

**İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**KOKİL VE KUM KALIBA DÖKÜM YÖNTEMLERİYLE ÜRETİLEN YÜKSEK  
KROMLU BEYAZ DÖKME DEMİRLERİN X-IŞINLARI VE TARAMALI ELEKTRON  
MİKROSKOBU ÇALIŞMALARIYLA KARAKTERİZE EDİLMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ  
Met. Müh. Akın ODABAŞI**

**Anabilim Dalı : METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**Programı : MALZEME MÜHENDİSLİĞİ**

**MAYIS 2004**

**İSTANBUL TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ★ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

**KOKİL VE KUM KALIBA DÖKÜM YÖNTEMLERİYLE ÜRETİLEN YÜKSEK  
KROMLU BEYAZ DÖKME DEMİRLERİN X-IŞINLARI VE TARAMALI ELEKTRON  
MİKROSKOBU ÇALIŞMALARIYLA KARAKTERİZE EDİLMESİ**

**YÜKSEK LİSANS TEZİ**  
**Met. Müh. Akın ODABAŞI**  
**(506001227)**

**Tezin Enstitüye Verildiği Tarih : 26 Nisan 2004**  
**Tezin Savunulduğu Tarih : 21 Mayıs 2004**

**Tez Danışmanı : Prof.Dr. Niyazi ERUSLU**  
**Diğer Jüri Üyeleri : Prof.Dr. E. Sabri KAYALI (İ.T.Ü.)**  
**Prof.Dr. Mehmet KOZ (M.Ü.)**

**MAYIS 2004**

## ÖNSÖZ

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin farklı döküm yöntemleri kullanılarak dökümleri yapılmış ve elde edilen numunelerin döküm hali ve ısıtma işlemi uygulanmış halleri kıyaslanarak karakterizasyon çalışmaları yürütülmüştür.

Çalışmalarında, her konuda desteğini esirgemeyen danışmanım, sayın Prof. Dr. Niyazi ERUSLU'ya çok teşekkür ederim. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölüm Başkanı sayın Prof. Dr. Mustafa ÜRGEN ve Malzeme Anabilim Dalı Başkanı sayın Prof. Dr. E. Sabri KAYALI başta olmak üzere bilgileri ve yol gösterici gayretlerinden dolayı yetişmemizde büyük emekleri geçen bütün bölüm çalışanları ve ayrıca araştırma görevlileri arkadaşlarıma teşekkürlerimi sunarım. Kısıtlı zamanından benim için özel saatler ayırarak tez çalışmalarım esnasında yol gösterici olan sayın Dr. Müh. S. Ayfer ALTMİŞOĞLU'na ve x-ışınları analizinde büyük yardımlarını gördüğüm arkadaşım Arş. Gör. M. Kemal BİLİCİ'ye çok teşekkür ederim. Döküm çalışmalarında yardımlarını esirgemeyen sayın Met. Y. Müh. Yusuf ALAN'a (Körfez Döküm San. Ve Tic. A.Ş. Yönetim Kurulu Başkanı) ayrıca teşekkür ederim. Bana olan desteklerini sürdürmekte olan sevgili aileme saygı ve sevgilerimi sunuyorum.

Nisan 2004

Akın ODABAŞI

## İÇİNDEKİLER

|                                                                                              |             |
|----------------------------------------------------------------------------------------------|-------------|
| <b>KISALTMALAR</b>                                                                           | <b>vi</b>   |
| <b>TABLO LİSTESİ</b>                                                                         | <b>vii</b>  |
| <b>ŞEKİL LİSTESİ</b>                                                                         | <b>ix</b>   |
| <b>ÖZET</b>                                                                                  | <b>xiii</b> |
| <b>SUMMARY</b>                                                                               | <b>xv</b>   |
| <br>                                                                                         |             |
| <b>1. GİRİŞ VE AMAÇ</b>                                                                      | <b>1</b>    |
| <br>                                                                                         |             |
| <b>2. DÖKME DEMİRLER</b>                                                                     | <b>3</b>    |
| 2.1. Dökme Demirlerin Katılaşması                                                            | 9           |
| 2.2. Dökme Demirlerde Fazlar                                                                 | 11          |
| 2.2.1. Grafit                                                                                | 11          |
| 2.2.2. Sementit                                                                              | 11          |
| 2.2.3. Ferrit                                                                                | 11          |
| 2.2.4. Perlit                                                                                | 12          |
| 2.2.5. Steadit                                                                               | 12          |
| 2.2.6. Östenit                                                                               | 12          |
| <br>                                                                                         |             |
| <b>3. YÜKSEK ALAŞIMLI BEYAZ DEMİRLER</b>                                                     | <b>13</b>   |
| 3.1. Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerin Katılaşma Davranışı                                      | 19          |
| 3.2. Alaşım Elementlerinin ve Aşılayıcıların Yüksek Kromlu Beyaz Dökme<br>Demirlere Etkileri | 23          |
| 3.2.1. Krom                                                                                  | 24          |
| 3.2.2. Karbon                                                                                | 25          |
| 3.2.3. Molibden                                                                              | 26          |
| 3.2.4. Nikel                                                                                 | 29          |
| 3.2.5. Mangan                                                                                | 29          |
| 3.2.6. Bakır                                                                                 | 30          |
| 3.2.7. Silisyum                                                                              | 30          |
| 3.2.8. Vanadyum                                                                              | 33          |

|                                                                                        |           |
|----------------------------------------------------------------------------------------|-----------|
| 3.2.9. Niyobyum                                                                        | 35        |
| 3.2.10. Volfram                                                                        | 38        |
| 3.2.11. Bor                                                                            | 40        |
| 3.2.12. Titanyum                                                                       | 42        |
| 3.2.13. Aşılaiıcıların Etkileri                                                        | 43        |
| 3.3. Yüksek Kromlu Demirlerin Mikroyapıları                                            | 44        |
| 3.3.1. Yüksek Kromlu Dökme Demirlerde Matriks                                          | 44        |
| 3.3.2. Yüksek Kromlu Dökme Demirlerde Karbürler                                        | 45        |
| 3.4. Yüksek Kromlu Beyaz Dökme Demirlerin Isıl İşlemi                                  | 49        |
| 3.4.1. Destabilizasyon Isıl İşlemi                                                     | 49        |
| 3.4.2. Destabilizasyon Isıl İşleminde İkincil Karbür Çökmesi                           | 51        |
| 3.4.3. Subcritical veya Temperleme Isıl İşlemi                                         | 51        |
| 3.4.4. Cryogenic İşlemler                                                              | 52        |
| 3.4.5. Küreselleştirme Isıl İşlemi                                                     | 52        |
| 3.4.6. Gerilme Giderme Isıl İşlemleri                                                  | 52        |
| 3.5. Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demirlerin Dökümünde Dikkat Edilmesi Gereken Hususlar | 53        |
| 3.5.1. Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerde Ergitme                                          | 53        |
| 3.5.2. Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerde Döküm                                            | 54        |
| 3.5.3. Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerde Döküm Dizaynı                                    | 55        |
| 3.5.4. Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerde Kalıp Bozma Uygulaması                           | 55        |
| <b>4. KOKİL DÖKÜM TEKNOLOJİSİ</b>                                                      | <b>57</b> |
| 4.1. Kokil Dökümün Prensipleri                                                         | 57        |
| 4.2. Kokil Dökümle Şekillendirilen Metalin Özellikleri                                 | 58        |
| 4.2.1. Katılaişma Aralığı                                                              | 58        |
| 4.2.2. Yoğunluk                                                                        | 58        |
| 4.2.3. Bileşimin Etkisi                                                                | 58        |
| 4.3. Kokil Dökümde Ergitme Şartları                                                    | 59        |
| 4.4. Kokil Dökümde Döküm Şartları                                                      | 59        |
| 4.5. Kokil Döküm Kalıbı                                                                | 60        |
| 4.6. Kokil Döküm Kalıbının Sıcaklığı                                                   | 61        |
| 4.7. Kokil Kalıp Kaplaması                                                             | 62        |
| <b>5. DENEY YÖNTEMİ</b>                                                                | <b>64</b> |
| 5.1. Parçaların Dökümü                                                                 | 64        |
| 5.2. Isıl İşlem                                                                        | 65        |
| 5.3. Sertlik Ölçümleri                                                                 | 66        |

|                                              |            |
|----------------------------------------------|------------|
| 5.4. Metalografik İncelemeler                | 66         |
| 5.5. X-Işınları Analizleri                   | 66         |
| 5.6. Taramalı Elektron Mikroskobu Analizleri | 67         |
| <b>6. DENEY SONUÇLARI VE YORUMLANMASI</b>    | <b>68</b>  |
| 6.1. Kimyasal Analiz                         | 68         |
| 6.2. Sertlik Ölçümlerinin Sonuçları          | 68         |
| 6.3. Metalografik İnceleme Sonuçları         | 70         |
| 6.4. X-Işınları Analiz Sonuçları             | 101        |
| <b>7. SONUÇLAR VE TARTIŞMA</b>               | <b>107</b> |
| <b>KAYNAKLAR</b>                             | <b>109</b> |
| <b>ÖZGEÇMİŞ</b>                              | <b>113</b> |

## **KISALTMALAR**

|             |                                              |
|-------------|----------------------------------------------|
| <b>P</b>    | : Perlit                                     |
| <b>F</b>    | : Ferrit                                     |
| <b>Ö</b>    | : Östenit                                    |
| <b>M</b>    | : Martenzit                                  |
| <b>GB</b>   | : Graphite Bearing                           |
| <b>HC</b>   | : High Carbon                                |
| <b>LC</b>   | : Low Carbon                                 |
| <b>ASTM</b> | : American Society for Testing and Materials |
| <b>BS</b>   | : British Standard                           |
| <b>TS</b>   | : Türk Standartları                          |
| <b>YMK</b>  | : Yüzey Merkezli Kübik                       |
| <b>HMK</b>  | : Hacim Merkezli Kübik                       |
| <b>HV</b>   | : Hardness of Vickers                        |
| <b>EPMA</b> | : Electron Probe Micro Analysis              |
| <b>DTA</b>  | : Differantial Thermal Analysis              |
| <b>SEM</b>  | : Scanning Electron Microscope               |
| <b>EDX</b>  | : Energy Dispersive X-ray                    |

## TABLO LİSTESİ

|                                                                                                                                                                           | <u>Sayfa No</u> |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------|
| <b>Tablo 2.1.</b> Dökme demirlerin ticari ismi, mikroyapı ve kırık yüzey renkleri.....                                                                                    | 6               |
| <b>Tablo 3.1.</b> Aşınmaya dirençli beyaz demirlerin bileşimi.....                                                                                                        | 14              |
| <b>Tablo 3.2.</b> C-Cr ve Cr-Fe sistemlerindeki ikili katı fazlar.....                                                                                                    | 15              |
| <b>Tablo 3.3.</b> C-Cr-Fe sistemindeki likidüs reaksiyonlar.....                                                                                                          | 16              |
| <b>Tablo 5.1.</b> Döküm parçalarının kimyasal bileşimi.....                                                                                                               | 65              |
| <b>Tablo 6.1.</b> Östenitleme sıcaklığı 800 °C ve tutma süreleri 1, 2, 3 saat olan kum ve kokil kalıba döküm parçaların Rockwell C cinsinden sertlik değerleri.....       | 69              |
| <b>Tablo 6.2.</b> Östenitleme sıcaklığı 950 °C ve tutma süreleri 1, 2, 3 saat olan kum ve kokil kalıba döküm parçaların Rockwell C cinsinden sertlik değerleri.....       | 69              |
| <b>Tablo 6.3.</b> Östenitleme sıcaklığı 1100 °C ve tutma süreleri 1, 2, 3 saat olan kum ve kokil kalıba döküm parçaların Rockwell C cinsinden sertlik değerleri.....      | 69              |
| <b>Tablo 6.4.</b> Kum kalıba dökülen numunenin döküm halinden alınan genel EDX analiz sonucu.....                                                                         | 71              |
| <b>Tablo 6.5.</b> Kum kalıba dökülen parçanın Şekil 6.2’de ok ile gösterilen dendrit üzerinden alınan seçilmiş alan EDX analiz sonucu.....                                | 71              |
| <b>Tablo 6.6.</b> Kum kalıba dökülerek elde edilen parçanın Şekil 6.3’de gösterilen mikroyapısının çeşitli bölgelerinden alınan seçilmiş alan EDX analiz sonuçları.....   | 72              |
| <b>Tablo 6.7.</b> Kokil kalıba dökülerek elde edilen parçanın Şekil 6.4’de gösterilen mikroyapısının çeşitli bölgelerinden alınan seçilmiş alan EDX analiz sonuçları..... | 73              |
| <b>Tablo 6.8.</b> Şekil 6.6’daki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....                                                                 | 75              |
| <b>Tablo 6.9.</b> Şekil 6.8’deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....                                                                 | 77              |
| <b>Tablo 6.10.</b> Şekil 6.9 ve 6.10’daki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....                                                        | 78              |
| <b>Tablo 6.11.</b> Şekil 6.12’deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....                                                               | 80              |
| <b>Tablo 6.12.</b> Şekil 6.14’daki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....                                                               | 81              |
| <b>Tablo 6.13.</b> Şekil 6.15 ve 6.16’daki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....                                                       | 83              |
| <b>Tablo 6.14.</b> Şekil 6.18’deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....                                                               | 84              |
| <b>Tablo 6.15.</b> Şekil 6.19’daki mikroyapı fotoğrafına ait EDX analizleri.....                                                                                          | 85              |

|                    |                                                                                                  |     |
|--------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Tablo 6.16.</b> | Şekil 6.21'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....         | 87  |
| <b>Tablo 6.17.</b> | Şekil 6.23'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....         | 88  |
| <b>Tablo 6.18.</b> | Şekil 6.25'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....         | 90  |
| <b>Tablo 6.19.</b> | Şekil 6.26'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....         | 91  |
| <b>Tablo 6.20.</b> | Şekil 6.28'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....         | 92  |
| <b>Tablo 6.21.</b> | Şekil 6.30'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....         | 94  |
| <b>Tablo 6.22.</b> | Şekil 6.31 ve 6.32'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri..... | 95  |
| <b>Tablo 6.23.</b> | Şekil 6.35'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....         | 97  |
| <b>Tablo 6.24.</b> | Şekil 6.37'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.....         | 99  |
| <b>Tablo 6.25.</b> | Şekil 6.39 ve 6.40'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri..... | 101 |

## ŞEKİL LİSTESİ

|            | <b>Sayfa No</b>                                                                                                                                                           |
|------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Şekil 2.1  | Dökme demirler ve temel mikroyapıları..... 5                                                                                                                              |
| Şekil 2.2  | Dökme demir ailesi..... 8                                                                                                                                                 |
| Şekil 2.3  | Yüksek alaşımlı dökme demirler..... 9                                                                                                                                     |
| Şekil 2.4  | Dökme demirlerde katılaşmanın ve grafit oluşumunun sıcaklık aralığını yaklaşık olarak gösteren şematik diyagram..... 10                                                   |
| Şekil 3.1  | C-Cr-Fe sisteminin likidüs projeksiyonu..... 17                                                                                                                           |
| Şekil 3.2  | K <sub>1</sub> alanıyla ilgili diyagramlar ve izotermi..... 18                                                                                                            |
| Şekil 3.3  | Metastabil Fe-Cr-C sıvı yüzeyinin demirce zengin köşesi..... 21                                                                                                           |
| Şekil 3.4  | Molibden miktarının yüksek kromlu beyaz demirlerin sertleşebilirliğine etkisi..... 27                                                                                     |
| Şekil 3.5  | Mo ve Cr/C oranı arasındaki ilişki..... 28                                                                                                                                |
| Şekil 3.6  | %1.2W içeren numunenin mikroyapısı..... 39                                                                                                                                |
| Şekil 3.7  | %20Cr-%2.6C'lu beyaz dökme demirin mikroyapısı..... 39                                                                                                                    |
| Şekil 3.8  | Bor ilavesinin karbür hacmine etkisi..... 40                                                                                                                              |
| Şekil 3.9  | Bor ilave edilmeyen ve %0.6 bor ilave edilen numunelerin mikroyapıları..... 41                                                                                            |
| Şekil 3.10 | Yüksek kromlu beyaz dökme demirin bileşime göre mikroyapıları..... 46                                                                                                     |
| Şekil 3.11 | Yüksek kromu beyaz demirlerdeki karbon ve krom içerikleri ile ötektik kompozisyon arasındaki ilişki..... 47                                                               |
| Şekil 5.1  | X-ışınları analizinde kullanılan cihaz..... 66                                                                                                                            |
| Şekil 6.1  | Kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demir alaşımının taramalı elektron mikroskopunda çekilen döküm hali mikroyapısı..... 70                 |
| Şekil 6.2  | Kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demir alaşımının taramalı elektron mikroskopunda X1000 büyütmede çekilen döküm hali mikroyapısı..... 71 |
| Şekil 6.3  | Kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demir alaşımının taramalı elektron mikroskopunda X2000 büyütmede çekilen döküm hali mikroyapısı..... 72 |
| Şekil 6.4  | Kokil kalıba döküm yöntemiyle elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demir alaşımının taramalı elektron mikroskopunda çekilen döküm hali mikroyapısı..... 73               |
| Şekil 6.5  | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı..... 74                                      |
| Şekil 6.6  | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X1000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı..... 75              |

|                   |                                                                                                                                                            |    |
|-------------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>Şekil 6.7</b>  | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 76 |
| <b>Şekil 6.8</b>  | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X1500 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 76 |
| <b>Şekil 6.9</b>  | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 77 |
| <b>Şekil 6.10</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X2000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 78 |
| <b>Şekil 6.11</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 79 |
| <b>Şekil 6.12</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X500 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....   | 79 |
| <b>Şekil 6.13</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 80 |
| <b>Şekil 6.14</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X1000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 81 |
| <b>Şekil 6.15</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 82 |
| <b>Şekil 6.16</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X1500 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 82 |
| <b>Şekil 6.17</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                         | 83 |
| <b>Şekil 6.18</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 84 |
| <b>Şekil 6.19</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                         | 85 |
| <b>Şekil 6.20</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                         | 86 |
| <b>Şekil 6.21</b> | Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X1000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı..... | 86 |
| <b>Şekil 6.22</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                        | 87 |

|                   |                                                                                                                                                              |    |
|-------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <b>Şekil 6.23</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....   | 88 |
| <b>Şekil 6.24</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 89 |
| <b>Şekil 6.25</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....   | 89 |
| <b>Şekil 6.26</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 90 |
| <b>Şekil 6.27</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 91 |
| <b>Şekil 6.28</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X1000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 92 |
| <b>Şekil 6.29</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 93 |
| <b>Şekil 6.30</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X350 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....   | 93 |
| <b>Şekil 6.31</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                          | 94 |
| <b>Şekil 6.32</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X3500 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 95 |
| <b>Şekil 6.33</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                         | 96 |
| <b>Şekil 6.34</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 96 |
| <b>Şekil 6.35</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X2000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı..... | 97 |
| <b>Şekil 6.36</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                         | 98 |
| <b>Şekil 6.37</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 98 |
| <b>Şekil 6.38</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.....                         | 99 |

|                   |                                                                                                                                                              |     |
|-------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>Şekil 6.39</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.....  | 100 |
| <b>Şekil 6.40</b> | Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X2000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı..... | 100 |

# **KOKİL VE KUM KALIBA DÖKÜM YÖNTEMLERİYLE ÜRETİLEN YÜKSEK KROMLU BEYAZ DÖKME DEMİRLERİN X-IŞINLARI VE TARAMALI ELEKTRON MİKROSKOBU ÇALIŞMALARIYLA KARAKTERİZE EDİLMESİ**

## **ÖZET**

Yüksek kromlu beyaz demirler %12-30 krom ve %1.8-3.6 karbon ile birlikte molibden, mangan, bakır, nikel ve bazen ek alaşım elementleri içeren demir esaslı alaşımlardır. Bu alaşımların mikroyapıları östenit matriksde ya da onun dönüşüm ürünleri içinde sert birincil karbürler ve/veya ötektik karbürlerden ibarettir. Bu sert alaşım karbürlerinin bulunmasının sonucu olarak üstün aşınma direncine sahiptirler. Bu nedenle madencilik ve mineral işlemede yaygın şekilde kullanılırlar.

Alaşım içeriği, katılaşma parametreleri ve ısıt işlemler yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin çalışma yerlerinde göstereceği performansı önemli ölçüde etkilemektedir. Servise döküm halindeki şartlarda konulabilir veya ısıt işlem yapılarak sertleştirilirler.

Döküm halinde bu yüksek kromlu beyaz demirler mikroyapılarında östenit matriks ve süreksiz bir yapısı bulunan  $M_7C_3$  ötektik karbürler içerirler. Östenitleme ısıt işlemi yapıldıktan sonra havada soğutma durumunda bile yüksek alaşım içeriğinden dolayı matriks östenit dönüşüm ürünü olan martenzit olacaktır. Ayrıca ısıt işlem sonucunda yapıda  $M_{23}C_6$  ikincil karbürleri oluşur.

Bu çalışmanın amacı literatürde pek yer bulmayan yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin dökümünde kokil kalıba döküm yönteminin kullanılmasıyla elde edilecek yapıların incelenmesidir. Kum ve kokil kalıp yöntemleriyle üretilmiş yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin yapısal farklılıklarını ortaya koymak çalışmanın temelidir. Bunun için aynı bileşime sahip olmak üzere kokil kalıba ve kum kalıba döküm yapılarak elde edilmiş yüksek kromlu beyaz dökme demirler üzerinde çalışılmıştır.

Bileşiminde %68.1 Fe, %2.67 C, %26.6 Cr, %0.78 Si, %0.178 Mo, %0.645 Ni, %0.619 Mn, %0.023 S, %0.02 P, %0.09 Al, %0.1 Cu, %0.042 V olan alaşım kokil ve kum kalıp olmak üzere iki farklı döküm yöntemiyle dökülmüştür. Isıt işlemin yapıya olan etkisini görebilmek için numunelere destabilizasyon ısıt işlemi uygulanmıştır. Üç farklı ısıt işlem sıcaklığı ve tutma süresi uygulanmıştır.

Döküm halindeki ve ısıt işlem görmüş numuneler metalografik inceleme için hazırlanmışlardır. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin metalografisinde yaygın olarak kullanılan tekniklerden yararlanılmıştır. Hazırlanan numuneler üzerinde optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskopunda yapısal incelemeler yapılmış, çeşitli büyütmelerde mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir. Mikroyapıdaki faz bileşenlerinin kimyasal karakteristikleri taramalı elektron mikroskopuyla birlikte çalışmakta olan EDX cihazında gerçekleştirilmiştir. Döküm hali ve ısıt işlem uygulanmış

numunelerin x-ışınları paternleri elde edilmiştir. Ayrıca her numunenin sertlik değerleri ölçülmüştür.

Metalografik incelemeler sonucunda numunelerin dendritik bir katılaşma yapısının olduğu görülmüştür. Kokil döküm yöntemiyle elde edilmiş numunelerin yapısal olarak kuma döküm numunelere göre çok daha küçük yapılı olduğu görülmüştür. Özellikle kuma kalıba döküm yapılarak elde edilen numunelerin döküm hallerinde östenitik matriks içinde birincil östenit dendritleriyle beraber birincil karbürler ve ötektik karbürlerin olduğu kaydedilmiştir. Isıl işlem sıcaklıkları ve tutma süreleri arttıkça östenit dendritlerinin dönüşüm gösterdikleri görülmüştür. Bu bölgelerde ikincil karbürler oluşmuştur.

Kokil kalıba dökülmüş numunelerde sertlik ortalama 58,5 R<sub>C</sub> olarak bulundu. Kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilmiş numunelerde ise ortalama sertlik değerinin 57,5 R<sub>C</sub> olduğu tespit edildi. Yapılan ısıl işlemle sertlik değerlerinde genel olarak bir artış sözkonusu olsa da 800 °C 'de yapılan ısıl işlemde döküm halindeki sertlikten daha düşük sertliğe ulaşılmıştır. Sıcaklık ve tutma süresi arttıkça sertlik değerleri artış göstermiştir. Hem kum hem de kokil kalıba dökülmüş ve 1100 °C 'de ısıl işlem görmüş numunelerde artan tutma süresiyle sertlikde düşüş olmuştur. En yüksek sertlik değerine 1100 °C 'de 1 saat tutma ile yapılan ısıl işlem ile ulaşılmıştır.

# **CHARACTERIZATION OF HIGH CHROMIUM WHITE CAST IRONS WHICH WERE PRODUCED BY PERMANENT MOLD CASTING AND SAND CASTING METHODS BY X-RAYS AND SCANNING ELECTRON MICROSCOPE**

## **SUMMARY**

High chromium white irons are ferrous-based alloys containing 12-30wt-% chromium and 1.8-3.6 wt-% carbon, with molybdenum, manganese, copper, nickel and sometimes additional alloying elements. The microstructure of these alloys is composed of hard primary and/or eutectic carbides in a matrix of austenite or one of its transformation products. These hard alloy carbides have a superior abrasion resistance and because of this reason they are widely used in mining and mineral processing.

The alloy content, hardening parameters and thermal processes affect the performance of high chromium white cast irons importantly. They can be put in service as in the as-cast or hardened by applying thermal process.

As-cast, these high chromium white cast irons contain microstructurally austenite matrix and  $M_7C_3$  eutectic carbides that has a transient structure. After the application of destabilization thermal process, even in the condition of cooling in air, martensite which is a production of matrix austenite transformation will be available because of high alloy content. Also, as a result of thermal process,  $M_{23}C_6$  secondary carbides will be present in the structure.

The aim of this study is the investigation of the structures that will be obtained by permanent mold casting method which is rarely found in the literature. The basic principle of this study is to obtain the differences in structures of high chromium white cast irons produced either by sand casting or permanent casting. For this reason, high chromium white cast irons were studied which were produced by the same composition of permanent mold and sand casting.

The alloy that has a composition of 68.1% Fe, 2.67% C, 26.6% Cr, 0.78% Si, 0.178% Mo, 0.645% Ni, 0.619% Mn, 0.023% S, 0.02% P, 0.09% Al, 0.1% Cu, 0.042% V. It casted by two different casting method which are permanent mold and sand casting. In order to obtain the effect of thermal process on structure, destabilization thermal process was applied to the samples. Three different thermal process temperatures and soaking time were applied

The samples which are as-cast condition and thermal processed were prepared for the metallographic investigations. For the metallography of the high chromium white cast iron the technique which in used commonly was applied. Structural investigations were done by using optical microscope and scanning electron microscope and microstructural photographs were taken by doing different enlargements on samples. The chemical characteristics of the phase compounds were

measured by EDX device which is run by scanning electron microscope. X-ray patterns of the samples were also handled. Additionally, hardness of each samples were measured.

