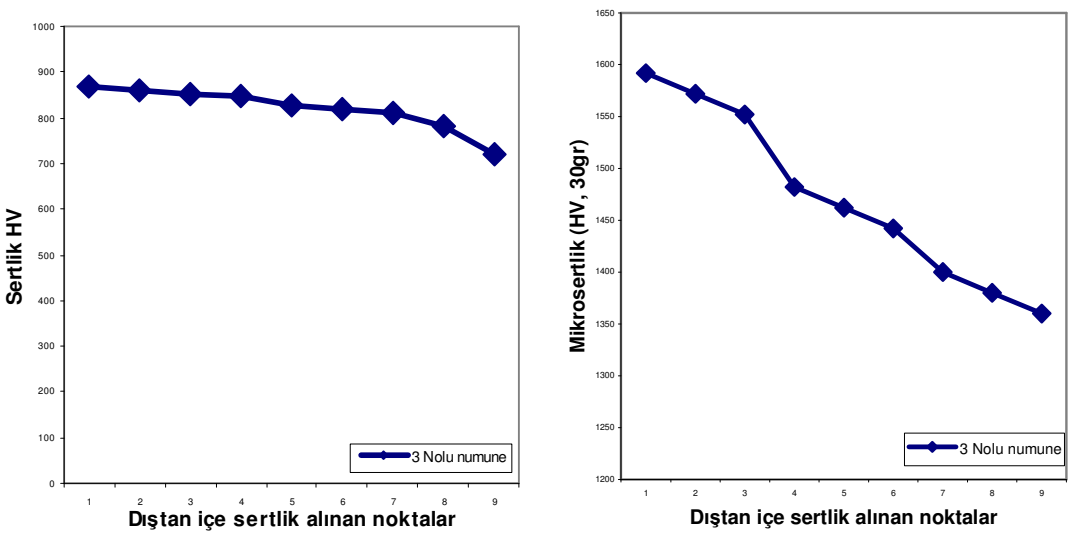
b noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Chromium	K series	11,17876	12,16741	8,472225
Manganese	K series	0,96879	1,054469	0,694913
Iron	K series	74,69941	79,42139	55,6535
Nickel	K series	0,914526	0,995406	0,614017
Silicon	K series	1,115679	1,214349	1,56542
Carbon	K series	4,01905	4,08201	29,43345
Boron	K series	0,978436	1,064968	3,566482

Şekil 5.26. 3 Nolu numunenin a ve b noktalarına ait EDS analiz sonuçları.

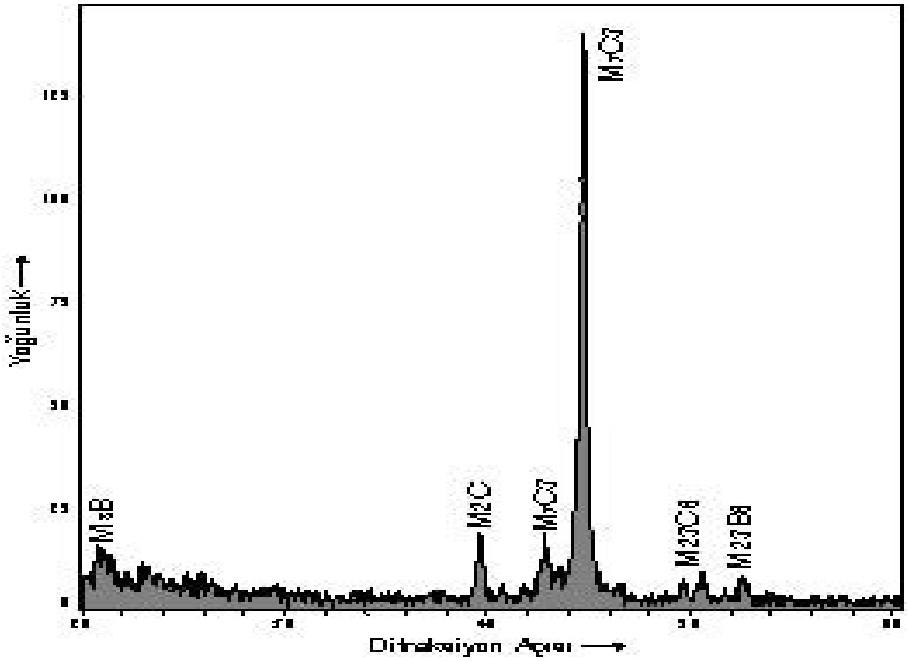
3 Nolu numunenin sertlik değerlerine bakıldığında, sertliğin 1 nolu numunede olduğu gibi döküm parçanın dış kısmından iç bölgeye doğru ilerledikce arttığı görülmektedir.

3 Nolu numunenin, mikroyapı fotoğrafındaki esas itibarı ile M_7C_3 karbürlerinden oluşan altıgen görünümlü karbürlerden alınan mikrosertlik değerleri yüksek ve ortalama 1480 HV olarak tespit edilmiştir. Malzemenin bünyesinde bulunan bor elementi, sertliğin artırılması amacıyla katılmıştır. 3 nolu numunenin dökümü esnasında, sıvı metale bor elementi aşılama yoluyla ilave edilirken, bor elementinin bileşik halinde bulunup, hidrat suyu içermesinden ve hidrat suyunun ayrışmasından ileri gelen gaz kabarcıkları şeklinde döküm hataları oluşmuştur. Bu döküm hatalarının başta çentik darbe dayanımı olmak üzere, malzemenin mekanik özelliklerini de olumsuz yönde etkilemesi beklenir. 3 nolu numunenin matrisin sertlik değeri ortalama 380 HV olarak tespit edilmiş olmakla birlikte, bu sertlik değeri bor katkılı bir malzemeye göre düşük değerde olması dikkati çekmektedir. Sertliğin düşüş nedeni döküm kusurlarından kaynaklanmasından ziyade, burada bor elementinin veya borür oluşturmadığının bir sonucu olabilir (Şekil 5.27).



Şekil 5.27. 3 nolu numunenin ortalama sertlik değerleri.

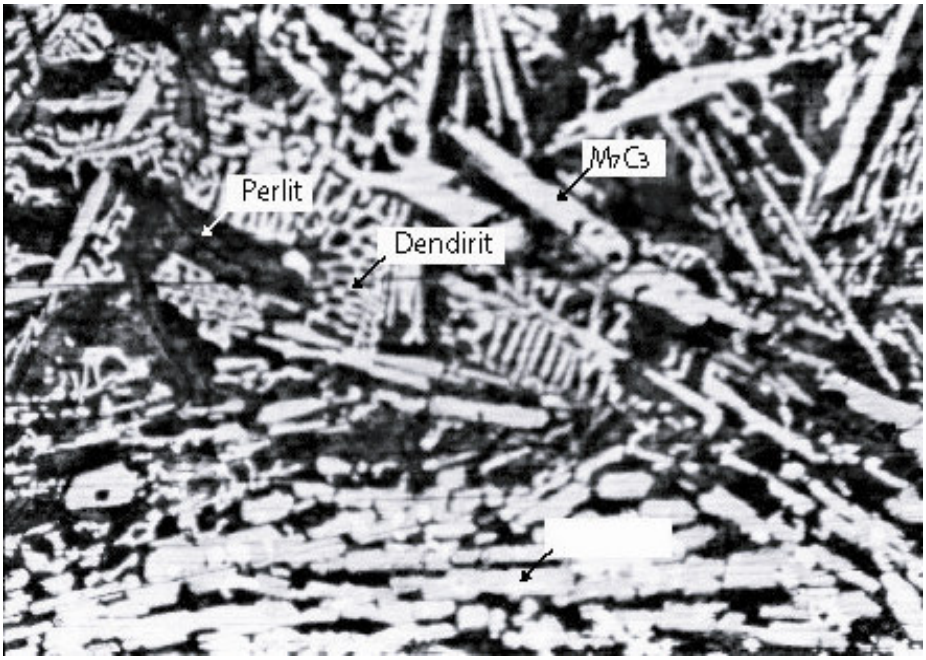
3 nolu numunenin X-ray analizi sonuçlarından M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_2C, M_3B, $M_{23}B_6$ karbür ve borür bileşiklerinin numune içerisinde bulunduğu, 2Θ açısı ve atom düzlemleri arası mesafe (d) değerlerine bağlı olarak tespit edilmiştir (Şekil 5.28).



Şekil 5.28. 3 nolu numunenin X-ray analiz grafiği.

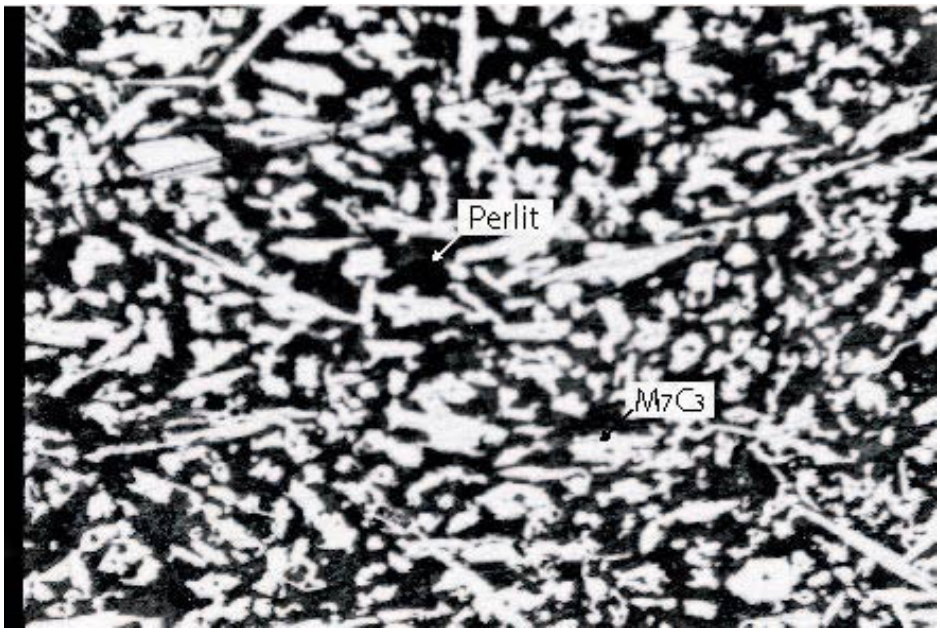
5.1.4. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1 Bor Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (4 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri.

Dubleks döküm tekniğiyle tek kalıpta dış zarfı yüksek kromlu, nikel katkılı ve içi gri dökme demirden oluşan; ayrı özellikli ve çif yapılı döküm malzemesi üretilmiştir. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen malzemeden alınan 4 nolu numunenin optik mikroskopta elde edilen fotoğrafı Şekil 5.29'da verilmiştir. Ayrıca dubleks dökümle üretilen aynı malzemenin beyaz dökme demirden oluşan dış zarfının ve gri dökme demirden oluşan iç kısmının fotoğrafları Şekil 5.30'da ve Şekil 5.31'de ayrıca gösterilmiştir.



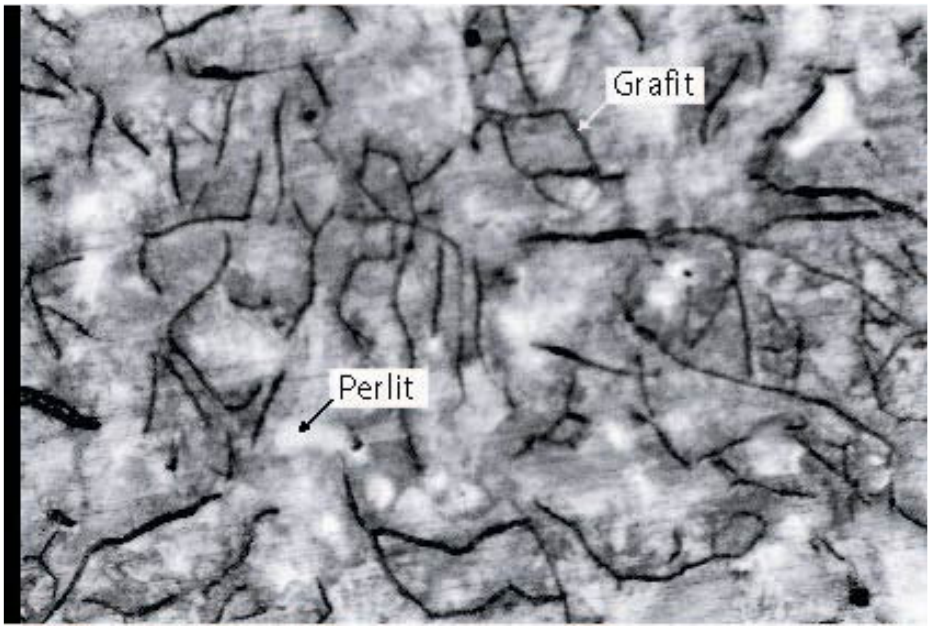
Şekil 5.29. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan 4 nolu numunenin ara bölgesinin OM fotoğrafı (X 250).

Şekil 5.29'de verilen 4 nolu numunenin ara bölgesi incelendiğinde; bu bölgede çubuk şekilli M_7C_3 karbürlerinin bulunduğu ve karbürlerin eş yönlenme gösterdikleri anlaşılmaktadır. Yapı içerisinde ayrıca beyaz dökme demir ve gri dökme demir ara bölgesinde katılaşma farklılıklarından kaynaklanan dendiritik yapılarda oluşmuştur. Şekil 5.30'da 4 nolu numunenin yalnızca beyaz dökme demirli bölgesi incelendiğinde yapıda perlit ana kütle içerisinde dağılmış metal karbürlerin bulunduğu ve karbür tanelerinin oldukça dengeli bir dağılım gösterdiği dikkat çekmektedir. Ayrıca bu bölümde taneler çubuk şekillerini büyük ölçüde yitirmişlerdir.



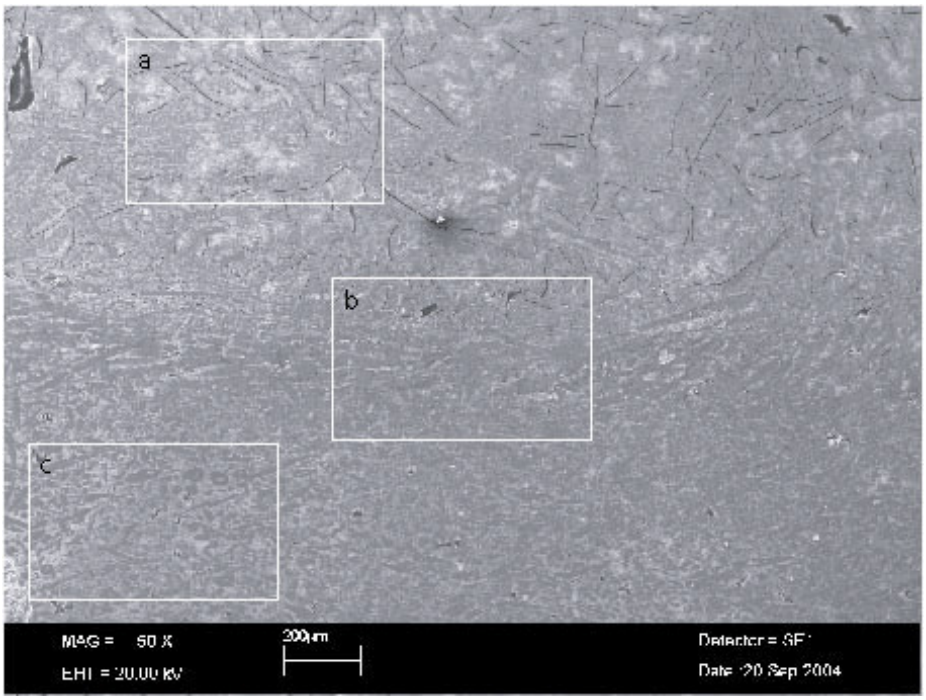
Şekil 5.30. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş olan 4 nolu numunenin beyaz dökme demirli dış çevre bölgesinin OM fotoğrafı (X 150).

Şekil 5.31'de malzemenin gri dökme demirli bölgesi incelendiğinde yapının metalografik görünüm olarak gri dökme demirin bütün özelliklerini yansıttığı görülmektedir. Yapı, perlit matris içerisinde dallanmış bir şekilde dağılan grafit lamellerinden oluşmaktadır.



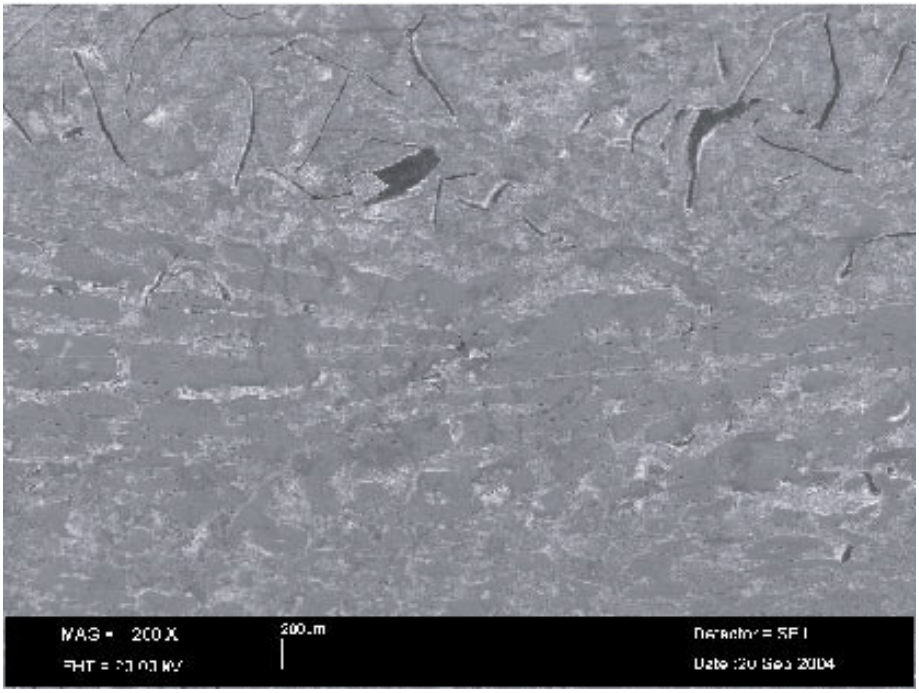
Şekil 5.31. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin gri dökme demirli iç bölgesinin OM fotoğrafı (X 150).

Şekil 5.32'de 4 nolu numunenin SEM fotoğrafı verilmiştir. Bu fotoğraftan da anlaşılacağı gibi, dubleks dökümle üretilen parça başlıca üç katılaşma bölgesinden oluşmaktadır. Bu bölgeler; optik mikroskop resimlerinde de görüldüğü gibi, bor katkılı beyaz dökme demir bölgesi, ara bölge ve gri dökme demirli bölgelerden ibarettir.

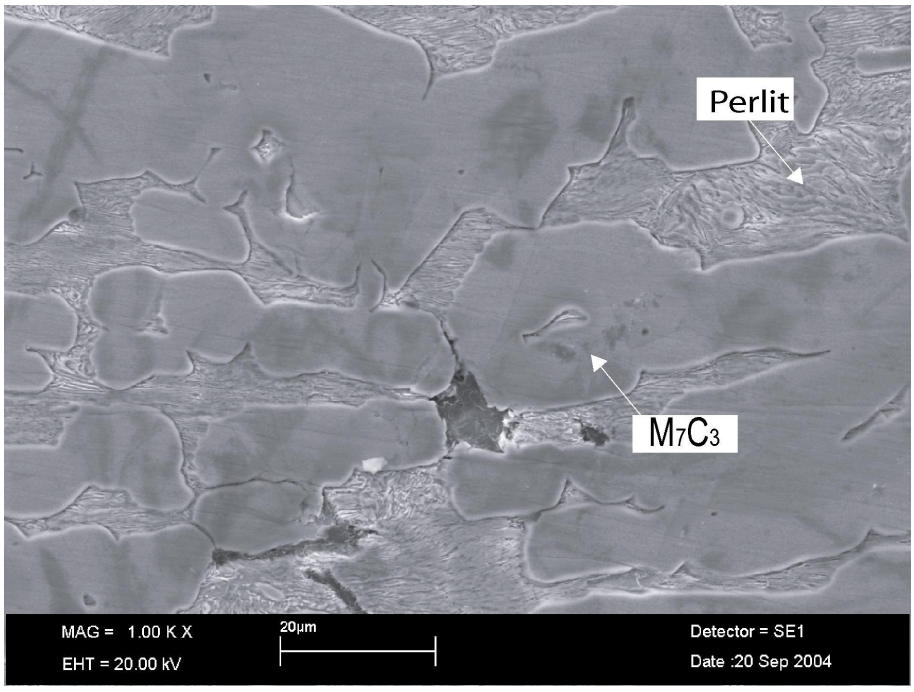


Şekil 5.32. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin a.bor katkılı beyaz dökme demirli bölge, b.ara bölge, c.gri dökme demirli bölgenin bulunduğu SEM fotoğrafı.

Şekil 5.33 ve 5.34'de ara bölgeden elde edilen, geçiş bölgesinin mikro yapısı verilmiştir. Ara bölge mikroyapısı, daha önce optik mikroskopla elde edilen mikro yapı ile uyum göstermektedir. Yapı esas itibariyle perlit içerisinde dağılmış M_7C_3 karbürlerinden oluşmaktadır. Ancak elde edilen bu karbürlerin büyük ölçüde altıgen şekilli oluşumlarını kaybettikleri dikkat çekmektedir. Ayrıca; ara bölgede yer yer gaz kabarcıklarından ileri gelen yapı boşluklarıda yer almaktadır.

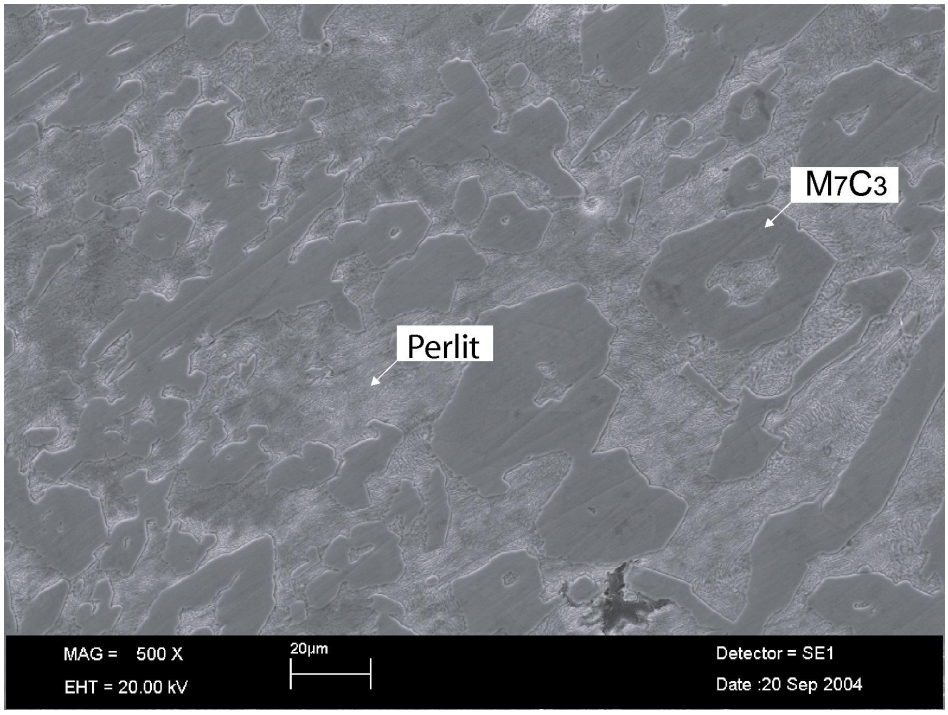


Şekil 5.33. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin ara bölgesinin SEM fotoğrafı.

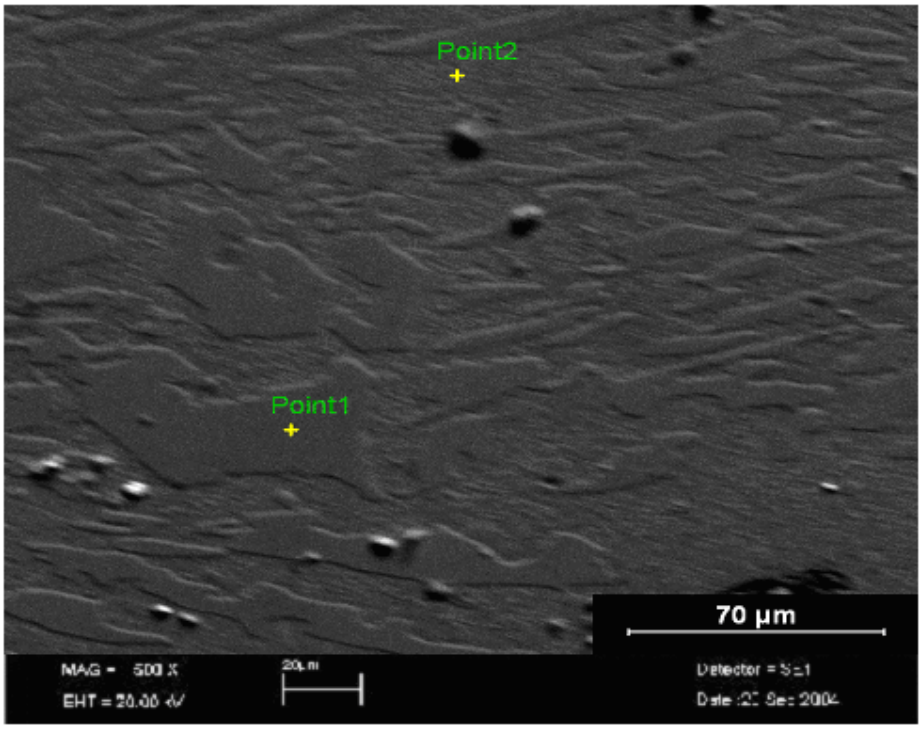


Şekil 5.34. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin ara bölgesinin SEM fotoğrafı.