After the metallography, it was seen that the samples had an dendritic solidification structure. The samples produced by permanent mold casting had smaller structures than the sand casted samples. Especially the sand casted samples had primary ausenite dendirites together with primery carbides and eutectic carbides as-cast. It was obtained that, austenite dendritic transformation occured by increased thermal process temperature and soaking time. Secondary carbides was formed in these regions.

The hardness of samples which were permanent mold casted was obtained as 58.5  $R_C$ , where as this is 57.5  $R_C$  in sand casted samples. Although there is a hardness increase by doing the thermal process, lower hardness value was obtained in 800 °C thermal process than the as-cast samples. Hardness values were increased by increasing temperature and soaking time. For both sand and permanent mold casted, thermal processed samples at 1100 °C , hardnesses decreased by increasing soaking time. The highest hardness value was obtained for thermal processed samples at 1100 °C during 1 hr soaking time.

## 1. GİRİŞ VE AMAÇ

Yüksek kromlu beyaz demirler %12-30 krom ve %1.8-3.6 karbon ile birlikte molibden, mangan, bakır, nikel ve bazen ek alaşım elementleri içeren demir esaslı alaşımlardır. Bu alaşımların mikroyapıları östenit matriksde veya onun dönüşüm ürünleri içinde sert birincil karbürler ya da ötektik karbürlerden ibarettir. Üstün aşınma dirençleri bu sert alaşım karbürlerinin bulunmasının sonucudur. Bu aşınma özellikleri nedeniyle madencilik ve mineral işlemede yaygın şekilde kullanılırlar.

Yüksek kromlu beyaz dökme demirler; kırma, öğütme ve malzeme taşıma işlemlerinde sıkça kullanılan, aşınmaya dirençli malzemelerin önemli bir sınıfını oluştururlar. Tipik servis uygulamaları olarak silindir değirmenlerde öğütme ortamı ve astar plakaları, dikey milli değirmenlerde kırma merdanesi ve çamurlu ortamlarda kullanılan pompalar sayılabilir. Yüksek kromlu dökme demirlerin aşınma direnci ve tokluğu martenzitik Ni-Cr beyaz dökme demirlerle karşılaştırıldığında çok iyi aşınma direnci gösterirken tokluğu aşınmaya dirençli çeliklere göre düşüktür. Alaşımlama ve ısıtıl işlem ile aşınmaya direnç gösterecek ve tekrarlanan darbelere karşı koyacak tokluğa sahip bir kompozisyona ulaşılır.

%20-35 krom içeren dökme demirler ilk olarak 1932’de Electro Metallurgical Company tarafından üretilmeye başlanmıştır. Üretilen dökümler düşük karbonludur (%0.75-2) ve öncelikli kullanım alanı yüksek sıcaklığın olduğu çalışma şartlarıdır. Bu yüksek kromlu dökme demirler indirekt ark tip elektrik fırınlarda ergitilmiştir. Elektrik fırınının kullanılmasındaki amaç rafinasyon için gerekli olan yüksek sıcaklıklara çıkabilmek, karbon içeriğinin kontrol edilmesiyle düşük karbonlu dökümler yapabilmektir. Bu çalışmalar sırasında kupol ocağında da yüksek kromlu demir üretiminin mümkün olduğu görülmüştür. Fakat bu üretim sonucunda yüksek karbon içerikli, büyük karbür taneli ve nisbeten güçsüz ve kırılgan dökümler elde edilmiştir. Bu tip dökümlerin ise belirli tipdeki çalışma şartlarına uygunluğu farkedilmiştir. Döküm halinde işlenebilirliklerinin çok sınırlı olduğu görülmüş ve bu

özelliklerinin yüksek sıcaklık ısıt işlemleriyle geliştirilebileceği görüşü ortaya konmuştur.

Kimyasal bileşim, katılaşma parametreleri ve ısıt işlemler yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde; mikroyapıyı, özellikleri ve malzemenin serviste gösterdiği performansı etkin bir şekilde değiştirir. Bu çalışmada özellikle madencilik ve çimento üretim alanlarında yaygın olarak kullanılan aşınmaya dayanıklı yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin kokil ve kum kalıba dökümleri yapılmıştır. Farklı döküm yöntemlerinden elde edilen parçaların yapısal karakterizasyonu üzerinde çalışılarak; yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin katılaşması ve ısıt işlemler etrafında mikroyapıdaki gelişmelerin ana hatlarının ortaya konulması amaçlanmıştır.

## 2. DÖKME DEMİRLER

Dökme demir terimi tıpkı çelik terimi gibi demirli alaşımların çok geniş bir ailesini nitelemektedir. Dökme demirler ötektik olarak katılaşan çok bileşenli demirli alaşımlardır. Esas olarak demir, karbon, silisyum, grafit morfolojisinin kontrolünde kullanılan Mg, Ce, Ti gibi aşılایıcılar ( $<0.1\%$ ) ve matriks yapısını kontrol etmek için Mo, Cr, Ni, Cu ve Sn gibi alaşım elementleri ( $>0.1\%$ ) içerirler [1, 2].

Yirminci yüzyıla girildiğinde dökme demirin gri, beyaz ve temper dökme demir olarak isimlendirilen temel çeşitleri uzun yıllardır biliniyordu (örneğin beyaz temper dökme demir 1722'den, siyah temper dökme demir ise 1820'den beri bilinmektedir). 1977-1986'de düzenlenen İngiliz Standartları genel kullanım özelliklerine sahip dökme demirleri hala temsil etmektedir. Yirminci yüzyılın ilk yarısında nisbeten küçük değişiklikler olsa da asıl değişim 1950'lerde aşılایıcıların grafit şekline olan etkisi keşfedilince olmuştur. Bu değişim temper dökme demirlerin yerini alacak olan küresel grafitli dökme demirin gelişimi ile sonuçlanmıştır. Alaşımlama, aşılایıcı elementlerin ve katılaştırma şeklinin grafit yapısını nasıl etkilediği bilgisi değişik grafit yapılarının elde edilmesine yol açmıştır. Önemli bir gelişme 1980'lerde mukavemet artışı matriks dönüşümüne dayanan östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde olmuştur. Alaşım beyaz dökme demirler 1950'lere doğru geliştirilmişlerdir. Mo ve Cr'lu demirler aşınmaya ve korozyona direnç özellikleri nedeniyle 1940'dan önce kullanılmaya başlanmıştır. %30 krom ve %2 karbon içeren yüksek kromlu demirler korozyon, ısı ve aşınma dirençlerini birlikte sunmuşlardır. Bu gelişmeler dökme demir ailesinin oldukça karmaşık bir hal almasına yol açmıştır [2].

Dökme demir çelikten daha fazla karbon ve silisyum içerir. Yüksek karbon içeriğinden dolayı dökme demir yapısı çeliğe göre daha zengin bir karbon fazı gösterir. Bileşim, soğutma hızı ve ergitme işlemine bağlı olarak dökme demir termodinamik olarak metastabil Fe-Fe<sub>3</sub>C sistemi veya stabil Fe-grafit sistemine göre katılaşabilir. Metastabil yol izlendiğinde ötektikdeki zengin karbon fazı demir

karbür; stabil yol izlendiğinde ise grafit olacaktır. Fe-Fe<sub>3</sub>C veya Fe-grafit sisteme göre dökme demir %2'den fazla karbonlu bir demir-karbon alaşımı olarak tanımlanabilir.

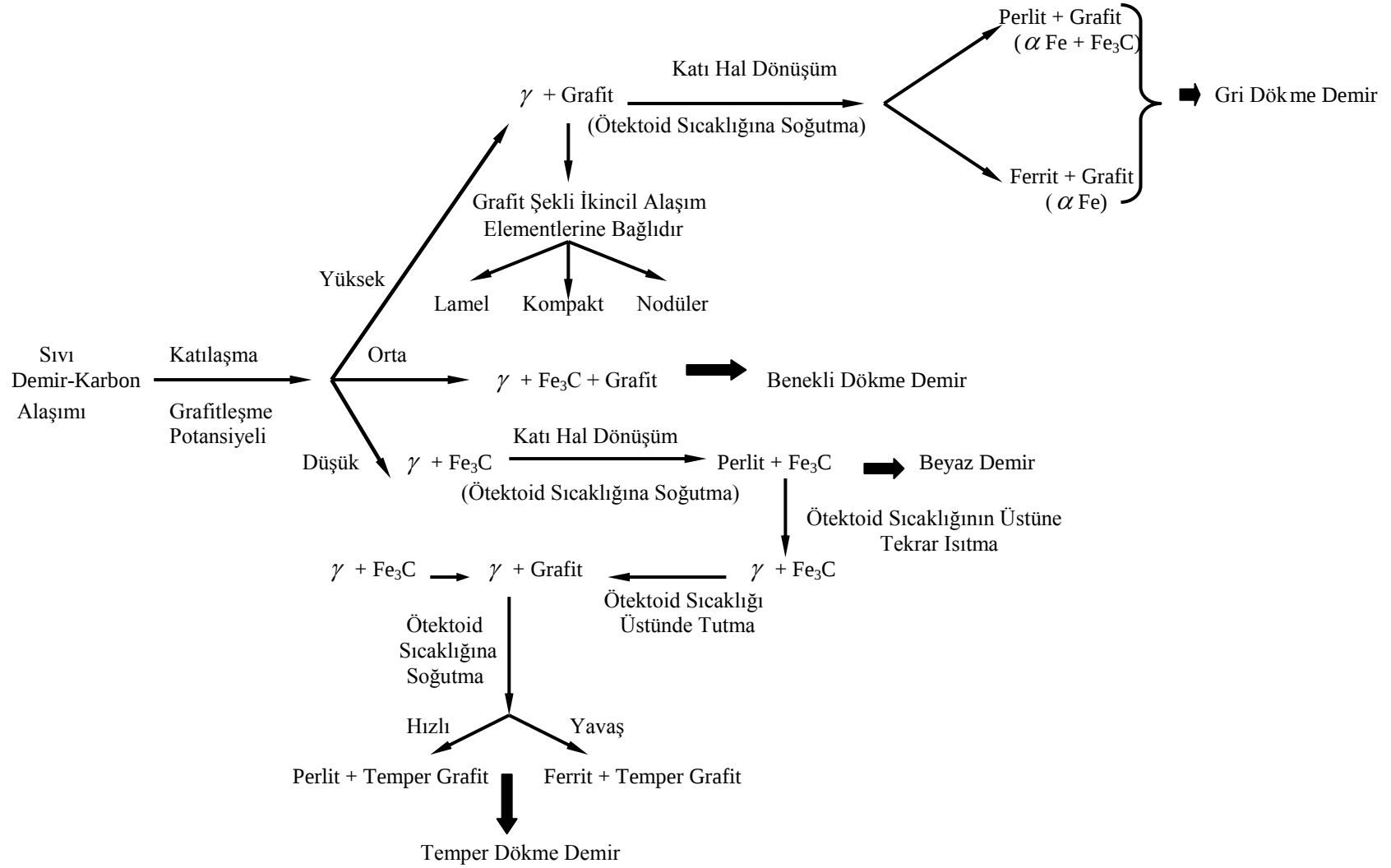
Stabil ya da metastabil ötektik oluşumu; sıvının çekirdeklenme potansiyeli, kimyasal bileşim ve soğutma hızını içeren birçok faktöre bağlıdır. İlk iki faktör demirin grafitleşme potansiyelini belirler. Yüksek grafitleşme potansiyeli demirlerde zengin karbon fazının grafit ile sonuçlanmasına neden olurken düşük grafitleşme potansiyelinde demir karbürler oluşur. Ticari dökme demirlerin çeşitleri ve elde etmek için gereken işlemler şematik olarak Şekil 2.1'de gösterilmiştir [1].

Tarihsel olarak dökme demirlerin ilk sınıflandırması kırık yüzeylerine (Tablo 2.1) bakılarak yapılmıştır. Başlangıçta beyaz ve gri dökme demir olarak iki tip demir tanınmıştır:

Beyaz dökme demirlerde metastabil katılaşmanın sonucu olan demir karbür (Fe<sub>3</sub>C) levhalarında oluşan kırılma beyaz kristalin kırık yüzeyi gösterir. Önemli miktarda sementit (Fe<sub>3</sub>C) içerdiğinden ve sementitin sert ve gevrek bir bileşik olmasından dolayı beyaz dökme demirlerin yapıları sert ve aşınmaya karşı dirençlidir. Gevrek yapılarından dolayı beyaz dökme demirlerin işlenebilmesi zordur. Aşınma direncinin önemli olduğu ve sünekliğin istenmediği yerlerde kullanılır.

Gri demirde stabil katılaşmanın sonucu olan grafit plakalarda (lameller) oluşan kırılmada gri bir kırık yüzeyi görülür. Katılaşmadan sonra içerdiği karbonun büyük kısmı serbest halde veya başka bir deyimle grafit lamelleri halinde bulunur. Genellikle %2.5-4 karbon içerirler. Gri dökme demirin mekanik özellikleri grafit yapısına ve morfolojisine bağlıdır.

Metalografinin gelişimiyle dökme demirin yapısı hakkında bilgiler artmış ve mikroyapısal özelliklere dayanan sınıflandırmalar mümkün hale gelmiştir. Grafit şekline göre; lamelli grafit, küresel (nodüler) grafit, kompakt (vermiküler) grafit ve temper grafit. Temper grafit katı hal reaksiyonu sonucu meydana gelir.



Şekil 2.1. Dökme demirler ve temel mikroyapıları [1].

Tablo 2.1. Dökme demirlerin ticari ismi, mikroyapı ve kırık yüzey renkleri [1].

| Ticari isim            | Karbonca zengin faz              | Matriks (a)      | Kırık yüzeyi | Son işlem                            |
|------------------------|----------------------------------|------------------|--------------|--------------------------------------|
| Gri demir              | Lamelli grafit                   | P                | Gri          | Katılma                              |
| Küresel demir          | Küresel grafit                   | F, P, Ö          | Gümüş-Gri    | Katılma-<br>ısıtım işlemi            |
| Kompakt grafit demir   | Kompakt grafit                   | F, P             | Gri          | Katılma                              |
| Beyaz demir            | Fe <sub>3</sub> C                | P, M             | Beyaz        | Katılma-<br>ısıtım işlemi <b>(b)</b> |
| Mottled demir          | Lamelli grafit+Fe <sub>3</sub> C | P                | Mottled      | Katılma                              |
| Malleable demir        | Temper grafit                    | F, P             | Gümüş-gri    | Isıtım işlemi                        |
| Östemper küresel demir | Küresel grafit                   | Östemper(beynit) | Gümüş-gri    | Isıtım işlemi                        |

**(a)** P: perlit, F: ferrit, Ö: östenit, M: martenzit. **(b)** Beyaz demirlere gerilim giderme ve östenit dönüşümü işlemleri dışında genelde ısıtım işlemi uygulanmaz.

Matriks yapısına göre; ferritik, perlitik, östenitik, martenzitik ve beynitik şeklinde bir sınıflandırma yapmak mümkündür.

Başka bir sınıflandırma dökme demirleri dört temel tipe ayırır: Beyaz demir, gri demir, küresel demir ve temper demir. Yukarıda bahsedildiği üzere beyaz demir ve gri demir kırık yüzeyleri dolayısıyla bu isimleri almıştır.

Küresel demir; döküm halindeki gösterdiği süneklikten dolayı duktıl ismini almıştır. Tersine ne beyaz ne de gri dökme demir çekme testinde önemli bir süneklik göstermezler. Bu tip dökme demirlerde grafit, lamelli formdan küresel şekle dönüştürülür. Bunu sağlamak için sıvı metale aşıl原因ıcı (Mg veya Ce) ilave edilir. Grafit şeklinin lamel yerine küresel oluşu dökme demire süneklik ve mukavemet kazandırır. Küresel grafitli dökme demirler aynı zamanda nodüler, sfero gibi isimlerle de anılırlar.

Temper demir aslında bir beyaz demir dökümdür daha sonra temperlenir. Isıtım işlemi yapılarak süneklik verilir aksi takdirde kırıl原因 malzemedir. Karbon içeriğinin önemli bir kısmı veya tamamı temper karbonu olarak adlandırılan düzensiz rozetler şeklindedir. Beyaz dökme demirin yaklaşık 900 °C civarında temperlenmesiyle elde edilir. Temperlemenin oksidan ya da nötr bir ortamda yapılmasına göre ikiye ayrılır: Beyaz temper dökme demir, siyah temper dökme demir.

Bu dört temel tipin yanı sıra dökme demirin diğer belirli formlarına özel isimler verilmiştir:

Çil demir; katılaşma sıcaklık aralığından çok hızlı soğutularak elde edilen beyaz demirdir.

Benekli demir; normal soğuma şartlarında kısmen gri kısmen de beyaz dökme demir halinde katılaşacak şekilde bir ara bileşime sahiptir. Her iki tipin kırık yüzeyini ve mikroyapısını gösterir.

Kompakt grafit dökme demir aynı zamanda vermiküler demir olarak da bilinir. Ötektik hücreler içindeki birbirine bağlı grafitler ile karakterize edilirler. Gri dökme demirdeki grafit ile kıyaslandığında kompakt demirdeki grafit daha kaba ve yuvarlaktır ve bu yapısıyla gri demir ile duktıl demir yapıları arasında bir yapıya sahiptir.

Yüksek alaşımlı grafitik demirler öncelikle korozyon direnci ya da dayanım ve oksitlenme direncinin kombinasyonunun gerektiği yerlerde uygulanır. Hem lamelli grafit (gri demir) hem de küresel grafit (duktıl demir) olarak üretilir.

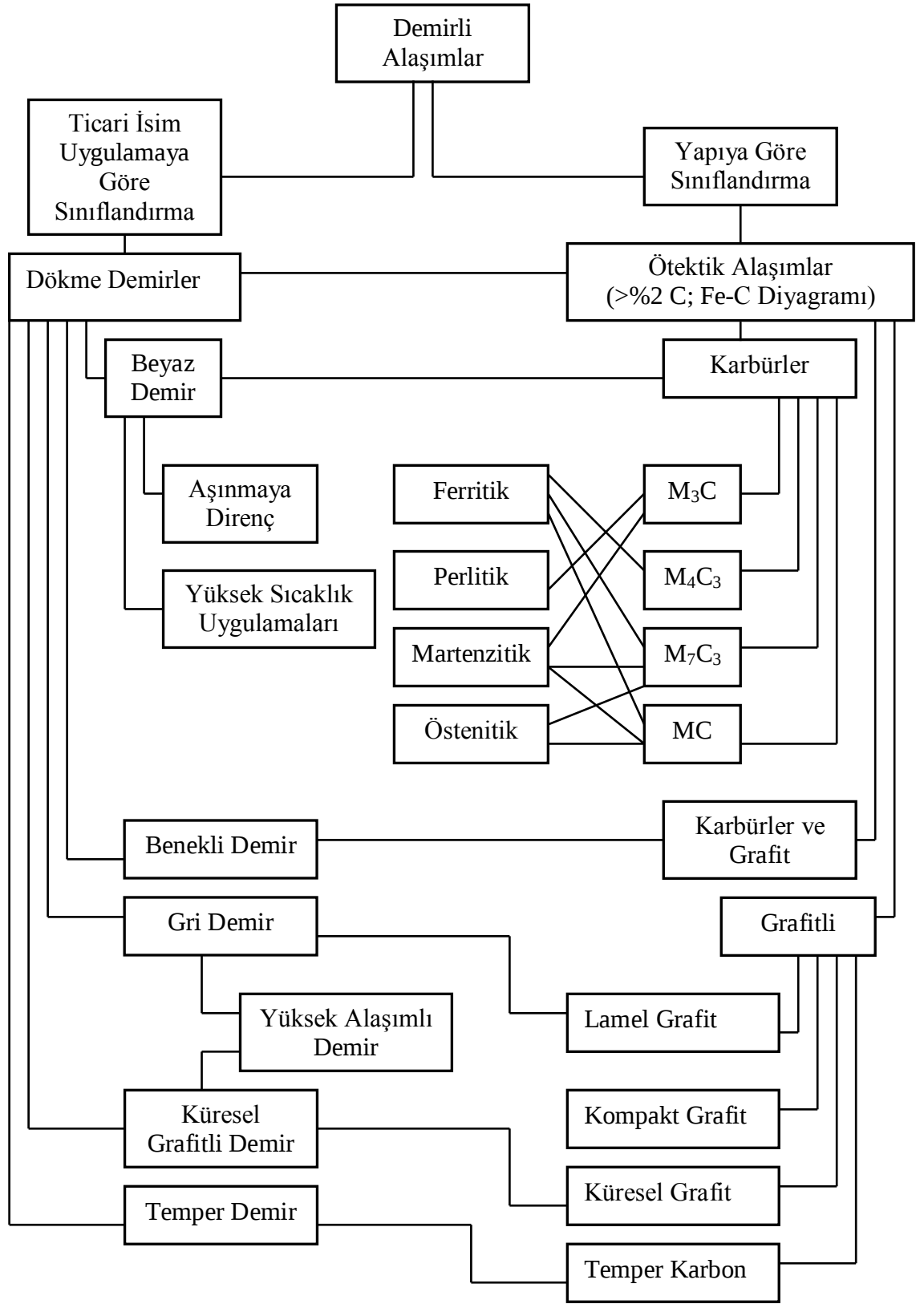
Dökme demirlerin ticari isimleri, uygulamalar ve yapılara göre yapılan sınıflandırması Şekil 2.2’de verilmiştir.

Son olarak dökümhane çalışanlarının kullandıkları bir sınıflandırma dökme demirleri iki kategoriye bölmektedir:

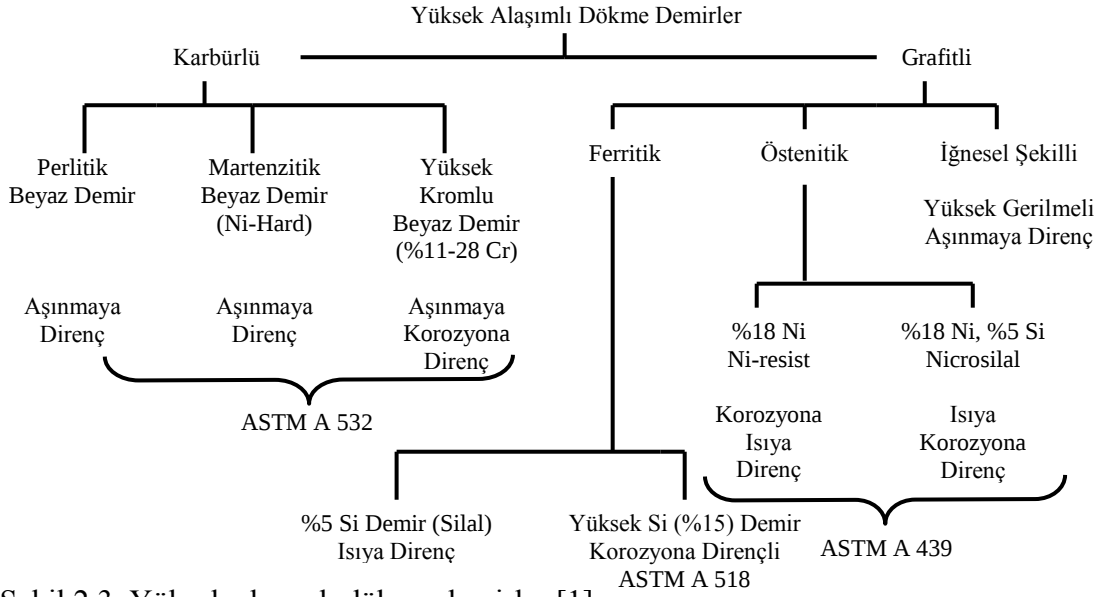
Genel dökme demirler; genel kullanım amaçlı alaşımsız veya düşük alaşımlı dökme demirlerdir.

Özel dökme demirler; özel uygulamalar için kullanılan genellikle yüksek alaşımlı dökme demirlerdir. Özel dökme demirler oldukça fazla alaşım elementleri içerikleriyle genel dökme demirlerden farklılık gösterirler.

Yüksek miktardaki alaşım elementleri yüksek sıcaklık uygulamaları, korozyon direnci, aşınma direnci için özel özelliklere sahip mikroyapılar geliştirir. Yüksek alaşımlı dökme demirlerin temel tiplerinin sınıflandırması Şekil 2.3’de verilmiştir.



Şekil 2.2. Dökme demir ailesi [1].



Şekil 2.3. Yüksek alaşımlı dökme demirler [1].

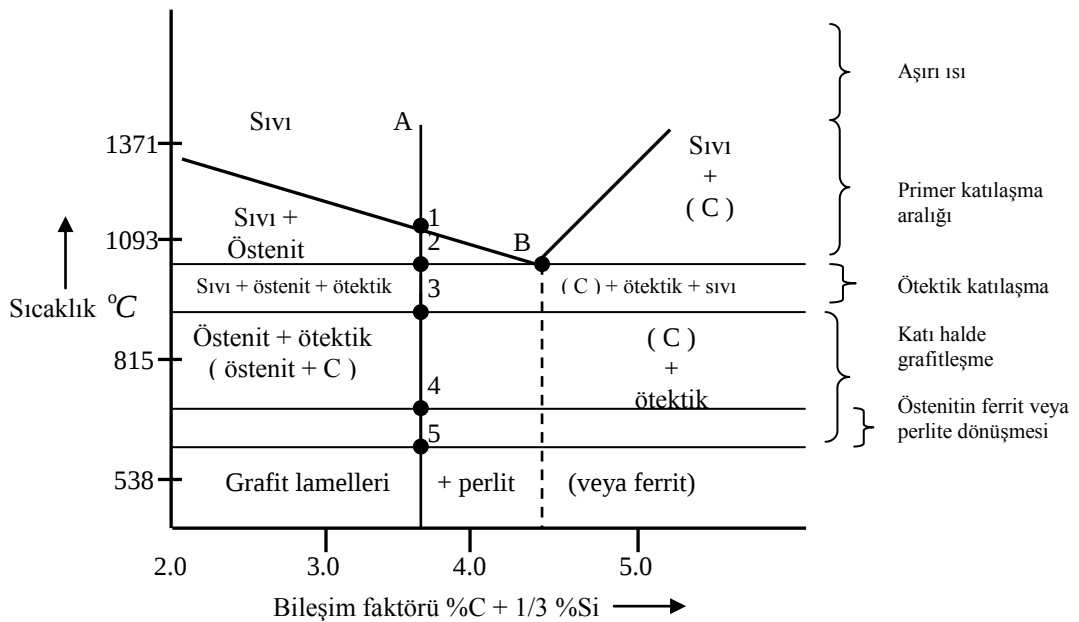
## 2.1. Dökme Demirlerin Katılaşması

Dökme demirlerin katılaşması esas olarak demir-karbon-silisyum denge sistemine bağlıdır (Şekil 2.4). Ana fikirleri gösterilen ve basitleştirilmiş olan bu diyagramda %3.8 C bileşimindeki bir dökme demirin katılaşması ve soğuması aşağıdaki safhalarla tarif edilebilir [3]:

- Sıvı metal (1) noktasında katılaşmaya başlayıncaya kadar soğur. Bu noktada katı östenit dendritleri oluşmaya başlar ve bu olay sıcaklık (2) noktasına düşene kadar devam eder.
- Ötektik katılaşma, sıcaklık azalması ile (2) noktasındaki bölgeye girildiğinde başlar. Oluşan ötektik katısı (östenit + karbür) veya (östenit + grafit) karışımı şeklindedir. Östenit + karbür durumunda beyaz dökme demir, östenit + grafit durumunda ise gri dökme demir olarak katılaşacaktır. Grafitlerin oluşabilmesi için yavaş soğuma ve silisyum gibi grafitleştirici elementlerin mevcut ve etkin olması gerekir. Sıcaklık (3) noktasına gelince katılaşma tamamlanır.
- Katılaşmanın sonunda yapı a ve b safhalarında meydana gelen katılardan oluşmuştur. Gri dökme demirde bunlar östenit ve grafit beyaz dökme demirde ise östenit ve karbürdür.

- d) (3) ve (4) noktaları arasındaki soğumada mevcut östenitten karbon çökmesi olur çünkü katılaşma sonunda %2 karbon içerebilen östenit (4) noktasındaki sıcaklıkta yalnız %0.6-0.8 karbon eritebilmektedir. Östenittteki bu fazla karbon beyaz dökme demirde karbür, gri dökme demirde ise grafit halinde çökler.
- e) (4) ve (5) noktaları arasındaki soğumada son katı hal değişimi meydana gelir. Östenit bu sıcaklık aralığında oldukça kompleks bir dönüşüme uğrar. En uygun grafitleşme şartlarında yalnız ferrit oluşur. Nispeten zayıf grafitleştirici şartlarda ise ferrit ve perlit veya yalnızca perlit oluşur.
- f) (5) noktasından oda sıcaklığına kadar olan soğuma dökme demirin yapısında çok az bir değişim meydana getirir.

Bu açıklamalardan da anlaşıldığı gibi bir dökme demirin yapısı esas olarak katılaşma esnasında belirlenmektedir. Oda sıcaklığındaki yapı dökme demirin geçirdiği bütün katılaşma ve soğuma safhalarını yansıtır.



Şekil 2.4. Dökme demirlerde katılaşmanın ve grafit oluşumunun sıcaklık aralığını yaklaşık olarak gösteren şematik diyagram [3].

## **2.2. Dökme Demirlerde Fazlar**

Dökme demirler mikroyapıya duyarlı alaşımlara örnek teşkil etmektedirler. Dökme demirin yapısal bileşikleri ayrı tipte dökme demirlerin ve değişik şekilli grafitlerin oluşumuna neden olurlar. En önemli yapı bileşen ve türleri aşağıda verilmiştir [3]:

### **2.2.1. Grafit**

Dökme demirlerde karbon, bileşik veya serbest halde bulunabilir. Gri dökme demirde katılaşmayla beraber grafit lamelleri oluşur ve düşük yoğunlukları nedeniyle toplam döküm hacminin %6-17'sine erişebilirler. Dökme demirde lamelden farklı şekillerde grafitler oluşabilir. Örneğin beyaz dökme demirin ısıtılması ile temper karbonu veya başka bir deyimle rozet şekilli grafitler oluşur. Dökme demire çok az miktarda magnezyum ve seryum ilavesiyle küre şekilli grafitler elde edilebilir. Gri dökme demirde süneklik özelliğinin olmayışı lamel grafitler nedeniyledir. Temper dökme demir yapısındaki rozet şekilli grafitler veya küresel grafitli dökme demirdeki küre şekilli grafitler süneklığe lameller kadar etki etmez.

### **2.2.2. Sementit**

Dökme demirlerde karbon tamamen veya kısmen  $Fe_3C$  (sementit) halinde bulunabilir. Serbest veya kitle halindeki sementit beyaz ve çil uygulanmış dökme demirlerin katılaşması sırasında oluşur. Sementit çok sert ve kırılgandır ve ana bileşenini teşkil ettiği dökme demir tiplerine de bu özelliğini yansıtır. Serbest halden başka perlit ve ledeburit içinde de bulunur. Karbon dökme demir bileşimindeki yüzdesinin yaklaşık 15 katı kadar  $Fe_3C$  meydana getirebilir. Buna göre %2.5 C içeren bir beyaz dökme demirde yaklaşık %37.5  $Fe_3C$  bulunacak ve dolayısıyla çok sert ve kırılgan olacaktır.

### **2.2.3. Ferrit**

Oda sıcaklığında hacim merkezli kübik yapıdaki demir ile az miktarda karbonun oluşturduğu nispeten sünek ve orta derecede mukavemetli bir katı eriyik olarak tarif edilebilir. Dökme demirlerde ferrit bileşimdeki silisyumu içeren fazdır. Silisyum ferriti sertleştirir ve mukavemetini artırır. Yapısal açıdan dökme demirlerde ferrit ya

serbest halde veya perlit içinde oluşur. Dökme demirin karbonu serbest olarak oluşabiliyorsa bileşimde grafitleştiriciler varsa ve soğuma yavaş ise serbest ferritin oluşma şansı yüksektir.

#### **2.2.4. Perlit**

Yan yana sıralanmış ferrit ve sementit tabakalarından oluşmuş iki faz karışımıdır. Oluşan perlit miktarı grafitleşme mertebesine bağlıdır. Perlitik gri dökme demir yaklaşık olarak %0.5-0.9 birleşik karbon içerir. Birleşik karbonun daha düşük yüzdede oluşu ise genellikle serbest ferritin bulunduğu işaret eder.

#### **2.2.5. Steadit**

Dökme demirlerde; özellikle gri dökme demirde bulunan fosfor düşük ergime dereceli (954-982 °C) bir demir-demir fosfür ötektiği olan “Steadit” şeklinde bulunur. Steadit %10.2 fosfor içerir. Demir karbür gibi çok sert ve kırılgandır.

#### **2.2.6. Östenit**

Demirin yüksek sıcaklıktaki allotropik şekli olan kübik yüzey merkezli demir ile karbonun meydana getirdiği katılaşma esnasında oluşan ve yavaş soğuma ile perlit, ferrit veya ikisinin karışımına dönüşen bir katı eriyik olarak tanımlanabilir. Oda sıcaklığındaki mikroyapıda östenitin bulunuşu ancak dökme demirin bu sıcaklıkta östeniti stabil hale getiren nikel ile alaşımlandırılması ile mümkündür.

Dökme demirlerde metalik olmayan inklüzyonlar da bulunabilir. Bunların başlıcaları kükürten dolayı mangan ve demir sülfürler, silikatlardır. Düşük ergime dereceli ve faz sınırlarına toplanan demir sülfür gevreklik veren zararlı bir empüritedir. Mangan sülfür ise daha çok matriks içinde çok kenarlı geometrik şekiller halinde bulunur, plastiktir ve gevreklik vermez.

Özet olarak dökme demirlerde çok değişik özelliklere sahip yapısal bileşenler oluşabilmektedir. Ancak göz önünde tutulması gereken husus kimyasal bileşimin tek başına mikroyapıyı tayin edici bir faktör olmadığıdır. Soğuma hızları, katılaşma mekanizması, dökümhane uygulamasındaki değişkenler mikroyapıyı ve dolayısıyla özellikleri önemli ölçüde değiştirebilir.

### 3. YÜKSEK ALAŞIMLI BEYAZ DEMİRLER

Beyaz dökme demir sert, kırılğan ve işlenmesi çok zor olduğundan kullanım alanı gri dökme demir kadar geniş değildir. Ancak; beyaz dökme demirin aşırı sertliği bazı uygulamalar için çok önemli bir malzeme olmasını sağlamıştır. Örneğin taş ve benzeri malzemelerin kırılması için gerekli olan yüksek sertlik beyaz dökme demirlerin öğütme değirmenlerinde kullanımına yol açmıştır [4].

Alaşım-sız beyaz dökme demirler quasi düzenli ötektik grup alaşımlardır ve düzenli  $M_3C$  karbürler ve perlitten oluşan bir yapı gösterirler. Bu alaşımlar uzun yıllardan beri aşınmaya dirençli özelliklerinden dolayı kullanılmaktadırlar. 1917’de %27 krom ve %2.75 karbonlu alaşımın üretilmesiyle bir gelişme sağlanmıştır. Bu alaşım martenzitik matriks içinde düzensiz  $M_7C_3$  ötektik karbürü içermektedir ve böylece daha sert ve daha aşınmaya dirençli bir özellik kazandırılmıştır. Bu alaşım üzerindeki daha sonraki muhtemel gelişmeler kesintiye uğramıştır çünkü 1930’larda martenzitik beyaz dökme demirlerin Ni-hard çeşidi üretilmiştir [5].

Beyaz dökme demirler genellikle perlitik matrikslidirler. Nikel, krom ve molibden gibi alaşım elementlerinin eklenmesiyle matriks martenzitik (veya beynitik) ya da östenitik olabilir. Krom; beyaz dökme demirlere sertliği arttırmak ve aşınma direncini iyileştirmek amacıyla katılır. Krom etkin bir karbür yapıcı elementtir, beyaz dökme demir oluşum eğilimini arttırır ve özellikle kalın kesitlerin yavaş soğumasından dolayı oluşabilecek olan grafitleşmeyi önler. Krom %12-35 miktarlarında katılarak beyaz dökme demirin aşınmaya direncini arttırdığı gibi oksidasyon ve korozyon direncini de iyileştirir. %28 krom içeren beyaz dökme demirin mikroyapısında demir-krom karbür interdendritik ağ ve martenzit dendritleri görülmüştür [6].

Aşınmaya dirençli uygulamalar için kullanılan beyaz demir çeşitlerinin kompozisyonlarını kapsayan ASTM A 532 – 93a (eşdeğeri BS 4844, BS EN 12513, TS EN 12513) sınıflandırması Tablo 3.1’de verilmiştir [7, 8]. Tek değerler maksimum alaşım içeriğini temsil eder. Sınıf I; Ni-Cr beyaz demirler, sınıf II ve III yüksek kromlu beyaz demirlerdir.

Birçok döküm bu sınıflandırmaya göre yapılmıştır fakat özel uygulamalar için kompozisyonda yapılan değişikliklerle çok sayıda döküm gerçekleştirilmiştir. Özel uygulamalar için en uygun alaşım ve döküm dizaynını geliştirmek için bileşim, ısıtma işlemi, dökümhane pratiği üzerinde tasarımcı, metalurjist ve dökümhane çalışanları işbirliği yaparlar. Günümüzde kullanılan beyaz demir alaşımlar üretiminde ve oluşumlarında bir çok metalurjik işlemlerin bütünüyle anlaşılması gereken yüksek alaşımlanmış malzemelerdir.

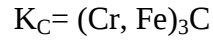
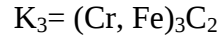
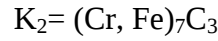
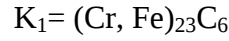
Tablo 3.1 Aşınmaya Dirençli Beyaz Demirlerin Bileşimi [7].

| Sınıf | Tip | Sembol   | % Element |     |         |         |           |     |     |     |      |
|-------|-----|----------|-----------|-----|---------|---------|-----------|-----|-----|-----|------|
|       |     |          | C         | Mn  | Si      | Ni      | Cr        | Mo  | Cu  | P   | S    |
| I     | A   | Ni-Cr-HC | 2.8-3.6   | 2.0 | 0.8     | 3.3-5.0 | 1.4-4.0   | 1.0 | ... | 0.3 | 0.15 |
| I     | B   | Ni-Cr-LC | 2.4-3.0   | 2.0 | 0.8     | 3.3-5.0 | 1.4-4.0   | 1.0 | ... | 0.3 | 0.15 |
| I     | C   | Ni-Cr-GB | 2.5-3.7   | 2.0 | 0.8     | 4.0     | 1.0-2.5   | 1.0 | ... | 0.3 | 0.15 |
| I     | D   | Ni-HiCr  | 2.5-3.6   | 2.0 | 2.0     | 4.5-7.0 | 7.0-11.0  | 1.5 | ... | 0.1 | 0.15 |
| II    | A   | %12 Cr   | 2.0-3.3   | 2.0 | 1.5     | 2.5     | 11.0-14.0 | 3.0 | 1.2 | 0.1 | 0.06 |
| II    | B   | 15Cr-Mo  | 2.0-3.3   | 2.0 | 1.5     | 2.5     | 14.0-18.0 | 3.0 | 1.2 | 0.1 | 0.06 |
| II    | D   | 20Cr-Mo  | 2.0-3.3   | 2.0 | 1.0-2.2 | 2.5     | 18.0-23.0 | 3.0 | 1.2 | 0.1 | 0.06 |
| III   | A   | %25 Cr   | 2.0-3.3   | 2.0 | 1.5     | 2.5     | 23.0-30.0 | 3.0 | 1.2 | 0.1 | 0.06 |

GB=grafit bağlı, HC= yüksek karbon, LC= düşük karbon.

Yüksek kromlu demir alaşımlarının üretimi ve kullanımı sırasında çok çeşitli katı hal dönüşümleri meydana gelir ve bu alaşımlar çeşitli ısıtma işlemlere maruz kalırlar. Çoğu ısıtma işlemin ilk amacı yüksek alaşım içerikli östeniti stabilize etmektir böylece soğutma sırasında matriks martenzite dönüşür. Kritik sıcaklık altı ve oldukça düşük sıcaklık işlemleri (cryogenic) gibi diğer ısıtma işlemler matriksdeki östenit miktarını azaltma amacı taşırlar. Ötektik karbürleri küreselleştirmek için bazı çok yüksek sıcaklık işlemleri de kullanılır.

Alaşım beyaz dökme demirlerin aşınmaya direnç göstermesi mikroyapılarında sert ötektik karbürler içermesine dayanır. Bu ötektik karbürlerin tipi, oranı ve morfolojisi aşınma direncini ve tokluğu kontrol eder. Fe-Cr-C sisteminde (Şekil 3.1) bulunan karbürler  $M_3C$ ,  $M_7C_3$  ve  $M_{23}C_6$ 'dır. C-Cr ve Cr-Fe sistemlerindeki ikili katı fazlar Tablo 3.2'de verilmiştir. C-Cr-Fe sistemindeki likidüs reaksiyonları ise Tablo 3.3'de gösterilmiştir [9]. Mo, V ve Mn gibi diğer karbür yapıcı elementler hem  $M_3C$  de hem de  $M_7C_3$  de çözünürler ve ayrıca  $M_2C$  ve  $M_6C$  gibi diğer sert karbürleri arttırabilirler. Cu ve Ni gibi elementlerin çok az çözünürlükleri vardır ve matriks içinde kalırlar. Mo, Cu ve Ni ısıtıl işlem sırasında sertleşmeyi arttırmak veya döküm halindeki östenitik matriks yapıların oluşumundaki yardımlarından dolayı kullanılırlar [10].



C= Karbon (grafit)

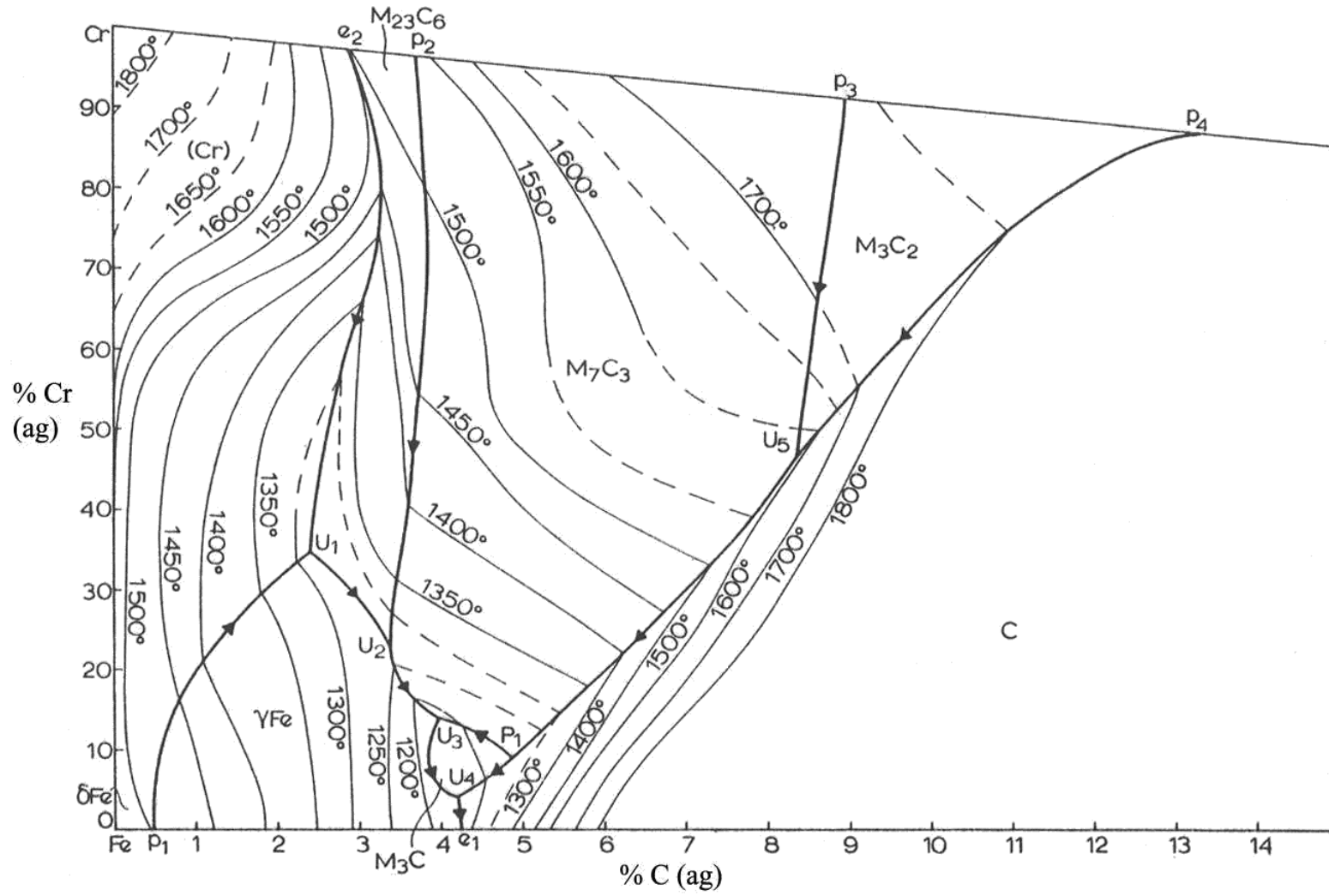
Tablo 3.2. C-Cr ve Cr-Fe sistemlerindeki ikili katı fazlar [9, 11].

| Sistem | Formül              | Kristal Yapısı                       |
|--------|---------------------|--------------------------------------|
| C-Cr   | Cr                  | HMK                                  |
|        | $Cr_{23}C_6$        | Kompleks YMK, birim hücrede 116 atom |
|        | $Cr_7C_3$           | Hegzagonal, birim hücrede 80 atom    |
|        | $Cr_3C_2$           | Ortorombik, birim hücrede 20 atom    |
|        | C                   | Hegzagonal (grafitik)                |
| Cr-Fe  | (Cr)                | HMK                                  |
|        | $\sigma$ ya da FeCr | Tetragonal, birim hücrede 30 atom    |

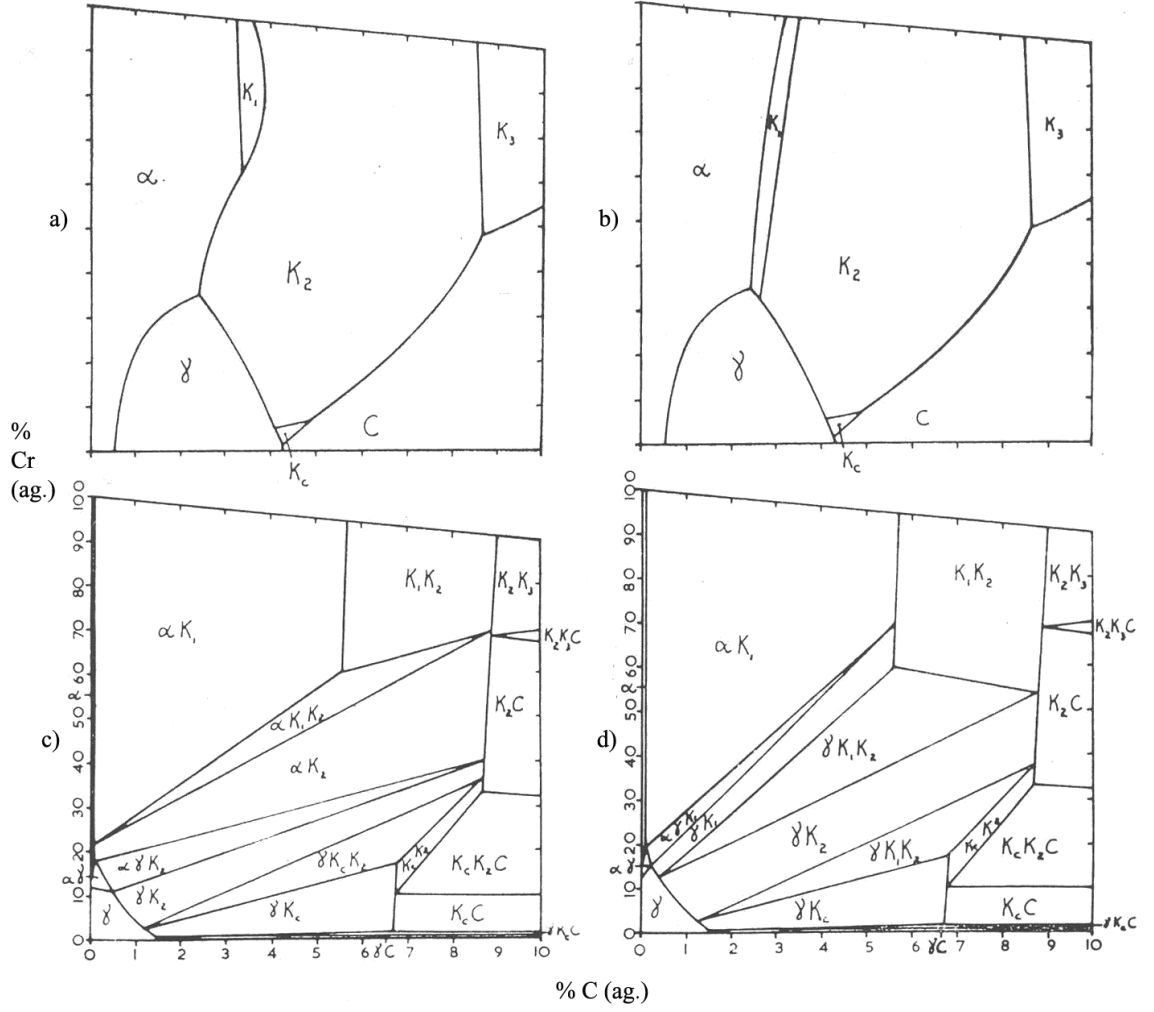
Tablo 3.3. C-Cr-Fe sistemindeki likidüs reaksiyonları [9].

| Sistem  | Sembol | Sıcaklık, °C | Reaksiyon                                                |
|---------|--------|--------------|----------------------------------------------------------|
| C-Fe    | $p_1$  | 1493         | $L + \delta Fe \rightleftharpoons \gamma Fe$             |
|         | $e_1$  | 1153         | $L \rightleftharpoons \gamma Fe + C$                     |
| C-Cr    | $e_2$  | 1490         | $L \rightleftharpoons (Cr) + Cr_{23}C_6$                 |
|         | $p_2$  | 1520         | $L + Cr_7C_3 \rightleftharpoons Cr_{23}C_6$              |
|         | $p_3$  | 1780         | $L + Cr_3C_2 \rightleftharpoons Cr_7C_3$                 |
|         | $p_4$  | 1895         | $L + C \rightleftharpoons Cr_3C_2$                       |
| Cr-Fe   | -      | -            | -                                                        |
| C-Cr-Fe | $U_1$  | 1275         | $L + \delta Fe \rightleftharpoons M_{23}C_6 + \gamma Fe$ |
|         | $U_2$  | 1255         | $L + M_{23}C_6 \rightleftharpoons M_7C_3 + \gamma Fe$    |
|         | $U_3$  | 1160         | $L + M_7C_3 \rightleftharpoons M_3C + \gamma Fe$         |
|         | $U_4$  | 1156         | $L + M_3C \rightleftharpoons \gamma Fe + C$              |
|         | $P_1$  | 1230         | $L + M_7C_3 + C \rightleftharpoons M_3C$                 |
|         | $U_5$  | 1585         | $L + M_3C_2 \rightleftharpoons M_7C_3 + C$               |

$K_1$  (Cr, Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> alanını tanımlamada likidüs yüzeylerinin farklılığıyla ilgili iki diyagram öne sürülmektedir. Bazı araştırmacılar bu alanı  $\alpha$  likidüs üzerinde tanımlarken diğerleri  $\gamma$  likidüs üstünde tanımlamışlardır (Şekil 3.2 a ve b). Jackson bu farklı diyagramlara uygun olan iki izotermal kesit (Şekil 3.2 c ve d) çizmiştir. Lundberg, Waldenström ve Uhrenius 873-1373 K sıcaklık aralığında Fe-Cr-C sisteminin izotermal kesitlerini bilgisayarda hesaplatmışlardır. Buradan elde edilen diyagramdan uygun olan diyagramların Jackson'un verdiği Şekil 3.2 b ve buna ait olan Şekil 3.2 d olduğu görülmüştür [12].



Şekil 3.1. C-Cr-Fe sisteminin liküdüs projeksiyonu [9].



Şekil 3.2. a) ve b)  $K_1$  alanıyla ilgili iki farklı diyagram ve c), d) bu diyagramlara ait olan 1000 °C 'deki izotermeler [13].