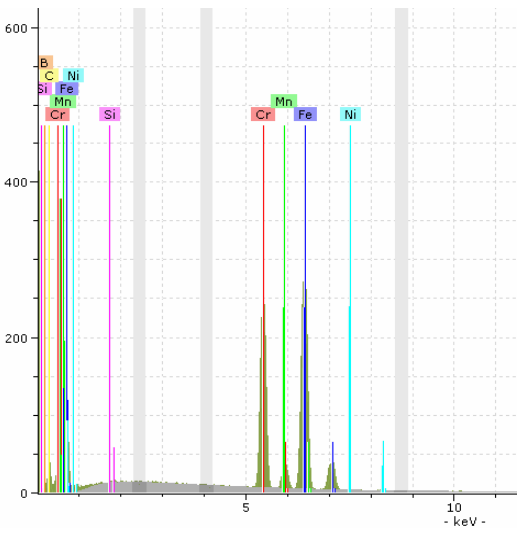
Şekil 5.35'de malzemenin beyaz dökme demirli dış zarfının mikroyapısı verilmiştir. Bölgede perlitik ana kütle içerisinde dağılmış M_7C_3 karbürlerinin bulunduğu, karbürlerin düzgün altı köşeli görünümlerini büyük ölçüde yitirdikleri ve soğumanın yavaş olduğu yerlerde metal karbürlerin daha iri taneli olarak ayrıştıkları tespit edilmiştir. Şekil 5.36'da dubleks dökümle elde edilen döküm malzemesinin iki farklı noktasında EDS analizi yapılmış ve elde edilen analiz sonuçları Şekil 5.37'de verilmiştir. Şekil 5.37'de verilen 1 nolu noktanın analizinde bu noktanın krom ve demirin oluşturduğu M_7C_3 metal karbüründen oluştuğu açıkça görülmektedir. Yapıda ayrıca az oranda nikel manganez ve bor elementleri de bulunmaktadır. Şekil 5.37'de verilen ikinci noktanın analizinde;bu noktanın öncelikle demir karbürlerden oluştuğu, yapıda ayrıca az oranda krom karbürlerin ve silisyum karbürün bulunduğu; bölgede nikel içeriğinin yüksek olduğu ve kısmen karbürlerin içerisinde çözündüğü ve kısmende matrisde ayrışan karbürlerden ayrı olarak sertliğin artmasına neden olan Ni_3Fe bileşiği oluşturduğu düşünülmektedir.



Şekil 5.35. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin beyaz dökme demirli bölgesinin SEM fotoğrafı.

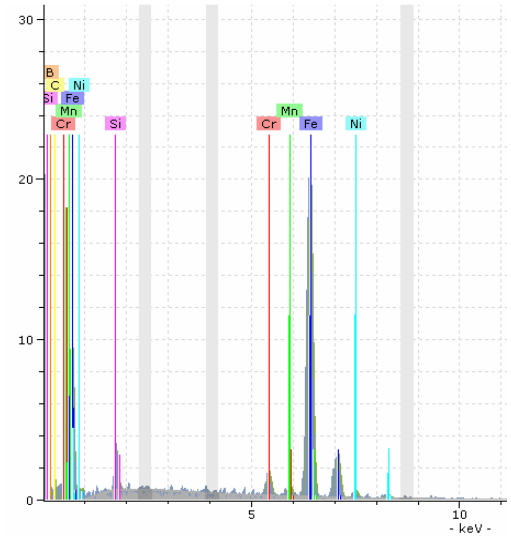


Şekil 5.36. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 4 nolu numunenin beyaz dökme demirli bölgesinin SEM fotoğrafı (Point 1:a noktası, point 2: b noktası).



point 1

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Chromium	K series	27,27541	29,80493	23,7582
Manganese	K series	1,508435	1,648327	1,243557
Iron	K series	53,92968	58,9311	43,73609
Nickel	K series	0,584755	0,638985	0,451229
Silicon	K series	0,277277	0,302991	0,44714
Carbon	K series	6,903187	7,543386	26,0305
Boron	K series	1,034358	1,130284	4,333284



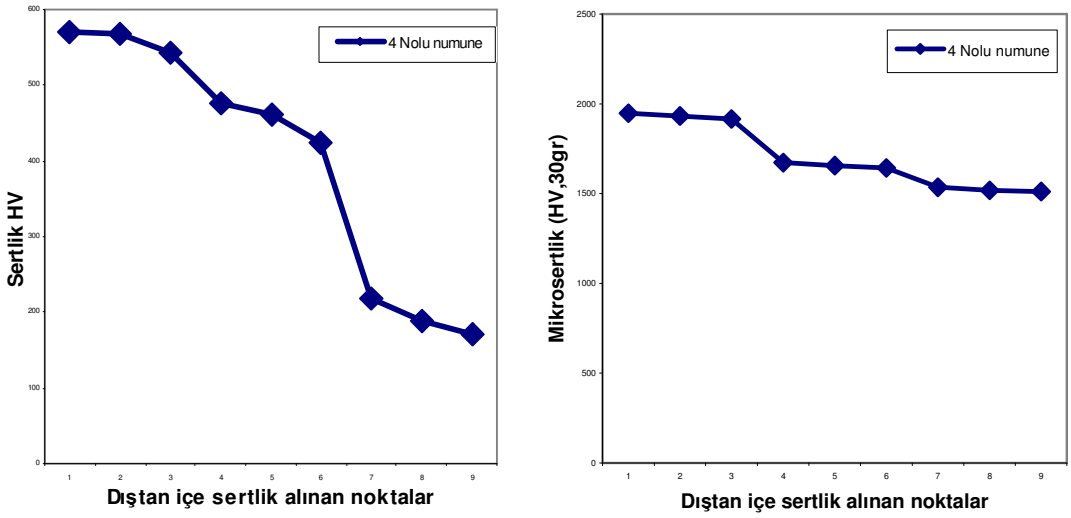
point 2

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Chromium	K series	3,22981	2,959523	2,638644
Manganese	K series	1,76217	1,614703	1,362539
Iron	K series	89,84401	82,32541	68,33812
Nickel	K series	5,704081	5,226735	4,12829
Silicon	K series	3,568653	3,27001	5,397541
Carbon	K series	4,09066	3,748333	14,46732
Boron	K series	0,9334	0,855288	3,667547

Şekil 5.37. 4 nolu numunenin a ve b noktalarına ait EDS analiz sonuçları.

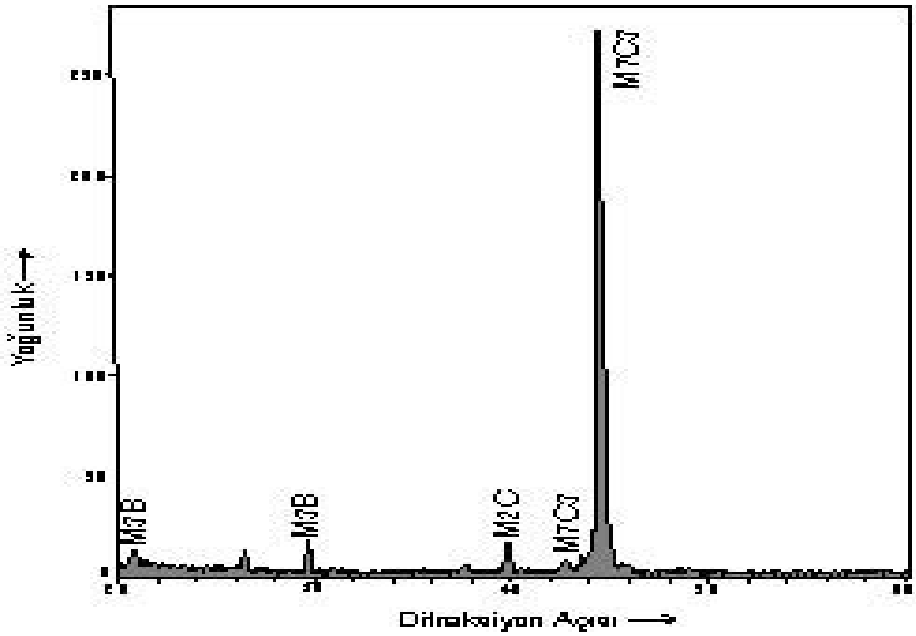
4 Nolu numunenin sertlik değerleri incelendiğinde, malzemenin dış kısmından iç kısma doğru alınan sertlik değerlerinin gittikce arttığı görülmüştür. Malzeme üç farklı bölgeden oluştuğu için sertlik değerleri de yine üç farklı sürekliliğe sahip bölgeden oluşmuştur. Sertlik değerlerinin en düşük olduğu bölge beklendiği gibi gri dökme demirli bölgedir. Ara bölgede ise C, Cr geçişleri ve karbür oluşumları sonucunda sertlik değeri gri dökme demirli bölgeye göre daha fazladır. Beyaz dökme demirli bölgede ise bünyede bulunan Cr, Ni, malzemeye aşılama yoluyla katılan B dan oluşan metal karbürler ve metaller arası bileşikler nedeniyle sertlik değeri yükselmiştir.

4 nolu numunenin, optik mikro yapı fotoğrafından alınan mikro sertlik değerleri sonucunda; sertliğin HV sertlik cinsinden; beyaz dökme demirli dış bölgedeki karbürlerde ortalama 1932 HV ve bölgenin matris sertliğinin de ortalama 390 HV olduğu, ara bölgedeki karbürlerin mikro sertliğin ortalama 1650 HV matris sertliği ise ortalama 370 HV olduğu, gri dökme demirli iç bölgede ortalama sertliğin 1520 HV olduğu, matrisinde sertliğinin ise ortalama 320 HV olduğu tespit edilmiştir. Döküm malzemenin dış çeper kısmı, ara bölge ve iç kısmın sertlik değerlerini karşılaştırıldığında; beyaz dökme demirli dış kısmın çok sert olduğu, ara bölgede sertlik değerinin dış kısma göre biraz daha düştüğü, gri dökme demirli iç kısmın sertlik değerinin ise çok düşük olduğu görülmektedir (Şekil 5.38). Sonuç olarak bu çalışmada döküm parçasında olması istenen kademeli sertlik değerleri artışı başarı ile sağlanmıştır.



Şekil 5.38. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 4 nolu numunenin dıştan içe doğru artan sertlik değişimi.

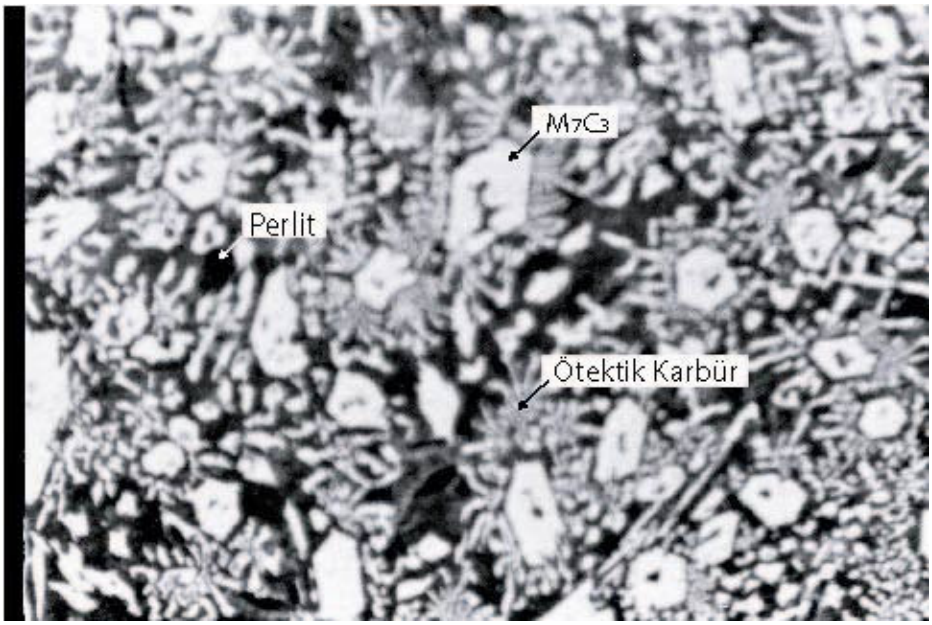
4 nolu numunenin Şekil 5.39'da verilen X ray analizini incelemesinde M_3B, M_2C, M_7C_3 karbürlerinden oluştuğu 2Θ açısı ve atom düzlemleri arası mesafe (d) değerlerine bağlı olarak tespit edilmiştir.



Şekil 5.39. 4 nolu numunenin X-ray analiz grafiği.

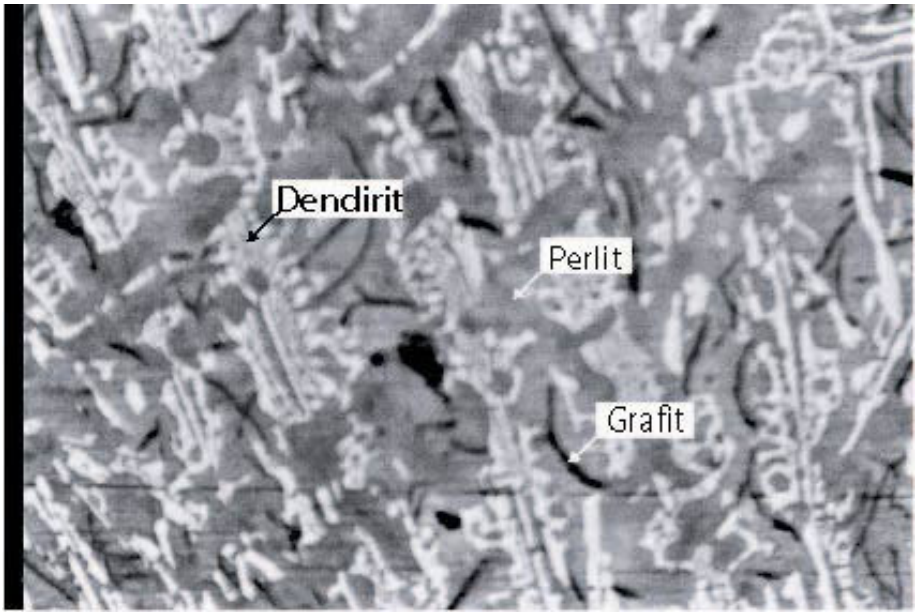
5.1.5. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 0.5 Bor Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (5 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri.

5 nolu numune de yine dubleks döküm tekniğiyle üretilmiştir. Şekil 5.40'da bor katkısı azaltılmış dubleks dökümle üretilmiş malzemenin beyaz dökme demir bölgesinin optik mikroskopla elde edilen mikroyapı resmi verilmiştir. Şekilde; M_7C_3 karbürlerinin daha belirgin ve altıgen formunda katılaştıkları, perlitik oluşumların azaldığı ve ötektik ayrışan karbürlerin belirginleştiği dikkati çekmektedir. Diğer yandan karbürlerin çubuk şeklinde oluşlarınında büyük ölçüde kaybettikleri görülmektedir. Alaşıma ilave edilen bor tanecikleri bünyede erime ve diğer alaşım elemanları ile bileşik oluşturma eğilimi göstermemiş, sadece karbürlerin oluşmasında çekirdek oluşumunu hızlandırmışlar ve kısmen çekirdek görevi üstlenmişlerdir.



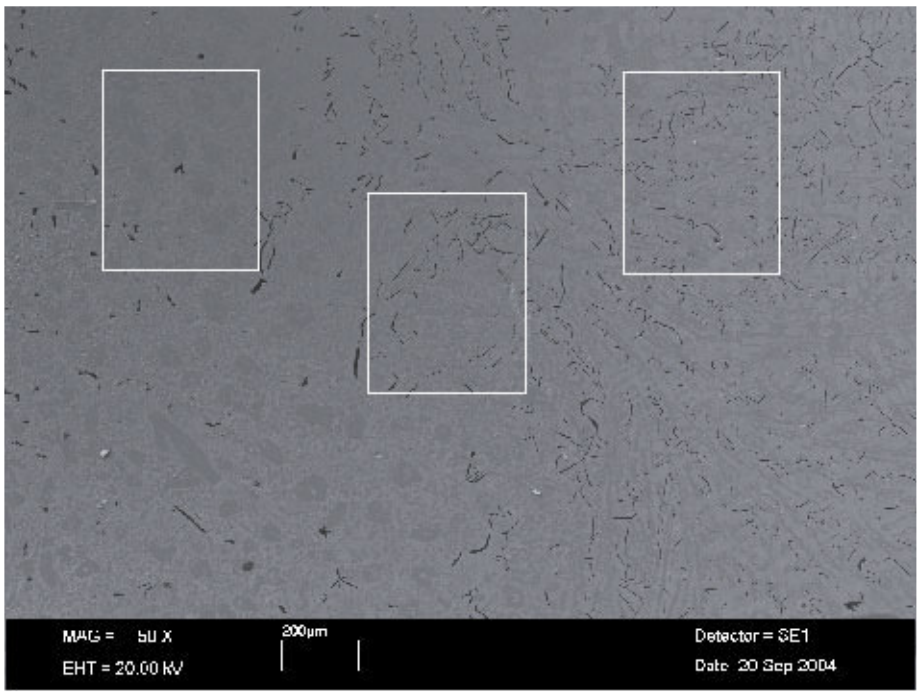
Şekil 5.40. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin bor katkılı beyaz dökme demirli bölgesine ait OM fotoğrafı (X 250).

Şekil 5.41'de bor katkısı azaltılmış numunenin ara bölgesinin optik mikroskopla çekilmiş resmi verilmiştir. Ara bölgede elde edilen yapı, perlitik ana kütle içerisinde dağılmış grafit lamellerinden oluşmaktadır. Az orandaki bor katkıları bu bölgedeki katılaşmada fazla bir rol oynamamış ve katılaşma soğutma hızının etkisiyle kısmen dendritik oluşumlar göstermiştir. Katılaşma sırasında ayrışıp buharlaşan yüksek orandaki hidrat suyunun etkisiyle, döküm sonrasında alaşımın ara ve beyaz dökümden oluşan kabuk bölgesinde gaz kabarcığı boşlukları meydana gelmiştir.



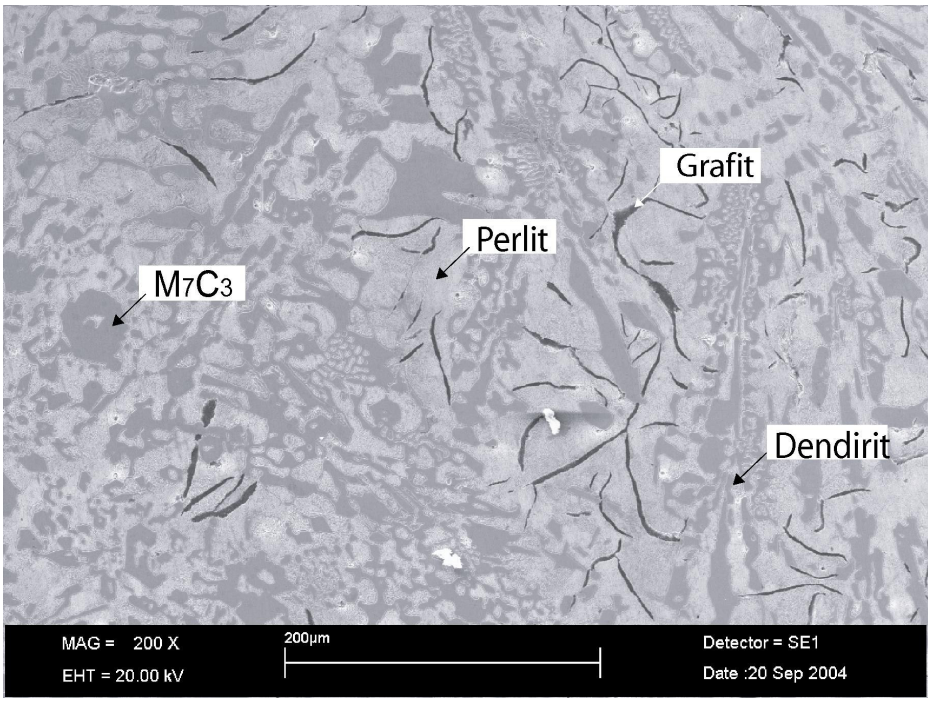
Şekil 5.41. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin ara bölgesine ait OM fotoğrafı (X 500).

Şekil 5.42'de dubleks döküm tekniğiyle üretilen az bor katkılı döküm alaşımının farklı üç bölgesi görülmektedir. Verilen SEM resminde; beyaz döküm bölgesi, ara bölge ve gri dökme demir bölgeleri kolaylıkla seçilebilmektedir.



Şekil 5.42. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin SEM fotoğrafı.

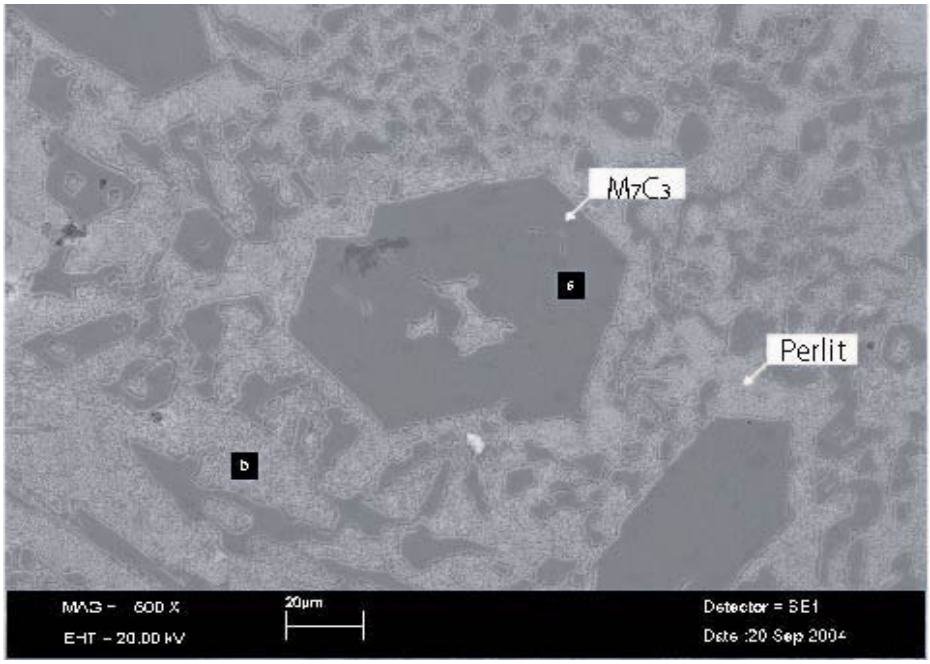
Şekil 5.43'da, az bor katkılı dubleks döküm alaşımının mikroyapısının gri dökme demir tarafında perlit ve grafitten, yer yer ötektik karbürlerden; beyaz dökme demir tarafında ise, perlit ve M_7C_3 karbürlerinden oluştuğu, yer yer karakteristik dendritik katılaşma yapısının oluştuğu SEM resminden görülmektedir.



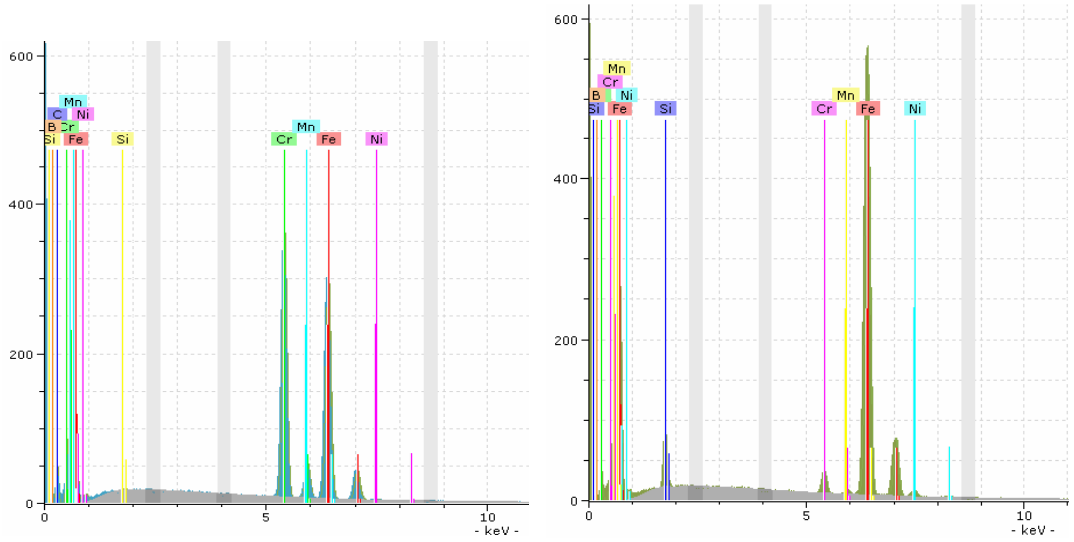
Şekil 5.43. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin SEM fotoğrafı.

Şekil 5.44'de aynı malzemenin beyaz döküm bölgesinde karbürlerin, perlitik ana kütle içerisinde geniş altıgen adacıklar oluşturduğu; bunun yanı sıra küçük karbür adacıklarınında tüm kesite oldukça dengeli bir şekilde dağıldığı belirlenmiştir.

Az bor katkılı dubleks döküm alaşımının a ve b noktalarından alınan EDS analizlerinde; a noktasının esas itibarı ile M_7C_3 karbürleinden oluştuğu, bu karbürlerin az da olsa bünyelerinde bor ve nikel elementlerini bulundurduğu belirlenmiştir. Diğer yandan b noktasının EDS analizi bu noktada demir ve silisyum karbürlerin yanı sıra, az oranda krom ve nikel elementlerinin bulunduğunu göstermektedir. Bu elementler büyük oranlarda demir karbür bileşiğinde erimiş halde bulunmaktadır.



Şekil 5.44. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 5 nolu numunenin bor katkılı beyaz dökme demirli bölgesinin SEM fotoğrafı.



a noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Iron	K series	48,71095	53,13003	40,15583
Chromium	K series	33,15603	36,16396	29,35719
Carbon	K series	6,665787	7,270511	25,55019
Manganese	K series	1,79271	1,955346	1,502308
Nickel	K series	0,599563	0,653956	0,470292
Silicon	K series	0,099838	0,108895	0,163657
Boron	K series	0,657635	0,717296	2,800536

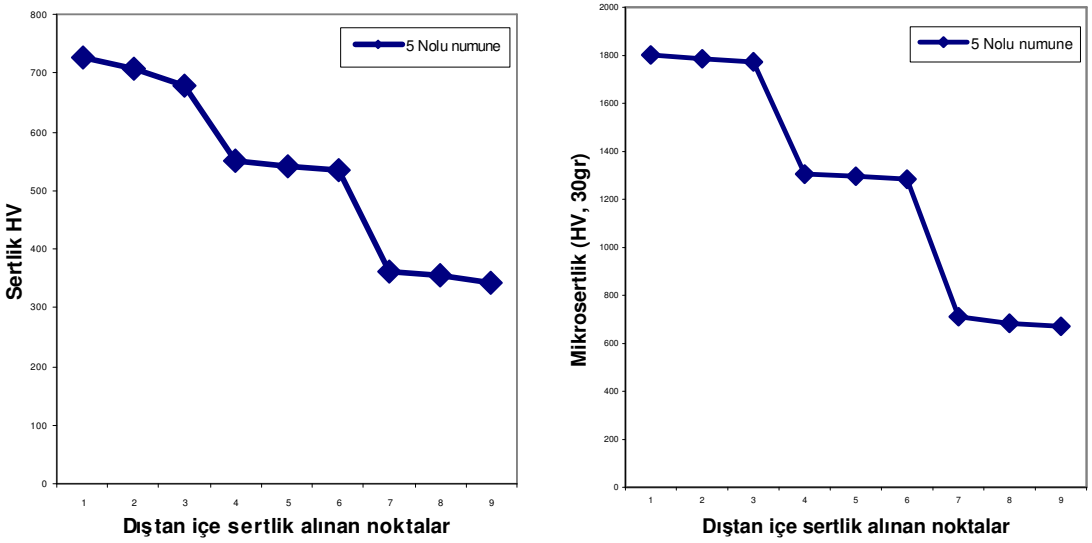
b noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Iron	K series	79,854	85,56514	68,0974
Carbon	K series	3,097758	3,462348	18,21314
Silicon	K series	3,510848	3,761943	5,953379
Nickel	K series	2,298831	2,463242	1,865312
Chromium	K series	3,798349	3,926967	3,647167
Manganese	K series	0,324741	0,347967	0,281513
Boron	K series	0,440863	0,472393	1,942099

Şekil 5.45. 5 nolu numunenin EDS analiz sonuçları.