Yüksek alaşımlı beyaz dökme demirler Tablo 3.1'de gösterildiği üzere üç ana gruba bölünür [14]:

Ni-Cr beyaz demirler; %3-5 Ni ve %1-4 Cr içeren düşük kromlu alaşımlardır. %7-11 Cr içeren modifikasyonlu bir alaşım vardır. Ticari isimleri Ni-Hard I-IV'dır.

Cr-Mo demirler; %11-23 Cr, maksimum %3 Mo ve çoğunlukla Ni ya da Cu ile alaşımlandırılırlar.

Yüksek kromlu beyaz demirler; %25 ya da %28 Cr'lu %1.5 kadar Mo veya Ni gibi diğer alaşım katkılarını içeren beyaz demirlerdir.

Aşınmaya direnç için kullanılan demirler ötektik altıdır ve birincil östenit faz alanında yer alırlar. Birincil östenit dendritleri ve bunu takip eden östenit +  $M_7C_3$  ötektik olarak katılışırlar. Birincil karbür kaba ve kırılma tokluğunu düşürdüğünden yüzey temizleme uygulamaları dışında birincil karbür oluşturan kompozisyonlar istenmez [10].

%12 den daha az Cr içeren demirde sertliği 1000 HV olan  $M_3C$  karbürü bulunur, %6 Cr'un altında bu karbür Ni-Hard II'de olduğu gibi sürekli bir hal alır ve limitli bir tokluk verir. %8-10 Cr'da ötektik karbür daha az sürekli halde oluşur ve çalışma şartlarındaki kırılma dayanımı artmış olur. Bu sonuç; Ni-Hard IV'ün gelişiminin temelini oluşturmuştur. %12 Cr'un üstünde ötektik karbür  $M_7C_3$  dür. Sürekliliği düşüren fiber yapıdadır ve yüksek sertliğe sahiptir (1600 HV) [10].

Özellikleri etkileyen yapısal faktörler genellikle ötektik karbürler ve matriks ilişkisiyle tanımlanır. Matriks teriminden hem orjinal birincil hem de ötektik östeniti ve onun dönüşüm ürünlerini örten yapıyı anlıyoruz. Genelde uygun bir ısıtma işlemi oluşturulan martenzitik matriks aşınmaya karşı en büyük direnci sağlamaktadır [15].

Bazı uygulamalarda östenit çalışma şartlarında kendi kendine aşınmaya dirençli yüzey verdiğinden döküm halinde östenitik matriksli dökme demirler kullanılabilir. Perlit ve beynit, aşınma ve kırılma dayanımını düşürdüğünden hem östenitik hem de martenzitik demirlerde bulunması önlenmelidir. Isıl işlemle sertleştirilmiş demirler %15-20 krom seviyelerinde toplanmışlardır ayrıca korozyona direncin istendiği durumlarda %28-30 yüksek krom içerikleri düşünülmelidir.

### 3.1. Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerin Katılma Davranışı

Yüksek kromlu beyaz demirler Fe-Cr-C sistemi üzerine kurulmuştur. Molibden, nikel, bakır gibi alaşım elementlerinin ilaveleri sık yapılır. Şekil 3.3'de verilen dikdörtgen alan; sıvı yüzeyi birincil östenit ( $\gamma$ ) alanı içinde katılma %11-30 krom ve %2-3.3 karbon bileşimli ticari yüksek kromlu beyaz demir alaşımların çoğunluğunu gösterir [16].  $U_1$ - $U_2$  çizgisiyle verilen ötektik reaksiyona kadar sıcaklık azalırken östenit dendritleri oluşur. Bu reaksiyon aşağıdaki denklem ile tanımlanmıştır:



$M_7C_3$  karbürü bir ötektik karbürdür (M harfi metalik kısmı temsil eder, genellikle demir ve kromdur). Yüksek kromlu beyaz demirlerin çoğunluğu tamamen ötektik bölge içinde katılaşmasına rağmen sıcaklık  $U_2$ 'ye ulaştığında sıvı metal kalmış ise bir peritektik reaksiyon oluşabilir. Bu peritektik reaksiyon aşağıdaki denklem ile tanımlanır:

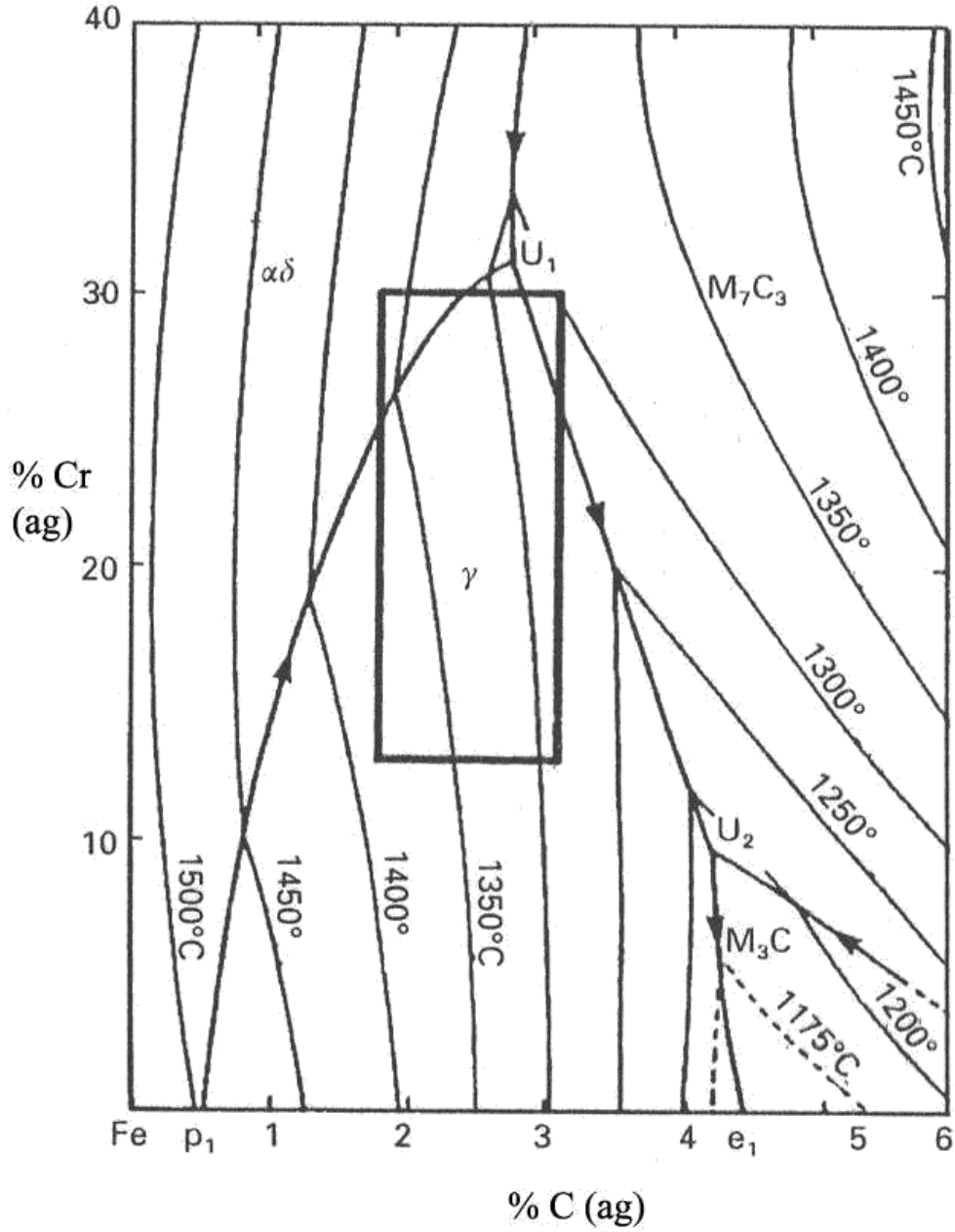


Böylece  $M_7C_3$  karbürleri üzerinde  $M_3C$  tabakası oluşur.  $M_7C_3$  karbürleri ve sıvı arasındaki teması engeller. Genellikle sert dış yüzey için kullanılan ötektik üstü alaşımlar başta birincil  $M_7C_3$  bölgesinde katılaşır,  $\gamma + M_7C_3$  ötektiğini takiben büyük birincil karbürler oluşur.

Krom içeriği artarken ötektik kompozisyonun karbon içeriğinin düştüğü Şekil 3.3'den görülebilir. Bu eğilim krom kadar diğer alaşım elementlerinin artan konsantrasyonları için de bulunmuştur. Bu nedenle %12 kromlu alaşım % 3.5-3.7 arasında bir ötektik karbon kompozisyonuna sahipken %30 kromlu alaşım için %2.4-2.8 karbona düşer. Şekil 3.3'den görülecek başka bir şey ise şudur: Krom içeriği %10'un altına düşerken denklem (3.1) ile tanımlanan ötektik reaksiyon uzun bir süre oluşmaz ve  $M_3C$  ötektik karbür oluşur. Bu reaksiyon yüksek krom alaşımlarından daha çok düşük krom içerikli Ni-Cr beyaz demir alaşımlarında yer alır [17].

Katılaşmada oluşan östenit oda sıcaklığında stabil olmamasına rağmen metastabil östenitik matriks genelde çevredeki sıcaklık yapısında kalır. Oda sıcaklığında tamamen östenitik matriksin kalma şartları şunlardır [18]:

- a) Martenzit başlama sıcaklığı  $M_s$  oda sıcaklığının altında olmalı,
- b) Soğutma sırasında perlit oluşumunu önleyecek yeterli alaşım elementleri eklenmeli,
- c) Soğutma; matriksde ikincil karbürlerin çökmesini önleyecek kadar yeterli hızda olmalı. Bu çökme matriksdeki alaşım içeriğini azaltacak ve takiben  $M_s$  sıcaklığını yükseltecektir.



Şekil 3.3. Metastabil Fe-Cr-C sıvı yüzeyinin demirce zengin köşesi. Dikdörtgen çerçeve içinde kalan alan çoğunlukla kullanılmakta olan beyaz demir alaşımlarının bileşim aralığını gösterir [16].

Genelde martenzit tamamlanma sıcaklığı  $M_f$  aşağıda iken martenzit başlama sıcaklığı  $M_s$  ortam sıcaklığının biraz üzerindedir. Bu durum soğutma sırasında bazı dönüşümler ortaya çıkarır. Östenitik baskın döküm yapıda martenzit olabilir.

Krom içeriği artarken oda sıcaklığında östenitik matriks üretecek olan karbon içeriğinin oranı artar. İnce döküm kesitlerinde elde edilebilecek olan daha hızlı soğutma aynı zamanda oda sıcaklığında östenitin daha büyük kompozisyon sahasına da izin verir.

Ötektik altı yüksek kromlu beyaz demirlerin döküm halindeki mikroyapısı tipik olarak östenit dendritleri (kısmen martenzit, perlit veya beynite dönüşmüş olabilir) ve karbürlerin dendritlerarası ötektiği ve kısmen dönüşmüş östenitten ibarettir. Ötektik kompozisyona yakın alaşımlarda çok az dendritik bölge vardır veya hiç yoktur.

Yüksek kromlu dökme demirlerde ötektik katılaşma, yapılar ve bunların analizleri üzerine çalışan Matsubara, Ogi ve arkadaşları; ötektik katılaşma hızı arttıkça karbür kolonilerinin küçüldüğünü ve karbürler arası uzaklığın azaldığını görmüşlerdir. Katılaşma hızı kalıp duvarından uzaklaştıkça azalmakta fakat krom miktarıyla artmaktadır. Ötektik hücrenin merkezindeki ince yuvarlak veya altıgen karbürler dışa doğru ise çubuksu karbürlere dönüşmektedir. Karbürler üç boyutta incelendiğinde yuvarlak ve altıgen karbürlerin yine aynı şekilde çubuklar, çubuksu karbürlerin ise eğik plakalardan oluştuğunu görmüşlerdir [19, 20].

%26 krom içeren beyaz dökme demirlerin katılaşma yapısını inceleyen Doğan, yapının döküm halinde; yumuşak östenitik matriksde sert ötektik öncesi ve/veya ötektik  $M_7C_3$  karbürlerinden meydana geldiğini görmüştür. Östenitik matriksin benzer alaşımlarda elde edilen perlitik/beynitik matrikse göre aşınma direncinin daha iyi olduğu anlaşılmıştır. Bu özelliğin aşınma sırasında aşınma yüzeyindeki östenitin kısmen martenzite dönüşmesiyle kazanıldığını belirtmişlerdir. Matriks ayrıca basit bir ısıtıl işlem ile martenzite kısmen veya tamamen dönüştürülebilir.  $M_7C_3$  karbürleri çubuklar ve bıçaklar şeklinde büyürler ve uzun eksenleri kalıptaki ısı akışına paraleldir [21, 22].

Ötektik karbürlerin yönlenmesinin de aşınma deformasyonunu etkilediği gösterilmiştir. Bazı araştırmacıların büyük aşınma direnci bildirdikleri yapılarda karbürler aşınma yüzeyine dik olarak dizilmişlerdir. Bu karbür yönlenmesinin aşınma yüzeyine nisbi olarak karbürlerin paralel ya da geliş güzel dağılımı durumuna göre daha iyi olacağına inanılmıştır (matriksin karbürleri daha iyi bir şekilde destekleyeceği düşünülerek). Karbür uçlarının uzun yüzlere kıyasla daha sert

olduğu da bildirilmiştir bu da aşınma direncini iyileştirir. Ancak Doğan ve arkadaşları yüksek gerilmeli aşınma testinde karbürlerin aşınma yüzeyine paralel olması durumunda süper aşınma direncine ulaşıldığını bulmuşlardır. Aşınma esnasında uzun eksene dik olan karbürlerde yüzey altı kırıklar gözlenmiştir. Bu yüzey altı kırılma esnasında karbürlerin ayrılmasının büyük aşınma kayıplarına sebep olan dik sıralanma ile gerçekleştiği düşünülmüştür [23, 24, 25].

### **3.2. Alaşım Elementlerinin ve Aşıl原因larının Yüksek Kromlu Beyaz Dökme**

#### **Demirlere Etkileri**

Alaşım elementlerinin özellikler üzerindeki etkisi büyüktür. Bu etki daha çok dökümdeki karbonun şekli ve miktarıyla ilgilidir. Örneğin düşük alaşımlı dökme demirlerde çil derinliği ya da beyaz döküm olma eğilimi karbon ekivalentine, kompozisyondaki silisyuma ve aşıl原因 durumuna bağlıdır. Diğer elementlerin ilavesi sadece C-Si ilişkisiyle kurulan temel eğilimleri modifiye edebilir.

Diğer taraftan aşınmaya dirençli beyaz dökme demirler tamamıyla karbürli demirler elde etmek için özellikle Cr ile alaşımlandırılırlar. Kromun faydalarından biri grafit yerine karbür oluşturmaları, katıl原因 sırasında karbonca zengin ötektik fazın stabil olmasına sebep olmasıdır. Yüksek krom içeriklerinde (%10 ve daha fazlası)  $M_7C_3$  karbürü stabil olur [14].

Birçok beyaz demir alaşımlının krom içeriği yüksek olmasına rağmen (%12-30) bu kromun büyük çoğunluğu karbürlerde karbon ile bağlanır. Bu yüzden matriksde kalan krom içeriği oldukça düşer. Laird; 28.8Cr-3.2C beyaz demir alaşımlında matriksdeki krom içeriğinin sadece %12.5 olduğunu ölçmüştür [26]. Bu da göstermiştir ki özellikle büyük boyutlu parçalarda yeterli sertleşebilirliğe ulaşabilmek için ilave alaşım elementlerine gereksinim vardır. Bu ilavelerde yaygın olarak kullanılan elementler molibden, nikel, mangan ve bakırdır. Bu ilavelerin uygun ve kontrollü miktarlarda yapılmaması şu problemleri ortaya çıkarır: 1- Az alaşımlama; perlit oluşumunu engellemede yetersiz kalır. 2- Aşırı alaşımlama; aşırı stabil östenite ve yüksek maliyete yol açar.

Alaşım elementlerinin matriks bölgesi boyunca segregasyonu Dupin ve arkadaşları tarafından da çalışılmıştır. Döküm halindeki 17Cr-2C beyaz demir alaşımlında elektron mikro probe (EPMA) kullanarak bazı sonuçlara ulaşmışlardır. Dendrit

çekirdeğinden krom ve karbon içeriğindeki biraz artış genellikle döküm malzemelerde dendritler arası segregasyon ya da çekirdekleşme olarak etrafına yansır. Ancak Dupin ve arkadaşları karbürlere difüzyondan dolayı olduğu düşünülen karbon ve krom azalması olan ötektik karbürlerin yakınında dar bir bant gözlemlemişlerdir. Genişliği 2-5  $\mu m$  olan bu bant düşük alaşım içeriğinden dolayı sertleşebilirliği dendritik bölgeden düşüktür. Powell ve Laird de dendrit çevresinde krom azalması olan bir bölge gözlemlemişlerdir. Döküm halindeki beyaz demir yapıları sık sık bu bölgelerde düşük alaşım içeriğini yansıtan ötektik karbürler yakınında dönüşmüş bantlar gösterirler [27, 28].

Vanadyum, volfram ve niyobyum gibi daha az geleneksel alaşım elementleri de beyaz demir alaşımlarına ilave edilir. Bu ilavelerin genel amacı ötektik karbür yapısını değiştirerek matriksin sertleşebilirliğini geliştirmektir.

### 3.2.1. Krom

Krom güçlü bir karbür yapıcı olarak ötektik karbür yapısını güçlü bir şekilde etkiler. Ötektik karbürün her iki tipi için ( $M_3C$  ve  $M_7C_3$ ) alaşımdaki krom içeriğinin artması karbür sertliğini arttırırken karbürler içindeki metal kısmında olduğu gibi demirde krom oranının artmasını sağlar [29]. Krom; dökme demirlerde üç büyük amaç için kullanılır:

1. Karbür oluşturmak için,
2. Korozyon direnci vermek için,
3. Yüksek sıcaklık uygulamaları için yapıyı stabil yapmak için.

%1'den daha az silisyum içeren beyaz demirlerde grafitsiz yapıyı garanti altına almak için az miktarda krom rutin olarak katılır. %2-3 gibi düşük miktarlarda kromun sertleşebilirliğe hiç etkisi yoktur ya da çok az etkisi vardır. Çünkü kromun çoğu karbürlerde bağlanır. Ancak krom; perlitin inceliğine ve sertliğine etkir, ötektik karbürlerin sertlik ve miktarını arttırma eğilimi gösterir. Ayrıca nispeten düşük yüzdelerde krom perlitik beyaz dökme demirlerin aşınma direnci ve sertliğini iyileştirmek için kullanılır [14].

Dökme demirin krom içeriği %10'dan büyük olduğu zaman  $M_7C_3$  tip ötektik karbürler oluşmaktadır (düşük krom içeriklerinde baskın olan  $M_3C$  tip karbürlere zıt olarak). Ancak daha önemlisi yüksek krom içeriği östenit bir matriks veya onun dönüşüm ürünleriyle çevrelenmiş  $M_7C_3$  karbürlerinin bulunduğu bir yapının

katılaşma paterninde bir değişime sebep olabilir [30]. Düşük krom içeriklerinde  $M_3C$  karbürü matriksi oluşturur. Katılaşma karakteristiklerinden dolayı  $M_7C_3$  karbürleri içeren ötektik altı demirler  $M_3C$  karbürleri içeren demirlere göre normal olarak güçlü ve tokdurlar.

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin nispeten iyi aşınma direnci, tokluk ve korozyon direnci %12-28 Cr içeren ticari martenzitik ya da östenitik beyaz demirlerin gelişmesine yol açmıştır. Bu demirlerde kromun çoğu karbür olarak birleşik formda bulunur. Krom; perlit dönüşümünde ötektoidi bastıran Mo, Ni, Mn ya da Cu'dan daha az etkilidir ve bu yüzden sertleşebilirliğe etkisi çelikte olduğundan daha azdır. Martenzitik beyaz demirler genellikle gerekli sertliği vermek için Mo, Ni, Mn ve Cu içerirler. Bu elementler hem döküm parçası kalıp içinde soğurken hem de takip eden ısıtma işlemleri esnasında martenzitin oluşumunu üst dönüşüm sıcaklığı üzerinde oluşmasını garanti altına alırlar.

Silisyumun yüksek kromlu demirlere yüksek karbon, ferro-krom ve diğer kaynaklarla girmesinden dolayı silisyumu düşük içerikte tutmak güçtür. Düşük Si içeriği alaşım yüksek sıcaklıklardan havada su verildiği zaman yüksek sertliğe ulaşmak ve tavlamaya hemen cevap vermeyi temin ettiğinden avantajlı olmaktadır. Yüksek Si içeriği bu tip ısıtma işlemine yanıtı azaltır. Yüksek kromlu demirler bazen döküm halinde kullanılmalarına rağmen optimum özellikler ısıtma işlem şartlarında elde edilir. Isıtmanın yumuşatıcı etkisine direnci geliştirmek ve oksidasyona karşı korumada krom en etkin elementtir. Demir karbürü stabil kılar ve bu yüzden yüksek sıcaklıklarda karbür kırılmasını önler. %1 Cr birçok uygulamada 760 °C (1400 °F) civarında oksidasyona karşı yeterli korumayı sağlar. Yüksek sıcaklıklarda uzun periyodlu oksidasyon direnci gereken uygulamalarda krom içeriği %15-35 olan beyaz dökme demirler kullanılır. Kromun bu yüzdesi grafit oluşumunu bastırır ve alaşımın beyaz dökme demir olarak katılaşmasını sağlar.

### **3.2.2. Karbon**

Beyaz demirlerin sertliğini artırır. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde karbon miktarı ne kadar fazla olursa karbür miktarı da fazla olacaktır. Bu da dökme demirin kırılabilirliğini arttıracaktır [30].

Düşük karbonlu (: %2.5 C) beyaz demirlerin sertliği 375 HB iken yüksek toplam karbonluların (>%3.5 C) 600 HB'dir. Alaşımsız beyaz dökme demirlerde yüksek

karbon içeriği; yüksek sertlik ve maksimum aşınma direnci için vazgeçilmezdir. Karbon kırılganlığı artırır. Özellikle silisyum içeriği yüksek iken katılaşma esnasında grafit oluşum eğilimini de artırır. Sonuç olarak yüksek karbonlu beyaz demirlerde silisyum içeriğini düşük tutmak çok önemlidir. Alaşımsız ya da düşük alaşımlı beyaz demirler için normal karbon içerik oranları %2.2-3.6'dır. Yüksek kromlu beyaz demirler için karbon miktarı; %2.2'den %15 Cr için %3.5 ve %27 Cr için %2.7 civarında olan ötektik kompozisyonun karbon içeriğidir [14].

### 3.2.3. Molibden

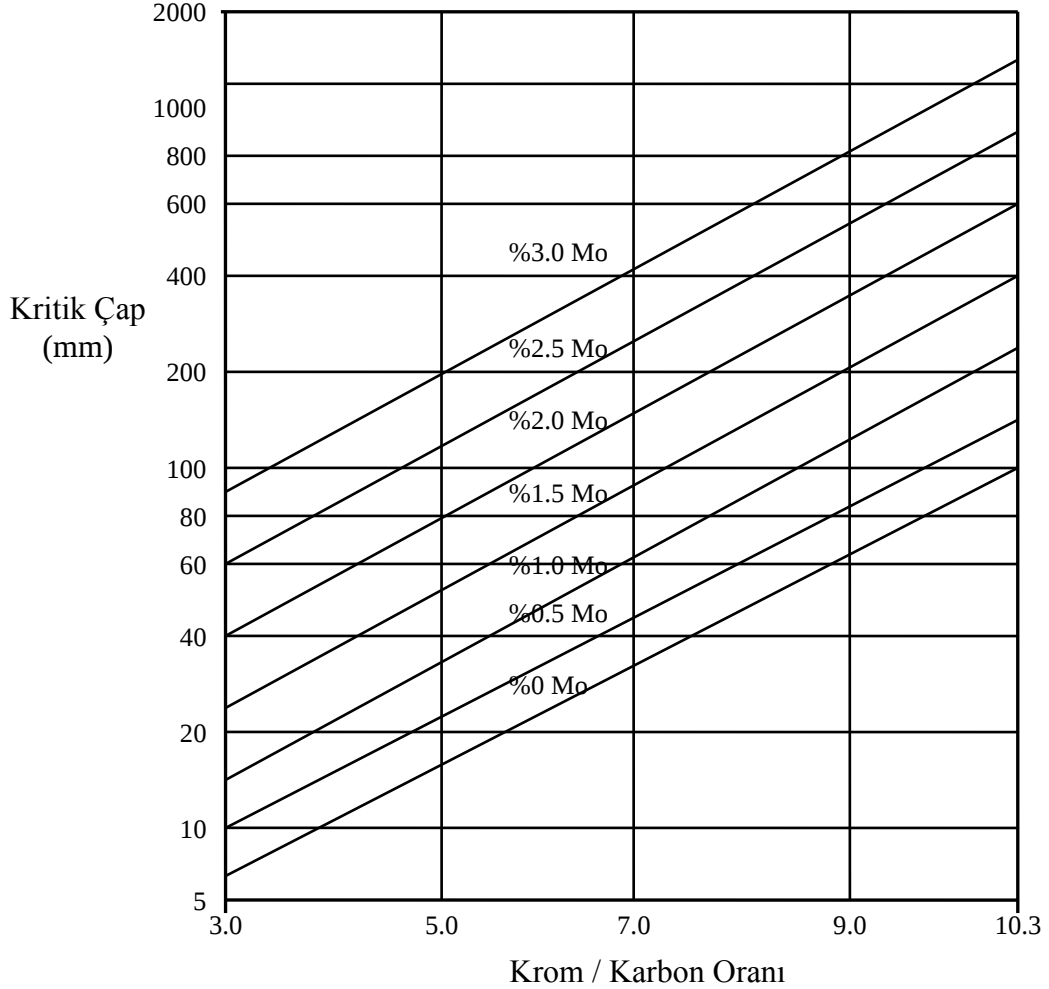
Molibden; ötektik karbürler ve matriks arasında dağılmıştır. Molibdenin küçük miktarları; bakır gibi diğer elementlerle kullanılırsa, krom/karbon oranı nisbeten yüksek olduğu zaman perlit oluşumunu engelleyecek etkinlikte olmaktadır [30].

Yüksek kromlu beyaz demirlere %0.5-3.5 arasındaki miktarlarda katılır. %3-4'den fazla katılması durumunda daha düşük bir etkinlik gösterirken etkin olması için %1'den fazla katılması gerektiğine inanılır. Yüksek kromlu dökme demirlerde molibden (Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ötektik karbürlerinde çözünür, ferrit oluşumunu bastırır ve östenit fazını stabilize eder. Yüksek miktarlarda ilave yapıldığında kendi karbürünü de (Mo<sub>2</sub>C) oluşturur [31].

Dupin ve Schissler %1 Mo ilave ettikleri %2.58 C ve %20 Cr içeren alaşımda temel alaşıma kıyasla döküm halinde yapıda önemli bir değişim gözlememişlerdir. Dendritik östenit içinde çok ince çökelti görmüşlerdir. Östenitik tane sınırlarında oluşan bu çökeltiler uygun bir dağılayıcı ile açığa çıkmıştır. Molibden karbürleri (Mo<sub>2</sub>C) görmek mümkün olmamıştır. Sertlik değeri dağılımı düzenlidir fakat temel alaşıma göre biraz düşüktür. Ancak M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> karbür ortalaması yüksektir [31].

Yüksek kromlu dökme demirlerdeki karbür morfolojisinin kırılma tokluğuna etkilerini araştıran Biner; bu çalışmasında molibdenin etkilerini de görmüştür. %2.7 C ve %15 Cr içeren temel alaşıma %0.69, %2.23 ve %4.03 molibden ekleyerek ısıtma işlem sonrasında ötektik karbür morfolojisindeki değişimleri incelemiştir. Molibdenin döküm halindeki ötektik karbür yapısına bir etkisi görülmemiştir. 1180 °C'de 72 saate kadar uzayan çeşitli zamanlarda tutma işlemlerinin ötektik karbür hacim yüzdesinde de herhangi bir etkisi olmamıştır. Fakat molibden içeren alaşımlarda sürekli olan ötektik karbür ağının kırıldığı ve kabalaşp küreselleştiği gözlenmiştir. 1180 °C'de 8 saat tutma sonucunda %2 molibden ilave edilmiş

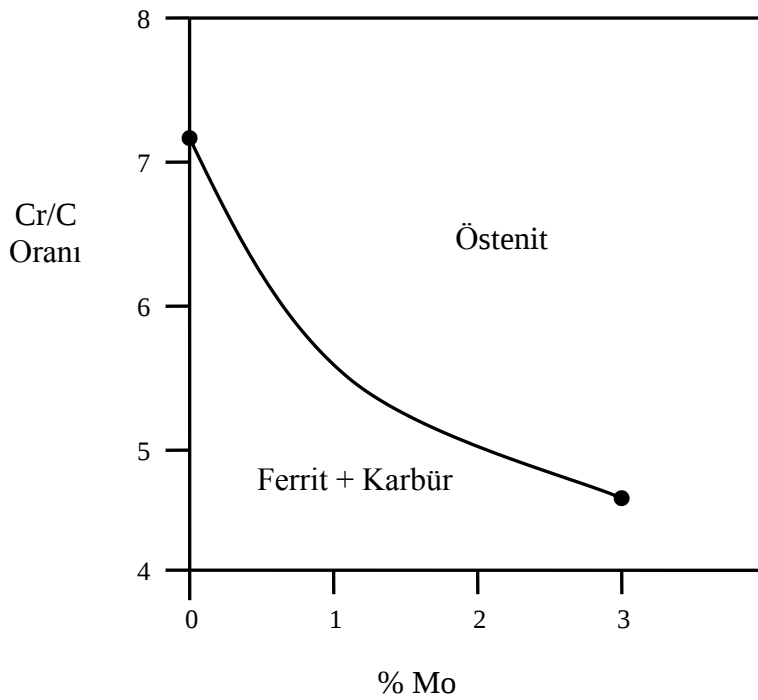
alaşımda kırılma tokluğunda döküm haline kıyasla %50 iyileşme görülmüştür. Bu iyileşme;  $M_7C_3$  ötektik karbür yapısının orjinal sürekli ağının küreselleşmesiyle ilişkilendirilmiştir [32].



Şekil 3.4. Molibden miktarının yüksek kromlu beyaz demirlerin sertleşebilirliğine etkisi [14, 33].

Bir martenzitik beyaz demirden aşınmaya direnç isteniyorsa %0.5-3.0 Mo ilaveleri yapılır. Bu alaşımlama perlit ve diğer yüksek sıcaklık dönüşüm ürünlerini bastırır. Molibden; bakır, krom ve nikel ile ya da hem krom hem de nikel ile kombinasyonları kullanıldığı zaman çok daha etken olmaktadır. Molibden; aşırı stabilize östenit oluşmadan sertleşme derinliğini arttırdığından nikel, bakır ve manganın üstünde bir avantajı vardır. Böylece son yapıda istenmeyen östenitin büyük miktarda kalması önlenir. Farklı miktardaki molibdenin yüksek kromlu beyaz demirlerin sertleşebilirliğine etkisi Şekil 3.4'de gösterilmiştir (havada sertleştirme için kritik çap olarak ölçülmüştür). Krom/karbon oranı artarken sertleşebilirlik artar [14, 33].

Molibden; soğutma sırasında ikincil karbür çökmesini bastırarak sertleşebilirliği artırır ve perlit oluşumunu bastırır. Molibdenin sertleşebilirliği geliştirmedeki etkinliği Şekil 3.5’de gösterilmiştir [33]. Molibdenin diğer bir avantajı ise alaşım elementlerinin çoğu  $M_s$  (martenzit dönüşüm başlangıç) sıcaklığını azaltmaya eğilim gösterirken molibdenin  $M_s$  sıcaklığına çok az etkisi vardır. Ancak molibden oldukça pahalıdır ve son zamanlardaki alaşım gelişimleri molibdenin kullanımını azaltmak veya tamamen kaldırmak yönünde olmuştur (örneğin 20Cr-2Mo-1Cu beyaz demir alaşımı).



Şekil 3.5. Mo ve Cr/C oranı arasındaki ilişki [33].

Fe-%2.5 C-%14.76 Cr-%1.82 Nb ve %3.16 Mo içeren alaşımın katılaşması sırasında çeşitli sıcaklıklarda su verilerek faz oluşumları incelenmiştir. 1330 °C’den su verildiğinde yapı herhangi bir karbür oluşumundan önce östenit dendrit oluşumu göstermiştir. 1295 °C’de bitirilen bir katılaşmada dökümlerin östenit sıvı arayüzeylerinde östenit-NbC ötektik gelişimi görülmüştür. 1200 °C gibi düşük sıcaklıklarda dendritler arası östenit kolları içinde östenit  $M_7C_3$  ötektiği oluşumu gözlemlenmiştir. Ancak katılaşma düşük sıcaklıklara ulaşana kadar tamamlanmamıştır. Kompleks yüksek molibden karbürü katılaşmanın son safhasında oluşmuştur [34].

Döküm hali (su verilmemiş) mikroyapılardan yüksek Mo içerikli karbürün katılaşmanın son safhasında dendritlerarası kollara yerleştiği gözlenmiştir. Bu karbürler doğal olarak molibden ilavesi yapılmamış alaşımlarda bulunmayacaktır. Bu karbürler %0.65 Mo içeren alaşımlarda da gözlenmemiştir. Fakat molibden miktarı artan alaşımlarda bu karbürlerin miktarı da artmıştır. Molibdenin yapıdaki NbC ve  $M_7C_3$  karbürlerinin şekline bir etkisi olmamıştır. Molibdenin döküm halindeki numunelerin matriks yapısına etkisi gözlenmiştir. Cr/C oranı 4.9 iken molibdensiz Fe-C-Cr-Nb alaşımı perlitiktir. %1.25 molibden içerdiği zaman alaşımlar östenitiktir. Niyobyumun elde edilen matriks tipine etkisi yoktur.

Bu alaşımlarda bulunan bütün fazlarda molibden olduğu gözlenmiştir. Molibdenin katılaşma sırasında östenit içinde olduğu,  $M_7C_3$  ötektik karbürlerde bulunduğu ve NbC fazı içinde olduğu da gözlenmiştir. Molibden miktarının artmasıyla hem  $M_7C_3$  hem de NbC miktarlarının ve ayrıca yüksek molibden içerikli karbürlerin artması beklenebilir. Buna ilaveten artan molibden miktarıyla östenit fazının sertleşebilirliği de artacaktır.

#### **3.2.4. Nikel**

Yüksek kromlu beyaz demirlerin büyük kesitli dökümlerinde perlit oluşumunu bastırmak için kullanılır. Nikelin tipik miktarı %0.2-1.5'dir ve genellikle Mo ile bileşik halde katılır. Bu oranlardan yüksek nikel içerikleri, kalıntı östenite sebep olan haddinden fazla östeniti stabil etme eğilimi gösterir. Martenzitik yapıda istenen büyük dökümler için kompozisyon kontrolü özellikle önemlidir çünkü ister döküm, ister ısıtılma işlem sonrası kullanılacak olsunlar boyutlarından dolayı yavaş soğuyacaklardır.

#### **3.2.5. Manganez**

Beyaz dökme demire manganez ve kükürtün etkileri birlikte ele alınmalıdır. Tek başlarına manganez ve kükürt çil derinliğini artırır fakat biri varken diğerinin eklenmesi durumunda artan konsantrasyon manganez sülfatın oluşumuyla nötralize edilene kadar çil derinliğini düşürür. Genelde kükürt kalıntı elementtir ve aşırı manganez sertlik ve çil derinliğini arttırmakta kullanılabilir. Ayrıca perlitin sert ve ince oluşumunu teşvik ettiğinden manganez sık sık büyük kesitli dökümlerin alacalı olmasını önlemek veya azaltmak için tercih edilir.

### 3.2.6. Bakır

Hem düşük hem de yüksek kromlu martenzitik beyaz demirlerde perlit oluşumunu bastırmak için kullanılır. Nikele kıyasla bakırın etkisi nispeten yumuşaktır. Tercih edilmesinin nedeni nikel kıyasla ucuz olmasıdır. Bakırın bir dezavantajı östeniti stabil etme etkisinin aşırı miktarda kalıntı östenite sebep olmasıdır. Bu nedenle yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde bakır miktarı %1-1.2 ile sınırlandırılmıştır [30].

Bakır, Ni-Hard tip demirlerde nikelin yerine tamamen yerleştirilemez. Bakır, molibden ile beraber kullanıldığında perlit oluşumunu bastırmada çok daha etken olmaktadır. Bu kombinasyonun sertleşebilirliğinin süpriz bir şekilde iyi oluşu bakır ve molibdenin birlikte dökme demire katılmasında sinerjik bir etkinin varlığına işaret etmektedir [12, 14, 16].

### 3.2.7. Silisyum

Yüksek kromlu beyaz demir alaşımlarında maksimum silisyum içeriği %1 ile sınırlandırılmıştır. Yüksek silisyum miktarları perlit oluşumunu arttırabilir ve sertleşebilirliği düşürür. Östenitte çözünen karbon miktarının azalması ve bu nedenle matriksdeki karbonun azalmasıyla silisyum ilaveleri  $M_s$  sıcaklığında bir artışa sebep olacaktır [35].

%2.58 C, % 20 Cr ve %0.8 Si içeren alaşımın silisyum içeriğini %2.6'ya çıkaran Dupin ve Schissler döküm yapısının tamamen değiştiğini gözlemlemişlerdir. Fe-C diyagramından hatırlanacak olursa silisyum; östenitin stabil olduğu alanı azaltan bir elementtir. Ayrıca bu elementin karbon üzerinde güçlü bir itici etkisi vardır. Mikroyapı incelemesinde matriksin lamelli ve ötektoid yapıda olduğu gözükmiştir. Lameller sadece eski dendritik östenit içinde vardır. Bu ötektoid etrafında; ötektik karbür ağı boyunca büyük bir boşalmış karbür bölgesi görülmüştür. Sıvı nitrojende soğuttuktan sonra 100 °C'de yapılan temperleme sonunda yapılan incelemede temperlenmiş martenzitin varlığı görülmemiştir. Buradan şu sonuca ulaşılır; döküm halinde bu alan ferrit ile oluşmuştur [31].

Ötektik karbür ağı içini saran matriks tamamen ferritiktir. Bu safhada silisyumun reddedilmesinin matriks gelişimine çok büyük bir etkisi vardır. Bir bölünme olayından dolayı bu reddedilme etkisinin malzemenin kırılma ile ilişkili olması mümkündür. Sertlik düzgün dağılımlıdır fakat sertlik değeri temel alınan alaşımdan

düşüktür. Fakat  $M_7C_3$  karbürlerinin ortalama değeri temel alaşımdan biraz daha yüksektir. Bunun sebebi ise silisyumun ötektik değere olan etkisiyle açıklanabilir. Mikroyapıda pro-ötektik morfolojiden daha çok ötektik morfoloji gözlenmiştir.

Yüksek kromlu dökme demire silisyum ekleyerek ve daha sonra çok düşük sıcaklıklarda bekleterek (77 K, sıvı nitrojen) yüksek sertliğe sahip demirin üretilebileceği Norman tarafından gösterilmiştir. Silisyumun; östenit matriks içindeki kinetik ve denge ilişkilerini değiştirdiğine ve kararsızlığını arttırdığına inanılmaktadır. Fakat döküm parçası oda sıcaklığına soğutulurken ister katılaşma sırasında ister katı hal dönüşümleri sırasında olsun bu modifikasyon belirlenememiştir [36].

Ticari olarak üretilebilecek yeni bir alaşım için döküm parçaların boyutu veya soğutma hızlarının belirlenmesi cevaplanması gereken önemli sorulardır. Bu ilişkileri açıklamak için %17 Cr ve %3 C içeren Fe-C-Cr alaşımı benzer içerikte olan fakat %1.6 ve %2.2 Si ilave edilmiş alaşımlar ile karşılaştırılmıştır. Ötektik katılaşma esnasında ve oda sıcaklığındaki yapıda silisyumun rolünü belirlemek için  $0.03$  ve  $0.17 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$  soğutma hızlarında katılaşma deneyleri yapılmıştır. DTA sonuçları silisyumun ötektik reaksiyon sıcaklığını bastırdığını ve bunun katılaşma sırasında ötektik karbür hacmine bir etkisinin olmadığını göstermiştir. Mikro probe analizi ise silisyum içeren alaşımların içermeyen fakat aynı soğutma hızı uygulanan alaşımlara ve silisyum içerip ötektik sıcaklıktan suda su verilen bir alaşıma göre östenit dendritlerindeki karbon ve krom içeriklerinin daha düşük olduğunu göstermiştir. Bu düşük değerler ilave  $M_7C_3$  karbür oluşumuna ve çok az miktarda  $M_7C_3$  ikincil karbürlerin çekirdeklenmesine sebep olmuştur [36].

Döküm halindeki östenit matriksdeki düşük karbon içeriğinin bir sonucu olarak martenzit başlangıç sıcaklığı yükselmiştir ve bu mekanizmanın sebep olduğu sertlikteki direkt artış ölçülebilir. İlave östenit-martenzit dönüşümü sağlayan çok düşük sıcaklıklarda bekletme işlemiyle demirin sertliği daha fazla artırılabilir. Maksimum mikrosertliğe %2.2 Si içeren alaşımda ulaşılmıştır. Fakat silisyum ilavesinin perlitin gelişimine katkıda bulunması dolayısıyla bulk sertlik ölçümlerinde önemsiz bir düşüş görülmüştür. Si ilave edilmiş alaşımlarda ikincil karbürlerin çekirdeklenmesi görülmesine rağmen bunların boyutları yüksek sıcaklık ısıtma işlemlerinde oluşanlara kıyasla pek önemli değildir.

Yüksek sertliğe sahip, silisyum ile alaşımlandırılmış yüksek kromlu beyaz dökme demirler katı hal soğuma hızı yavaş seçilerek üretilebilirler. Silisyumun demirin sertliğini arttıran mekanizması sıvıdan yavaş soğutmayla östenit içindeki karbonun katı hal çözünürlüğüyle tıkanır. İnce kesitli döküm esnasında hızlı soğutmadan dolayı bu mümkündür şöyle ki 1-3 cm kalınlıkta östenitdeki karbon içeriği ötektikden beri değişmeden kalacaktır ve böylece hiç sertleşme etkisi görülmeyecektir. Yüksek silisyum içerikleri ( $> 1.6$ ) aşırı ikincil karbür ve perlit büyümesine yol açar. Döküm parçasında sertlik artışı olmaz. Bu yüzden maksimum silisyum içeriğinin %1.6-2.2 arasında kalması tavsiye edilir. %1.6'dan fazla olan silisyum içerikleri, soğutma hızlarının  $0.03 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$  den daha düşük olması ihtimali perlitik dökümün elde edilmesine ve aşınma direncinde büyük düşüşe yol açar [36].

Powell ve Randle yapmış oldukları bir çalışmada yüksek kromlu dökme demirlerde karbür morfolojisi ve yönlenme arasındaki ilişkiye silisyumun etkisini incelemişlerdir. Bu çalışmada düşük silisyumlu bir alaşım (%18 Cr, %2.8 C ve %0.1 Si) ve yüksek silisyumlu bir alaşım (%16 Cr, %1.5 Mo, %1.69 Ni, %0.6 Cu, %3 C ve %1.3 Si) kullanılmıştır. Yüksek kromlu beyaz demirlerin mikroyapılarında küçük bölgelerin ( $< 0.5 \text{ } \mu\text{m}$ ) yönlenme ve karbür morfolojisini çalışmak için en uygun yöntem olan geri saçılan elektron difraksiyon tekniğini kullanmışlardır [37].

Aslında çok daha önceleri Diesburg ve Borik (1974); %18 Cr, %2 Mo, %1 Cu, %3 C bileşimine sahip beyaz dökme demirde silisyum içeriğini %0.4'den %1.2-1.6'ya arttırdıklarında döküm halinde kırılma tokluğunda önemli derecede artış gözlemişlerdir. Fakat zamanın araştırma tekniklerinden dolayı silisyum içeriği artışının bir sonucu olan bu kırılma tokluğundaki beklenmedik artışı açıklayamamışlardır.

Powell ve Randle; geri saçılan elektron difraksiyon tekniğini kullanarak şu sonuçlara ulaşmışlardır: %1.3 silisyumlu beyaz dökme demirde çok daha fazla bölgesel yönlenme vardır. Düşük silisyumlu alaşımdaki karbür ağında ise çok daha fazla bağlılık vardır. Bu konuda yapılan bir çalışmada yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin soğuması sırasında östenitik matriks ve  $\text{M}_7\text{C}_3$  ötektik karbür çubukları arasındaki termal genleşme katsayısı farklılığı nedeniyle gerilme ortaya çıktığı bildirilmiştir. Silisyum miktarının arttırılması  $\text{M}_7\text{C}_3$  ötektik karbürlerinin büyümesine etki eder, sertleşebilirliği düşürür. %1.3 silisyum içeren beyaz dökme demirde daha az gerilme oluşur böylece daha az bağlantıya sebep olur. %1.3 silisyumlu beyaz

demirdeki silisyumun ötektik karbür ağ bağlantısını düşüren bu etkisi Diesburg ve Borik tarafından bildirilen %1.2-1.6 Si içeren yüksek kromlu beyaz demirlerin kırılma tokluğundaki iyileşmenin muhtemel sebebidir [37].

Vanadyum, volfram ve niyobyum gibi alaşım elementleri de beyaz demir alaşımlarına ilave edilir. Bu ilavelerin genel amacı ötektik karbür yapısını değiştirerek matriksin sertleşebilirliğini geliştirmektir. Sawamoto, Ogi ve Matsuda aşılama yapan etkilerini oldukça kapsamlı bir şekilde araştırmışlardır. Vanadyum, niyobyum ve volframı (sırasıyla %0-15 V, %0-7.5 Nb ve %0-32 W) Fe-%0.5-5.6 C-%5-15 Cr temel kompozisyona sahip alaşıma ilave ederek bu güçlü karbür yapıcı elementlerin katılma yapılarına etkilerini incelemişlerdir. Bu elementlerin etkilerine aşağıda sırasıyla değinilecektir [38].

### **3.2.8. Vanadyum**

Kuvvetli bir karbür stabil yapıcıdır ve çil derinliğini artırır. Çil derinliği artışının büyüklüğü vanadyum miktarına, demirin kompozisyonuna, kesit boyutuna ve döküm şartlarına bağlıdır. İnce kesitlerdeki vanadyumun güçlü çil etkisi nikel ya da bakır katılarak, karbon veya silisyumdaki artışla ya da her ikisiyle dengelenebilir. Vanadyumun karbürü stabil yapıcı özelliğine ek olarak %0.1-0.5 miktarda vanadyum ilavesi çil yapısını inceltir ve kaba kolonsal tane yapısını minimize eder [30].

Dupin ve Schissler vanadyumun %2.58 C ve %20 Cr içeren beyaz dökme demir alaşımının katılma yapısına etkisini incelemek için yaptıkları çalışmada %1 V ilave ederek döküm halinde morfolojiye vanadyumun büyük etkisinin olduğunu görmüşlerdir. Mikroyapı incelemesinde ötektik yapının çok daha fazla dağılmış olduğunu gözlemlemişlerdir. Östenitik dendritler çok daha yoğun bir şekilde tane sınırlarında bulunmaktadır. Ötektik morfolojinin iyi bir şekilde incelenmesiyle martenzit ve beynit ürünlerinin bulunduğu ortaya çıkmıştır. %1 V ilavesiyle vanadyum karbür çökmesi olmamıştır fakat çok ince bir şekilde dağılmış karbür ağı oluşmuştur. Vanadyumun; sertlik değerlerine dikkate değer bir etkisi olmuştur. Diğer %1 Mo, %2.6 Si ve %1.2 W ilavelerine kıyasla sertlik çok yüksektir ve numune merkezine doğru gidildikçe artmaktadır. Sertlik değeri temel alaşıma göre 90 birim daha yüksektir (640 HV<sub>30</sub>). Ötektik karbür oranı da temel alaşımdan çok yüksektir [31].

Sawamoto ve çalışma arkadaşlarının yukarıda kısaca değinilen araştırmalarında vanadyum ilavesi sonucunda birincil ve ötektik karbürlerin; sementit ( $M_3C$ ), krom karbürün ( $(Cr, Fe, V)_7C_3$  tipi ( $M_7C_3$ ) ve vanadyum karbürün ( $(V, Fe, Cr)_7C_3$  tipi ( $VC$ ) olduğu görülmüştür. İnce taneli ve çubuğa benzer şekilli  $VC$ 'ün ötektik olarak, kaba dendritik  $VC$ 'ün ise %8 V ilave edilen alaşımda birincil olarak kristalleştiği gözlenmiştir. Taramalı elektron mikroyapılarından birincil  $VC$ 'ün büyük kollu dendritler gibi çökeldiği ve ötektik  $VC$ 'ün ince çubuklar şeklinde olduğu görülmüştür. Yüksek karbonlu alaşımdaki çubuk şeklinli  $VC$ 'ün çekirdekten radyal olarak büyümüş gibi gözüktüğü ve östenitle beraber küresel bir ötektik hücre oluşturduğu görülmüştür [38].

Vanadyum ilavesiyle sementit ( $M_3C$ ) ve krom karbürün morfolojisi hemen hemen hiç değişmemiştir. Fe-C-%15 Cr alaşımları ve Fe-%1.6 C-%5 Cr alaşımının ötektiği ( $\gamma + M_7C_3$ ) şeklinde katılaşır. Fe-%2.6 C-%5 Cr ve Fe-%3.1 C-%5 Cr alaşımlar ise ( $\gamma + M_3C$ ) şeklinde kristalleşir. Bu alaşımlara %2 V ilave edilmesiyle ( $\gamma + M_3C$ ) yerine ötektik ( $\gamma + VC$ ) ve ( $\gamma + M_7C_3$ ) oluşur. İlave edilen vanadyum miktarı arttıkça daha fazla VC fakat daha az  $M_7C_3$  çökeler. Özellikle Fe-%1.6 C-%5 Cr-%8 V alaşımında sadece ince ötektik VC dendrit kolları arasında dağılmıştır.

$\delta$ ,  $\gamma$ , VC,  $M_7C_3$  ve  $M_3C$ ; Fe-%5 Cr temel alaşım sisteminde birincil olarak kristalleşen fazlardır.  $Sıvı \rightarrow (\gamma + VC)$ ,  $Sıvı \rightarrow (\gamma + M_7C_3)$ ,  $Sıvı \rightarrow (\gamma + M_3C)$  ötektik reaksiyonlarıyla ( $L + VC$ )  $\rightarrow (\gamma + M_7C_3)$  bir peritektik-ötektik reaksiyonu meydana gelir. Fe-%15 Cr temel alaşım sisteminde ise  $\delta$ ,  $\gamma$ , VC,  $M_7C_3$  birincilleri,  $Sıvı \rightarrow (\gamma + VC)$ ,  $Sıvı \rightarrow (\gamma + M_7C_3)$  ötektik reaksiyonları ve bir peritektik-ötektik reaksiyon ( $L + VC \rightarrow \gamma + M_7C_3$ ) meydana gelir. Krom içeriği %5'ten %15'e artarken peritektik-ötektik reaksiyon sıcaklığı 1210 °C'den 1270 °C'ye yükselir ve birincil  $\gamma$  bölgesi daralır. Su verme yapılarındaki değişimlere bakıldığında katılaşmanın 1350 °C'de birincil  $\gamma$ 'in çökmesiyle başladığı ve bunu takiben donmanın başladığı 1273 °C'de hücreli ( $\gamma + VC$ ) ötektiği ve 1205 °C'de ( $\gamma + M_7C_3$ ) ötektiğinin geliştiğini gözlemlemişlerdir.

### 3.2.9. Niyobyum

Yüksek sertliğe sahip MC tip karbür yapabilen bir elementtir. Niyobyumun katılaşma yapılarına olan etkisi Sawamoto, Ogi ve Matsuda tarafından araştırılmıştır. Bu çalışmada %0.5-4.7 C içeren Fe-%5 Cr ve Fe-%15 Cr içeren alaşımlara %0-7.5 Nb ilave edilerek donma prosesi ve katılaşma yapıları metalografik olarak incelenmiştir. Elementlerin katılaşma sırasındaki davranışlarına açıklık getirmek için EPMA kullanarak alaşım elementlerinin dağılımını da çalışmışlardır [39].

%5 krom içeren sistemde  $\delta$ ,  $\gamma$ , NbC,  $M_3C$  fazları ve  $S_{IV} \rightarrow (\gamma + NbC)$ ,  $S_{IV} \rightarrow (\gamma + M_3C)$ ,  $S_{IV} \rightarrow (\gamma + NbC + M_3C)$  ötektik reaksiyonları görülmüştür. Birincil  $\delta$ ,  $\gamma$ , NbC,  $M_7C_3$  fazları ve  $S_{IV} \rightarrow (\gamma + NbC)$ ,  $S_{IV} \rightarrow (\gamma + M_7C_3)$ ,  $S_{IV} \rightarrow (\gamma + NbC + M_7C_3)$  ötektik reaksiyonları ise %15 kromlu sistemde oluşmuştur.