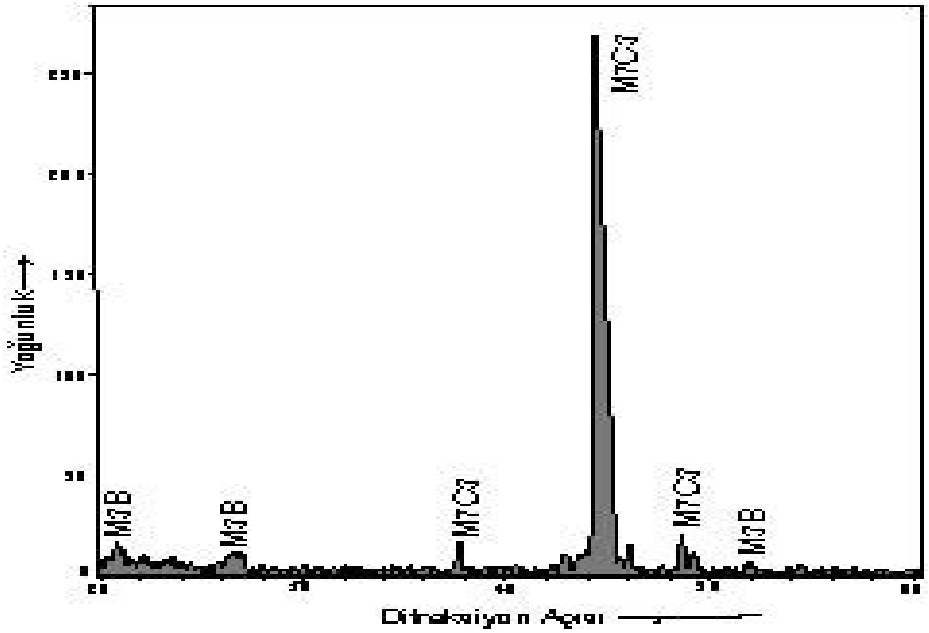
Şekil 5.46'da 5 nolu numunenin sertlik değerlerine bakıldığında, malzemenin dış kısmından iç kısma doğru alınan sertlik değerlerinin burada da sürekli arttığı görülmektedir. Malzeme üç farklı bölgeden oluştuğu için, sertlikleri de üç farklı değer vermiştir. Sertlik değerlerinin en düşük olduğu bölge yine gri dökme demirli bölgedir. Ara bölgede C ve Cr geçişleri ve karbür oluşumu etkisiyle, sertlik değeri gri dökme demirli bölgeye göre daha fazla olmuştur. Beyaz dökme demirli bölgede bünyede bulunan Cr, Ni ve malzemeye aşılama yoluyla katılan B'un katkıları ile sertlik değeri yükselmiştir.

5 Nolu numunenin, optik mikro yapı fotoğrafından alınan mikro sertlik değerleri sonucunda sertliğin HV sertlik cinsinden, beyaz dökme demirli dış bölgedeki karbürlerde ortalama 1773 HV ve matrisinde ortalama 492 HV, ara bölgedeki karbürlerden alınan mikro sertliğin 1284 HV ve matrisinde ortalama 407 HV, gri dökme demirli iç bölgede ortalama 671 HV ve matrisinde ise 350 olduğu tespit edilmiştir. Döküm malzemenin dış çeper kısmı, ara bölge ve iç kısmın sertlik değerlerini karşılaştırıldığında; dış kısmın (beyaz dökme demir) çok sert, ara bölgenin dış kısma göre sertlik değerinin biraz daha az sert olduğu ve iç kısmın (gri dökme demirli) da en az sertliğe sahip olduğu görülmektedir (Şekil 5.46). Sonuç olarak bu deney malzemesinde beklenilen kademeli sertlik artışı değerleri sağlanmıştır. Dubleks dökümlü bor katkılı 4 nolu numune ile 5 nolu numunenin ara ve dış çevre bölgelerinin ortalama sertlik değişimi, parçaların yüzeyine doğru sürekliliğini yitirmiştir.



Şekil 5.46. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 5 nolu numunenin içten dışa doğru belirli mesafelere göre sertlik değişimi.

5 nolu numunenin Şekil 5.47'de verilen X-ray analizini incelendiğinde; bu alaşımda M_3B, M_2C, M_7C_3 borür ve karbürlerinden oluştuğu 2Θ açısı ve atom düzlemleri arası mesafe (d) değerlerine bağlı olarak tespit edilmiştir.



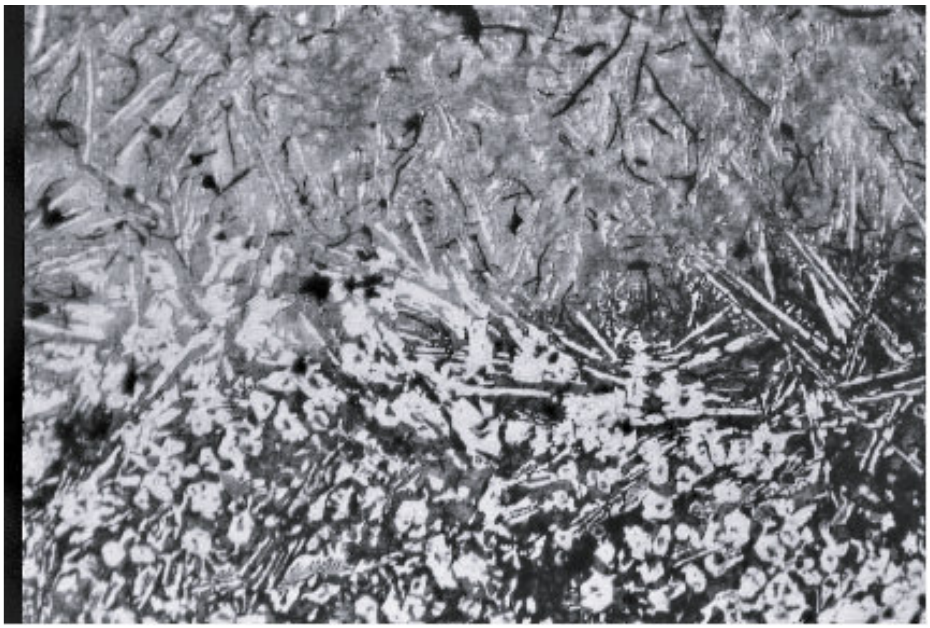
Şekil 5.47. 5 nolu numunenin X-ray analiz grafiği.

5.1.6. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1.2 Mangan Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (6 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri.

6 nolu numune aşılama yoluyla katılan % 1.2 Mn, malzemenin beyaz dökme demirli kısmında meydana gelen karbür oluşumunu etkileyip etkilemediğini tespit etmek için ilave edilmiştir.

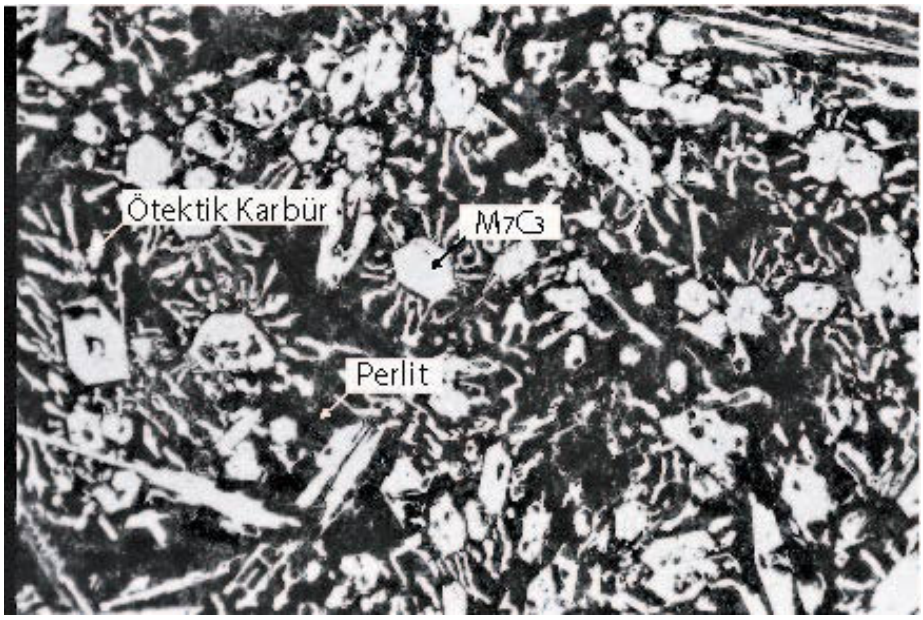
6 nolu numune de 4 ve 5 nolu numuneler gibi dubleks döküm tekniğiyle üretilmiştir. Bu deney numunesinin diğerlerinden farkı, alaşıma aşılama tekniğiyle bor yerine % 1,2 Mn ilave edilmiş olmasıdır.

Şekil 5.48'de mangan katkısının dubleks döküm parçasına olan etkisi, optik mikroskop resmi ile görülmektedir. Burada da yine üç farklı bölgenin varlığı kolaylıkla fark edilirken, ara bölgede bor katkılı numunelerden farklı olarak martenzit iğnelerinin oluştuğu dikkati çekmektedir. Beyaz dökme demir bölgesinde yine altıgen oluşumlu M_7C_3 karbürleri oluşurken, ana kütle perlitik olmuştur. Diğer yandan gri dökme demir bölgesinde oluşan grafitlerin büyük ölçüde ara sınır tabakasına doğru yönlendiği belirlenmiştir. Gri dökme demirin yapısı ferritik-perlitiktir.



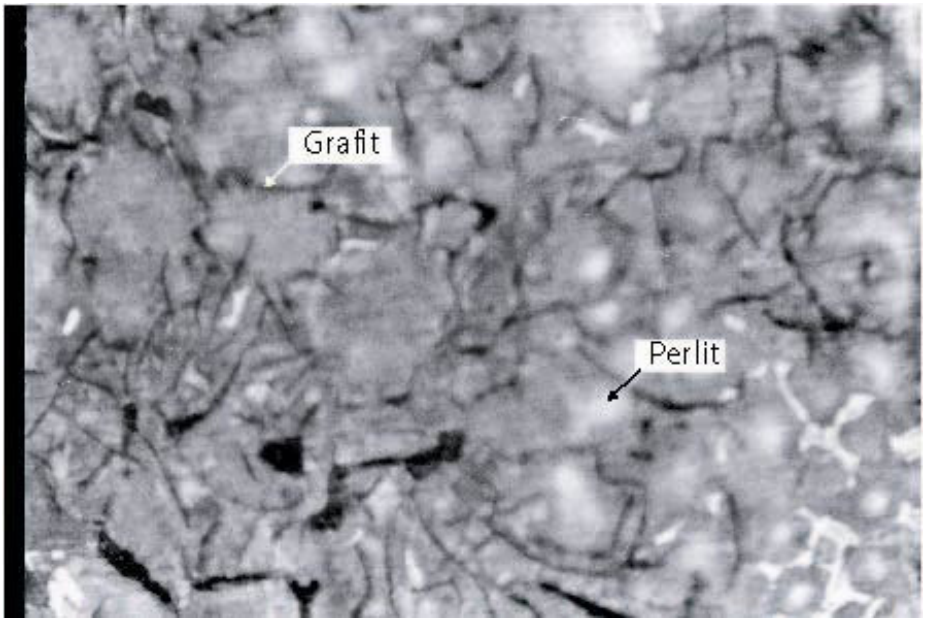
Şekil 5.48. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numuneye ait üç farklı yapının göründüğü OM fotoğrafı (X 50).

Şekil 5.49'da % 1.2 manganlı dubleks döküm numunesinin beyaz döküm kısmının optik mikroskopla çekilmiş fotoğrafı verilmiştir. Mangan katkısı ile M_7C_3 karbürleri yer yer altıgen oluşumu gösterirken, bazı noktalarda çubuk şekilli bir oluşum içerisinde bulunmaktadır. Çubuk şekilli karbürler, yer yer altıgen karbürlerden etrafa saçılan birer ışın görünümündedir. Matrisle karbürler, karbür ötektiği oluşturmuştur. M_7C_3 karbürler ile bu karbürlerin etrafındaki ötektik karbürleri örümceği andıran bir görüntü sergilemektedir.



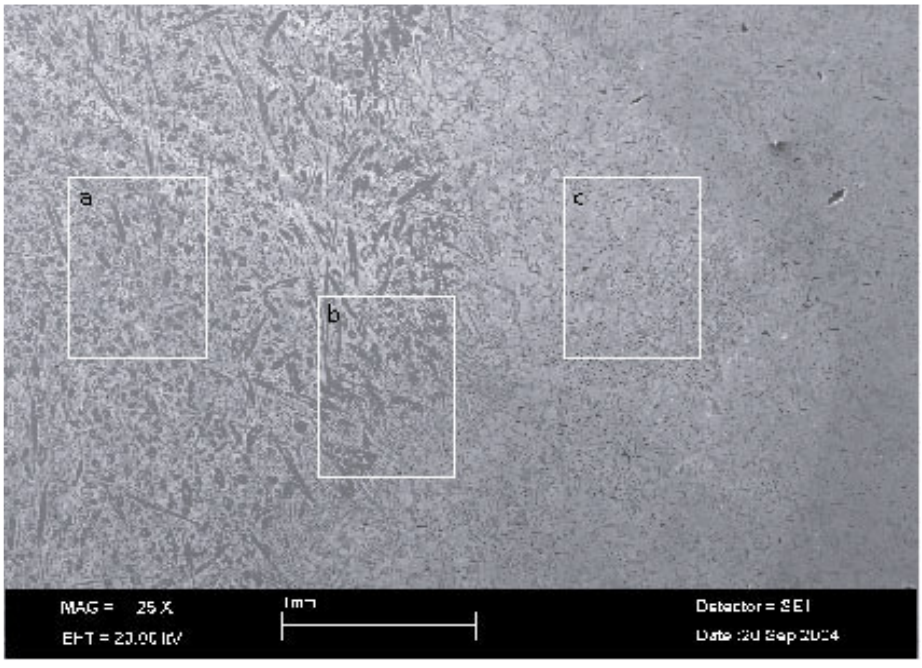
Şekil 5.49. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin Mn katkılı beyaz dökme demirli bölgesinin OM fotoğrafı (X 250).

Şekil 5.50'de dubleks döküm alaşımının gri dökme demir tarafının optik mikroskop resmi görülmektedir. Alaşımın bu bölgesinin mikroyapısı, ferritik-perlitik ana kütle içerisinde yer alan grafit lamellerinden oluşmaktadır. Oluşan grafitin ince lamelli olduğu ve yapıda yer yer döküm boşluklarının bulunduğu görülmektedir.



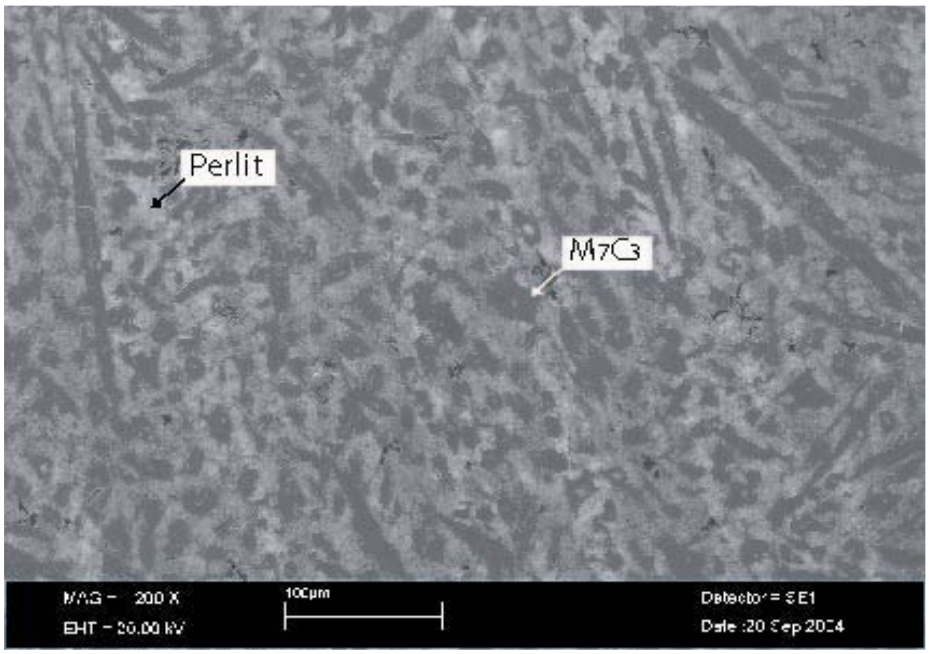
Şekil 5.50. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin gri dökme demirli iç bölgesinin OM fotoğrafı (X 500).

Şekil 5.51'deki SEM fotoğrafından, döküm alaşımının başlıca üç farklı yapıdan oluştuğu; bu bölgelerin beyaz dökme demir bölgesi, gri dökme demir bölgesi ve ara bölgeden meydana geldiği açıkça görülmektedir.



Şekil 5.51. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numuneye ait üç farklı yapının göründüğü SEM fotoğrafı.

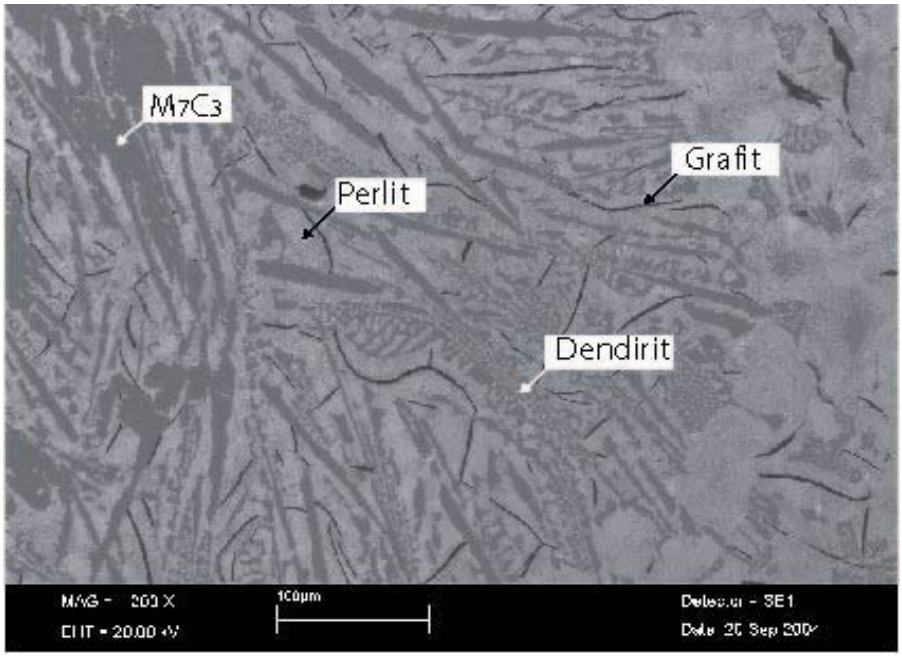
Şekil 5.52'de % 1,2 mangan katkılı beyaz dökme demir bölgesinde oluşan M_7C_3 karbürleri, perlitik yapı ve yer yer uzamış çubuk şekilli karbürlerin varlığı dikkat çekmektedir.



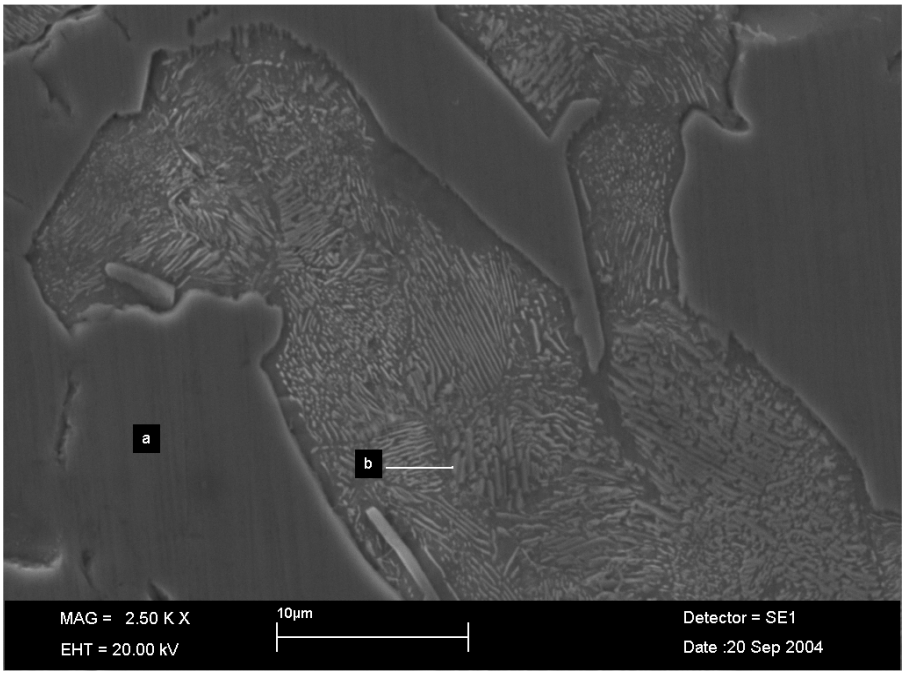
Şekil 5.52. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin %1.2 Mn katkılı beyaz dökme demirli a bölgesinin SEM fotoğrafı.

Şekil 5.53'de % 1,2 mangan katkılı dubleks döküm alaşımının ara bölgesinden alınan SEM fotoğrafı verilmektedir. Resimde yapının M_7C_3 karbürleri, perlit, ferrit, grafit ve bazı noktalarda martenzitten oluştuğu kısmen dendritlerin meydana geldiği belirlenmiştir.

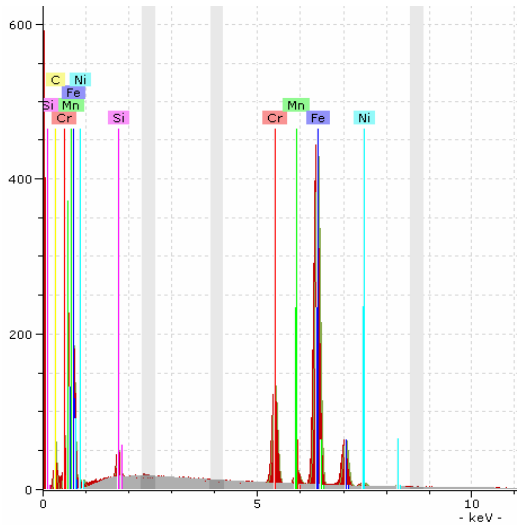
Aynı numunenin iki farklı noktasından alınan EDS analizlerinde (Şekil 5.54); (a) bölgesinin demir, krom ve silisyum metallerini içerdiği ve bu elementlerin bölgede karbür oluşturdukları, buna karşılık mangan ve nikel elementlerinin bünyede dengeli bir şekilde eriyip dağıldıkları sonucuna varılmıştır. (b) noktasının noktasal analizinden bu noktada daha fazla demir karbürün oluştuğu, bu fazın diğer elementleri bünyesinde erittiği ve karbür oluşturan elementlerin de kısmen karbür oluşturdukları ve kısmende ana kütle içerisinde çözündükleri sonucuna ulaşılmıştır (Şekil 5.55).



Şekil 5.53. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin ara bölgesinin SEM fotoğrafı.

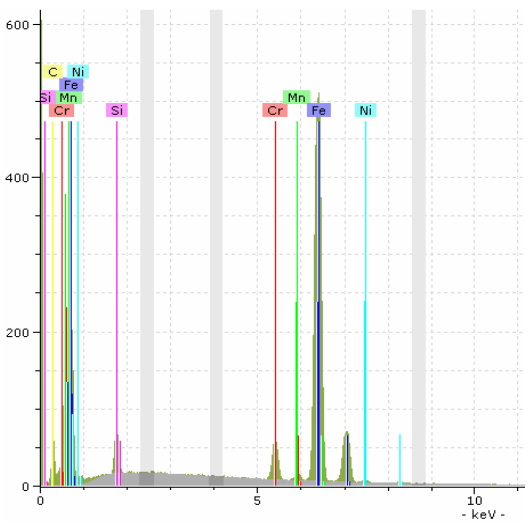


Şekil 5.54. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 6 nolu numunenin EDS analiz alınan noktaları ve iç bölgeye ait SEM fotoğrafı.



a noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Chromium	K series	10,59871	11,00473	8,838532
Manganese	K series	0,879539	0,913233	0,694191
Iron	K series	73,09371	75,8938	56,75146
Nickel	K series	1,698089	1,76314	1,254493
Silicon	K series	1,832164	1,902351	2,828649
Carbon	K series	8,208299	8,522745	29,63268



b noktası

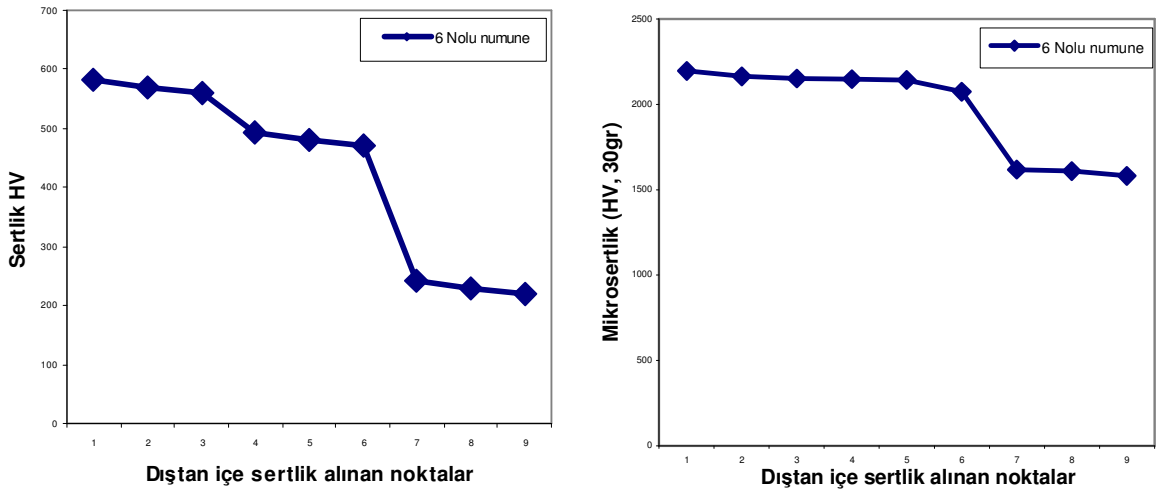
Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Chromium	K series	7,732289	7,776216	6,082175
Manganese	K series	0,744352	0,753113	0,581778
Iron	K series	82,29945	83,26807	63,27747
Nickel	K series	1,573538	1,592058	1,151172
Silicon	K series	2,728963	2,761082	4,172223
Carbon	K series	3,758148	3,849457	24,73518

Şekil 5.55. 6 Nolu numunenin belirtilen a ve b noktalarının EDS analiz sonuçları.