Birincil niyobyum karbürler dendritik olarak büyür. Ötektik niyobyum karbürler taç yaprağı (petal) şeklinde kristalleşir. Alaşımın niyobyum içeriğinin artmasıyla NbC miktarı artar böylece  $M_3C$  ve  $M_7C_3$  miktarları azalmış olur. Niyobyum katılaşma sırasında tercihi olarak birincil ve ötektik NbC, krom ise  $M_7C_3$  kristallerine bölünür. Alaşıma titanyum ilave ederek incelemelerde bulunmuşlar ve %0.3 Ti ilavesi hem birincil hem de ötektik niyobyum karbürleri yumrulaştırdığı ortaya çıkmıştır. Çünkü çekirdeklenen niyobyum karbürlerine yüksek sıcaklıklarda birçok ince titanyum karbür parçaları çöker.

Wilson, Fe-%18 Cr-%3 C temel alaşımına %3 niyobyum ve %2 molibden ilave ederek incelemiştir. Niyobyumun kullanılmasındaki düşünce; bu alaşım elementinin malzemenin aşınma direncine etkisi olacağı düşünülen oldukça sert (2000 HV) MC tip karbür oluşturma eğilimi olduğunun iyi bilinmesidir. Mikroyapıda hem krom karbürler hem de niyobyum karbürler göze çarpmıştır. Sonuç olarak, niyobyumun molibdene göre daha etkin bir alaşım elementi olduğu görülmüştür. Minimum aşınma oranı %1 niyobyum içeren alaşımda gözlenmiştir. Molibden alaşımlı demirlerde eşdeğer performansa ancak yüksek alaşım içeriklerinde ulaşmak mümkün olacaktır. %1 niyobyum ilavesinin molibden içeriğinin düşürülmesine izin verdiği görülmüştür [40].

Önceki çalışmalarını daha ileri götürerek vanadyum ve volframın katılaşma yapısına etkilerini araştıran Sawamoto ve çalışma arkadaşları bu çalışmalarında niyobyumun etkisini de incelemişlerdir [40]. %1.5-6 Nb içeren %1.7-3.5 C, %5 ve %15 kromlu

temel alaşımların katılaşma yapıları incelenmiştir. Yapıda; ötektik niyobyum karbür, ötektik sementit ( $M_3C$ ), ötektik krom karbür ( $M_7C_3$ ) ve birincil niyobyum karbür (Nb, Fe, Cr) C bulunmaktadır. Taramalı elektron mikroskobu çalışmaları birincil NbC'lerin dendritlerde kristalleştiğini ve ötektik NbC'lerin düzlemsel kenarlı bir şekilde taç yaprağı ya da spiraller şeklinde kristalleştiğini göstermiştir. Taç yaprağı şeklindeki NbC'ün kenarlarında extrüzyon görülmüştür. Parlatılmış yüzey kesitlerinde taç yaprakları, spiraller, extrüzyon ve ötektik niyobyum mikroskobik olarak bir düzlem üzerindeki parçalar ve iğneler şeklinde gözlenmiştir.

Alaşımların kimyasal bileşimleri ve her karbürün miktarı arasındaki ilişkiye bakılacak olursa; artan karbon miktarıyla her iki alaşımda da (Fe-%5 Cr ve Fe-%15 Cr) o kadar fazla  $M_3C$  ve  $M_7C_3$  oluşmaktadır. Niyobyum miktarı artarken daha çok NbC ve daha az  $M_3C/M_7C_3$  oluştuğunu gözlemlemişlerdir. Bu eğilim vanadyumda da benzer şekilde gözlenmiştir.

Niyobyum diğer geçiş elementleri gibi karbon, bor ve nitrojen ile sert refrakter bileşikler oluşturur. Bu sert bileşiklerin genel teknik uygulaması bir bağlayıcıyla sıcak sinterleme ya da sinterleme prosesleriyle birleştirilmiş karbürler oluşturmaktır. Karbürler ve metaller arasındaki uyumluluğu anlamak ve geliştirmek için Nb-C faz diyagramı veya NbC-X (X = Fe, Ni, Co veya Cr) sistemleri üzerinde birçok araştırma yapılmıştır. Diğer bir önemli problem sıcak haddelenmiş düşük alaşımlı çeliklerde bunların çökmesidir. Az miktardaki NbC çökeltileri malzemelerin iyi bir dayanım göstermesine sebep olur. Yüksek sıcaklıklarda aynı çökelti süneklilikte çok ciddi düşüşlere sebep olan faceted, kare şeklinde dallanmış levhasalların oluşumuna neden olur. Bu da NbC çökmesinin kontrollü yapılmasının ve bu konunun incelenmesi gerektiğini ortaya koyar. Daha önce deneysel olarak incelenmeyen Fe-Nb-C üçlü diyagramı üzerinde Kesri ve Durand-Charre çalışmışlardır.

Kesri ve Durand-Charre katılaşma esnasında karbür yapıcılar olan krom ve niyobyum arasındaki çekişmeyi aydınlatmak için Fe-C-Cr-Nb sisteminde faz diyagramının demirce zengin köşesini belirlemeyi amaçlamışlardır. Bileşimleri %1.6-3.6 C, %3.6-15 Cr ve %1-7 Nb olan 30 alaşım incelenmiştir. Faz dönüşüm sıcaklıkları DTA ile belirlenmiştir. Çalışılan bileşimler için katılaşmanın ilk safhasında 5 faz bulunmuştur. Bunlar ferrit, östenit, NbC,  $M_7C_3$  ve  $M_3C$  karbürleridir. Birincil NbC karbürleri çok açık olarak tanımlanamamıştır. Kaba NbC karbürlerin birçok farklı şekillerde olduğu gözlenmiştir. Bazıları dendritik yapıda az

ya da çok gruplanmış blok küpler, bazıları faceted sekiz yüzeyliler olarak görülmüştür. Karbon ve niyobyum miktarları arttıkça blok şeklindeki karbürlerin miktarı artmıştır. DTA deneylerinde daha çok küp benzeri karbürler ingotların üst tarafında gözlenmiştir. Ötektik altı alaşım ingotunun alt tarafında östenit dendritleri görülmüştür. Bazı bileşimlerde NbC birincil alanında üniform dağılmış, oldukça iyi gelişmiş karakteristik NbC dendritleri görülmüştür. Fakat her iki dendrit çeşidi bir arada bulunmaktadır ve hangisinin ilk olarak büyüdüğünün ayrımını yapmak güçtür. Liküdüs yüzeyinin izdüşümünde birincil alanların yerleştirilmesi için liküdüs sıcaklıkları ve su verilmiş numunelerin mikroyapıları elde edilmiştir [41].

Matriksdeki niyobyum içeriği araştırılmış ve %0.05 gibi düşük bir miktar olarak bulunmuştur. Farklı karbürlerdeki metallerin oranları belirlenmiştir. NbC karbürü başka bir element içermemektedir.  $M_7C_3$  ve  $M_3C$  ise çok az miktarda niyobyum içermektedir. Bu iki karbürün formülü sırasıyla  $(Cr_{0.51} Fe_{0.49})_7 C_3$ ,  $(Fe_{0.88} Cr_{0.12})_3 C$  şeklindedir.

Likidüs sıcaklığından su verilen numunelerdeki NbC karbürler düzensiz yapılı ve kübik paternli olarak tanımlanmıştır. Yavaş soğutulan örneklerde ise NbC-östenit ötektiğindeki yerleşmiş olan Çin alfabesi şekilli  $Nb_6C_5$  (ya da  $NbC_{0.83}$ ) karbürün uzun sıralanmış yapısına dayanan bir hegzagonal yapı olarak tanımlanmıştır.

Sawamoto'nun 1985'de yapmış olduğu çalışmadan 3 yıl sonra Baik ve Loper %2.4-3.4 karbon, %0-2.15 niyobyum içeren Fe-%15 Cr alaşımının katılaşmasını ve yapı gelişimini incelemişlerdir. Numuneler 1565 °C'de 1.25 inch çapında ve 2.0 inch yüksekliğindeki bir standart bir kalıba dökülmüştür. Bu alaşımların katılaşmasını incelemek için numuneler soğurken istenilen sıcaklıklarda buzlu suya atılarak hızlı ve şiddetli bir şekilde su verilmiştir [42].

Yapılan incelemeler sonucunda elde edilen sonuçlar Sawamoto'nun sonuçlarıyla kıyaslandığında bu yeni çalışmada hem  $M_7C_3$  hem de NbC'un daha fazla miktarda olduğu görülmüştür. Bu farklılık; farklı soğutma hızlarının uygulanmasından dolayı meydana gelebilir. Sawamoto'nun çalışmasında alt tarafına su soğutmalı bakır çil yerleştirilen ekzotermik kalıp kullanılmıştır. Böylece bu hızlı katılaştırmanın mikroyapısal karakteristiği elde edilmiştir. Baik ve arkadaşlarının hazırladığı numunelerin yavaş katılaşması ise krom, niyobyum ve karbonun yayınımları için

oldukça uzun bir süre sağlamış olur. Böylece  $M_7C_3$  ve NbC içeren ötektiklerin gelişmesi sağlanır.

Bu alaşımlarda karbon miktarı artarken  $M_7C_3$  karbür miktarının arttığı, Nb içeriği artarken  $M_7C_3$  karbür miktarının azalmasına paralel olarak NbC karbür miktarının arttığı gözlenmiştir. Yüksek niyobyum içerikleri iğne şekilli NbC yerine kompakt şekilli NbC'ün kristalleşmesine sebep olmaktadır. Artan Nb içeriğiyle bu karbürlerin üç boyutlu formunun taç yaprak şeklinden hegzagonal disk şekile, nodüler şekile ve dendritik şekile dönüştüğü gözlenmiştir.

%15 krom içeren Fe-C-Cr-Nb beyaz demir alaşımlarına molibden ve titanyum ilaveleri yapılarak etkileri araştırılmıştır. Bu alaşımların niyobyum içeriği %2.15'e kadar karbon içeriği ise %2.4-3.4 arasındadır. Bu alaşımlara molibden ilavesindeki amaç; molibdenin matriks yapısına olan etkisini ve özellikle bu alaşımlardaki sert, aşınmaya dirençli karbürlerin gelişiminde diğer elementlerle ilişkisini değerlendirmektir [34].

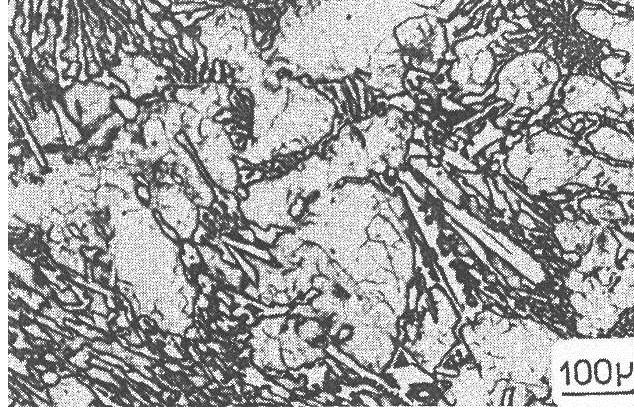
Beyaz dökme demirlere ilave edilen bir alaşım elementi olarak molibdenin temel etkisinin bu alaşımların sertleşebilirliğini arttırmak veya östeniti stabil yapmak olduğu açıktır. Fakat ilave edilen molibdenin hepsi bu manada etkin değildir. Çünkü bu alaşımlarda oluşan karbürlerin hepsinde ( $M_7C_3$ , NbC ve molibdence zengin karbürler) molibdenin mevcut olduğu bulunmuştur.

Diğer taraftan niyobyumun sertleşebilirliğe bir etkisi yoktur ve karbür partikülleriyle çekirdeklenme dışında katı hal dönüşümlerine etkisi beklenmez. Niyobyum beyaz demirlerde çok sert, gelişigüzel yayılmış karbür oluşturur. NbC'ün şekli mevcut niyobyumun miktarına bağlıdır. Morfoloji matriksin şiddetli çalışma şartları altında bulunması durumunda çatlak oluşumundan kolayca etkilenebilecektir ve alaşımın tokluğunun geliştirilmesinde gerekli olan katkıyı sağlayamayacaktır. Titanyumun az ilavelerinde NbC üzerinde birincil karbürler (karbo nitrürler) oluştuğu görülmüştür.

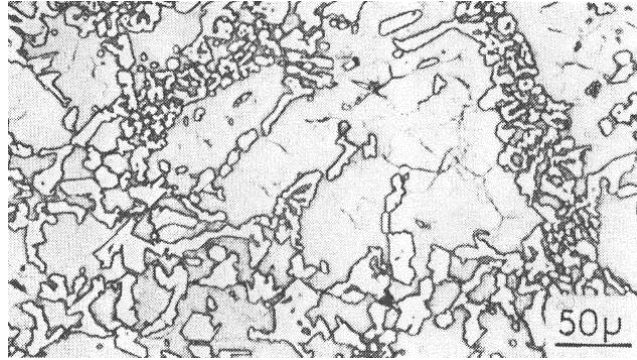
### **3.2.10. Volfram**

Çok güçlü bir karbür oluşturunca elementtir. Dupin ve Schissler; %2.58 C, %20 Cr içeren beyaz dökme demire %1.2 volfram ilave ederek etkilerini araştırmışlardır. Karbür oluşturunca etkisinin güçlü olmasına rağmen volfram karbürler görülmemiştir. Ancak, volframın  $M_7C_3$  fazında çözeltiye girdiği kabul edilmiştir. Beyaz dökme demirlerin sertliğine ve morfolojisine volframın çok az bir etkisi vardır. Şekil 3.6'da

%1.2 volfram içeren alaşımların mikroyapısı gösterilmiştir. Yapının temel alaşım mikroyapısından pek farklı olmadığı görülmüştür (Şekil 3.6). Sertlik ölçümlerinde değerlerin bütün yapıda nispeten sabit kaldığı görülmüştür (510 HV<sub>30</sub>). Fakat bu değer temel alaşımların sertliğinden düşüktür (550 HV<sub>30</sub>). Ötektik karbür ortalamasının temel alaşımda gözlenen değerden biraz düşük olduğu gözlemlenmiştir [31].



Şekil 3.6. %1.2W içeren numunenin mikroyapısı [31].



Şekil 3.7. %20Cr-%2.6C'lu beyaz dökme demirin mikroyapısı [31].

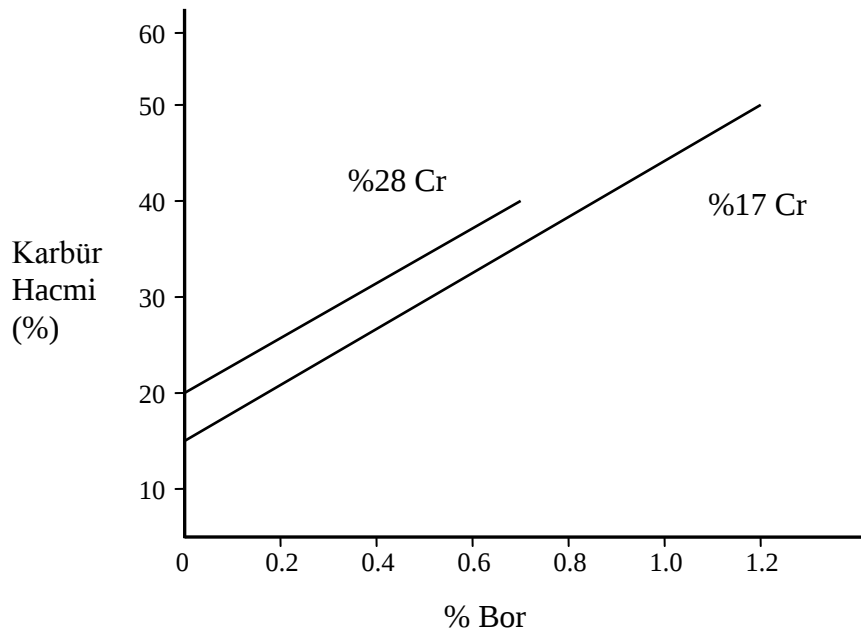
Fe-%5 Cr ve Fe-%15 Cr içeren alaşımlarda yapılan incelemede  $\delta$ ,  $\gamma$ ,  $\text{Fe}_3\text{W}_2$  ( $\epsilon$  olarak kısaltılacaktır),  $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$  veya  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  ( $\text{M}_6\text{C}$  olarak kısaltılacaktır) birincil olarak kristalleşmektedir. Fe-%15 Cr temel alaşım sistemi Fe-%5 Cr alaşım sistemine çok benzemektedir sadece  $\text{M}_3\text{C}$  yerine  $\text{M}_7\text{C}_3$  birincil ve ötektik olarak çökelmektedir.  $\text{Sıvı} \rightarrow (\gamma + \text{M}_6\text{C})$ ,  $\text{Sıvı} \rightarrow (\gamma + \text{M}_3\text{C})$  ve  $\text{Sıvı} \rightarrow (\gamma + \text{M}_6\text{C} + \text{M}_3\text{C})$  ötektik reaksiyonları oluşmaktadır. Birincil  $\text{M}_6\text{C}$  dendritlerde katılaşıp ve ötektik  $\text{M}_6\text{C}$  ise balık omurgası şekilli bir yapıda kristalleşir. EPMA kullanarak volfram ve kromun dağılımı belirlenmiştir [38].

Volfram içeriği artarken  $M_6C$  miktarı büyür ve  $M_3C$  kadar  $M_7C_3$  de Fe-C-Cr-V ve Fe-C-Cr-Nb sistemlerindeki benzer bir şekilde azalır. Fakat fark edilir miktarda  $M_6C$  elde etmek için %10 W'dan daha fazlası gerekmektedir. Özel karbürlerin çökeltilmesi için büyük miktarda volframa ihtiyaç vardır.

### 3.2.11. Bor

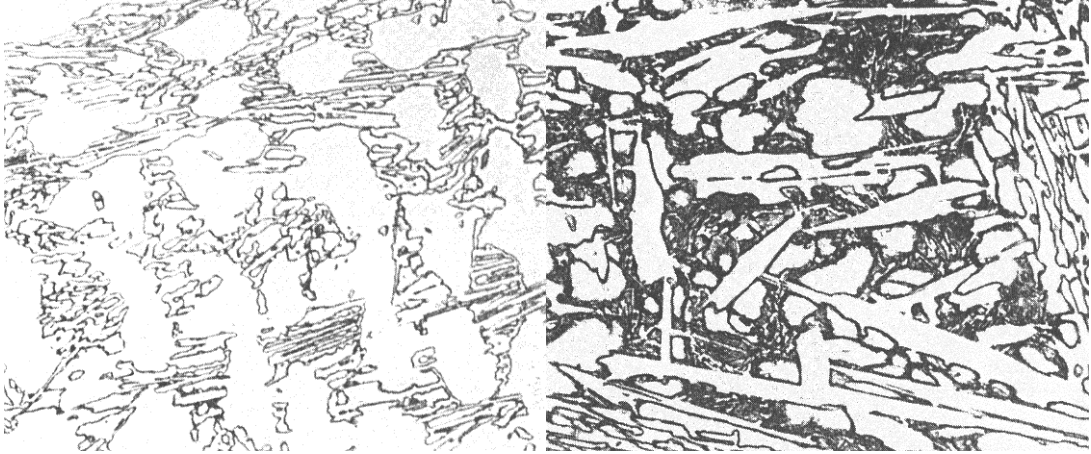
Güçlü karbür yapıcı elementlerden biridir. %17 kromlu beyaz dökme demirin yapı ve özelliklerine borun etkisi üzerinde çalışılmış ve karbür mikro sertliğinin çok yüksek seviyelere çıktığı, döküm halinde martenzit oluşumunun desteklendiği böylece aşınma direncinin oldukça arttığı bildirilmiştir. Döküm halinde yapıda martenzit bulunmasının nedeni borun matrisde çözünmesi ve  $M_s$  sıcaklığının yükselmesindendir. Ancak %17 kromlu demirin sertleşebilirliği sınırlıdır ve kalın kesitli parçaların döküm halinde kullanımı için uygun değildir. Bu kompozisyona sahip beyaz dökme demirler genelde yüksek sıcaklık ısıtma işlemi gerektirirler.

Ma ve arkadaşları tarafından %28 kromlu beyaz dökme demir üzerine yapılan çalışmada bor ilaveleri yapılarak özelliklere olan etkisi araştırılmıştır [43]. Borun karbürü kabalaştırıp dallandırdığı ve mikro sertlikte artışa sebep olduğu bulunmuştur. Artan bor ilavesiyle karbür hacim yüzdesi; %17 kromlu beyaz dökme demirde olduğu gibi lineer olarak artmaktadır (Şekil 3.8).



Şekil 3.8. Bor ilavesinin karbür hacmine etkisi [43].

Bor ilavesinin artmasıyla döküm halinde yapıda martenzit görülür. Bor ilavesi yapılmamış numune ile %0.6 bor ilavesi yapılmış numunenin mikroyapıları karşılaştırıldığında bu sonuca ulaşılmıştır (Şekil 3.9 a ve b). Tamamen martenzitik yapıya 1050 °C 'de havada su vermeyle ulaşılabilir. 1160 °C 'de havada su vermeden sonra tamamen östenitik yapı borun bulunmasından dolayı elde edilemez ve yapıda hala belli bir miktar martenzit vardır.



Şekil 3.9. a) Bor ilave edilmeyen temel alaşımanın mikroyapısı. b) %0.6 bor ilave edilmiş numunenin mikroyapısı.

Bor ilavesi %28 kromlu beyaz dökme demirin tokluğunu düşürmektedir. %0.2 bor ilavesi yapıldığında mekanik özellikler optimal duruma erişiyor. Isıl işlem, mekanik özelliklere pek fazla katkıda bulunmaz. Bunlara ilave olarak bor, %28 kromlu beyaz dökme demirin plastik deformasyona karşı koyma kabiliyetini azaltır ve üç elemanlı aşınmada silis kumuna karşı abrasiv aşınma direncinin azalmasına neden olur. Karbür sertliği arttığından kesme aşınmasına karşı koyma kabiliyeti artar ve iki cisimli aşınmada garnet aşındırıcısına karşı abrasiv aşınma direnci artmıştır. 1050 °C 'de havada su verilmesi iki cisimli aşınmada aşınma direncine önemli derecede katkıda bulunmuştur.

Bor elementinin etkisi ayrıca %13 krom içeren beyaz dökme demire %0.26, 0.39 ve 0.59 miktarlarında bor katılarak incelenmiştir. Bor ilavesinin alaşımanın mikroyapısını değiştirdiği görülmüştür. Artan bor ilavesiyle  $M_3C$  karbürünün hacimce yüzdesinin arttığı fakat  $M_7C_3$  'ün değişmeden kaldığı gözlenmiştir. Aynı zamanda perlit oluşumu önlenmiş ve bunun sonucunda alaşımlar iyi aşınma direnci göstermişlerdir [44].

### 3.2.12. Titanyum

Birincil ve ötektik karbürlerin morfolojilerini değiştirmek için az miktarda titanyum ilave edilmiştir. Modifiye edici olarak titanyum seçilmiştir çünkü titanyumun sıvı dökme demir içinde çözünürlüğü çok azdır böylece titanyum karbür yüksek sıcaklıklarda çökecek ve takiben birincil ve ötektik karbürlerin kristalleşmesini etkileyecektir. Gerçekten 1600 °C 'den su verilen Fe-%2.5 C-%5 Cr-%5 V-%0.3 Ti alaşımında ince titanyum karbürler gözlenmiştir. Matriks yapısından daha büyük olan bu karbürlerin su vermeden önce çökmesi umulmuştur. %42 titanyumlu ferro alaşımdan %0.023'den %0.71'e değişen miktarlarda Ti (%0.01-0.3 titanyuma denk gelmektedir) ötektik altı ve ötektik üstü Fe-C-%5 Cr/%15 Cr-%5/%9 V alaşımlarına 1600 °C 'de ilave edilmiştir ve daha sonra sıvı metal oda sıcaklığına 10 C/dk gibi bir soğutma hızıyla soğutulur veya ekzotermik kalıba dökülür. Hem birincil VC hem de ötektik VC yumrulaştırılmıştır [38].

Fe-%2.5 C-%5 Cr-%5 V-%0.3 Ti alaşımının büyüme süreci titanyumsuz alaşıminkinden oldukça farklıdır. Birincil  $\gamma$ 'in donması esnasında su verilen numunede titanyum karbürler olarak tanımlanan birçok ince karbür dendrit kolları arasında dağıtılmıştır. Titanyumun birincil  $\gamma$ 'daki bölünme katsayısı ihmal edilecek kadar küçüktür. Böylece titanyum karbürün büyüyen  $\gamma$ 'a bitişik olan sıvının zenginleştirilmiş çözelti sınır tabakasında çökeceği beklenecektir.  $\gamma$  + VC ötekiğinin katılma safhasında VC yumrulaşarak kristalleşir ve ötektik  $\gamma$ ; birincil  $\gamma$  ile birleşerek bir bütün haline gelir. Artan titanyum miktarı VC'ün daha fazla nodüler olmasını sağlar. Titanyum işlemi; küçük küpler şeklinde kristalleşen birincil NbC ve ötektik NbC'ü de kristalleştirme eğilimi gösterir.

Fe-C-Cr-Nb beyaz dökme demir alaşımına çok az miktarda titanyum ilavesi mevcut karbürlerin morfolojisi ve dağılımında önemli değişim ile sonuçlanmıştır. 1330 °C 'den su verilen titanyum içermeyen alaşımlarda östenit dendritlerinin gelişimi beklenecektir. Fakat karbürler oluşmayacaktır. %0.242 titanyum ilavesiyle östenit dendritleri içinde ince partiküller görülmüştür. İncelemeler sonucunda bu ince partiküllerin spesifik oluşum sıcaklığı belirlenememiştir. Fakat bu partiküller östenit dendrit oluşum sıcaklığının üstündeki bazı sıcaklıklarda oluşmuştur ve büyüyen östenit dendritleri tarafından çevrenmiştir. Bu partiküller TiC ya da Ti(C, N)'dür [34].

Fe-%2.72 C-%16.13 Cr-%1.33 Nb alaşımının mikroyapısında östenit-M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ötektik katılaşmasından önce bir ötektik olarak NbC'ün oluştuğu görölmüştür. NbC'ün gelişigüzel bir şekli vardır. Titanyum ilavesiyle NbC'ün bu büyük yüzey alanı/hacim oranı elimine edilir ve östenit dendritlerine çok yakın ve içinde ince partiküllerin mevcudiyeti gelişir.