Şekil 5.56'da 6 nolu numunenin sertlik değerlerini incelendiğinde; malzemenin dış kısmından iç kısma doğru alınan sertlik değerlerinin gittikçe arttığı görülmüştür. Malzeme şekil 5.48'de görüldüğü gibi üç farklı mikroyapılı bölgeden oluştuğu için sertlik değerleri de aynı şekilde üç farklı bölümden oluşan bir salınım göstermiştir. Sertlik değerlerinin en düşük olduğu bölge beklenildiği gibi, gri dökme demirli bölgedir. Ara bölgede ise C, Cr yayınımı, karbür ve az oranda martenzit oluşumu sonucunda sertlik değeri gri dökme demirli bölgeye göre aniden artmıştır. Beyaz dökme demirli bölgede, bünyede bulunan C, Cr, Ni ve sert karbürlerin oluşması ile sertlik değeri iç ve ara bölgeye göre biraz daha artma göstermiştir.

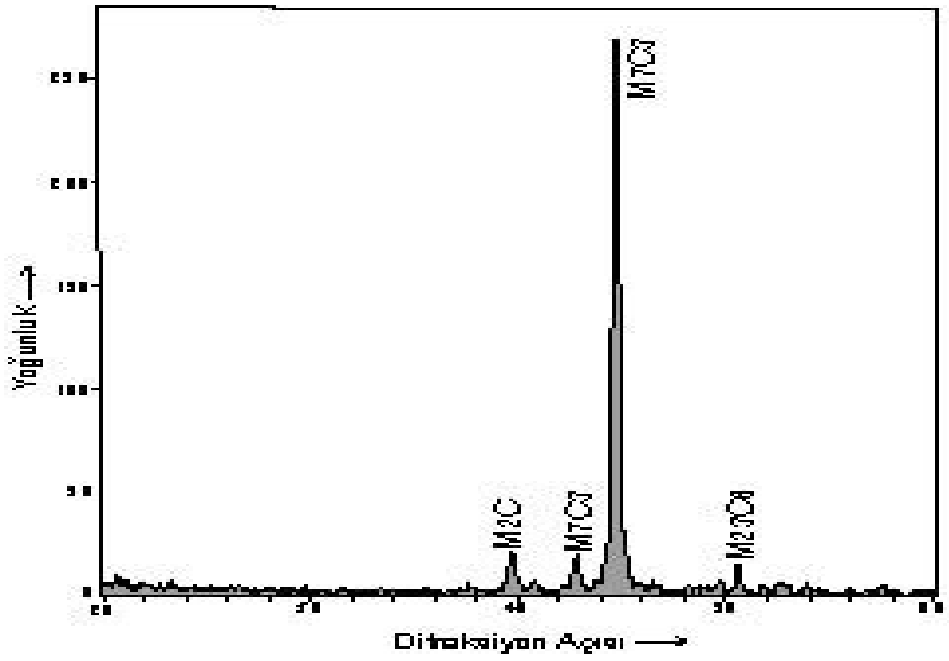
6 nolu numunenin, optik mikro yapı fotoğrafından alınan mikro sertlik değerleri beyaz dökme demirli dış çevre bölgesindeki karbürlerde ortalama 2160 HV, bu bölgenin matris sertliği ortalama 500 HV, ara bölgedeki karbürlerde mikro sertliği ortalama 2142 HV, matrisinde ortalama 350 HV ve gri dökme demirli iç bölgede ortalama sertlik 1580 HV, olduğu matrisinde de ortalama 250 HV olarak tespit edilmiştir. Döküm malzemenin dış çeper kısmı, ara bölge ve iç kısmın sertlik değerlerini karşılaştırdığımızda; beyaz dökme demirli dış kısmın çok sert, ara bölgenin sertliğinin dış kısma göre biraz daha düşük, gri dökme demirli iç kısmın ise

sertlik değerinin çok düşük olduğu görülmektedir (Şekil 5.56). Sonuç olarak 6 nolu deney malzemesinde de, olması istenen içten dışa doğru gittikçe artan sertlik ve mikroyapı değişimi sağlanmıştır.



Şekil 5.56. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 6 nolu numunenin mesafeye göre sertlik değişimi

Şekil 5.57'de 6 nolu numunenin X-ray analizleri incelenerek döküm yapısında M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_2C karbür bileşiklerinin bulunduğu; 2Θ açısı ve atom düzlemleri arası mesafe (d) değerlerine bağlı olarak tespit edilmiştir.

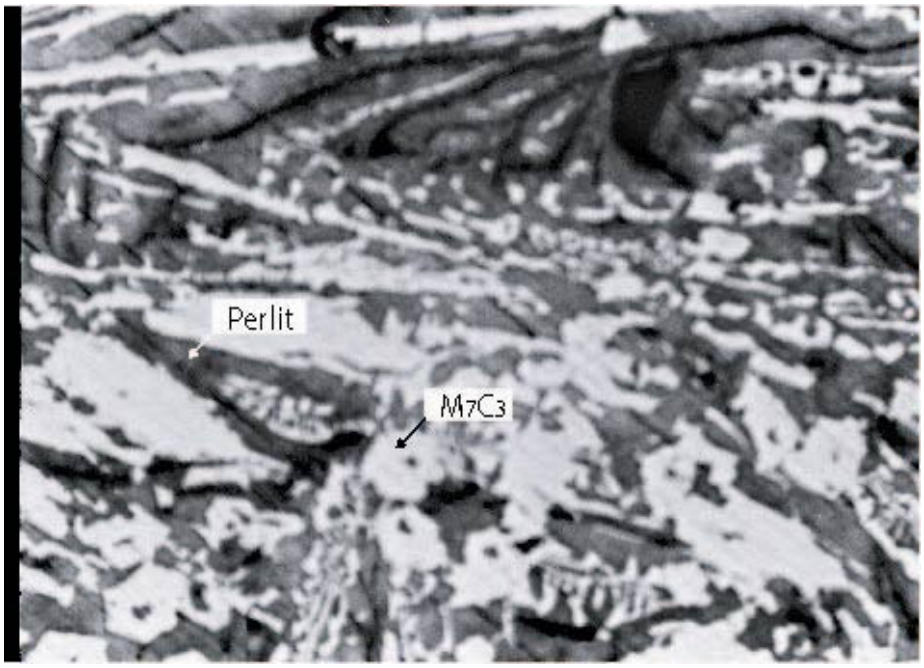


Şekil 5.57. 6 nolu numunenin X-ray analiz grafiği.

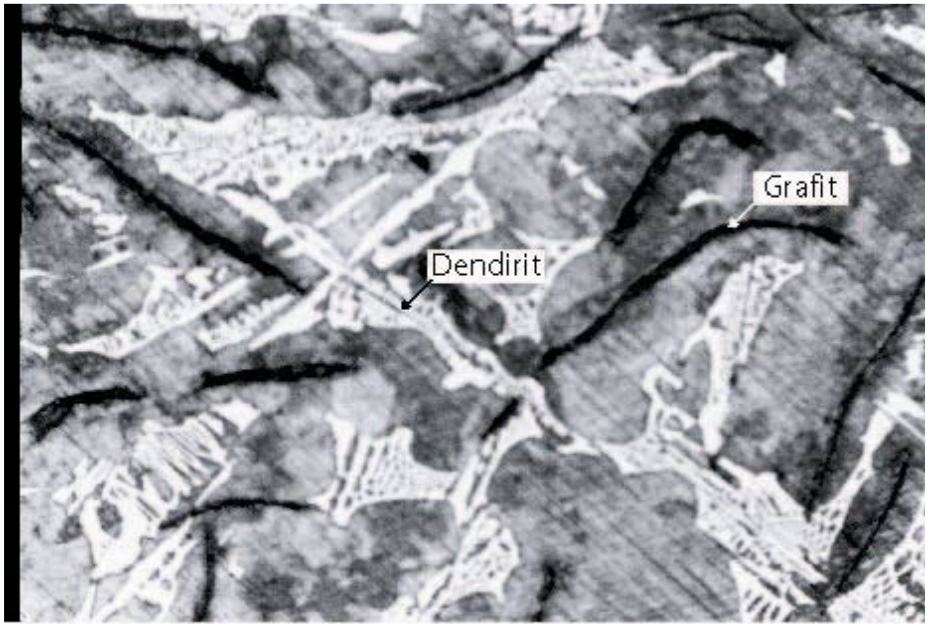
5.1.7. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1.5 Mangan Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (7 nolu) Numunenin Mikroyapı İncelemeleri

Şekil 5.58'de dubleks dökümle üretilen % 1,5 Mn'lı döküm malzemesinin ara bölge yapısı gösterilmiştir. Burada ara bölgede % 1,2 Mn'lı numuneye göre karbür çubuklarının yer yer kopmuş halde bulunduğu, daha çok dendritler oluşturduğu, martenzitik oluşumun hiç görülmediği, karbürlerde altıgen oluşumun büyük ölçüde kaybolduğu dikkat çekmektedir.

Şekil 5.59'da aynı bölgede büyütme oranının daha yüksek olduğu durumda, perlitik yapının gruplar halinde dendritler oluşturarak bir araya geldiği; karbür taneleri arasında grafit lamellerinin bulunduğu görülmektedir.

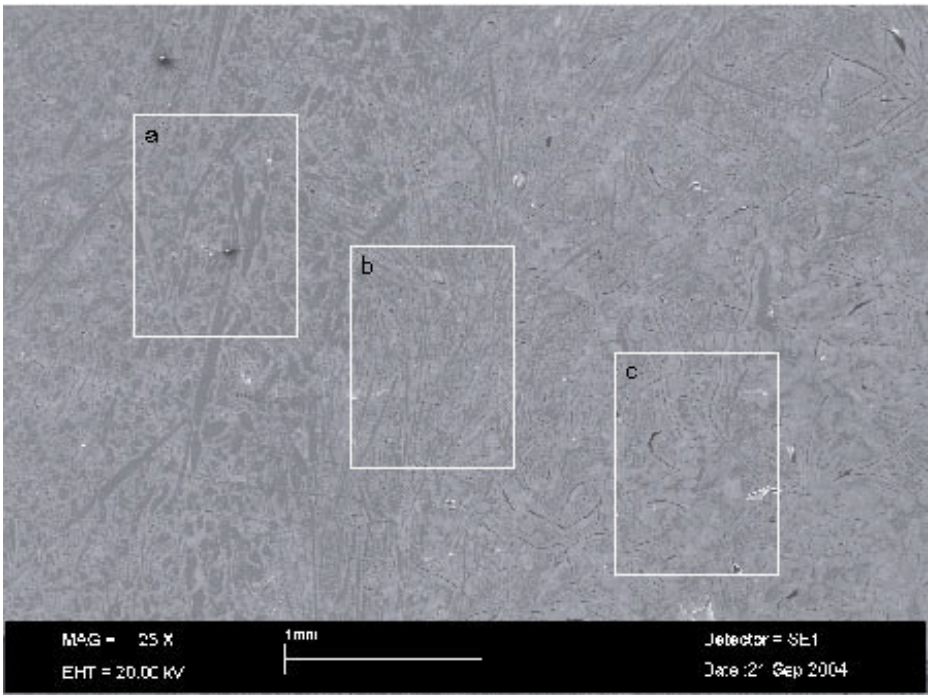


Şekil 5.58. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 7 nolu numunenin ara bölgesinin OM fotoğrafı (X 250).



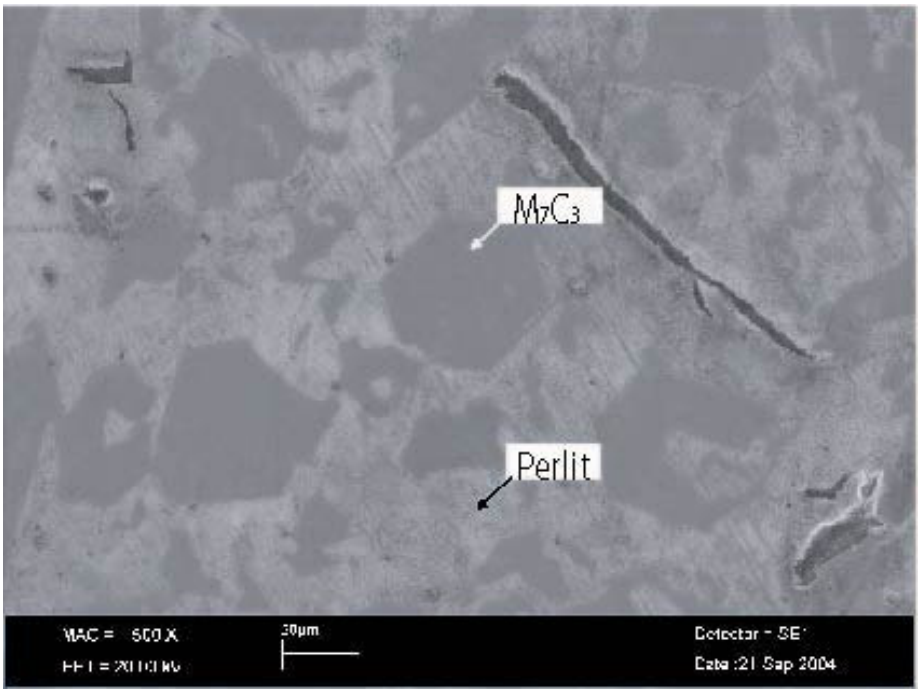
Şekil 5.59. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 7 nolu numunenin ara bölgesinin OM fotoğrafı (X 500).

% 1,5 Mn katkılı dubleks döküm alaşımının SEM fotoğrafı Şekil 5.60'da verilmiştir. Alınan resimde döküm parçasının yine beyaz dökme demir, ara geçiş bölgesi ve gri dökme demir bölgesi olmak üzere üç farklı bölgeden oluştuğu açıkça görülmektedir.



Şekil 5.60. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 7 nolu numuneye ait üç farklı bölgeye ait mikroyapıların göründüğü SEM fotoğrafı.

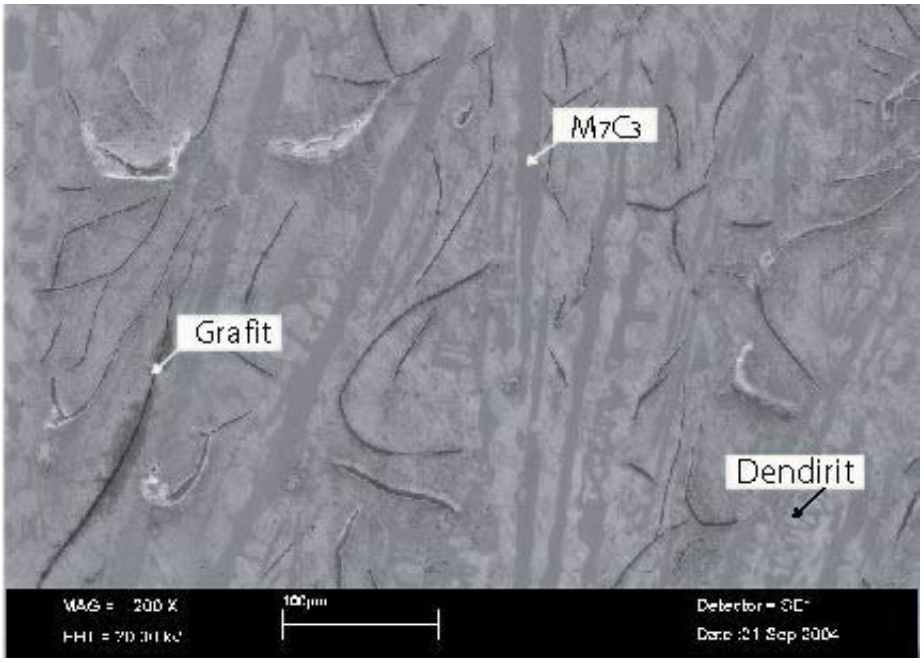
Döküm parçasının beyaz dökme demir bölgesini oluşturan en dış kısmının perlitik ana kütle içerisinde dağılmış M_7C_3 karbürlerinden oluştuğu; karbürlerin kısmen altıgen şekilli ve kısmen de kısa, kopuk çubuklar şeklinde bulunduğu belirlenmiştir (Şekil 5.61).



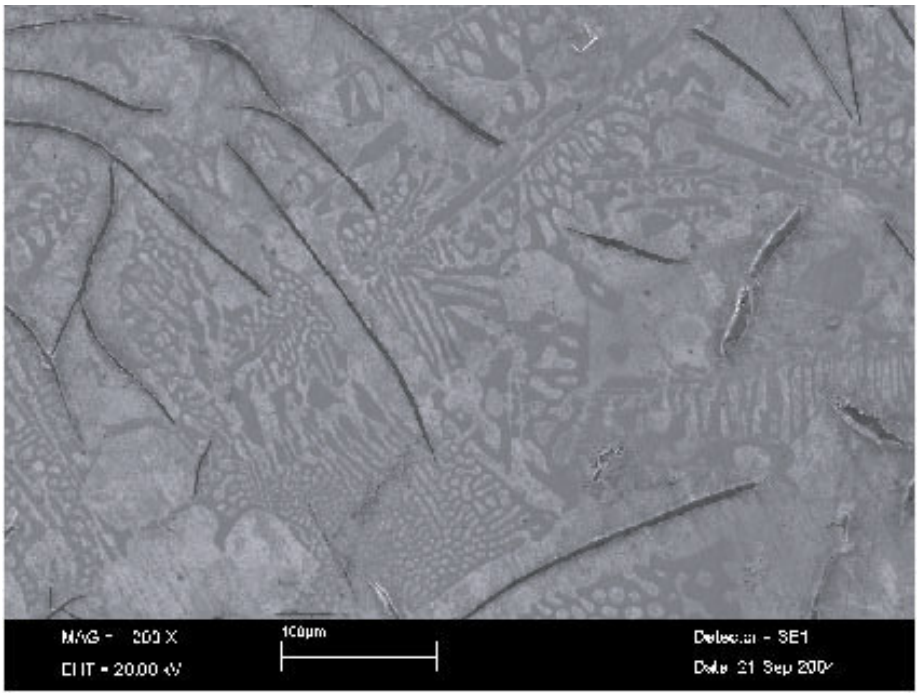
Şekil 5.61. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 7 nolu numunenin %1.5 Mn katkılı beyaz dökme demirli dış çevre bölgesinin SEM fotoğrafı.

Şekil 5.62'de aynı numunenin geçiş bölgesi ele alınmış; SEM fotoğrafının incelenmesinde; yapıda uzun çubuk oluşumlu M_7C_3 karbürlerinin yanı sıra dendritik oluşumlu perlitik yapının ve grafitin varlığı tespit edilmiştir.

Gri dökme demir bölgesinden alınan, şekil 5.63'de verilen SEM fotoğrafı mikro yapısı incelendiğinde; yapıda ferritik-perlitik ana kütle içerisinde dağılmış grafitlerden oluştuğu, alaşımın yer yer ötektik katılaşma gösterdiği belirlenmiştir.

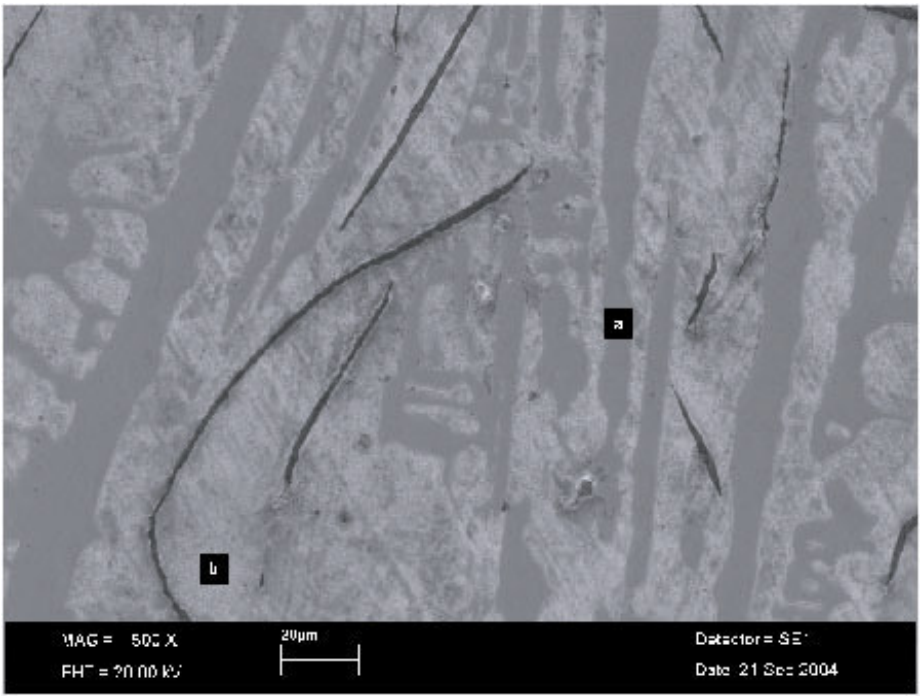


Şekil 5.62. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 7 nolu numunenin ara bölgesinin SEM fotoğrafı.

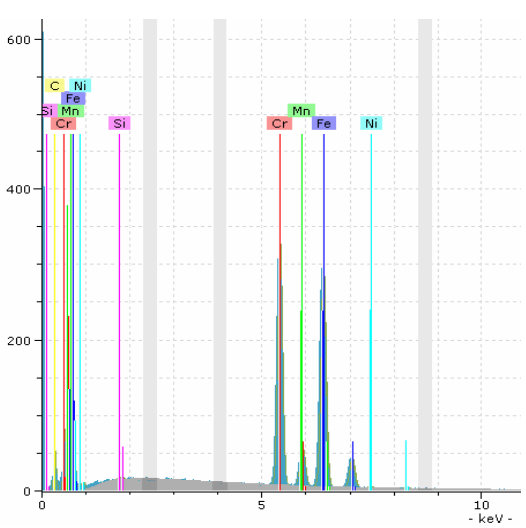


Şekil 5.63. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 7 nolu numunenin dendiritik yapının da bulunduğu gri dökme demirli bölgesinin SEM fotoğrafı.

Şekil 5.64 ve 5.65'de % 1.5 Mn'lı dubleks dökümün ara bölgesinden alınan EDS analizleri verilmiştir. a noktasının analizinde uzun çubuk şeklindeki yapının M_7C_3 karbürleri olduğu, bu fazın bünyesinde krom ve demir dışında önemli miktarda manganın da bulunduğu, metal karbürün bünyesinde az miktarda nikel de erittiği tespit edilmiştir. Diğer yandan alaşımın b noktasından alınan analizden; bu noktanın içinde bulunduğu bölgenin esas itibarı ile demir karbürlerden oluştuğu yapıdaki ferrit ve demir karbürün bünyesinde silisyum, krom, nikel ve manganezi büyük oranlarda erittiği sonucuna ulaşılmıştır.

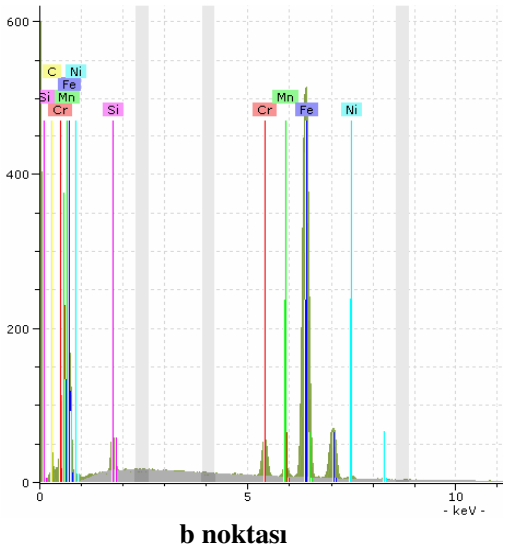


Şekil 5.64. Dubleks döküm tekniğiyle üretilmiş 7 nolu numunenin ara bölgesinin SEM fotoğrafı.



a noktası

Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Chromium	K series	32,52963	33,7598	28,443
Manganese	K series	3,328266	3,454131	2,754302
Iron	K series	52,84471	54,84313	43,01975
Nickel	K series	0,931181	0,966395	0,721292
Silicon	K series	0,177072	0,183769	0,286639
Carbon	K series	6,545258	6,792779	24,77501



b noktası

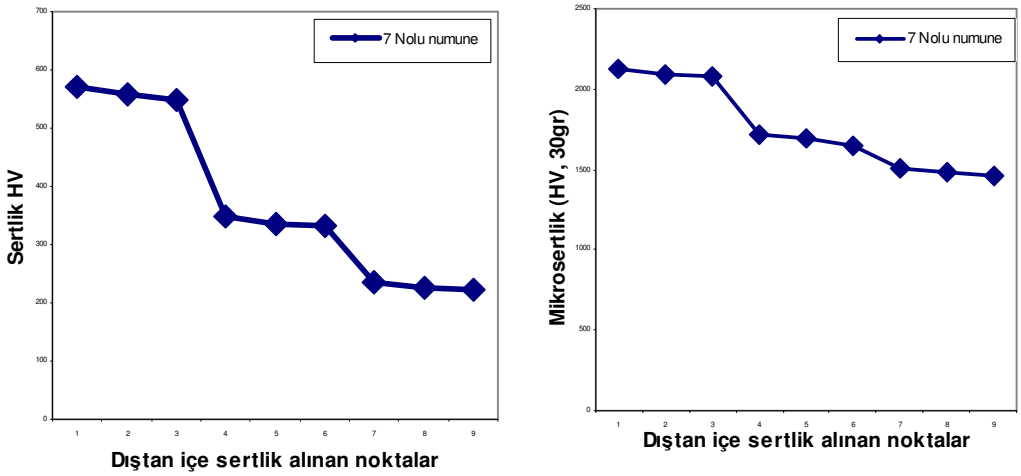
Element	Series	unnor. wt. %	norm. wt. %	at. %
Chromium	K series	5,656658	5,692738	5,247348
Manganese	K series	1,284785	1,297461	1,079871
Iron	K series	84,32612	85,15815	69,72309
Nickel	K series	1,953549	1,972824	1,536913
Silicon	K series	2,536474	2,561501	4,170255
Carbon	K series	3,265377	3,31733	18,24252

Şekil 5.65. 7 Nolu numunenin a ve b noktalarına ait EDS analiz sonuçları.

7 Nolu numunenin sertlik değerleri ölçüm sonuçları Şekil 5.66'da verilmiştir. Bu numunede de sertlik değerlerinin deney malzemesinin dış kısmından iç kısmına doğru azaldığı görülmüştür. Malzemede Şekil 5.58'de belirtildiği gibi, üç farklı bölgeden oluşan mikroyapı için üç farklı değerde ölçülmüştür. Sertlik değerlerinin en düşük olduğu bölge, diğer numunelerde de olduğu gibi gri dökme demirli bölgedir. Ara bölgede ise C, Cr difüzyonuna ve karbür oluşumuna bağlı olarak sertlik değeri gri dökme demirli iç bölgeye göre daha fazla ölçülmüştür. Beyaz dökme demirli bölgede ise bünyede bulunan Cr, Ni alaşım elemanlarından, malzemeye aşılama yoluyla katılan %1.5 Mn'dan ve oluşan karbürlerden dolayı sertlik değeri yükselmiştir.

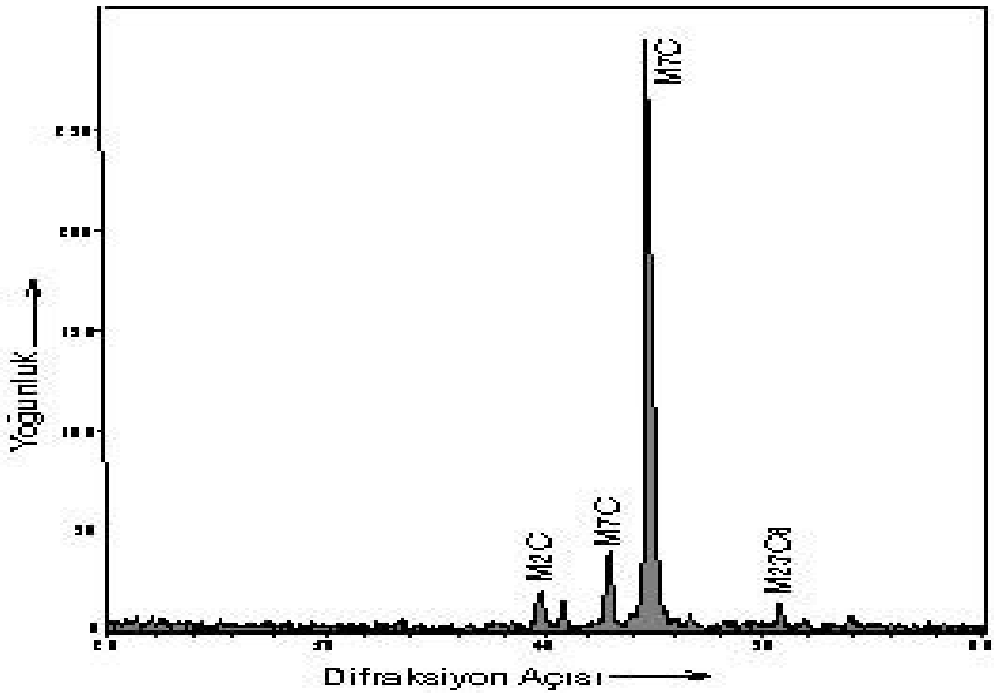
7 nolu numunenin, yüzeyinden bir çizgi boyunca alınan mikro sertlik değerleri sonucunda, dubleks alaşımın beyaz dökme demirli dış çevre bölgesinde karbürlerinin sertliklerinin ortalama 2096 HV, bu bölgenin matrisinde 642 HV; ara bölgedeki karbürlerin ortalama 1650 HV, matriste 525 HV ve gri dökme demirli iç bölgede de 1480 HV, matrisinde ise 238 HV olarak tespit edilmiştir. Malzemenin dış çeper kısmın, ara bölge ve iç kısmının sertlik ve mikro sertlik değerlerini karşılaştırıldığında; beyaz dökme demirli dış kısmın çok sert olduğu, ara bölgenin sertlik değerinin biraz daha düşük olduğu, gri dökme demirli iç kısmın sertlik değerinin ise, çok düşük olduğu görülmektedir (Şekil 5.66). Sonuç olarak bu deney malzemesinde de beklenen, artan kademeli sertlik değişimi değerleri sağlanmıştır.

Burada da beyaz dökme demirli dış bölge de oluşan karbürler ve perlitik matris oluşumu nedenleri ile yüzeyde sertlik yüksek çıkmış, ara bölgede oluşan kısmen taneli karbürlerin varlığı ile sertlik biraz düşmüş, iç kısmında demir karbür dışında metal karbürün ayrışmadığı ve iç yapı ferrit-perlitik olduğu için sertlik iyice düşme göstermiştir.



Şekil 5.66. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen 7 nolu numunenin iç bölgeden dışa doğru artan mesafeye göre sertlik değişimi.

7 Nolu numunenin X ray analizini şekil 5.67'de incelediğimizde M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_2C, karbür bileşiklerinin numune içerisinde bulunduğu, 2Θ açısı ve atom düzlemleri arası mesafe (d) değerlerinden yararlanarak tespit edilmiştir.



Şekil 5.67. 7 nolu numunenin X-ray analiz grafiği.

Sonuç olarak; mangan elementinin döküm malzemesine katılması, M_7C_3 karbür dışında az oranda $M_{23}C_6$ karbürününde oluşmasına neden olmakta ve metal karbürlerin beyaz dökme demirden oluşan dış bölgede düzenli dağılmalarına katkıda bulunmaktadır. Mangan katkılı döküm alaşımlarında bu nedenle en dış bölge ile geçiş bölgesindeki mikro sertlik değerleri birbirine çok yakın çıkmıştır.

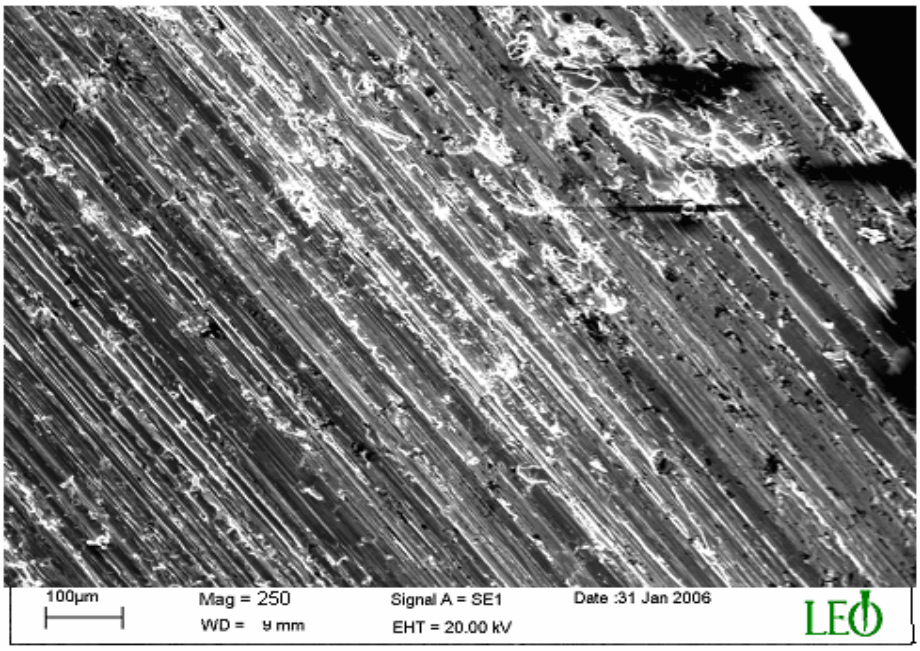
5.2. Aşınma

7 faklı bileşimde üretilen 7 adet döküm numunenin abrasiv aşınma özellikleri araştırılmış ve elde edilen aşınma test sonuçları birbiriyle karşılaştırılmıştır. Numunelerde ana matrisin perlit olması aşınmayı olumlu yönde etkilemiştir. Perlit tanelerinin ferrit tanelerine göre daha fazla yük taşıyabildikleri ve aşınma izlerinin ferrite nazaran daha geniş ve daha yüzeysel olduğu belirtilmiştir (Lee ve Wu 1993; Krauss, 1999). Üretim değişkenlerine, % alaşım elementi miktarlarına ve soğumaya bağlı olarak, yapıda oluşan birincil karbürlerin ve ana matrisin sertlik değerlerini doğrudan etkilediği ve bunun sonucunda aşınma kaybını değiştirdiği bilinmektedir (Lo ve diğ., 2003).

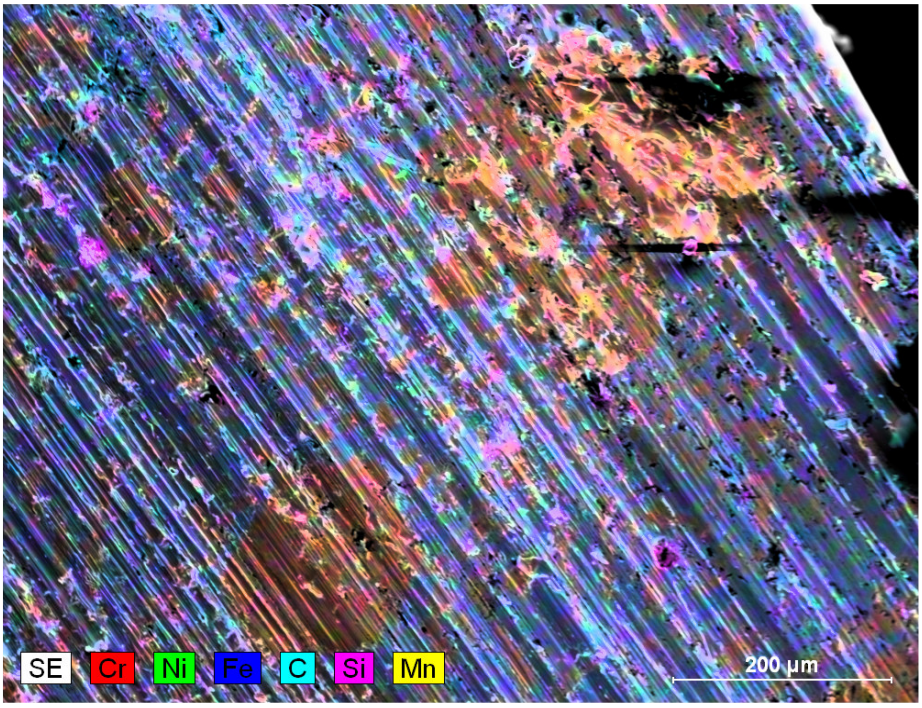
5.2.1. Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (1 Nolu) Numunenin Aşınması

Yüksek alaşımlı beyaz dökme demir (1 nolu) numuneye ait farklı yük değerlerinde, aşınma mesafesi kütle kaybı ilişkileri Şekil 5.77, 78'de verilmiştir. 1 nolu numunenin aşınma yoluna bağlı kütle kaybının Fe-Cr-Ni'li malzemelerle karşılaştırıldığında bunlara yakın değerler elde edildiği görülmüştür. Şekil 5.68'de 1 nolu numunenin aşınma yüzeyinin SEM resmi incelendiğinde; malzemenin sert olmasından kaynaklanan aşınma çizgilerinde az çok bir düzensizlik bulunmakta ve yer yer pürüzlenmeler görülmektedir. Çizgilerin kesik ve düzensiz olup, bir kısmı derin ve bir kısmı da ince olarak elde edilmiştir. Bu düzensizlik yapıda bulunan M_7C_3, M_3C, $M_{23}C_6$, M_2C karbürlerin varlığından kaynaklanmaktadır. Aşındırıcının karbürlere teması sonucu, aşındırıcı aşınma yüzeyinden kayarak yüzeyde ince bir çizgi halinde iz bırakmış ya da bağlı bulunduğu yüzeyden koparak ayrılmıştır.

Şekil 5.69'te 1 nolu numuneye ait aşınmış yüzeyi ve aşınma sonucu kopmuş tanecikleri gösteren SEM fotoğrafı verilmiştir. 1 nolu numunenin aşınmış yüzeyinin SEM fotoğrafı incelendiğinde bu malzemenin yapısının perlit içerisinde dağılmış metal karbürlerden oluşmasından ve matrisin yüksek süneklik göstermesinden dolayı tanecik kaplamalarına bağlı aşınma fazla olmuş, aşınma izleri belli bölgeler dışında fazla derin çıkmamıştır.



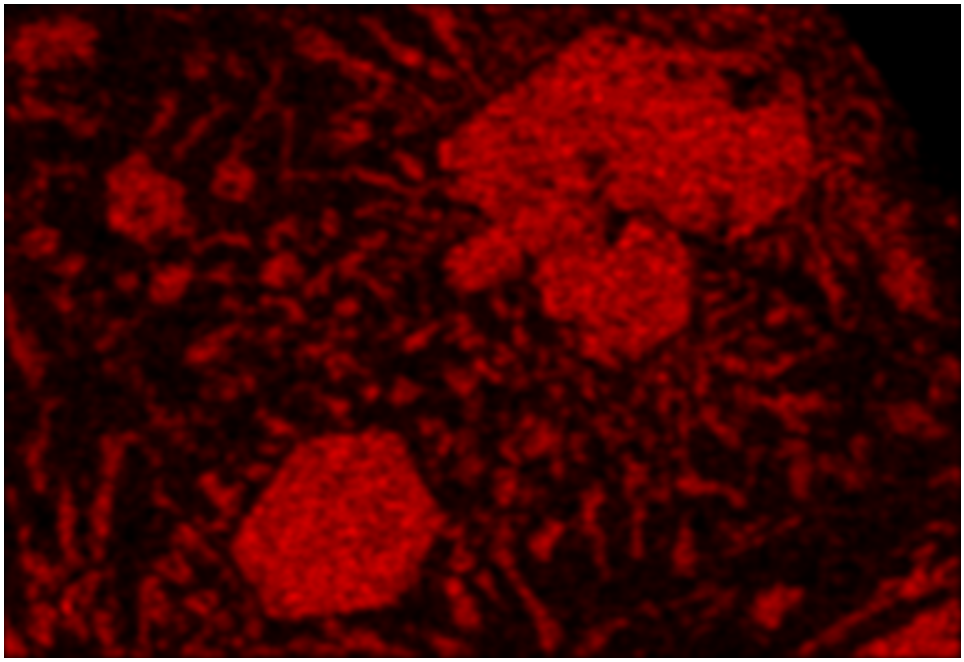
Şekil 5.68. 1 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m lik aşınma tespitinden sonra aşınmış yüzeyden alınan SEM fotoğrafı .



Şekil 5.69. 1 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m lik aşınma yolu testinden sonrası yüzeyinden alınan renklendirme analizi yapılmış SEM fotoğrafı (X 250).

Şekil 5.70'de 1 nolu numunenin kırmızı renkle belirtilen Cr oranının yoğun olduğu bölgeler görülmektedir. Yapı içerisinde bulunan karbürlerin Cr oranının yüksek olması nedeniyle yapıda bulunan karbürler tamamen kırmızı renk almıştır.

Kromun yüksek oranlarda bulunduğu bölgeyi gösteren, Şekil 5.70'de verilen SEM resmindeki gibi bölgelerde aşınma çok az olmaktadır. Bu da krom karbürlerin aşınma direncinin yüksek olmasından kaynaklanmaktadır.

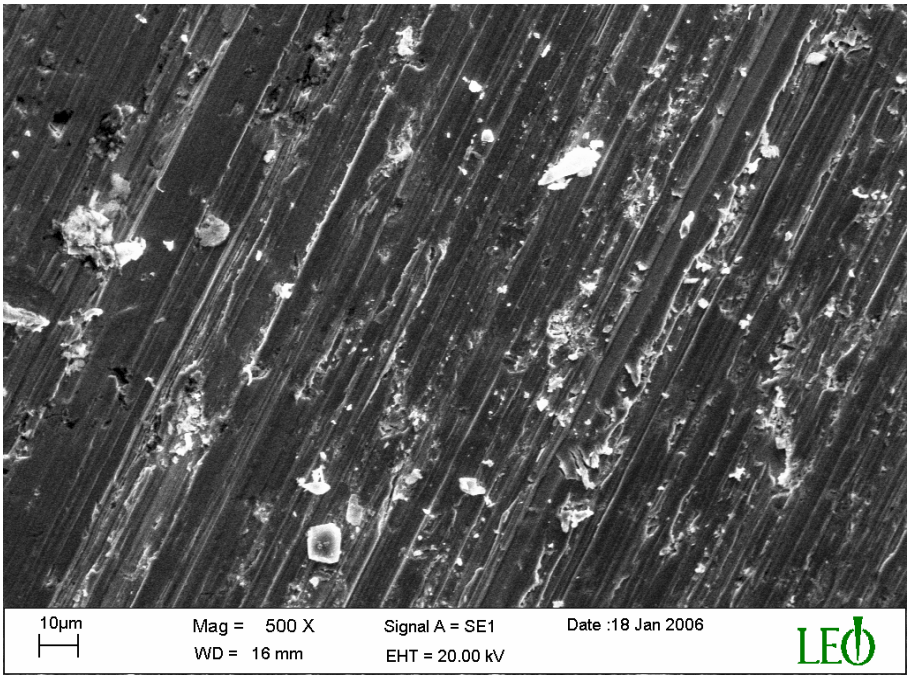


Şekil 5.70. 1 nolu numunenin renklendirme analizi yapılmış bölgeleri içinde Cr yoğunluğunu kırmızı renkle gösteren SEM fotoğrafı (X 250).

5.2.2. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilmiş Gri Dökme Demirli ve Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (2 nolu) Numunenin Aşınması

2 nolu numunenin farklı yük değerlerinde, mesafeye bağlı kütle kaybı ilişkisi Şekil 5.78, 79 ve 80'da verilmiştir. Şekil 5.71'de malzemenin 30 N yük altında aşınma sonrası meydana gelen aşınma çizgileri görülmektedir.

Şekil 5.71'de 30 N yük altında elde edilen aşınma çizgileri, karbürlerin dubleks döküm malzeme yüzeyinde daha dengeli bir dağılım göstermesi nedeniyle fazla derin ancak geniş aşınma hasarı ve yoğun deformasyon dikkat çekmektedir. Çıkmamış ve koparak ayrılan tanelerin sayısı daha az olarak elde edilmiştir.

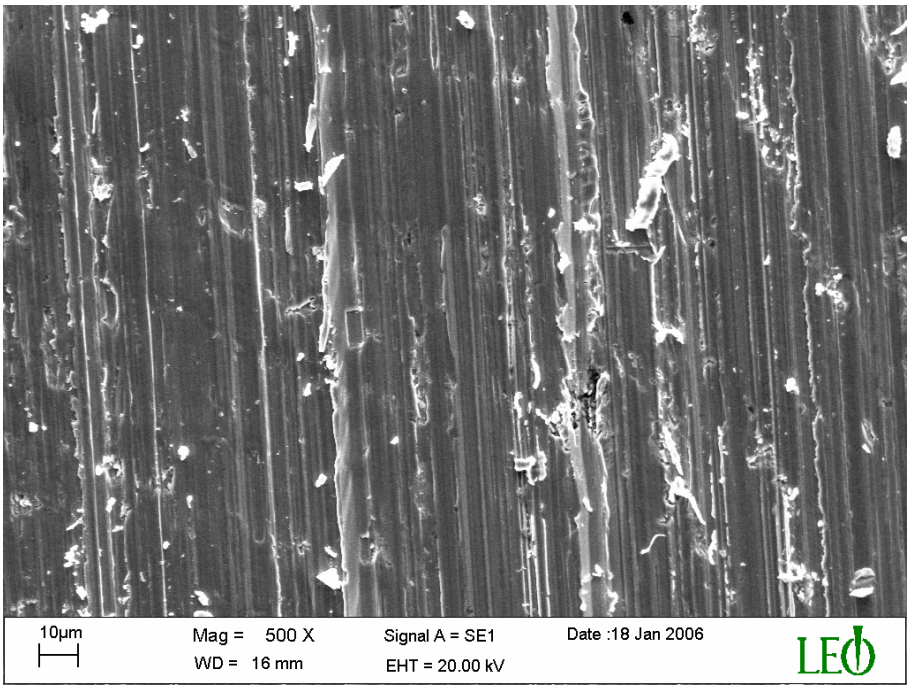


Şekil 5.71. 2 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m aşınma mesafesinde numune yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı.

5.2.3. % 1 B Aşılanmış Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (3 nolu) Numunenin Aşınması

3 nolu numune, yüksek alaşımlı beyaz dökme demir ve aşılama yöntemiyle ilave edilen B'dan oluşmaktadır. Malzemenin farklı yük değerlerinde, aşınma yolu kütle kaybı ilişkisi Şekil 5.78, 79 ve 80'da verilmiştir. Şekil 5.72'de malzemenin 30 N yüke maruz kaldıktan sonra meydana gelen aşınma izleri görülmektedir. Yapının katılan bor taneciklerinin etkisi ile ince taneli olması, yüzeyde karbürlerin oluşması ve yüzeydeki pürüzlülüğün azalması nedenleri ile

bor katkılı numunede aşınma miktarı azalmıştır. Çizgilerin derinliği azalırken, kopan tanecik miktarı düşmüştür.

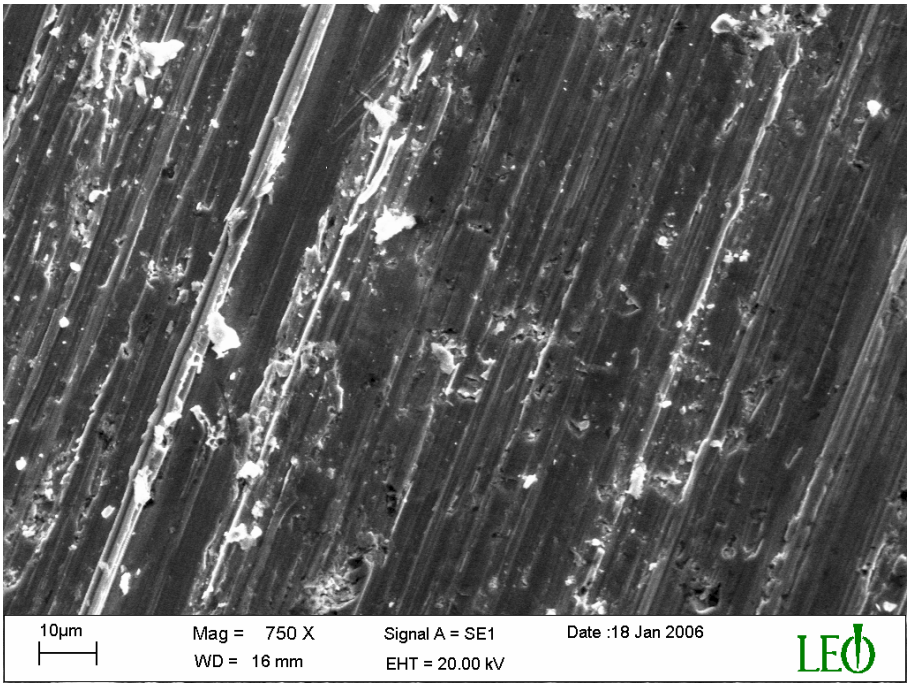


Şekil 5.72. 3 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m lik aşınma mesafesinde numune yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı .

5.2.4. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1 Bor Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (4 nolu) Numunenin Aşınması

4 nolu numunenin farklı yük değerlerinde, aşınma yolu kütle kaybı ilişkisi şekil 5.78, 79 ve 80'de verilmiştir. Şekil 5.73'de malzemenin 30 N yüke maruz kaldıktan sonra meydana gelen aşınmış yüzeyin SEM fotoğrafında aşınma profili verilmiştir. 4 nolu numunenin yüzey bölümümde oluşan metal karbürlerin yer yer çubuksu olması, metal karbürlerin yüzeyde fazla oluşu ve diğer yandan yüzey bölgesindeki perlit oluşumunun azlığı nedenleri ile bu numunede kopan tanecik sayısı yüksek çıkmış, aşınma izleri geniş ve derin olarak elde edilmiştir.

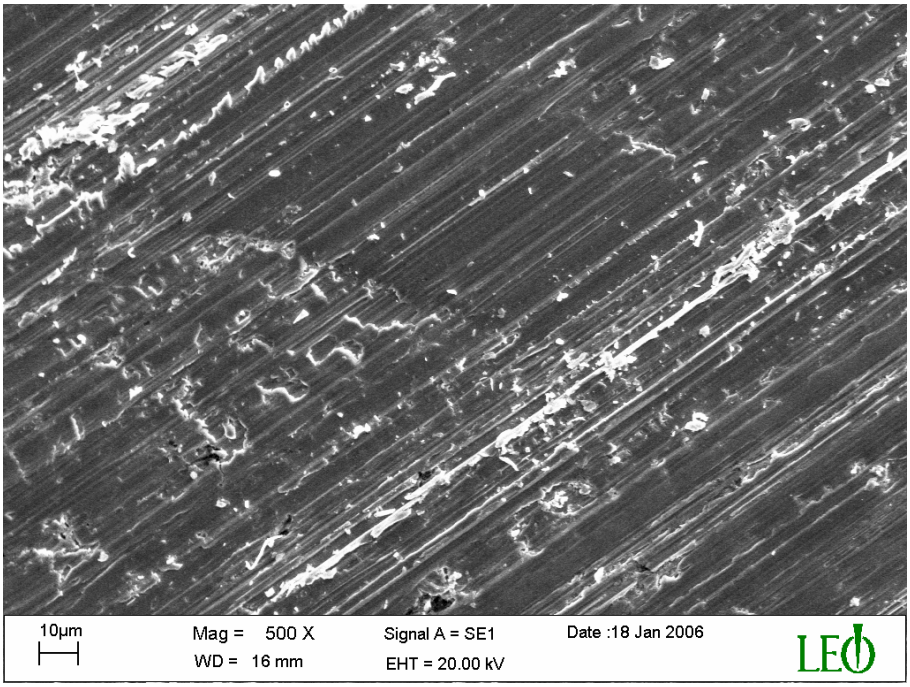
Şekil 5.73'de 4 nolu numunenin aşınma çizgilerini incelediğimizde, sol taraf daha fazla aşınmış sağ taraf daha az aşınmıştır. Buna göre iki farklı aşınma ve sertlik özellikli bölgenin olduğu anlaşılmıştır.



Şekil 5.73. 4 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m' lik aşınma mesafesinde aşınma numunenin yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı.