Derin dağlanan numunelerdeki bu partiküller üzerinde yapılan analizden bunların NbC olduğu görölmüştür. Bu NbC partiküllerinin geometrisi ve şekli çok değişmiştir. Titanyum ilavesiyle elde edilen ince partiküller olarak kompakt bir forma dönüşüp östenit taneleri yakınında veya içinde yerleşmiştir. Ancak, bu partiküller üzerinde yapılan ileri araştırmalar bu ince partiküllerin çekirdeğinin TiC (bu partiküllerin bir kısmı karbo nitrür olabilir fakat bu partiküllerin nitrojen içeriğinin belirlenmesi mümkün olmadığından karbür olarak bahsedilmiştir), dış yüzeyinin ise NbC olduğunu göstermiştir. Buradaki (Ti, Nb)C partiküllerinin yaklaşık olarak %44 Ti ve %44-48 Nb içerdiği bulunmuştur. Kübik şekilli TiC çekirdeğinin etrafının NbC ile çevrildiği görölmüştür. TiC'ün geometrisinin çekirdek üzerine biriken NbC tarafından korunmadığı da açıkca görölmüştür. Su verilmiş titanyum içeren demirlerdeki ince partiküllerin analizlerinde bu partiküllerin yüksek derecede kübik olduğu, NbC birikmesiyle şekillerinin modifiye olmadığı, su verme esnasında oluşan diğer karbürler ile bağlantılı olduğu ve östenit-M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> ötektik çekirdeklenmesinde etkinliği anlaşılmıştır.

%0.38 Ti içeren 15Cr-3Mo alaşımı 1050 °C 'de 6 saat östenitlemeden sonra havada su verilmiştir. Elde edilen malzemenin aşınma direnci titanyum içermeyen alaşıma göre %30 iyileşmiştir. Döküm halindeki matriks ferritiktir ve ısıl işlemle östenitten martenzite dönüştürölmüştür. Matriksde ince partiküller halinde molibden ve titanyum karbürler gözlenmiştir. Uygulanan ısıl işlem matriksdeki krom içeriğini düşürmüş ve M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> tip karbürleri kabalaştırmıştır [45].

### **3.2.13. Aşılayıcıların Etkileri**

Beyaz demirlerde tellür, bizmut ve vanadyum özellikle karbüre neden olan aşılayıcılardır. Tellür son derece kuvvetlidir sadece 5 g/t (5 ppm) eklenmesi yeterlidir. Tellürün bir temel dezavantajı vardır. Tellür gazına maruz kalan dökümhane çalışanlarında nefes alma güclüğü görölmüştür. Bu nedenle aşılayıcı olarak kullanımından vazgeçilmiştir ve yasaklanmıştır. 50-100 g/t (50-100 ppm)

miktar bizmut alaşımsız veya düşük alaşımlı beyaz demirlerde etkin olarak grafit oluşumunu bastırır. Bizmut özellikle düşük karbon kompozisyonlarının plastik şekil verme için yapılan ısıt işlemlere hazırlamak için kullanılır. Bizmutun ince taneli yapı oluşturduğu rapor edilmiştir bu durum aşınmaya dirençli beyaz demirlerde bazen tercih edilir.

%0.5'in üstündeki vanadyum beyaz veya çil demirlerde karbürü stabil eder ve tane inceltici olarak kullanışlı olduğu düşünülür. Nitrojen ve bor içeren ferro alaşımların yararlı etkileri rapor edilmiş ve aşıl原因ıcı olarak kullanılmaktadırlar. Ancak genelde aşınmaya dirençli beyaz demirlerdeki aşıl原因ıcıların ekonomik yararlılığı çelişkili ve kanıtlanmamış olarak kalmıştır.

### **3.3. Yüksek Kromlu Demirlerin Mikroyapıları**

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin tipik mikroyapıları iki fazdan oluşur. Bunlar sert krom karbürler (1500-1700 HV) ve matriksdir. Yüksek sıcaklık destabilizasyon ısıt işlemini takiben martenzitik yapı orjinal döküm hali östenitik ya da perlitik yapının yerine geçer. Isıt işlem 950-1000 °C 'de gerçekleştirilir ve östenitik matriks içinde ikincil karbürlerin çökmesine izin verilir. Bunu takiben oda sıcaklığına kadar havada su vermede martenzit dönüşümü 200 °C civarında başlar. Son işlem olarak 450-550 °C 'de temperleme yapılır ve kalıntı östenitin dönüşümü sağlanır.

#### **3.3.1. Yüksek Kromlu Dökme Demirlerde Matriks**

Yüksek kromlu demirlerde metal matriks büyük ölçüde kalıp çeliğinin karakteristiğine sahiptir. Darbe yüklerine karşı toklaştırılabilir ya da aşınmayı azaltmak için sertleştirilebilir. Matriks yapıları; perlit, östenit, martenzit veya bunların kombinasyonu olabilir.

Çeliklerdeki gibi maksimum aşınma direncine tamamen martenzitik matriks yapıyla ulaşılır. Östenitik demirlerin döküm hali nispeten yumuşak olmasına rağmen çalışma şartlarındaki sertleşmeden dolayı birçok abrasiv aşınma uygulamalarında tatmin edici performans verilebilir.

Perlitik matriks yapıları ılımlı aşınma direncine ve düşük tokluğa sahiptirler ve bu yüzden genellikle istenmezler. Oluşumunu engelleyen alaşımlamanın yetersiz yapılması durumunda perlit her zaman oluşacaktır. Kromun çoğu krom karbürlerde

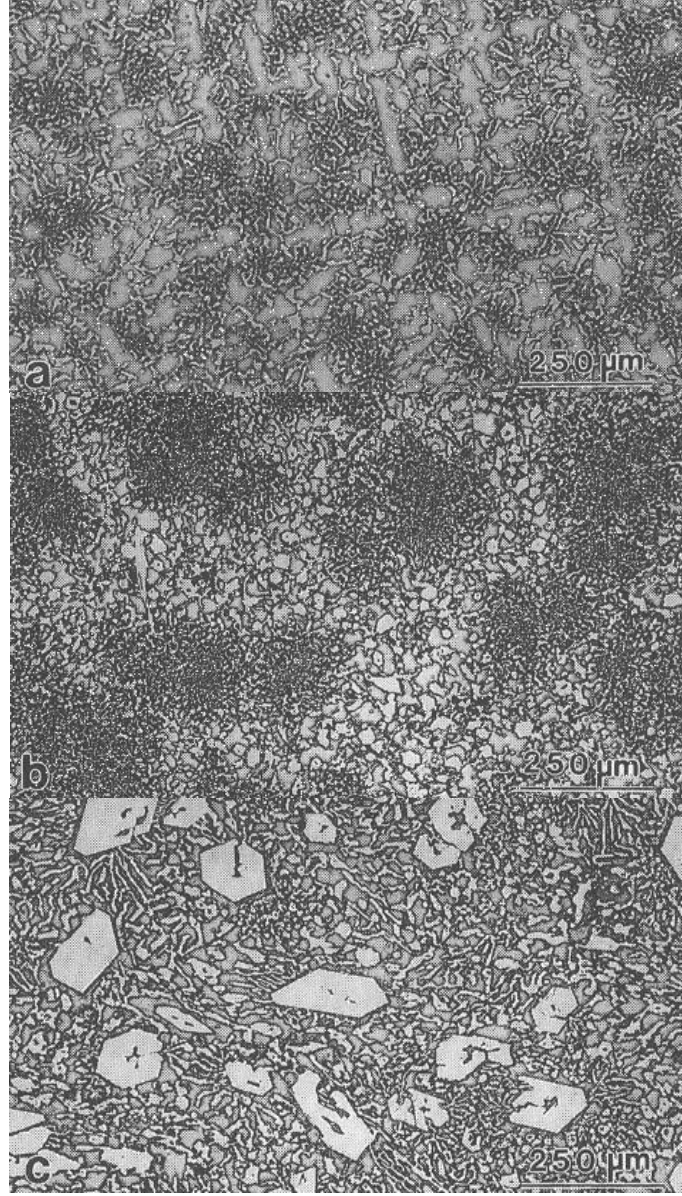
bağlanır böylece yeterli sertleşebilirliği sağlamak için diğer alaşımlama elementleri gereklidir. Alaşım elementlerinin ilave edildikleri temel alaşımın özelliklerine olan etkilerinden daha önce bölüm 3.2’de ayrı ayrı bahsedilmiştir.

Yüksek kromlu beyaz dökme demirler yapılarındaki sert karbürler  $(Fe, Cr)_7C_3$  ve matriksden dolayı bir kompozit mikroyapısına sahiptirler. Kalın kesitli dökümlerdeki uzun çubuk şekilli karbürler sütunsal yapı oluşturmak için kalıp duvarına dik olarak gelişebilirler veya uzun eksenleri eş taneli yapı oluşturmak için rastgele yönlerde büyüyebilir. Yüksek gerilmeli aşındırıcı şartlar altında eş taneli yapının sütunsal yapıya göre çok daha fazla aşınma direnci gösterdiği belirlenmiştir. Aşınma direncini maksimuma çıkarmak için kalın kesitli aşınmaya dirençli döküm parçalar tamamıyla eş taneli yapıda üretilmelidir. Sütunsal-eş taneli yapı geçişini araştıran Doğan; tamamıyla eş taneli döküm yapısının düşük bir aşırı ısı ile biraz ötektik üstü olan yüksek kromlu beyaz dökme demirde elde edilebileceğini göstermiştir [46].

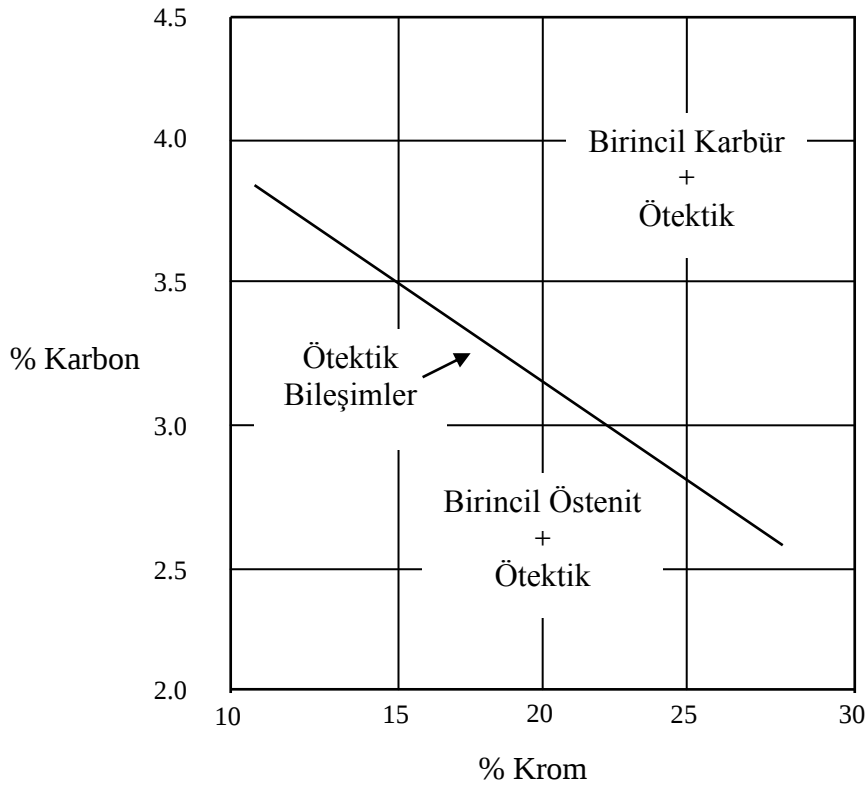
### **3.3.2. Yüksek Kromlu Dökme Demirlerde Karbürler**

Yüksek kromlu demirlerde bulunan karbürler çok sert ve aşınmaya dirençlidirler fakat aynı zamanda kırılğandır. Genelde tokluk metalik matriks oranının arttırılmasıyla (karbon içeriğinin düşürülmesi) iyileştirilirken; aşınma direnci karbür miktarının arttırılmasıyla (karbon miktarının arttırılması) iyileştirilir. Bu alaşımlardaki karbon içeriğinin karbür fazının dağılımına ve şekline olan etkisi Şekil 3.10’da gösterilmiştir [46].

Karbon içerikleri ötektik karbon içeriğini aştığı zaman büyük hegzagonal karbür çubukları oluşur (Şekil 3.10 c). Ötektik katılaşmadan önce ergiyikten çökelen bu birincil krom karbürler darbe tokluğuna karşı tamamen zararlıdır ve çalışma şartlarında darbeye karşılaşılan dökümlerde bunlardan kaçınılmalıdır. Ötektik karbon içeriği bu alaşımlardaki krom içeriğiyle ters olarak değişir. Ötektik karbon içeriği ve krom içeriği arasındaki ilişki Şekil 3.11’de gösterilmiştir.



Şekil 3.10. Yüksek kromlu (%26) beyaz dökme demirin bileşime göre mikroyapıları:  
a) Düşük karbon (ötektik altı), b) Ötektik, c) Yüksek karbon (ötektik üstü)



Şekil 3.11. Yüksek kromlu beyaz demirlerdeki karbon ve krom içerikleri ile ötektik kompozisyon arasındaki ilişki.

Ötektik üstü alaşımlar hariç olmak üzere alaşımlarda katılaşma birincil östenitin oluşmasıyla başlar ve takiben  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ 'den oluşan bir ötektik ile devam eder. Bazı çalışmalarda gösterilmiştir ki  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  tip karbürler kinetik olarak istenen yapı iken; denge şartları altında termodinamik olarak kararlı olan  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  karbürüyle yer değişebilir. %30 kromlu alaşımda  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ - $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  dönüşümü gözlenmiştir. Ötektik üstü alaşımlar birincil karbür fazı oluşumuyla katılaşır. Bunlar karakteristik görünümleri olan hegzagonal yapılarıyla kolayca tanınırlar.

Matriksin dağlanmasıyla üç boyutlu karbür ağı açıkça görülebilir. İki boyutlu bir düzlemde karbür yapısı süreksiz olarak görünürken; üç boyutta bakıldığında ise morfolojinin bağlı bir ağ olduğu açıkça görülmüştür. Krom miktarının fazla olduğu ötektik altı bileşimlerde yapı hala birbirine bağlı şekildedir ve matriksin orjinal adaları görülebilir. Daha düşük krom içeriklerinde görülen balık kılıcı şeklindeki karbür toplulukları kaybolmuştur. %12 krom içeren alaşımda karbür morfolojisi çubuklar ve bıçaklardan ibarettir. Bu bıçaklar çoklu çubuklardan oluşmuştur. Bu alaşımda ağ etkisi daha azdır fakat karbürlerin bağlılık durumu hala baskındır. Ötektik üstü alaşımda ötektik altı malzemelerden farklı yapısı açıkça görülmektedir.

Genel yapı karmaşık düzenlenmiş uzun, ince karbür çubuklar şeklindedir bu çubukların kesiti ise hegzagonal yapı gösterir. Bu alaşımdaki karbürlerin bağlantılı olmadığı düşünülmektedir ve bu halleriyle kompozit malzemelerdeki fiberlere benzemektedirler [47].

%5 kromlu çok alaşımlı beyaz dökme demir numunelerin (%1.3-3.2 C, %1-8 Mo ve W, %1-15 V ve %0-12 Co) karbür morfolojisi ve tipi incelenmiştir. Farklı karbon içerikli 6 numune tek yönlü katılaştırılmış, katılaşma hızının karbür tipine etkisi incelenmiştir. MC,  $M_2C$  ve  $M_7C_3$  olmak üzere üç tip karbür bulunmuştur. Kimyasal kompozisyonlara göre tek MC karbür bağımsız olarak; MC ve  $M_2C$  karbürleri birlikte; MC,  $M_7C_3$  ve  $M_2C$  karbürleri birlikte bulunmuşlardır. MC karbür morfolojisi üç gruba bölünebilir: Taçyaprağı veya flake, nodüler ve mercan benzeri.  $M_2C$  karbürü iki morfoloji gösterir: Levhasal ve lamelli.  $M_7C_3$  karbürü yüksek ve düşük kromlu beyaz dökme demirlerdekine benzer şekilde çubuk benzeri ve ledeburitiktir. Karbür morfolojisi ve tipi vanadyum ve karbür içeriklerindeki değişimler ve karbon içeriğinden oldukça etkilenmektedir. Karbon miktarı aynı kaldıkça kobaltın karbür tipi ve morfolojisine bir etkisi olmamıştır. Katılaşma hızı karbür tipine güçlü bir şekilde etkilemektedir. Fakat katılaşma hızı arttıkça karbür ince olma eğilimi göstermektedir. Karbon içeriği yüksek ise  $M_3C$  karbürü çok düşük katılaşma hızlarında görülebilir [48].

Karbür morfolojisinin kırılma tokluğuna etkilerini araştıran Biner; %2.7 C ve %15 Cr içeren temel alaşıma molibden ekleyerek ısıtılma işlem sonrasında ötektik karbür morfolojisindeki değişimleri incelemiştir [32]. Molibdenin döküm halindeki ötektik karbür yapısına bir etkisi görülmemiştir. Yapılan ısıtılma işlemlerin de ötektik karbür hacim yüzdesine herhangi bir etkisi olmamıştır. Fakat molibden içeren alaşımlarda sürekli olan ötektik karbür ağının kırıldığı ve kabalaşıp küreselleştiği gözlenmiştir. Böylece martenzitik yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde kırılma tokluğunun ötektik karbür morfolojisinden bağımsız olduğu ve ısıtılma işlemler esnasında oluşan ikincil karbür dağılımıyla kontrol edilebileceği söylenebilir. İlave alaşım elementlerinin kırılma tokluğuna faydalı etkileri olmadığından sadece tam sertleşmeye ulaşma açısından düşünülmektedirler [49].

Çalışmalar; ikincil karbürlerin ötektik karbürler üzerinde depolanmadıklarını fakat matriksdeki alt sınırlarda ya da belli latis düzlemler boyunca devamlılık geliştirebilen bireysel parçalar olarak ötektik ve dendritik matriks içinde oluştuklarını göstermiştir.

M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> ikincillerinin fiber ağları %28 Cr'lu demirin derin dağlanmış yapılarında gözlenmiştir [28].

### 3.4. Yüksek Kromlu Beyaz Dökme Demirlerin Isıl İşlemi

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin özellikleri, alaşımın kimyasal bileşimi kadar uygulanan ısıl işlemle de belirlenir. Çoğu kez ısıl işlem daha önemli olmaktadır. Kimyasal kompozisyon aynı kaldığı halde farklı ısıl işlemler farklı özellikte dökümler ortaya çıkarır. Yüksek kromlu dökme demirlerin üretimi ve kullanımı sırasında çok çeşitli katı hal dönüşümleri meydana gelir ve bu alaşımlar çeşitli ısıl işlemlere maruz kalırlar. Çoğu ısıl işlemin ilk amacı yüksek alaşım içeren östeniti destabilize etmektir. Böylece soğutma sırasında matriks martenzite dönüşür. Subcritical ve cryogenic işlemler gibi diğer ısıl işlemler matriksdeki östenit miktarını azaltma amacı taşırlar. Ötektik karbürleri küreselleştirmek için bazı çok yüksek sıcaklık işlemleri de kullanılır [1, 16, 26, 50, 51].

#### 3.4.1. Destabilizasyon Isıl İşlemi

Destabilizasyon ısıl işlemi 920-1060 °C sıcaklık aralığında 1-6 saat tutma gerektirir. Bu sıcaklıkta ikincil karbürler matriksde çökeler, matriks alaşım içeriği düşer ve özellikle karbon miktarı da düşer. Östenit matriksdeki alaşım içeriğinin düşmesi M<sub>s</sub> sıcaklığını arttırır böylece oda sıcaklığına soğutmayla matriks martenzite dönüşebilir. Destabilizasyon sıcaklığından parçayı havada soğutarak su verme çatlama ları önlenirken genellikle yeterli martenzit yapı elde edilir, bununla beraber düşük kromlu alaşımlar yağda su verilebilir [15]. Destabilizasyon ısıl işlemi esnasında oluşan reaksiyon şöyledir:



Burada  $\gamma^*$ ; orjinal östenit matriksden ( $\gamma$ ) daha az alaşım içeren östenittir. Oluşan ikincil karbürlerin tipleri (M<sub>3</sub>C, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>) matriks bileşimine ve destabilizasyon sıcaklığına bağlıdır. Destabilizasyon işleminden sonra martenzit baskın matriks oluşmasına rağmen %35 kadar östenit matriksde kalabilir. Destabilizasyonu takiben kalıntı östenit miktarı; alaşım bileşimi, destabilizasyon sıcaklığına-zamana ve kesit

boyutuna ve özellikle matriks karbon içeriğine güçlü bir şekilde bağlıdır. Ötektik karbürlerin genel olarak bu kullanılan sıcaklıkta inert oldukları düşünülür ve destabilizasyon ısı işleminden etkilenmemişlerdir.

Havada soğutulmuş yapıda maksimum sertliğe ulaşmak için bir optimum destabilizasyon sıcaklığı ortaya çıkar. Bu terim iki çekişen etkiden ortaya çıkar. Bunlar:

- 1- Yüksek sıcaklıklarda östenitteki karbon çözünürlüğü büyüktür ve bu olay karbür çökmesinin itici gücünü azaltır. Yüksek karbonlu matriks şu sonuçlara sebep olur:  $M_s$  sıcaklığı düşer, havada soğutulmuş yapıda büyük kalıntı östenit elde edilir.
- 2- Düşük sıcaklıklarda karbür çökmesi büyür, şiddetli bir şekilde matriks karbon içeriği düşer. Soğutmada oluşan düşük karbonlu martenzit nispeten düşük sertliğe sahiptir.

Destabilizasyon işlemini takiben oluşan mikroyapı işlem sıcaklığına bağlı olarak değişebilir. Maratray ve Poulalion destabilizasyon sıcaklığı etkisinin büyük kesit boyutlarında azaldığını bulmuşlardır [35]. Bu nedenle büyük kesitli parçaların yavaş soğutulmasıyla ilave ikincil karbür çökmesi oluşabilir. Cias; %17.5 kromlu beyaz demirin sertleşebilirlik çalışmasında destabilizasyon sıcaklığından orta soğutma hızlarında en büyük sertliği elde etmiştir. Bu sonuç soğutma sırasında yeni ikincil karbür çökmesi oluşumuna yorulmuştur. Çok düşük soğutma hızları perlit oluşumuna ve düşük sertliğe sebep olmuştur [52].

Destabilizasyon sıcaklığında tutma süresi genelde 1-6 saat arasında değişir. Her 25 mm kesit kalınlığı için 1 saat + 15 dakika bekleme süresi bir kural olarak uygulanır. Optimum tutma zamanı alaşım kompozisyonuna, kesit boyutuna ve döküm yapısına bağlı olduğundan bu yaklaşım biraz basitçedir. Yüksek nikel ve bakırlı alaşımlarda ısı işlem esnasında bu elementlerin matriksde kalması için 6 saate yakın bu sıcaklıkta tutma gerekir, büyük ikincil karbür çökmesi  $M_s$  sıcaklığını yeterince yükseltmek için gereklidir. Döküm perlitik yapılar östenitik yapılardan daha az destabilizasyon süresi gerektirirler. Perlitte oluşan karbürler matriksdeki karbon miktarını denge miktarına yakın olacak şekilde azaltırlar. Östenitik yapılarla kıyaslanacak olursa perlitik yapıların destabilizasyonu ile yüksek sertliklere ulaşılır.

### 3.4.2. Destabilizasyon Isıl İşleminde İkincil Karbür Çökmesi

Matriksden ayrılan alaşım elementlerinin ikincil karbürler olarak çökmesidir. Böylece soğutmada martenzitik matriks elde etmek için östenit destabilize edilmiş olur. Çökelen karbürlerin tipleri alaşım bileşimine ve destabilizasyon sıcaklığına bağlıdır. %15-20 kromlu alaşımlarda aglomere çubuklar ve levhalar şeklinde  $M_7C_3$  karbürünün çökeldiği görülürken yüksek krom içerikli alaşımlarda (>%25) bağlantılı ince çubuklar olarak  $M_{23}C_6$  karbür oluşumu görülmüştür [15, 28].

İkincil karbürler genellikle östenitik bölgeler içinde kayma bantlarında ya da alt tane sınırlarında çökeliyorlar. Bu kayma bantları ve alt tane sınırları ötektik karbürler ve matriks arasındaki termal genişleme farkından üretilen gerilmelerden dolayı oluşurlar. Kuwano ve arkadaşları ayrıca yüksek kromlu beyaz demir alaşımlarında düşük Cr/C oranında ikincil karbürlerin dendritler içinde üniform olarak çökeldiğini, yüksek Cr/C oranlı alaşımlarda ise çökmenin tercihen ötektik karbürlere uyumlu oluştuğunu görmüşlerdir [53].

### 3.4.3. Subcritical veya Temperleme Isıl İşlemi

Destabilizasyon ısı işlemini takiben baskın olan martenzitik yapı hala %35'e kadar östenit içerebilir. Düşük kalıntı östenit isteniyorsa subcritical ısı işlemler uygulanarak östenit miktarı düşürülebilir. Bu subcritical (veya temperleme) ısı işlemi, 200 ve 600 °C sıcaklıkları arasında 2-6 saat tutma içerir [54]. Subcritical ısı işlemi esnasında birkaç reaksiyon meydana gelir:

1. İkincil karbür çökmesi (genelde termodinamik açıdan uygun olan  $M_{23}C_6$  karbürü)
2. Ötektoid reaksiyon ( $\gamma \rightarrow \alpha + \text{alaşım karbür}$ )
3. Perlit oluşumu ( $\alpha + M_3C$ )

Genellikle ikincil karbür çökmesine sebep olan reaksiyon tercih edilir. Soğutma esnasında martenzit üreten herhangi bir kalıntı östenit destabilize olabilir. Oluşan gerçek reaksiyonlar malzeme bileşimine, termal geçmişe olduğu kadar işlem sıcaklığı ve zamanına da bağlıdır. 400 °C 'ye kadar martenzitin temperlenmesi gerçekleşir, sertlikte biraz düşüş olur. 400-500 °C arasında ikincil karbür çökmesi oluşur östenit miktarı düşer ve ikincil sertleşme olur. 600 °C 'den yüksek sıcaklıklar perlit oluşumuna veya östenit bozunumuna (ferrit ve alaşım karbürü olarak) sebep

olur. Östenit miktarının azalmasına rağmen bu işlem genellikle aşınma direncinde ve sertlikte bir kayıpla sonuçlanır ve bu istenmez [55].