5.2.5. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 0.5 Bor Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (5 nolu) Numunenin Aşınması

Şekil 5.78, 79 ve 80'da verilen 5 nolu numunenin kütle kaybı sonuçlarından aşınma değerlerinin 4 nolu numuneye yakın değerlerde olduğu anlaşılmaktadır. Bu durumun her iki numunenin de bileşiminde farklı oranlarda da olsa bor elementinin bulunmasından ve oluşan yapıların birbirine benzemesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 5.74'de ise malzemenin 30 N yüke maruz kaldıktan sonra meydana gelen aşınma çizgileri görülmektedir. 5 nolu numunenin aşınmış yüzeyinin SEM görüntüsü homojen bir aşınma davranışını temsil etmektedir.

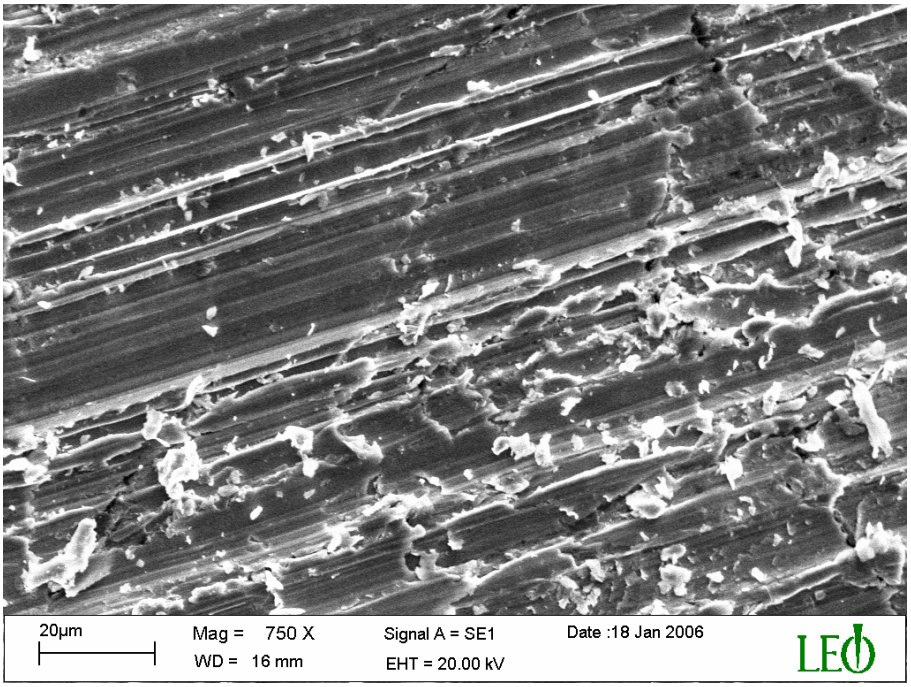


Şekil 5.74. 5 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m lik aşınma mesafesinde numune yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı.

5.2.6. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1.2 Mangan Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (6 nolu) Numunenin Aşınması

6 nolu numune de yine iki farklı bileşimdeki malzemeden ve üç farklı bölgeden oluşmuştur. Bu numune bileşim olarak 2 nolu numunenin bileşiminde dökülmüş olup farklı olarak bileşime % 1,2 oranında Mn ilave edilmiştir.

Şekil 5.75'de 6 nolu deney numunesine aşınma testi uygulanmış yüzeyin SEM fotoğrafı verilmiştir. Yapılan aşınma testinde yüzeyde oluşan gevrek karbürlerin yüksek oranda bulunduğu noktalarda, kırılma ve kopmalar sonucu aşınma kayıpları yüksek çıkmıştır. Aynı noktalarda çizgiler kesik ve düzensiz bir görünümde bulunmaktadır.

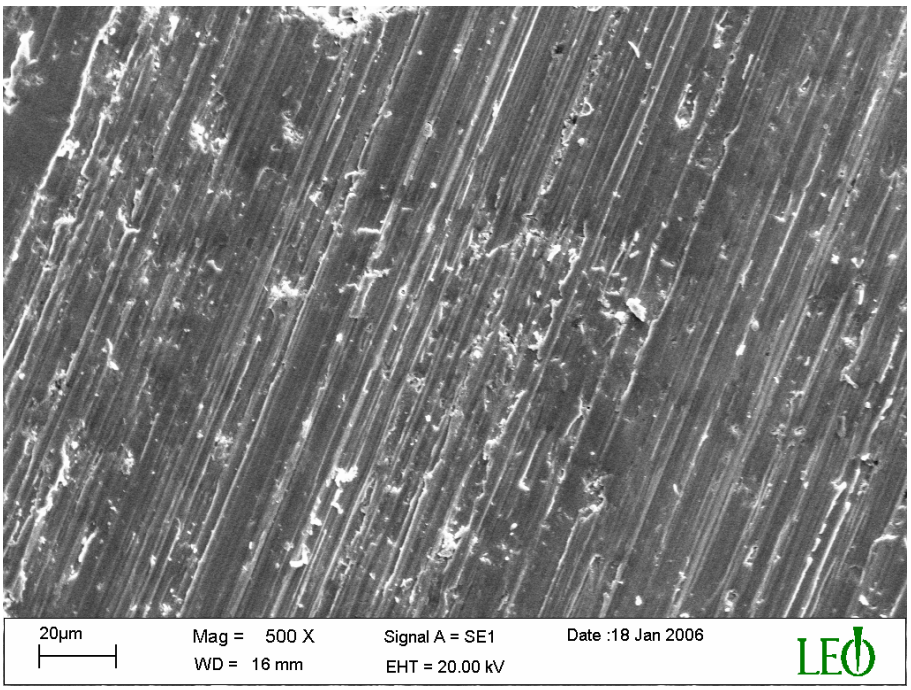


Şekil 5.75. 6 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m' lik aşınma mesafesinde numune yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı.

5.2.7. Dubleks Döküm Tekniğiyle Üretilen % 1.5 Mangan Katkılı Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demir (7 nolu) Numunenin Aşınması

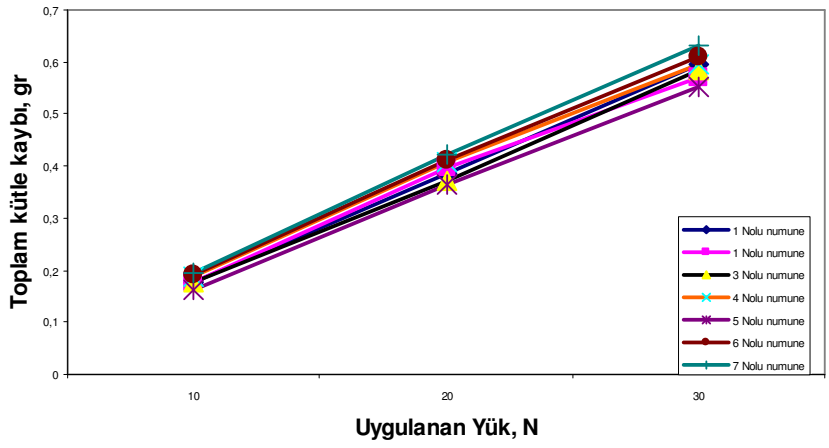
7 Nolu numune iki farklı malzeme ve üç farklı bölgeden oluşmuştur. Söz konusu numune bileşim olarak 2 nolu numunenin bileşiminde dökülmüş ancak ondan farklı olarak bileşime % 1,5 oranında Mn ilave edilmiştir. Farklı yük değerlerinde, mesafeye bağlı kütle kaybı ilişkisi Şekil 5.78, 79 ve 80'da verilmiştir. Şekil 5.76'da malzemenin 30 N yüke maruz kaldıktan sonra meydana gelen aşınma çizgileri görülmektedir. Malzemenin beyaz dökme demirli bölgesine Mn ilave edilmesi, malzemenin yapısını bir miktar bozarak aşınmaya karşı direncini düşürmüştür. Ulaşılan sonuç numune 6'dakine paralellik göstermektedir.

Şekil 5.77'de dubleks döküm tekniğiyle üretilen farklı bileşimlere sahip 7 numunenin 10, 20 ve 30 N'luk yükler altında 100 m mesafelik aşınma testi sonucu meydana gelen toplam kütle kaybı değişimi verilmiştir. Söz konusu şekilde, numunelerin kütle kayıplarını incelediğimizde, yük ile kütle kaybı arasında yaklaşık olarak bir orantının olduğu görülmektedir. Numunelerin kütle kayıpları birbirine yakın değerlerde olsalar da, aşınma sonucu en fazla kütle kaybı 7 nolu numunede, en az kütle kaybı ise 2 nolu numunede meydana geldiği görülmektedir.



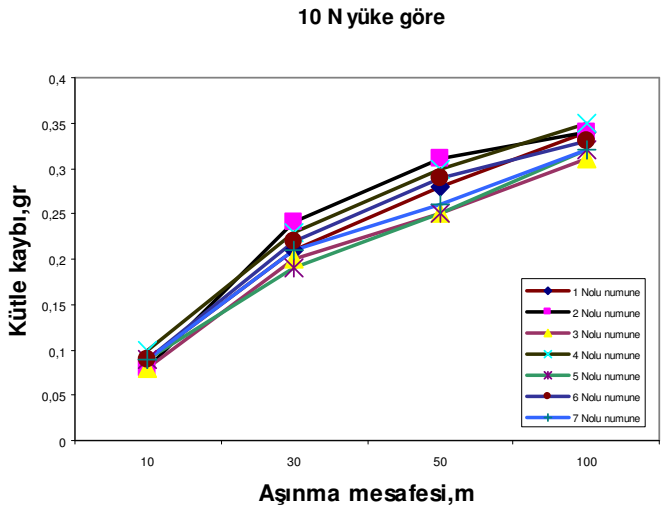
Şekil 5.76. 7 nolu numunenin 30 N yük altında ve 100 m mesafede aşınma yüzeyinden alınan SEM fotoğrafı.

7 nolu numunedeki yüksek ağırlık kaybı gevrek ve dendritik oluşumlu karbür tanelerinin fazlalığında ve matrisin yeterince sünek olmayışından kaynaklanmaktadır. 2 nolu numunenin aşınma değerlerinin en az olması da, numunede oluşan metal karbürlerin küçük olması ve tüm matris içerisinde az çok dengeli dağılmasından ve perlitik ana kütlenin fazlalığının yanı sıra az da olsa deformasyon yeteneğinden ileri gelmiştir.

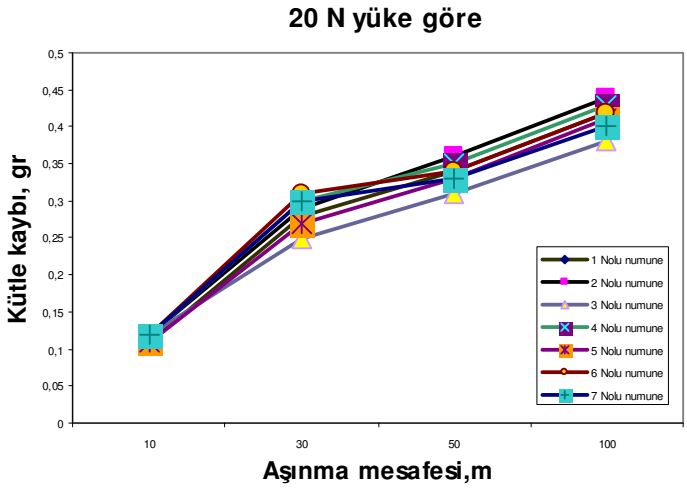


Şekil 5.77. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen numunelerin uygulanan yük- toplam kütle kaybı değişimi.

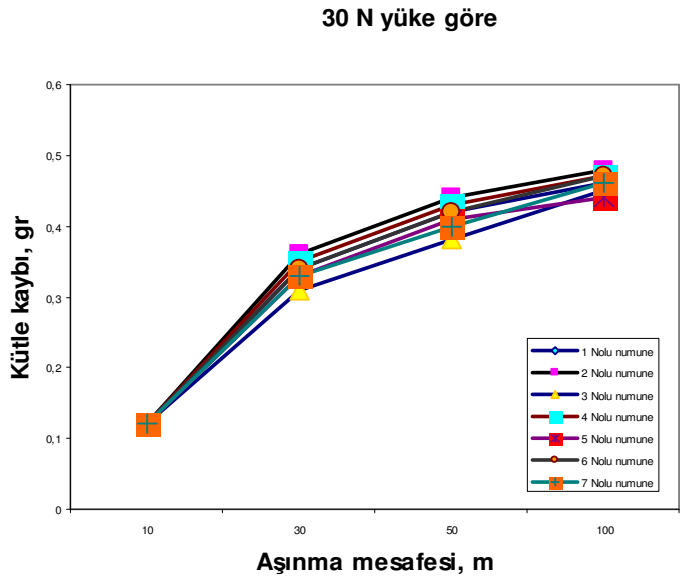
Şekil 5.78, 79 ve 80'da numunelerin yüklere bağlı kütle kaybı değişimleri görülmektedir. Numunelerin birbirine yakın kütle kayıplarına sahip olmasının nedeni; bütün numunelerin Fe, Cr, Ni, C elementleriyle bunların meydana getirdiği karbür bileşiğinden oluşmasıdır. 3,4,5,6,7 nolu numunelere aşılama yoluyla B ve Mn ilave edilmiştir. Numunelere ilave edilen B ve Mn çok az miktarlarda ilave edildiği için numuneler üzerinde fazla etkisi olmamıştır Bunun sonucunda da aşınmaya bağlı kütle kaybı değerleri birbirine çok yakın sonuçlar vermiştir. Uygulanan yükün artmasıyla kütle kayıp değerlerinde de artış olmuştur.



Şekil 5.78. Deney numunelerinin 10 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişimi.

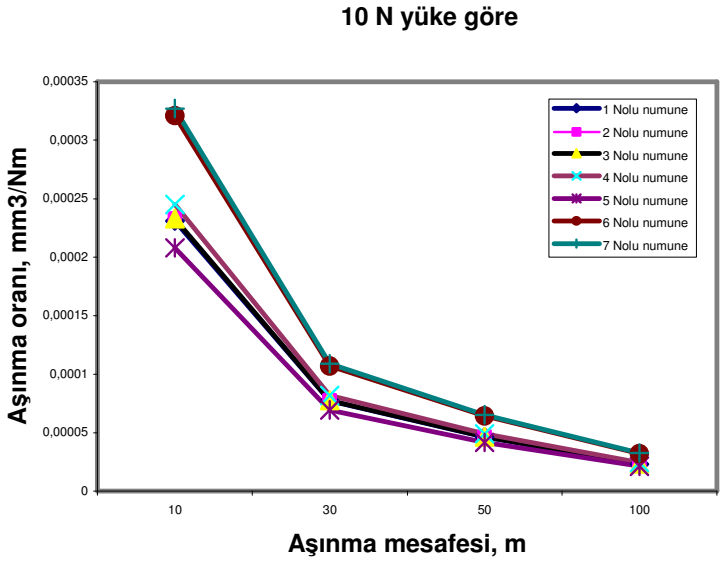


Şekil 5.79. Deney numunelerinin 20 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişimi.



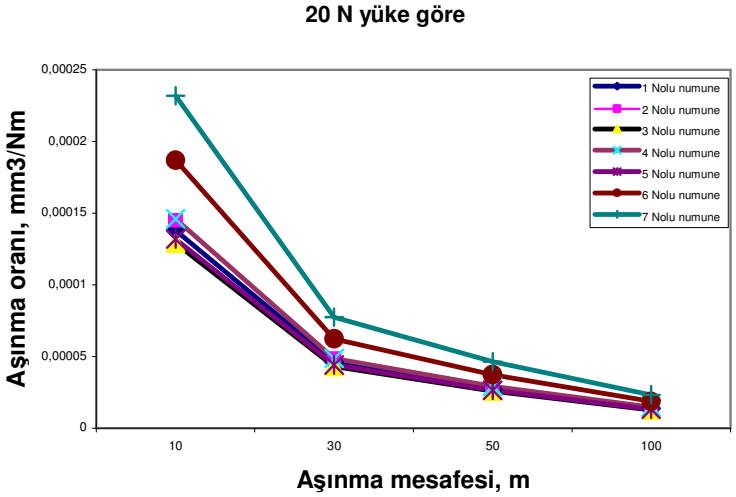
Şekil 5.80. Deney numunelerinin 30 N yüke göre aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişimi.

Şekil 5.81, 82 ve 83' de aşınma oranı değerleri, uygulanan yük sonucu meydana gelen kütle kaybının mesafe değerine bölünmesiyle tespit edilmiştir. 10 N'luk yük altında aşınan numunelerde aşınma oranı değerleri 10 m aşınma mesafesinde hem artış hem de farklılık göstermektedir (Şekil 5.81). Aşınma mesafesinin artmasıyla aşınma oranı değerlerinde düşüş gözlenmiştir.



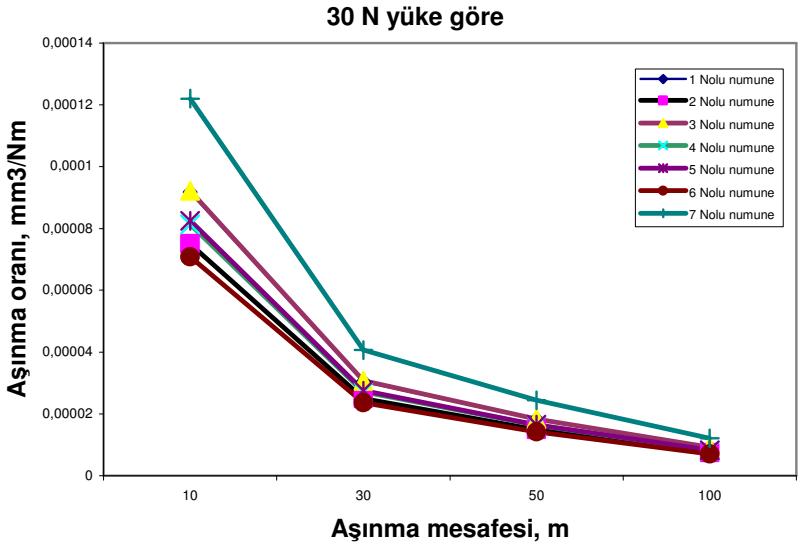
Şekil 5.81. Deney numunelerinin 10 N yük altında aşınma mesafesi- aşınma oranı değişimi.

Şekil 5.82'de 20 N yük altında aşınma testiuygulanan numunelerde aşınma oranı değerleri 10 m aşınma mesafesinde hem artış hem de farklılık gösterdiği gözlenmiştir. Aşınma mesafesinin artmasıyla aşınma oranı değerlerinde de aynı şekilde düşüş gözlenmiştir.



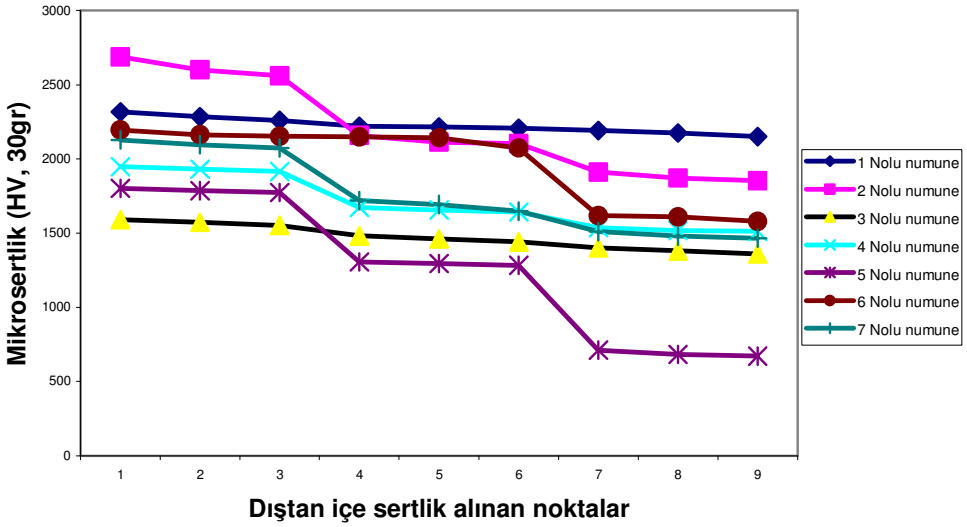
Şekil 5.82. Deney numunelerinin 20 N yük altında aşınma mesafesi-aşınma oranı değişimi.

30 N'luk yük altında aşınan numunelerde aşınma oranı değerleri, 10 ve 20 N luk yük değerlerinde olduğu gibi, 10 m aşınma mesafesinde hem artış hem de farklılık göstermiştir. Aynı şekilde aşınma mesafesinin artmasıyla aşınma oranı değerlerinde düşüş gözlenmiştir (Şekil 5.83).



Şekil 5.83. Deney numunelerinin 30 N yük altında aşınma mesafesi- aşınma oranı değişimi.

Numuneler farklı bileşimdeki bölgelerden oluştuğu için, her bir bölgenin mikro sertlik değerleri incelendiğinde farklılıklar görülmektedir (Şekil 5.84). 1 ve 3 nolu numuneler dubleks döküm tekniğiyle üretilmediği için mikro sertlik dağılımı bakımından birbirine yakın değerler vermiş ve düz bir çizgi şeklinde dağılım göstermiştir. 2, 4, 5, 6 ve 7 nolu numunelerin sertlik alınan noktalar üzerinden tespit edilecek olursa, merkeze yakın gri dökme demirli bölgede sertlik değerlerinin düşük olduğu görülmektedir. Ara bölgede sertlik değerleri gri dökme demirli bölgeye nazaran daha yüksek ve beyaz dökme demir bölgesinde ise ilave edilen Cr ve Ni'in etkisiyle yüksek çıkmıştır. Farklı üç yapıya sahip dubleks döküm tekniği ile üretilen numunelerin mikro sertlik değerleri üç basamaklı bir dağılım sergilemektedir (Şekil 5.84).



Şekil 5.84. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen numunelerin iç kısmından dış kısma doğru sertlik alınan noktaların mikro sertlik değişimi.

5.3. Isıl İşlem

Katılaşma sırasında veya yüksek sıcaklıkta oluşan ostenit; krom, karbon ve diğer alaşım elementlerine doymuş haldedir. Sıcaklık düşüşüyle birlikte krom ve karbon ikincil karbürler olarak çökelir ve mikroyapıdaki ostenit miktarı azalır. Bu durumda kararsız hale gelmiş ostenit soğuma hızına bağlı olarak perlite, beynite veya martensite dönüşebilir. Bununla birlikte karbür çökelmesi düzensizdir. Bu nedenle ortalama soğuma hızlarında bile oda sıcaklığında mikroyapıda kalıntı ostenit bulunabilir.

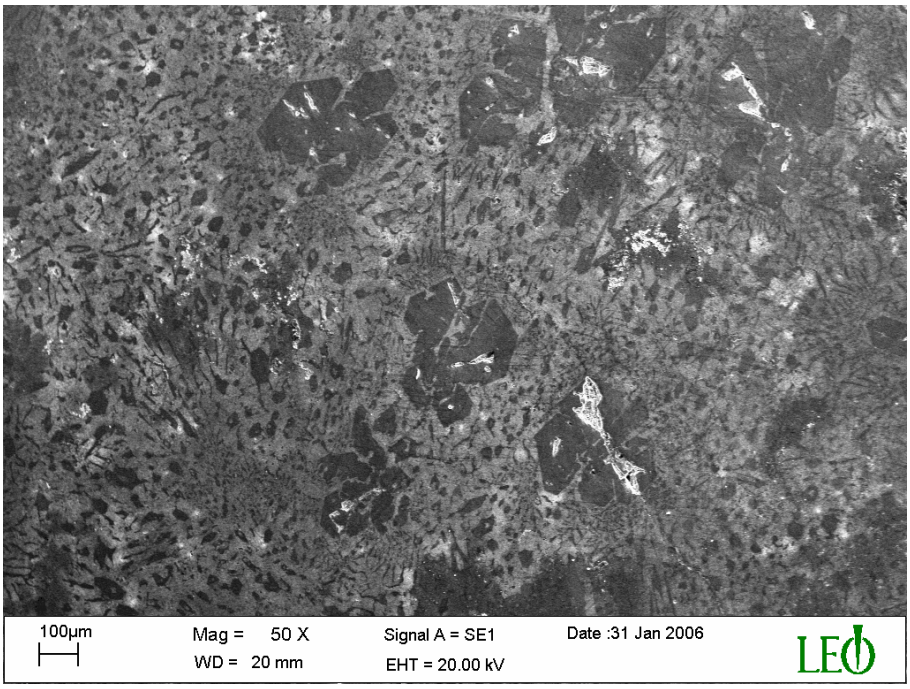
İnce kesitli malzemelerde ostenit, kalın kesitli malzemelerde ise perlit mikroyapıya hakimdir.

Isıl işlem öncesi yapı, sert ve kırılgandır. Yapıda bulunan karbürler ısıl işlem sonrasında çökelerek yapının kırılganlığını azaltır. Çökelme sonucu, yapıda çökelme sertleşmesi meydana gelir ve sertleşme ikincil sertlik olarak adlandırılır Lee ve Wu, (1993). Isıl işlem süresinin kısa ve sıcaklık değerinin düşük olması durumunda Fe_3C'un Cr_7C_3'e dönüşümünü tamamlayamayacağını belirlemişlerdir. Temperleme koşullarının farklı seçilmesiyle malzemenin mekanik verileri değişir (Lee ve diğ., 1999). Temperleme süresi ve temperleme sıcaklığının artmasıyla mukavemet ve sertlik değerlerinde belli ölçülerde azalma meydana gelir (Krauss, 1999).

Şekil 5.85'de görüldüğü gibi karbürlerin bir kısmı çökelerek yapıda daha küçük taneler oluşacak şekilde etkilenmiştir. Isıl işlem ile dislokasyonları düzenleyerek, rekristalizasyon sağlanmıştır. Düzenli yerleşen tanelerin kütle kaybının azalmasına neden olmuştur. Isıl işlem sonucunda beyaz dökme demirin demir karbürü önemli derecede çözünerek bünyesinde bulunan karbon daha önce oluşmuş grafit çekirdeklerine nüfuz eder ve çekirdekler üzerine çökelerek büyümesine neden olur.

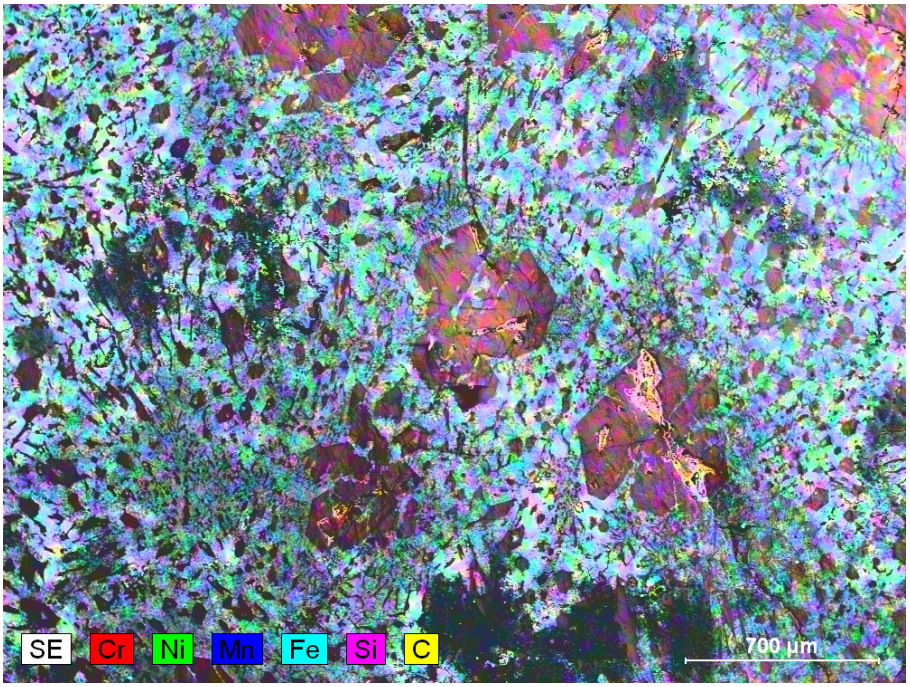
Deney numuneleri normalizasyon ısıl işlemine tabi tutulmuşlardır. Numuneler dönüşüm sıcaklığının üzerinde bir sıcaklığa yaklaşık 885-925 ^oC arasındaki sıcaklıkta 1 saat bekletilerek havada soğutulmuştur.

Yüksek alaşımlı beyaz dökme demirler, sert ve kırılgan bir yapıya sahip olmalarından dolayı uygulanan ısıl işlem sonrası biraz daha sünek bir yapı elde etmek amaçlanmıştır.



Şekil 5.85(a). Isıl işlem görmüş 1 nolu numunenin SEM fotoğrafı.

1 nolu numunede karbür çökeltilerinin ısıl işlemle tüm kesite dengeli dağıldığı ve yapının homojenleştiği görülmüştür.

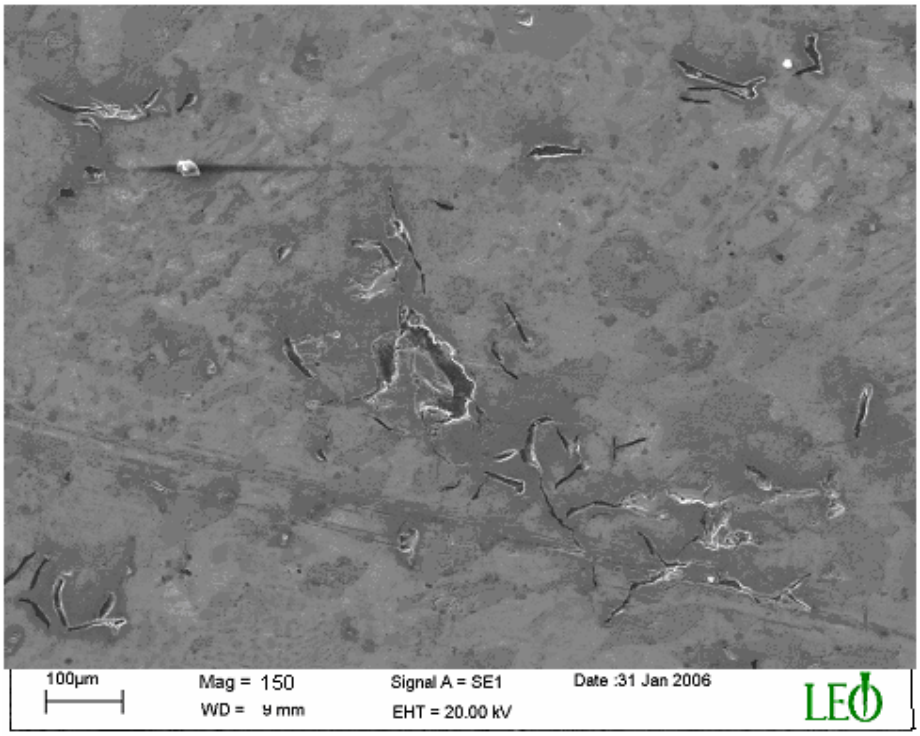


Şekil 5.85(b). Isıl işlem görmüş 1 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı.

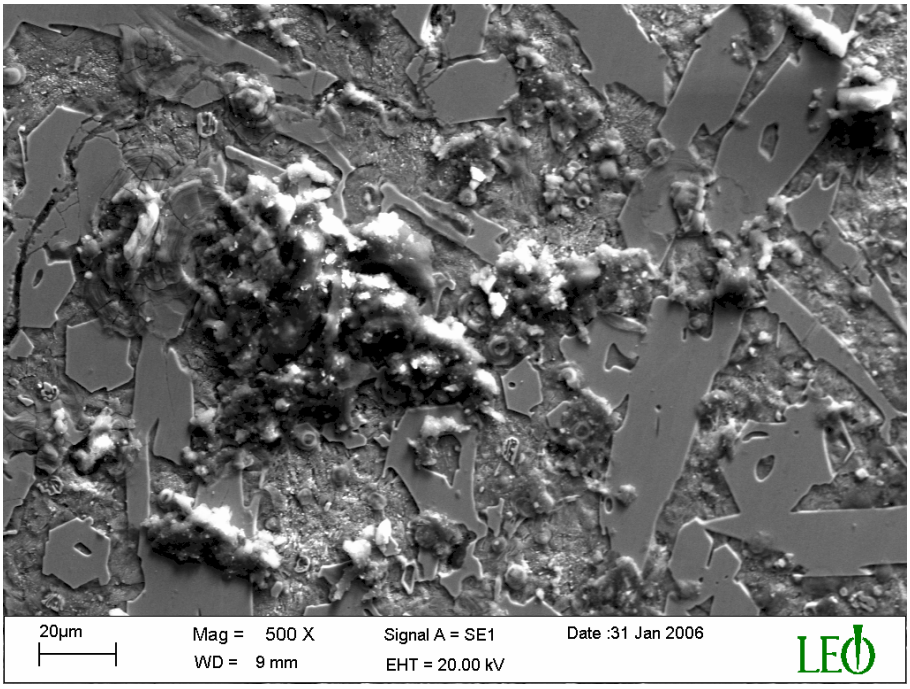
1 nolu numuneye uygulanan ısıl işlem sonucunda; diğer yandan malzemenin sertlik değerlerinin düştüğü görülmektedir. Bunun sonucunda kırılganlığın da azaldığı tespit edilmiştir.

Şekil 5.86'da 2 nolu numune incelendiğinde 1 nolu numunede olduğu gibi yapıda bulunan karbürler çökelerek, özellikle beyaz dökme demir bölgesinden iç gri dökme demirli bölgeye Cr geçişinden dolayı biraz küçülmüşlerdir. Şekil 5.92'deki mikrosertlik eğrisinde görüldüğü gibi, yukarda belirtilen olaydan dolayı tavlama sonrası sertlik değerinin düşüş gösterdiği tespit edilmiştir.

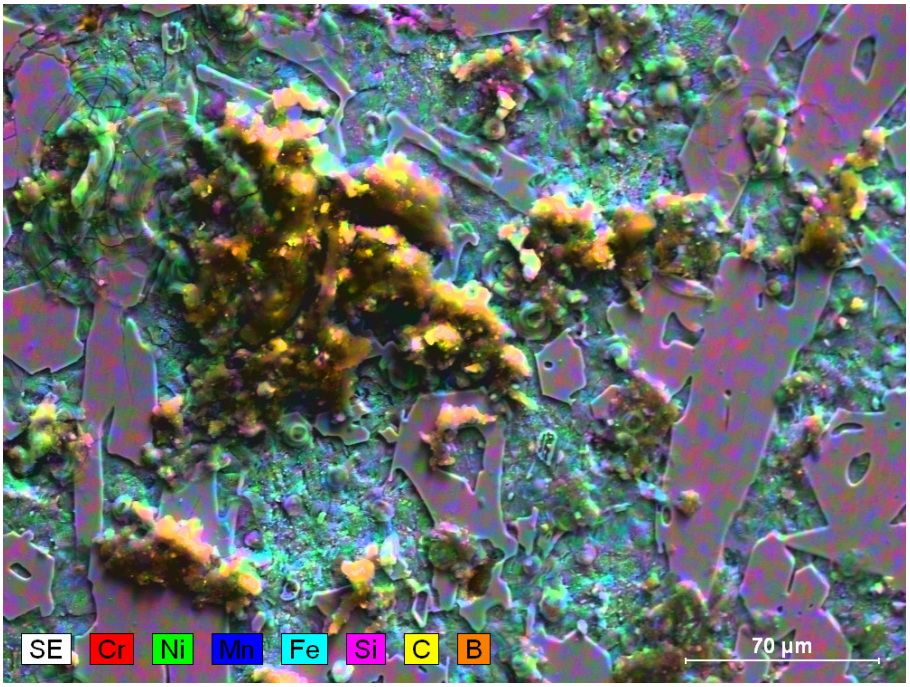
Şekil 5.87'de verilen, ısıl işlem görmüş 3 nolu numune incelendiğinde, malzemenin yapısına girememiş olan borun ısıl işlemin etkisiyle biraz daha çözündüğü ve malzemenin bünyesinde bulunan karbürlerin bir miktar çökeldiği görülmektedir. 4 ve 5 nolu numunelerde ısıl işlem sonrasında karbürlerin çökeldiği şekil 5.88 ve 89 incelenerek tespit edilmiştir.



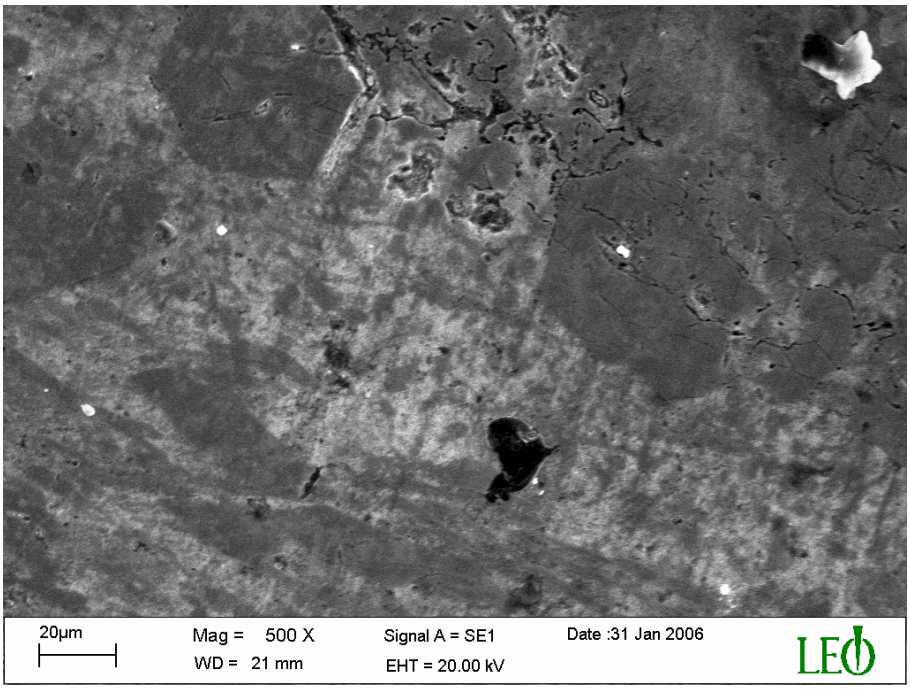
Şekil 5.86. Isıl işlem görmüş 2 nolu numunenin SEM fotoğrafı.



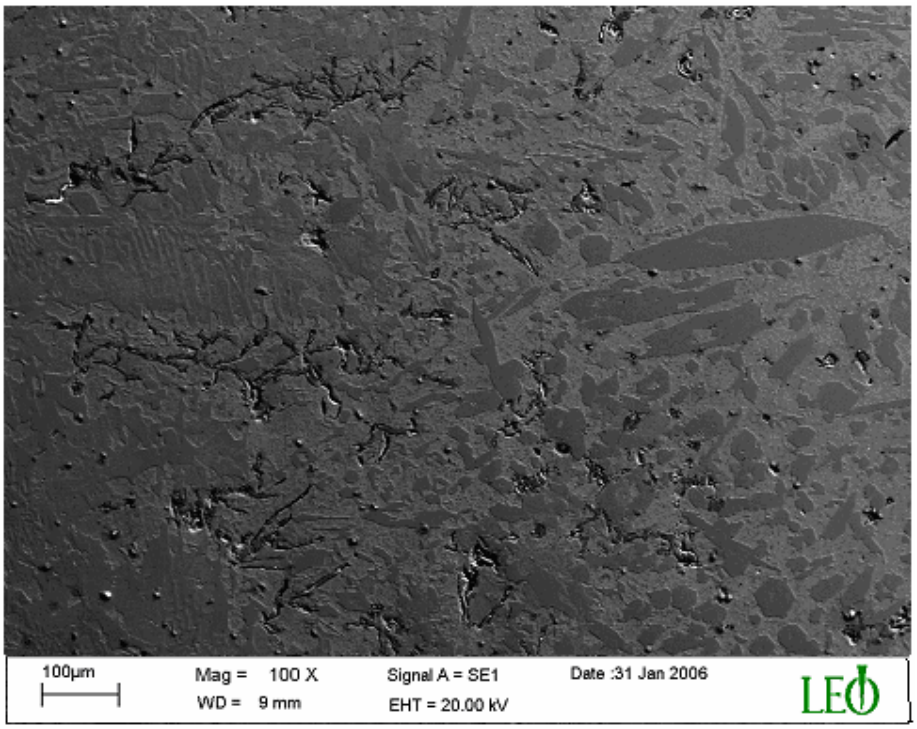
Şekil 5.87 (a). Isıl işlem görmüş 3 nolu numunenin SEM fotoğrafı.



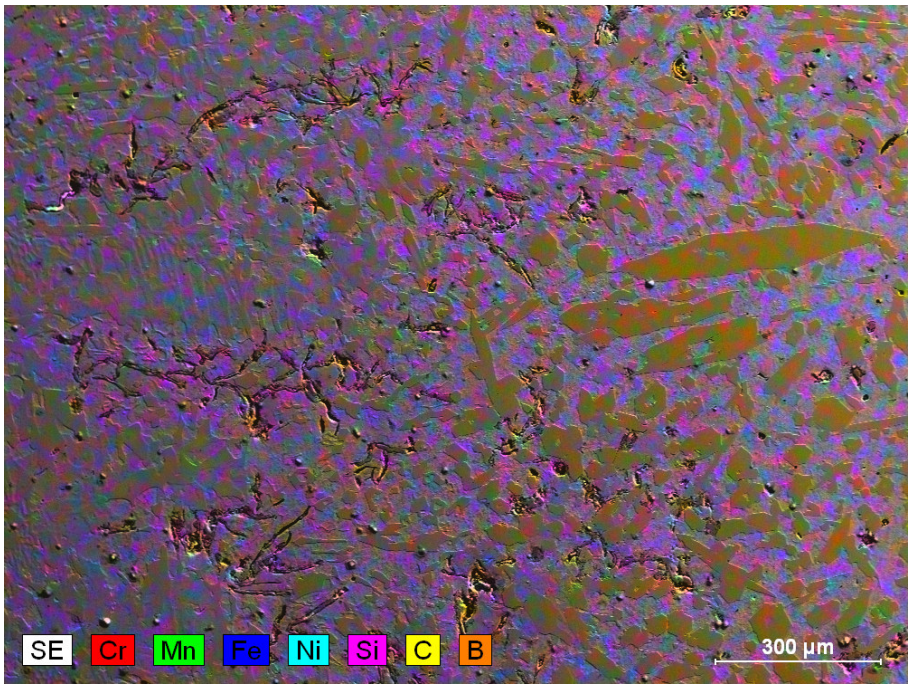
Şekil 5.87 (b). Isıl işlem görmüş 3 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı.



Şekil 5.88. Isıl işlem görmüş 4 nolu numunenin SEM fotoğrafı.

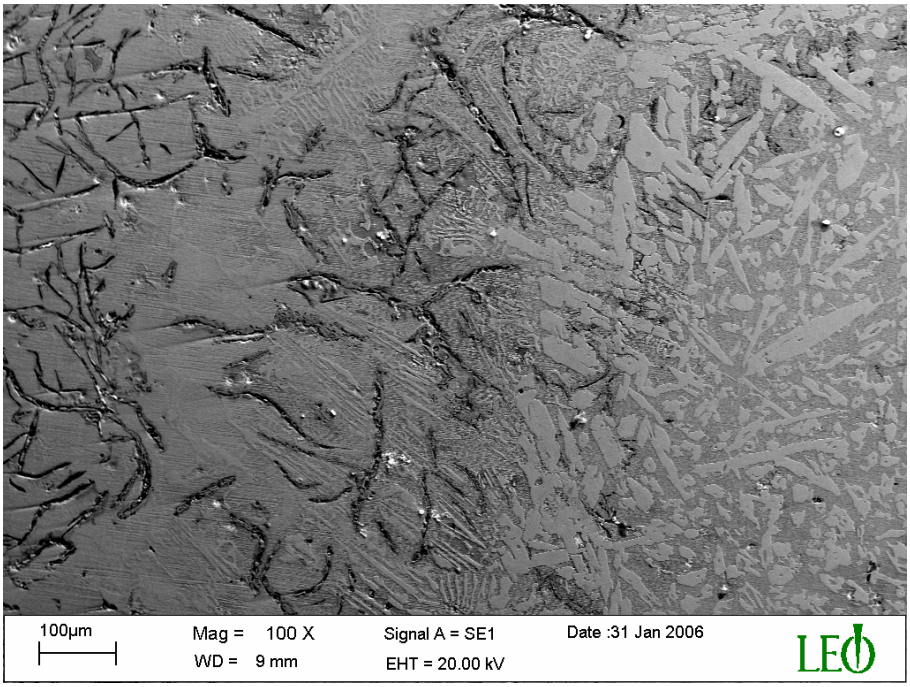


Şekil 5.89 (a). Isıl işlem görmüş 5 nolu numunenin SEM fotoğrafı.

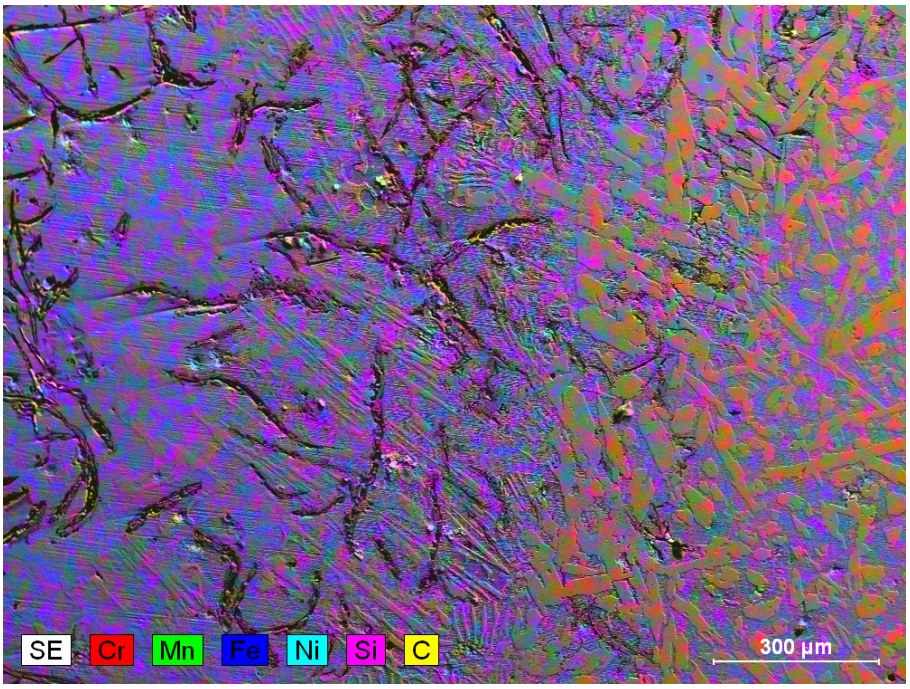


Şekil 5.89 (b). Isıl işlem görmüş 5 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı.

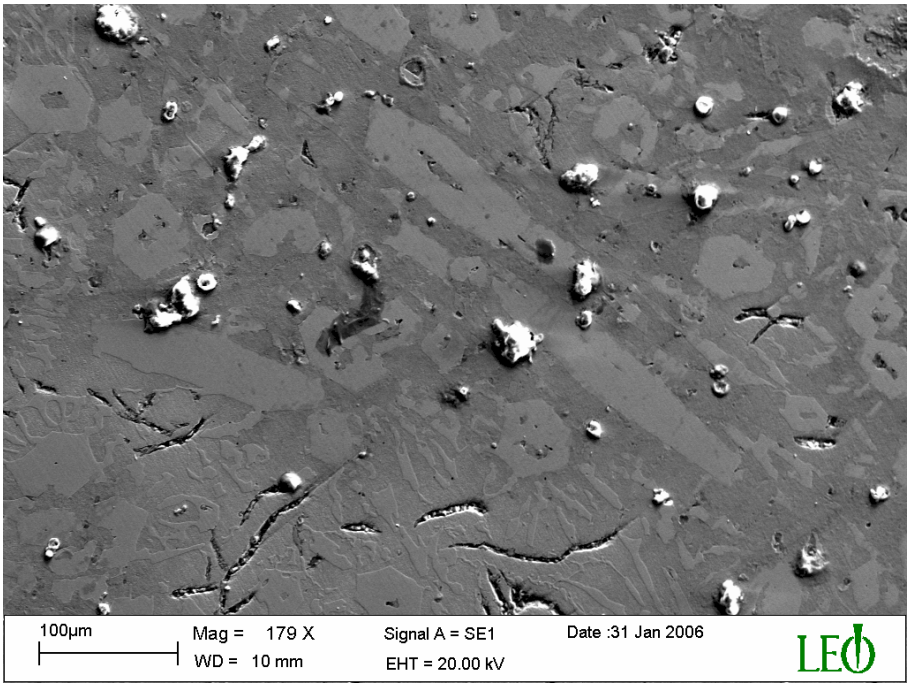
Şekil 5.90 ve 91'de 6 ve 7 nolu numuneleri incelendiğinde diğer numunelerde olduğu gibi, karbürlerin bir miktar çökeldiği görülmektedir. Söz konusu numunelerin bünyesinde bulunan Mn, ısıl işlem sırasında karbon geçişlerini yavaşlatarak karbonun grafitlerde yoğunlaşmasını azaltmıştır.



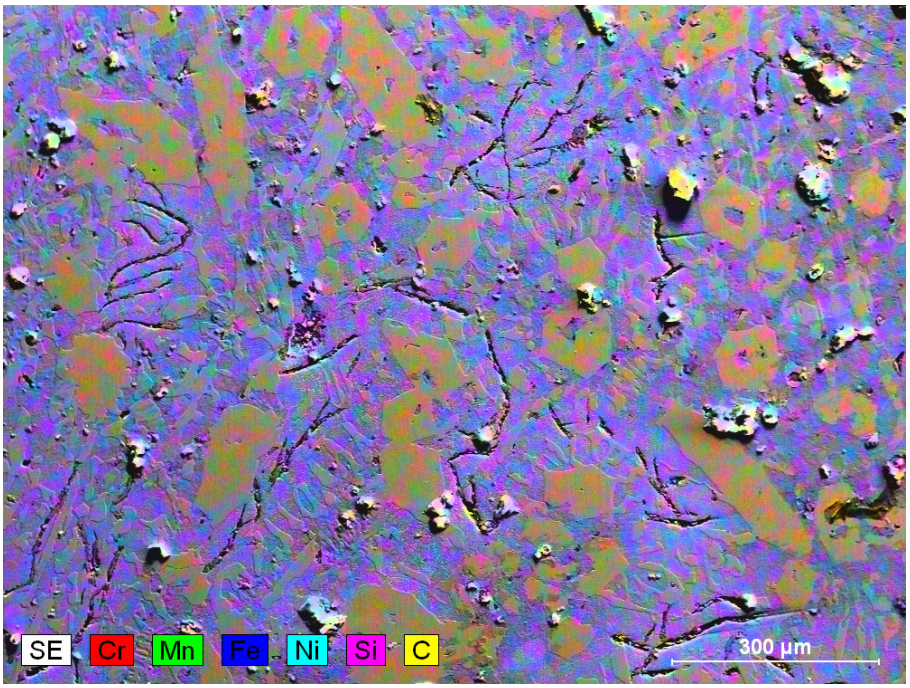
Şekil 5.90 (a). Isıl işlem görmüş 6 nolu numunenin SEM fotoğrafı.



Şekil 5.90 (b). Isıl işlem görmüş 6 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı.



Şekil 5.91 (a). Isıl işlem görmüş 7 nolu numunenin SEM fotoğrafı.

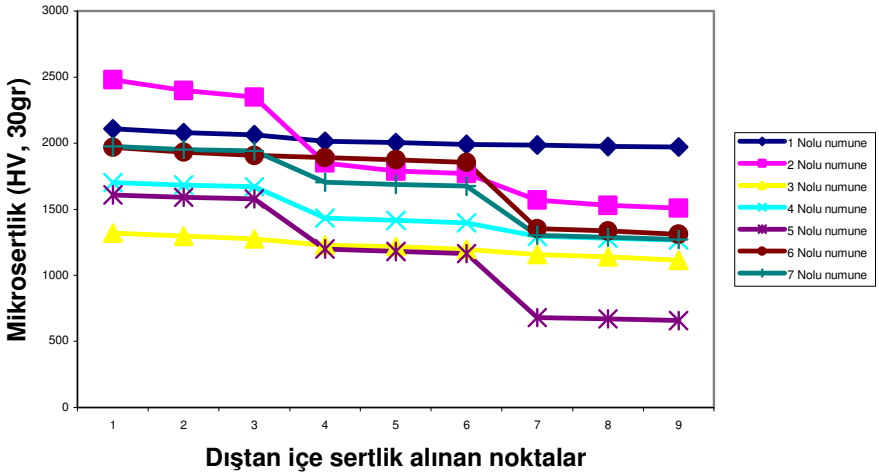


Şekil 5.91. (b). Isıl işlem görmüş 7 nolu numunenin renklendirme yapılmış SEM fotoğrafı.

Yapılan incelemeler sonucunda Şekil 5.92'de de belirtildiği gibi bor katkısı deney malzemelerinin sertlik değerini önemsiz ölçüde düşürmüş ve bu düşüş, ısıl işlem sonrasında da

biraz devam etmiştir. Burada 3 nolu numune ile 4 nolu numunelerin mikroyapı görünüm farklılıklarının döküm esnasındaki katılaşma hızlarından kaynaklandığı düşünülmektedir.

Şekil 5.92'de tüm numunelerde ısıl işlem sonrası kesit boyunca sertliğin nasıl değiştiği verilmiştir. Normal dökülen 1 ve 3 nolu numunelerde ısıl işlem sonrasında tüm kesitte yaklaşık aynı sertlik değerleri elde edilmiştir. Tavlama sonucunda gri döküm bölgesinde sertlik değişimi önemli derecede gerçekleşirken, beyaz dökme demir bölgesinde ve ara bölgede sertlik ve mikro sertlik değerleri birbirine yaklaşmıştır.



Sekil 5.92. Dubleks döküm tekniğiyle üretilen ısıl işlem görmüş numunelerin iç kısmından dış kısma doğru mikro sertlik değişimi.

6. DENEY SONUÇLARININ TARTIŞILMASI

Bu çalışmada, farklı bir döküm tekniği olan dubleks döküm tekniği kullanılmıştır. Dubleks döküm tekniğinde amaç, iki sıvı farklı bileşimde haldeki metali aynı kalıba dökerek, katılaşma sonrası malzemenin dıştan tek bir malzeme gibi görünmesine karşın iki farklı bileşimdeki malzemeden oluşmasını sağlamaktır. Bu çalışmada, dubleks döküm tekniği en iyi şekilde kullanılarak, numuneler istenilen özellik ve bileşikte dökülmüşlerdir. Numunelerin mikroyapıları incelenmiş; yapıda oluşan karbürlerin ve diğer fazların, yapının sertliğine ve abrasiv aşınma direncine olan etkileri araştırılmıştır. Yapılan araştırma ve incelemelerden şu sonuçlara ulaşılmıştır:

1. Dubleks döküm tekniği ile çalışılmasının en önemli özelliği malzemenin dış kısmının sert, aşınmaya dayanıklı, iç kısmı ise daha yumuşak, titreşimi absorbe edebilecek özellikte numunelerin üretimi başarıyla gerçekleştirilmiş olmasıdır.
2. Dubleks döküm tekniği, iki farklı malzemenin bir arada dökümü için uygun bir döküm tekniğidir. Dezavantajı: Kalıbın üst kısmında kalan malzemeyi bu tarz döküm yapan işletmelerde yeniden kullanma imkanı sağlamadığı için maliyetin yükselmesine neden olacağı düşünülmektedir.
3. Bu çalışmada kullanılan metal ve bileşikler ele alındığında; günümüzde malzemelere sertlik özelliği sağlayan elementler olarak ilk akla gelen metaller Cr, Ni, Mn ve B'dur. Bu metalleri dubleks döküm tekniğiyle, birlikte kullanarak avantajlı bir malzeme oluşturulmaya çalışılmıştır.
4. Dubleks döküm tekniğinin uygulama aşamasında, ergiyik haline getirilen malzemede kullanılan metaller ergime derecelerine ve ergiyik içerisindeki istenilen %' lerine göre sıralanmıştır. Çünkü ergime derecesi yüksek bir metali ergitilmeye çalışılırken, ergime derecesi düşük bir metali aynı anda ergiyik içerisine atmak, o metalin yanarak malzemeyi bozmasına neden olmaktadır. Malzemenin dökümü esnasında, bu tür sorunları ortadan kaldırmak için çok hassas davranılmıştır.
5. Numunelerin bir kısmına aşılama yoluyla eklenen Mn ve B, ergiyik içerisine minimize edilerek katılmış ve ergiyik içerisinde çekirdekleşme etkisinden yararlanılmıştır.
6. Numunelerde döküm işlemi sonrası yapılan makro ve mikroyapı incelemeleri sonucunda çatlak ve gaz kabarcıkları boşlukları dışında kusurlara rastlanmamıştır.
7. Bu çalışmada yapılan mikroyapı incelemeleri sonucunda; dubleks döküm tekniğiyle dökülen numunelerin yapısında, üç farklı yapı oluşmuştur. Malzemenin gri dökme demirli bölgesinde lamel grafitlerin fazla miktarda bulunduğu bir yapı tespit edilmiştir. Beyaz dökme demirli bölgede, matrisin perlit olduğu, yapı içerisinde düzenli olarak dağılmış

karbürlerin bulunduğu ve karbürlerin etrafında sıralanmış ötektik karbürlerin yeraldığı belirlenmiştir. Gri dökme demirli ve beyaz dökme demirli bölgeler arasında yapının karbon geçişlerinden dolayı, uzama gösteren metal karbürlerden ve Fe, Cr, C konsantrasyonunca zengin dendiritik oluşumlu katılaşma gösterdiği literatürler doğrultusunda tespit edilmiştir.

8. Bu çalışmanın amaçlarından biri de malzemenin dış kısmının çok sert, iç kısmının ise çok az sünek, kırılgan olmayan bir yapı göstermesinin sağlanmasıdır. Numunelerin hepsinde bu özellik tam olarak sağlanmıştır.
9. Numunelerin beyaz dökme demirli bölgesinde oluşan karbürler, hegzagonal sıkı paket kafes yapısına sahip M_7C_3 (M=Cr,Fe) karbürleri; Fe, Cr, C konsantrasyonunca zengin numunelerde M_2C, $M_{23}C_6$ karbürleri ve borlu (3,4,5 nolu) numunelerde ise tetragonal kafes paremetresine sahip M_3B ve kübik yüzey merkezli kafes yapıya sahip $M_{23}B_6$ borürlere sahip oldukları XRD analizleriyle belirlenmiştir.
10. Numuneler üzerinde yapılan aşınma testleri sonucunda, yapıda bulunan karbürlerin aşınma üzerinde etkilerinin olduğu belirlenmiştir. Aşındırıcının karbürlere teması sonucu aşınma yüzeyinden kayarak ince bir çizgi halinde iz bırakmış yada aşındırıcı bağlı bulunduğu yüzeyden kopmuştur. Bunun sonucunda numunelerden ayrılan kütle kaybının azaldığı tespit edilmiştir.
11. Numunelere uygulanan ısıl işlem sonrası, karbürler çökelerek sertlik değerlerinde düşmeler olduğu gözlenmiş ve parçaların kırılganlıklarının azalarak biraz daha sünek bir malzeme halini aldıkları belirlenmiştir.

Mikroyapı, sertlik ve kütle kaybı verilerinden hareket ederek, dubleks döküm tekniği yöntemiyle üretilen malzemelerin, Fe-Cr-Ni alaşımıyla üretilen malzeme dışında, farklı alaşımdaki malzemelere de uygulanabilirliği incelemeye değerdir.

Beyaz dökme demirli kısmın, kalıba döküldükten sonra katılaşma için geçen süresini arttırıp azaltarak, malzemenin dış kısmının sert olması istenen bölümünün et kalınlığı ayarlanabilir.

7.KAYNAKLAR

Alexander, B.H., Rhines, F.N., 1950, Dendiritic Crystallization of Alloys. Trans AIME. Vol 188. 1267-1273.

Altenpohl, D., 1968, New or Fundamentally Improved Casting Methods for Aluminum Materials in Proceedings, Fifth International Light Metals Conference, Leoben, Austria, 367-373.

Aran, A., 1999, Metal Döküm Teknolojisi, İTÜ Makine Mühendisliği, Birsen Yayınevi, İstanbul, 167

Backerud, L., Liljenvall, L.M. (1971). "The Solidification Characteristics of 7 Constitutionally Different Types of Binary Copper Alloys, "INCRA Project 165, Swedish Institute for Metals Research, Stocholm,

Backerud, L. 1971, On the Grain Refining Mechanism in Al-Ti-B Alloys. Jernkonterets Ann. Vol. 155, 422-424.

Backerud, L., Liljenvall, L.M., 1971, "The Solidification Characteristics of 12 Commercial Copper – Base Alloys," INCRA Report 165 A. Swedish Institute for Metals Research, Stockholm.

Backerud, L., Liljenvall, L.M., 1970, Copper and Its Alloys, Monograph and Report Series No: 34. Institute of Metals, London, 65.

Backerud., L. (1983). How Does a Grain Refiner Work ?. Light Met. Age. Oct. 6-12.

Bailey, G.L., Baker, W.A. 1949, Melting and Casting of Non – Ferrous Metals, Monograph and Report Series No: 6, Institute of Metals, London,

Bain, E.C., Paxton, H.W., 1966. Alloying Elements in Steel, ASM.Handbook ,850-854

Bardes, B.P., Flemings. M.C. 1966, Dendrite Arm Spacing and Solidification Time in a Cast Aluminum – Copper Alloy. Trans. Am. Foundrymen's Soc. Vol 74, 406-412.

Bargel, H.J., Schulze, G., 1980, Werkstoffkunde, VDI- Verlag GmbH., Düsseldorf, 36-46.

Beissner, H. 1967, The Need for Non – Destructive Testing of Cast Slabs and Billets, BNFMRA International Conference on the Control of the Composition and Quality of Copper and Copper Alloy Castings for Fabrication, Düsseldorf, Germany,

Berns, H., Fischer, A., 1987, Fracture toughness and microstructure of Fe-Cr-C-B hardfacing alloys. 5th Int. Conf. On ''Mech. Behaviour of Mat.,''June 3-6, Beijing, China.

Boettinger, W.J., 1982, Bendersky, L., and J.G. Early. An Analysis of the Microsturucture of Rapidly Solidified Al-8 wt % Iron Powder. Met. Trans. A. Submitted for Publication.

Boettinger, W.J. 1982, Growth Kinetic Limitations in Rapid Solidifacition, ‘‘in Rapidly Solidifed Amorphous and Crystalline Alloys’’ B.H. Kear, B.C. Giessen, and M. Cohen, Ed., North Holland. 15.

Boettinger, W.J., Shechtman, D, Schaefer, R.J. ve Biancaniello, F.S., 1984, The Effect of Rapid Solidification Velocity on the Microstructure of Ag- Cu Alloys. Met Trans. A. Vol 15., 55.

Boettinger, W.J. 1974, The Structure of Directionally Solidified Two – Phase Sn – Cd Peritectic Alloys. Met. Trans., Vol 5, 2026.

Bower, T.F. Flemings, M.C., 1967, Formation of The Chill Zone In Ingot Solidification, Trans. AIME, Vol. 239, 216.

Bower, T.F., 1962, Dendrite Structure in Unidirectional Solidification, Master’s Thesis, Massachusetts Institute of Technology.

Bower, T.F. 1967, Flemings, M.C. Structure of Dendrites at Chill Surfaces, Trans. AIME, Vol 239, 1620.

Brody, H.D., Flemings, M.C., 1966, Solute Redistribution in Dendritic Solidification, Trans. AIME, Vol 236, 615.

Bryson, N.B. 1972, Increasing the Productivity of Aluminum DC Casting in Light Metals Metallurgical Society of AIME, Warrandale, PA, 429-435.

Bullufli, R.W. 1979, Grain Boundary Structures and Segregation, in Interfacial Segregation, American Society for Metals,

Butts, A. 1970, Copper, Ed., Hafner, (Facsimile of the 1959 Edition), 879.

Cahn, J.W. 1968, Trans. Met. Soc. AIME, Vol 242 , 166.

Calvert, D.S. 1985, Private Communication, BNF Metals Technology Center, Wantage, U.K.

Carbonara, R.J. 1985, Private Communication, 1985; see also INCRA Planing Study PR 10, Battelle Columbus Laboratories, Columbus, OH.

Cibula A. 1951, The Grain Refinement of Aluminum Alloy Castings by Aditions of Titanium and Boron, J. Inst. Metals, Vol 80. 1-16

Cibula, A., 1967, Review of Metallurgical Factors Influencing the Quality of Copper and Copper Alloy Castings, BNFMRA International Conference on the Control of The Composition and Quality of Copper and Copper Alloy Castings for Fabrication, Düssedorf, Oct. 1976.

Collins, D.L.W. A. 1970, New Explanation of the Surface Structures of Direct Chill Ingots, Matallurgia Vol 76, 137-144.

Çimenoğlu, H., Kayalı.E.S., 1991, Kobalt Esaslı Alaşımların Aşınma Özellikleri. 4. Denizli Malzeme Sempozyumu.571-579.

Dahlmann, A., 1963, Kupolofen, Lueger Lexi konder Hüttentechnik, Deutsche Verlags-Anstallt, Bd.5, Stuttgart/DE, 362-366

Dompas, J.M.A., Semets, J.G., Schoofs J.R. , 1974, Consituous Casting and Rolling of Copper Rod at the M.H., Olin Copper Refinery, Wire J. Int., Sept C.J. Petry, Use of the Hazelett Twin – Belt Mold for Continuous Casting of Copper, Paper No: 78-19, TMS Paper Selection.

Emley, E.F. 1976, Cleaning and Degassing of Light Metals, Met. Technol. Vol 3, March 118-127.

Erdoğan, M., 2000, Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri cilt 1, Nobel Yayın Dağıtım, Ankara.

Fairhurst,W., Röhrig, K., 1974. Abrasion- resistant high cromium white cast irons, Foundry Trade Journal, 136, 685-698.

Flemings, M.C. Mehrabian, R. 1970, Segregation in Castings and Ingots, In Solidification, 1969 Seminar, Amerian Society for Metals.

Flemings, M.C. Rick, R.C., Young, K.P. 1976, Young, Rheocasting,, Mater. Sci. Eng., Vol 25, 103-107.

Flemings, M.C., 1968, Application of Solidification Theory to Large Castings and Ingots. In Solidification of Metals, ISI 110. The Iron and Steel Institute. London. 277-288.

Flemings, M.C., Barone, R.V. Uram, S.Z., Taylor, H.F., 1961, Soldification of Steel Castings Ingots. Trans. Am Foundrymen's Soc., Vol. 69, 422-435.

Flemings, M.C., 1974, Solidification Processing, McGraw- Hill,

Flemings, M.C., Mehrabian, R., 1971, Segregation in Castings and Ingots, In Solidfication, American Society for Metals.

Granger, D.A., Bower, T.F. 1970, Techniques for the Interpretation of Cast Structures In Two Semi – Continuous Cast Copper Alloys, J. Inst. Met., Vol 98. 353.

Granger, D.A., 1984, Use of Telegas Instrument in Quality Control in Proceedings of The Third International Aluminum Extrusion Technology Seminar, Atlanta. April 269-272.

Granger, D.A., Jensen C.L. 1984, Role of Ingot Structure in Structural Streaking, In Light Metals Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 1249-1263.

Granger, D.A., Liu, J., 1983, The Occurence. Effect and Control of Twinned Columnar Growth in Aluminum Alloys, J. Met. Vol 35 (No:6), 54-59

Güleç, Ş., Aran, A., 1987, Malzeme Bilgisi II. Marmara Bilimsel ve Endüstiriyel Araştırma Enstitüsü Malzeme Araştırma Bölümü, 2

Hassain, A., 1989, Alaşım Elementlerinin Gri Dökme Demir Mikro Yapısı ve Mekanik Özelliklerine Etkisi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Yüksek Lisans Tezi.

Heine, R., and Rosenthal, P.1955, Principles of Metal Casting,.

Horwath, J.A., Mondolfo, L.F., (1962). Dendritic Growth, Acta Metall. Vol. 10. 1037 – 1042.

Hudson, D.A., 1963 – 64, Iron – Rich Spots Formed by Silicon and Boron in Brasses, J. Inst. Met., Vol 92, 280.

Hughes I.R., Jones, H., 1976, Coupled Eutectic Growth in Al – Fe Alloys; Part I. Effects of High Growth Velecoity. J. Mater. Sci. Vol. 11., 1781.

Jackson, R.S., 1970. The austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system, journal of the Iron and Steel Institute, 87-92.

Janowak, J.F., and Gundlach, R.B. (1982) " A Modern Approach to Alloying Gray Iron'' AFS Transactions, 90, 847-683.

Jones, H., 1984, Rapid Solidification of Metals and Alloys, The Institution of Metallurgists. London.

Kaplan, M., 1997, Yüksek Cr-Ni Alaşımlı Çelik Dökümlerde Yaşlandırmanın Süneklik Davranışına Etkisi, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi, 20-21.

Kaplan, M., 2006, Döküm Dizaynı Ders Notları, Fırat Üniversitesi, Elazığ.

Karamiş, M.B., Evin, E., Aksoy, M., Orhan, N., 1996. An Evaluation of the Wear Behaviour of Dual Phase Low-Carbon Steel, Wear, 193, 248-252.

Kayalı, E.S., Eruslu, N., ürgen, M., Taptık, Y., Çimenoğlu, H., 1997, Hasar Analizi Seminer Notları.

Krauss.G., 1999, Martensite in steel: Strength and structure, Materials Science and Engineering A273-275, 40-57.

Krell, A., Vosskühler, H., Walter, K., 1950, The Continuous Casting of Copper and Its Alloys, Met. Rev., Vol 5, 413.

Korkut, M.H., 1997, Ferritik Paslanmaz Çeliklerin Mikro Yapı ve Aşınma üzerine Karbür Yapıcı Elementlerin Araştırılması, F.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Doktora Tezi,

Königer, A., Liebmann, W., 1961, Giesserei, Hütte, Taschenbuch für Eisenhüttenleute, Verlag von Wilhelm Ernst- Sohn, 5. Auflage, Berlin, 686-700.

Kurtz, L., Liljenvall, L.M., 1973, "The Solidification Characteristics of 12 Commercial Copper – Base Alloys, "INCRA Report 165 A., Swedish Institute for Metals Research, Stockholm.

Kurz, W., Fisher, D.J., 1984, Fundamentals of Solidification. Trans. Tech.

Laird II, G., Nielsen, R.L., Macmilan, N.H., 1991. On the nature of eutectic carbides in Cr-Ni White cast irons, Metallurgical Transactions, 22-A

Lee, W.S., T.B., 1993, The İnfluence of tempering conditions on microstructural features of Ni-Cr-Mo stell in: Proceedings of the Annual Conference of the Chinese Society for Materials Sciences. 117-124.

Lee, W.S., Su,T.T., 1999, Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions, Journel of Materials Processing Technology, 153, 59-66.

Levi, C., Mehrabian R., 1982, Microstructure of Rapidly Solidified Aluminum Alloy Submicron Powders, Met. Trans. A., Vol. 13, 13.

Lewis, D.M., Savage, J., 1956, The Principle of Continuous Casting of Metals, Met. Rev., Vol 1, 65-116.

Lo, K.H., Cheng, F.T., Man H.C., 2003, Cavitation erosion mechanism of S31600 stainless steel laser surfacemodified with unclad WC, Materials Science and Engineering, 1-13.

Mataray, F., Usseglio Nanot, R., 1970. Factors effecting the structure of chromium-molybdenum white irons, Climax Molybdenum Publication.

McCloskey, J., Popps, H., 1970, Solidification of Electrolytic Tough Pitch Copper, Wire J. Int., Oct. 1970.

Meire, H.A., Leconte, G.B., ve Odok, A..M. 1977, Alusuisse Experience With Electromagnetic Moulds, In Light Metals, Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA, 223-233.

Melekzadeh, K., And Hadadıyan,A. 1985, 'The Improuement microstructures and Mechanical properties of the sylinders produced by casting automotive ındustry of iran'

Minkoff, I., 1983. The Physical Metallurgy of cast Iron, A Wiley- Interscience Publication

Mitamara, R., Ito, T., Takahashi, Y., Hiraoka, T., 1978, New Hot - Top Continuous Casting Method Featuring Application of Air Pressure to Mold in Light Metals, Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA; 281-291.

Mondolfo, L.F., 1972, Grain Refinement In Aluminum Alloys. In Light Metals. Metallurgical Society of AIME, Warrendale. PA, 405-426.

Moore, J..J., 1984, The Application of Electromagnetikc Stiring (EMS)'in The Continuous Casting of Steell, In Continuous Casting, Vol 3, Iron and Steel Society of AIME, Warrendale, PA.

Mullins, W.W., Sekerka, R.F., 1964, Stability of a Planar Interface During Solidification of a Dilute Binary Alloy, J. Appl Phys. Vol 35, 444.

Northcott, L. J., 1946, Inst. Met., Vol 73, 283-291.

Oh, Lee, S., Jung, J.Y., Ahn, S., 2001, Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of duocats materials composed of high – chromium white cast.

Olgun,S., 1993, Haddeleme Tekniği, TDÇİ, İsdemir Demir ve Çelik Fabrikaları Müessesesi Eğitim Müdürlüğü Yayınları, 28-32.

Özmen, Y., Can, A.C., Aksoy, T., 1991, Aşınmaya Etki Eden Faktörler ve Aşınmanın Azaltılması için Alınacak Tedbirler. 4. Denizli Malzeme Sempozyumu. 651-664.

Pearce, J.T.H., 1984. Structure and wear performance of abrasion resistant chromium white cast irons, AFS Transactions, 84-126, 599-622.

Perepezko, J.H., Boettinger, W.J., (1983). Use of Metastable Phase Diagrams in Rapid Solidification, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., Vol. 19, 223.

Perepezko, J.H., Paike, J.J., 1982, Undercooling Behavior of Liquid Metals, in Rapidly Solidified Amorphous and Crytalline Alloys. B.H. Kear, B.C. Giessen, and M. Cohen Ed., North Holland. 49.

Polich, R.F., Flemings, M.C., 1965, Mechanical Properties of Unidirectional Steel Castings. Trans Am. Foundrymen's Soc., Vol 73. 28-33.

Porro G., Lombardi, P., 1954, Continuous Casting and Empirical Calculation of Descent Speed In Casting of Light Alloy Ingots. Aluminio. Vol 23, 23 (in İtalian)

Powell, G.L.F., Laird II, G., 1992. Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white cast irons, Journel of Materials Science, 27, 29-35.

Rakayby, A.M., Mills, B., 1986, The role of Primary Carbides in the Wear of Higd Speed Steels S.327-340

Ransley C.E.,Talbot D.E.J., 1955, Hydrogen Porosity in Metals, With Special Reference to Aluminum and Its Alloys, Z. Metallk. 46, 328-337 (in German).

Raynor, G.V., Rivlin, V.G., 1988, Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys, The Institute of Metals, Book 406, Brook field/ USA, 143-156.

Ruff, G.F. and Wallace, J.F. 1976, Control of Graphite Structure and Its Effect on Mechanical Properties of Gray Iron. ASF Transactions, 84,705-723.

Sare, I.R., Arnold, B.K., 1989. Gouging abrasion of wear resistant alloy cast irons, Wear, 131, 15-38.

Schröter, W., Lautenschlaeger, K.H., Bibrack, H., Schaedler, W., 1971 Taschen buchder Chemie, Verlog Harri Deutsch, 3.Auflage, Frankfurt/Main, 242-245.

Schumann, H., 1964, Metallographie, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig., 121-216.

Shechtman, D., Gutmanas, E., 1981, Transmission Electron Microscopy of Metallic Powder, Parkt. Metallogr. Vol 18, 587.

Shectman, D., Schaefer, R.J., Biancaniello, F.S., 1984-87, Precipitation in Rapidly Solidified Al – Mn Alloys. Met. Trans. A Vol. 15.

Shpıgler, B., Beraha, E., 1977, Color Metallography. ASM Metals Park, Ohıo 44073, 40-43

Siebel, G., Altenpohl, D., ve Cohen, M.H. 1953, Periodic Segregation in Continuously Cast Alumium (in German), Z., Metallk, Vol. 44, 173-183.

Soffa, W.A., Laughlin, D.E., 1982, in Solid Phase Transformations, Proceedings of An International Conference., H.I. Aaronson, D.E. Laughlin, R.F. Sekerka, and C.M. Wayman, Ed., AIME, Warrendale, PA, 159.

Southin, R.T., 1968, Trans AIME, Vol 242, 2240.

Söğüt, A.,Kepir, M., Yerci, İ. 1987, Kupol ocağı Tasarımı ve İşletmeciliği. SEGEM Semineri.

Spear, R.E., Craig, R.T. ve Howle, C.R., 1971, The Influence of Metal Flow on The Grain Morphology in Continuously Cast Aluminum, J. Met. Vol 23 (No: 10). 42-45.

Talbot D.E.J., Granger D.A., 1964, Secondary Hydrogen Porosity in Aluminum, J. Inst. Met., Vol 92, May 290 –297.

Tarshis, L.A., Walker, J.L., Rutter, J.W., 1971, Experiments in The Solidification. Structure of Alloy Castings, Met. Trans. Vol. 2, 2589.

Trivedi, R., (1984). Interdendritic Spacing: Part II. A Comparison of Theory and Experiment, Met. Trans. A. Vol. 15, 977.

Turenne, S., Lavellee, F., Masounave, J., 1989, Matrix Microstructure Effect on The Abrasion Wear Resistance of High- Chromium White Cast Iron, Journal of Materials Science, 24.

Tyler, D.E., 1983, Electromagnetic Casting of Copper Alloys, Paper 22, Copper 83, The Metals Society and Copper Development Association, London, Nov. 1983.

Warrendale, PA, 1981, Continuous Casting of steel, Proceedings of the 2 nd Process Technology Conference, Vol 2, American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers, Feb (1981).

Wassermann, G., 1965, Praktikum der Metallkunde und Werkstoffprüfung, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 12-16, 22-43.

Wellinger, K., Uetz, H., 1959, A. Critical analysis of erosion problems. Gleit- und Strahlverschlei, Buntersuchungen. Kiew, 18.H.

Weinberg, F., Buhr, R.K., 1968, Solidification Studies of Steel Castings. In Solidification of Metals. ISI 110. The Iron and Steel Institute London, 394-304.

Yıldırım, M.M., 1983, Malzeme -I-, F.Ü., Müh. Fak Basımevi, 22-58.

Yıldırım, M.M., 1985, Malzeme -III-, F.Ü., Müh. Fak Basımevi, 74-86.

Yıldırım, M.M., Doğantan, Z.S., Çakan, A., Pakdil, M., 2001, Mühendislik Malzemeleri III., M.K.Ü. Yayınları, ISBN, Antakya, 79-80.

Yılmaz, F., 1997, Sürtünme ve Aşınma. 9. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi Cilt 1. 229-256.

Young, K.P., Private Communication, 1985, ITT Engineered Metals, Process Co., St. Louis.

Yu, H., Granger, D.A., 1984, Macrosegregation in Aluminum Alloy Ingot Cast by Semicontinuos Direct – Chill Method in Symposium Procedings. NASA- Lewis Reseach Center, Cleveland. Sept. 1984, 157-168.

Zemskov, V.S., Belokurova I.H., Babareke, A.A., Savytchev V.V., Boskonava N.F., 1982, J. Cryst. Growth, Vol: 60, Now. 1982, 89-90.

ÖZGEÇMİŞ

1974 yılında Elazığ'da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Elazığ'da tamamladı. 1995 yılında girdiği Fırat Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü'nden 1999 yılında mezun oldu. 1999 Yılında Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü Metalurji Eğitimi (Döküm Bilimi) Anabilim Dalı'nda yüksek lisans öğrenimine başladı ve 2001 yılında yüksek lisansını tamamladı.

2001 yılında Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Metalurji Eğitimi Anabilim Dalı'nda doktora öğrenimine başladı. Halen doktora öğrenimine devam etmekte olan Yahya Taşgın, evli ve bir çocuk babasıdır.

Yahya TAŞGIN