#### **3.4.4. Cryogenic İşlemler**

Cryogenic işlemler matriks yapısında kalan östenitin dönüşmesi için destabilizasyon ısı işlemini takiben yapılır. Martenzit dönüşüm sona erme sıcaklığı  $M_f$ 'nin altında ileri dönüşümler oluşmayacak kadar aşağıdaki sıcaklığa soğutarak %5'den daha az kalıntı östenit seviyelerine ulaşılabilir. Düşük sıcaklık işlemleriyle ilgilenilmesinin bir başka nedeni ise yüksek kromlu beyaz demirlerin üretiminde izlenecek yoldan destabilizasyon ısı işlemini çıkarmaktır. İkincil karbür çökmesiyle beraber düşünülen destabilizasyon ısı işlemi beyaz demir alaşımlarının kırılma tokluğunu zıt olarak etkileyebilir, ısı işlem esnasında uygulanan sıcaklık gradyanları istenmeyen kalıntı gerilmeler oluşturabilir. Döküm halindeki malzemeyi  $M_f$  sıcaklığının yakınına ya da altına soğutarak bir martenzitik matriks üreten cryogenic işlemler bu iki problemi ortadan kaldırabilir [16].

#### **3.4.5. Küreselleştirme Isıl İşlemi**

Birkaç araştırmacı yüksek sıcaklık işlemleri kullanarak karbürleri küreselleştirmeye çalışmışlardır [32, 49]. Bu modifikasyonun amacı tokluğu geliştirmek niyetiyle daha küresel karbür şekli elde etmektir. Bu yüksek sıcaklık işlemleri tipik olarak 1150-1200 °C'de 72 saat kadar tutma gerektirir. Biner; küreselleşmenin oluşması için molibden ve volfram ilavesinin gerekli olduğuna işaret etmiştir. Bazı araştırmacılar bu çalışmalarda görülen küreselleşmenin iki boyutlu optik mikroskop kullanılmasıyla dolaylı olarak yorumlandığını açıklamışlardır.

#### **3.4.6. Gerilme Giderme Isıl İşlemleri**

Kalıntı gerilmeler döküm malzemelerde kalın ve ince kesitler arasındaki veya yüzey ve iç bölgeler arasındaki soğuma hızlarının farklılığından gelişir. Kalıp malzemesinin karakteristikleri kadar döküm malzemesinin özellikleri ve döküm dizaynı da kalıntı gerilmelerin gelişimini etkiler. Destabilizasyon ısı işlemi gibi bir yüksek sıcaklık işlemini takiben soğutmada sıcaklığın değişiminin artması ve su vermenin ya da havada soğutmanın şiddetinin artmasıyla kalıntı gerilmenin gelişimi artar.

Kalıntı gerilmeler dökümlerin kalıp içinde yavaş ve üniform soğutulmasıyla (genelde fırın içine yerleştirilerek) azaltılabilir. Ancak daha yaygın olarak beyaz demirlerde

gerilme giderme ısıt işlemleri yapılır. Sıcaklığı yeterince yükselterek bu sıcaklıkta düşük mukavemetten dolayı plastik rahatlamayla kalıntı gerilmeler azaltılır. Genellikle gerilme azaltma sıcaklığı ne kadar yüksek ise daha küçük bir alan, tutma zamanı ne kadar uzun ise daha etkin gerilme giderme yapılır. Gerilme giderme ısıt işlemini takiben hızlı soğutma yeni gerilmeler doğurabileceğinden yavaş soğutma tavsiye edilir.

Pearce beyaz demir alaşımlarında gerilme giderme için 600-700 °C sıcaklıklarının kullanılmasını önermiştir [15]. Ancak yüksek kromlu beyaz demirler üzerine yayımlanmış bazı çalışmalarda gerilme giderme işlemleri 200-300 °C arasında 4-16 saat tutma ile yapılmıştır [54]. Bu ısıt işlemin çıkarılan sonuçlarından nispeten etkisiz olduğu görülmüştür.

### **3.5. Yüksek Alaşımlı Beyaz Dökme Demirlerin Dökümünde Dikkat Edilmesi**

#### **Gereken Hususlar**

Yüksek alaşımlı beyaz dökme demirler; diğer sıradan dökme demir tiplerinin üretiminden ayrı olarak düşünülmesi gereken önemli bir malzeme grubudur. Bu dökme demirlerdeki alaşım miktarı %4 'ün üstündedir. Bu nedenle standart kompozisyonlardakine zıt olarak pota ilavesi yapılarak üretilemezler. Bu demirler hassas bileşim ve sıcaklık kontrolü sağlanması için elektrikli fırınlarda; özellikle ark ve indüksiyon fırınlarında ergitilir [56].

#### **3.5.1. Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerde Ergitme**

Ergitmede elektrik ark ve indüksiyon fırınları kullanılır. Asit, nötr veya bazik astarlı elektrik fırınlarında üretilirler. Oksijen; karbon içeriğini düşürmekten başka bir sebeple kullanılmaz. Kromlu curufun refrakterleri hızlı aşındırmasından dolayı asidik astarlar bazik astarlara göre daha ekonomik olmaktadır. Asidik ergitmede curuf bileşiminde çok küçük bir ayar yapmak gerekir. Koyu ve akıcı olmayan curuflardan kaçınılmalıdır.

Şarj malzemesi çeşitli çelik hurdalar, dökümhane atıkları ve çalışma yerlerinden dönen benzer bileşimdeki alaşımlardır. Çelik hurdalardan gelen mangan ve bakır gibi alaşım elementleri östenit tutulmasını etkilediğinden bu hurdaların seçiminde dikkat edilmelidir.

Bazı fırın operatörleri bir miktar yüksek karbonlu ferrokromu şarja ilave etmeyi tercih ederler fakat aşırı oksidasyon kayıplarını önlemek için ısıtmanın sonuna doğru bu işlem yapılır. Karbon grafit elektroddan, petrol kokundan ve diğer kaynaklardan elde edilir. Eğer ergiyiği karbürlemek için pik demir kullanılmışsa düşük silisyum içeriğine sahip olmalıdır. İdeal silisyum miktarı %0.6'dır. Banyodaki silisyumun %0.4'den az olması koyu bir curufa neden olurken yüksek silisyum içerikleri perlit oluşumunu teşvik edebilir. Yüksek silisyumlu ferrokromun yanlış seçimi genelde oldukça yüksek silisyum miktarına sebep olur. ASTM A 532'ye göre mangan %0.5-1.5 miktarları arasında olabilir. Manganın yüksek seviyede olması asidik fırın astarlarını aşındırabilir. Bu yüzden mangan içeriği %1 ile sınırlandırılmıştır. Molibden genelde ferromolibden olarak ilave edilir ancak ark fırınlarında molibden oksit birikimleri kullanılabilir. ASTM A 532'de kükürt %0.06, fosfor ise %0.10 ile sınırlandırılmıştır.

Yüksek aşırı ısıtma sıcaklıkları iyi karıştırma yapılan indüksiyon fırınlarını için gereksizdir. Kalın kesitli dökümler için 1480 °C'lik son sıcaklık uygundur. Ark fırınında banyo kompozisyonunun homojenliğini sağlamak için 1565 °C'lik son sıcaklık kullanılır. Yüksek aşırı sıcaklıklar özel sorunlar meydana getirmez fakat ergitme kayıplarını tahmin etmek güçtür.

Çelik ergitmedeki gibi banyonun alüminyumla deoksidasyonu yaygındır. Fakat dökümün sağlamlığına ve mekanik özelliklerine ters etkileri olmadığından bir çok üretici tarafından artık kullanılmamaktadır. Dendrit boyutunu sınırlamak için titanyum bazen katılır. Alüminyum ve titanyumun banyoya ilavelerinin besleme problemlerini daha kötüleştirdiği bildirilmiştir.

### **3.5.2. Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerde Döküm**

Yüksek döküm sıcaklıkları besleyici kafaları altında ve diğer sıcak noktalardaki büzülmeyi ciddi hale getirir. Böylece mikro büzülmelere ve kaba dendritik yapıya sebep olur. Özellikle kalın kesitli parçaların üretiminde döküm sıcaklığının kontrolü önemlidir. Düşük döküm sıcaklıkları sadece büzülme hatalarını önleme açısından değil aynı zamanda metal nüfuziyeti ve kumdaki yanmayı önlemek için gereklidir. Düşük döküm sıcaklıkları dendrit boyutu ve ötektik karbür yapısının kabalığını kontrolde de etkindir.

Yüksek kromlu demirler için ötektik sıcaklık 1230-1270 °C arasında değişir. Kompozisyona bağlı olarak katılaşma 1350 °C 'de başlar. 102 mm'den kalın parçalar genellikle 1345-1400 °C arasında dökülür. Küçük parçaların dökümünde yüksek döküm sıcaklıkları gerekebilir.

Potadaki veya döküm esnasındaki metal soğuk ve curufumsu görünümündedir çünkü metal yüzeyinde bir oksit filmi oluşmuştur. Fakat gerçekte metal oldukça akıcıdır ve karmaşık şekillere dökülebilir. Oldukça koyu olan bu oksit hızlıca bir döküm yapılırsa dökümlerde meydana gelen yüzey hatalarından pek azından sorumlu olur.

### **3.5.3. Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerde Döküm Dizaynı**

Büzülme hatalarının minimize edilmesi için kalıplar rijit olmalıdır. Kalıplar; yaş kum, kuru kum, yağlı kum veya çelik döküm kumlarından yapılabilir. Havada sertleşen ve ısıyla sertleşen reçineli kumlar da genelde kullanılır. Beyaz demirler sıcak yırtılmaya maruz kaldıklarından maçalar kolayca kırılmalıdır.

Uygun önlemler alınmadıkça yüksek kromlu dökme demirler düşük alaşımlılara göre daha fazlaca çatlama gösterirler. Dökümler kalıptan çıkarıldıklarında bazen çatlamış oldukları görülür. Kalıp veya maçalar aşırı mukavemetli olur ve soğuma sırasında termal büzülmeye izin vermezse yeterli miktardaki gerilimler kırılmaya neden olacaktır. Pompa spirallerindeki büyük maçalar ve bolt boşlukları oluşturmak için kullanılan küçük maçalar bu tip kırılmaya neden olabilirler.

Büzülme payı 18-21 mm/m'dir. Model payı döküm parçasının geometrisine ve alaşım seçimine bağlıdır. Modellerde uygulanan yarıçaplarda cömert davranılmalı ve katılaşma ve soğuma esnasında başlangıç çatlaklarını önlemek için ani kesit değişimlerinden kaçınmak gerekir.

Yüksek kromlu demirler nispeten yüksek sıvı-katı büzülmesi gösterirler. Bu nedenle iyi bir besleme için büyük girişler ve çıkıcılar gerekir. Girişlerin ve çıkıcıların kolayca uzaklaştırılmasını sağlamak için özel dizaynlar uygulanmalıdır. Çıkıcılar yakılarak uzaklaştırılmazlar, çentik açılır ve darbe uygulanarak uzaklaştırılırlar.

### **3.5.4 Yüksek Kromlu Beyaz Demirlerde Kalıp Bozma Uygulaması**

Yüksek kromlu dökme demirlerin başarılı olarak üretilmesindeki kritik safhalardan biridir. Dökümlerin yüksek sıcaklıklarda kalıptan çıkarılması yüksek kalıntı

gerilmelerine ve çatlamalara sebep olur. Martenzit dönüşümü soğutmanın son safhasında meydana geliyorsa oda sıcaklığına kadar kalıpta soğutma yapılması istenir. Bu önlem büyük kesitli dökümlerde kalıpta soğutulmuş yapı östenit ve martenzitin karışımı olarak isteniyorsa ve döküm halinde kullanılacaksa zorunludur.

Isıl işlem demirler için istenen yapı, kalıpta soğutularak elde edilen perlittir. Bu yumuşak yapı girişlerin ve çıkıcıların uzaklaştırılmasına imkan verir ve çatlamaya sebep olan dönüşümsel, termal gerilmeler minimize edilir. Isıl işleme cevabı kısaltır. Alaşım bileşiminin dikkatli dizayn edilmesi kalıpta soğutmadan sonra dökümdeki yeteri kadar çok perlitik yapının gelişimini ve aynı zamanda takip eden ısıl işlem esnasında perlit oluşumunu önleyerek yeterli sertleşebilirliği sağlar.

#### **4. KOKİL DÖKÜM TEKNOLOJİSİ**

Kum kalıba döküm yöntemiyle kıyaslandığında; kokil kalıba döküm yöntemi ile yüksek boyut hassasiyeti, daha düzgün yüzeyler, işleme maliyetinin düşük olması ve daha ince taneli döküm parçaları üretildiğinden araştırmacıların ilgisini çekmiştir. Kokil döküm yönteminde kullanılan metal kalıpların hazırlanması zor ve maliyeti yüksek olduğundan yüksek sayıda (1000 adet ve üstü) ve kompleks şekilli parçaların üretimi için uygundur [57].

Kokil döküm yöntemi devamlı bir gelişme içinde olmasına rağmen bugün hala el ile açılıp kapatılan kalıplarda döküm yapılmaktadır. Son senelerde insan faktörünün etkinliğinin azaltıldığı otomatik kokil döküm yöntemleri ile daha kaliteli, düzenli ve daha fazla parça üretimi mümkün olmuştur.

##### **4.1. Kokil Dökümün Prensipleri**

Kokil döküm; sıvı metalin kokil olarak adlandırılan metal kalıba dökülmesiyle döküm parça üretim işlemidir. Metalin kendi ağırlığı ve yerçekimi etkisi ile sıvı metal akışı sağlanır. Döküm parçasının şekli kalıbın iç yüzeyini oluşturan boşluk ile elde edilir. Bu boşluk; düşey yolluklar olarak bilinen besleme sistemiyle ve havanın kalıp boşluğundan çıkmasını sağlayan hava çıkış kanallarına bağlıdır. Bu kanallarda katılaşan metal, bitirme işlemleri sırasında kesilerek atılır.

Katılaşma esnasında oluşan hacim azalması sisteme tekrar sıvı metal doldurularak karşılanır. Beslenecek kısmın üzerinde yer alan ve sıvı metal için depo vazifesi gören çıkıcılar veya besleyicilerden gerekli sıvı metal karşılanır. Katılaşmadan sonra döküm parçası kalıptan çıkarılır ve maçalar dışarı alınır. Döküm parçasının kalıptan çıkmasını kolaylaştırmak amacıyla kalıpla temasta olan kısımlar eğimli yapılır. Kokil kalıbın en önemli fonksiyonu ısının sistemden uzaklaştırılmasıdır. Çok sayıda döküm yapmak için dizayn edilen kalıbın kum kalıba göre metali çabuk soğutmak, tane boyutunu küçülterek mekanik özellikleri iyileştirmek gibi avantajları da vardır.

Pratikte döküm parçasının dizaynı ile ilgili sınırlamalar vardır. Çok ince, kalın kesitler ve kompleks şekillerin üretimi zordur. Gerekli kalıplar pahalıdır ve işlemin ekonomik olması için belirli üretim seviyelerinin altına inilmemelidir.

## **4.2. Kokil Dökümle Şekillendirilen Metalin Özellikleri**

Kokil döküm ile şekillendirilebilmesi için kullanılan metalin bazı özelliklere sahip olması gerekir. Kokil döküm açısından alaşımların aşağıdaki özellikleri sağlamaları gerekir.

### **4.2.1. Katılaşma Aralığı**

Alaşımlama saf metalin dökülebilirliğini artırır. Alaşım elementleri saf metalin ergime noktasını düşürerek katılaşma mekanizmasını değiştirirler ve katılaşma aralığını genişletirler. Katılaşma aralığı likidüs ve solidüs arasındaki bölgedir. Bu bölgede katı ve sıvı fazlar beraberce bulunur.

Katılaşma sırasında beslemenin üç kademede olduğu bilinmektedir; sıvı metalin beslediği kademe, kitlesel besleme kademesi ve dendritler arası sıvı besleme kademesi. Üçüncü beslemenin ilk iki besleme kademesine oranı arttıkça malzemenin sıcak yırtılma eğilimi artar. Çekilme boşluğunun büyüklüğü ve şekli alaşımın katılaşma aralığına bağlıdır. Katılaşma aralığı geniş ise mikro çekilme boşlukları yaygın olarak bulunabilir. Ters durumda kalın kesitlerin merkezlerindeki sıvı metal katı kabuk tarafından çevrelenir ve büyük çekilme boşluklarına yol açar.

### **4.2.2. Yoğunluk**

Metalin yoğunluğu döküm teknolojisi açısından önemlidir. Her sıvı kendi ağırlığı kadar bir basınç uygular. Buna göre sıvı metal yüksekliğine ve alaşımın yoğunluğuna bağlı olarak sıvı metalin basınç etkisi değişir. Sıvı metal yoğunluğunun ve yüksekliğin artmasıyla boşluğun daha az olacağı açıktır.

### **4.2.3 Bileşimin Etkisi**

Kokil kalıba dökümde alaşım elementlerinin ve empüritelerin miktarları çok dikkatli olarak kontrol edilmelidir. Aksi durumda dökümün sağlamlığı, işlenebilirliği, korozyon direnci ve iletkenlik gibi özellikleri olumsuz yönde etkilenir.

Kokil kalıba dökümü yapılabilen başlıca metaller alüminyum, bakır, magnezyum, çinko esaslı alaşımlar ve ötektik altı gri dökme demirdir.

Dökme demirlerin çok iyi döküm özellikleri olmasına rağmen kokil kalıba dökümlerinde yüksek döküm sıcaklığı, katılaşma hızlarının gri dökme demire dönüşmeyi engelleyecek kadar hızlı olması ve yüksek bir üretim hızı sağlanamaması gibi zorluklar vardır.

1130 °C 'de katılaşma tamamlandığında östenit içinde erimeyen karbon; demir ile birleşerek sementit olarak bilinen demir karbürü oluşturur veya metalde serbest karbon grafit olarak çökelir. Birinci halde işlenmesi zor olan beyaz dökme demir, ikinci halde ise gri dökme demir elde edilir. Grafit oluşumu; karbon ve silis miktarı yüksek, katılaşma hızı yavaş olduğunda gerçekleşir.

Dökme demirin akışkanlığı çok iyidir ve gri dökme demirde çekilme olmaz. Çünkü grafitleşme beraberinde bir hacim artışı getirir. Kokil kalıba dökülen dökme demirlerin grafitleşmeyi teşvik edici bir yapısı olmalıdır. Çünkü yüksek soğuma hızının karşılanması gerekir. Döküm kalıpta uzun süre bekletilmemelidir. Aksi halde serbest sementit oluşumu teşvik edilmiş olur. Bu durum dökümün 800-900 °C 'de kalıptan çıkarılmasıyla önlenir.

#### **4.3. Kokil Dökümde Ergitme Şartları**

Ergitme operasyonunun karakteri tüm döküm mamullerinin sağlamlığı ve dayanımı için çok önemlidir. İyi bir ergitme cihaz ve tekniklerinin kullanılması sağlam bir mamul üretimi için önemlidir. Çalışma şartlarına bağlı olarak ergimiş metal ya fasılalı ya da sürekli çalışan fırınlardan sağlanır. Kokil dökümcü özel kokil döküm operasyonu ve pratiğine, kullanılan enerji ve yakıta, ergitme yerleşimini etkileyen çevresel faktörlere bağlı olarak çeşitli tipte fırın kullanabilir.

#### **4.4. Kokil Dökümde Döküm Şartları**

Katılaşmanın başladığı likidüs sıcaklığı ile döküm sıcaklığı arasındaki farka aşırı ısı denir. Aşırı ısı arttıkça çekilme boşluğu oluşumu artar. Döküm sıcaklığının likidüs sıcaklığının hemen üstünde olması durumunda katılaşan taneler çevrede katı kılıf oluşturur ve merkezde katılaşan sıvının çekilmesi karşılanamaz. Bütün bunlar gözönüne alınarak optimum döküm sıcaklığı seçilmelidir.

Kalıp sıcaklığının da sağlam döküm eldesinde etkisi büyüktür. Metalik kalıpların ısı iletkenlikleri yüksek olduğundan yüksek katılaşma hızı sağlanır. Bu durum mekanik özelliklerde artışa sebep olur. Ancak hızlı katılaşma kontrol edilmez ise katmer ve metal yürümemesi gibi hatalara yol açabilir.

Sıvı metal kalıba girdiği anda katılaşma başlar. Dolayısıyla kalıbın tamamen sıvı metalle doldurulduğu andaki sıvı metal oranı döküm hızına bağlıdır. Döküm hızı arttıkça kalıp dolduğu andaki sıvı metal oranı artar. Dökümün kalın kesitlerindeki sıcak bölgeler katılaşmanın son kademesinde sıcak yırtılma oluşumuna etki eder. Döküm hızı kontrol edilirse katılaşma hızı kontrol edilir. Kalın kesitli parçalarda hataları önlemek için düşük döküm hızı kullanılır.

Genel olarak yerçekimi etkisiyle sıvı metalin kalıba gereken hızda, türbülanssız, sıcaklık kaybı olmadan girmesini ve dağılmasını sağlayan kısımlar yolluk olarak adlandırılır. Yollukların fonksiyonlarını tam olarak yapmasını sağlamak için özellikle türbülansdan kaçınmak gerekir. Kalıbın türbülanslı doldurulması hava kabarcıkları ve metal oksit filmleri oluşturur. Türbülans; iyi bir döküm tekniğiyle ve oksijene karşı affinitesi yüksek olan alaşımlarda da yolluk sisteminin doğru olarak dizaynıyla minimuma indirilebilir.

#### **4.5. Kokil Döküm Kalıbı**

Dökme demir veya çelikten yapılan ve blokların direkt olarak işlenmesiyle elde edilen metal kalıplar içinde yapılan kokil döküm uygulamasında; model yapımı, döküm ve işlenmesi maliyeti arttıracığından proses olarak sınırlanır. Bu nedenlerden dolayı görünüş gerekliliklerine, mekanik özelliklerine veya hassasiyetine göre kokilde üretilmesi gereken döküm parçaların istenilen miktarları kokilin maliyetini karşılayamayacak kadar azsa kum kalıplara dökülürler. Bazı hallerde az miktarda döküm yapmakla da metal kalıbın avantajlarından yararlanılabilir.

Kalıpların çeşitli kısımları fonksiyonlarına ve dökülecek alaşıma göre değişen değişik şartlara maruz kalırlar. Kokil döküm için tercih edilecek olan kalıp malzemesi; kalıbın kullanılma sayısına, kalıp malzemesinin ve işleme masraflarının maliyetine göre seçilirler. Genelde kalıbın her kesiti ısı iletken görmüş ve hizmet ömrü mümkün olduğunca uzatılmış olan en uygun malzemeden yapılması tavsiye edilir.

Az sayıda döküm yapılacaksa (1000 adet), üretim süreci uzun ise ve düzgün bir döküm yüzeyi istenmiyorsa kalıp yapımında gri dökme demir kullanılır. Genellikle %1.7-4.5 C, %1-3 Si içerirler. Kaliteli gri dökme demirler kalıp malzemesi olarak kullanılırlar. Meehanite düşük silisli dökme demirler 50,000 dökümlük kullanım ömürleri olan kalıp malzemeleridir. Bu metaller iyi işlenebilirlik, ısı dayanımı ve boyutsal kararlılık açısından tercih edilirler. Boşluğun işlenmesi maliyeti arttırdığından gri dökme demirden yapılmış olan kalıp blokları çelik dökümlere göre yarı maliyetle işlenebildiklerinden tercih edilirler.

Uzun çalışma kokilleri (20,000-100,000 adet) ya tamamen çelik ya da çelik ve dökme demirin bir kombinasyonudur. %0.35-0.45 karbonlu En 8 çeliği (BS 970 1970/2 0.80 M 40) kokil kalıplar için her işe uygun malzemelerdir. Tamirat gerektiğinde kolaylıkla kaynakla tamir edilebilir. Makul bir fiyatı vardır ve oldukça iyi bir kalıp ömrüne sahiptir. Üretim akışı kullanılmalarını gerektirdiğinde; %5 kromlu H13 sıcak kalıp çelikleri maça pimleri, maça parçaları, piston kokilleri ve tamamen dağılabilen maçalar için kullanılabilirler.

Kalıbın mekanik basma ve çekme gerilmesi altına giren fakat büyük bir termal şoka maruz kalmayan parçaları genellikle yumuşak karbon çeliğinden yapılırlar. Alternatif olarak bunlar sfero dökme demir veya çelik döküm olabilirler. Kokilin hareketli parçaları birbirleri üzerinde hareket ediyorsa aşınmayı azaltmak için değişik malzeme kullanılmalıdır. Örneğin yastıklar yumuşak karbon çeliğinden yapılmışsa maça tutucu nitrülenmiş Cr-V çeliğinden olabilir. Pimler; sertleştirilmiş ve nitrülenmiş Cr-V veya Ni-Cr-Mo çeliğinden yapılabilir.

Az-orta ve yüksek karbonlu çelikler, dökme demirler, az alaşımlı çelikler ve sıcak kalıp çelikleri kokil kalıp endüstrisi tarafından kullanılan kokil malzemesinin %95'ini oluştururlar. Düşük alaşımlı ve sıcak kalıp çeliklerine çok önem verildiğinden alelade çeliklere pek dikkat edilmez.

#### **4.6. Kokil Döküm Kalıbının Sıcaklığı**

Metalin sıcaklığına ve döküm parçasının ağırlığına göre kalıp, döküm sırasında oldukça ısınır. Kalıbın yalnız dökülen metalin basıncına değil üretim çevrimi boyunca maruz kaldığı ısıya da dayanması gerekir. Buradan hareketle kalıbın metal akışını sağlayacak kadar sıcak fakat dökümün hızlı soğumasını gerçekleştirmek için

de yeteri kadar soğuk olması gereken bir ısı değıştiricisi vazifesi görmesi gerektiğı açıktır.

Metal akışını kolaylaştırmak için kalıp sıcaklığının sabit tutulması gerekir fakat çoğu kez kalıbın değışik bölgelerinde 100 °C 'ye varan sıcaklık değışmeleri gözlenebilir. Kalıp sıcaklığını sabit tutmak ve sıcaklık gradyanlarını gidermek için kalıp ısıtılmalıdır. Kalıp işlem çevriminin iki kademesinde ısıtılabilir. Kokil kalıp ya soğuk halden dökülecek olan metale uygun bir sıcaklığa kadar ön ısıtılır ya da döküm esnasında bölgesel ısıtılır.

Üniform bir sıcaklık için özel bir mufl fırınında veya gaz ve elektrikle ön ısıtma yapılmalıdır. Bazı hallerde ön ısıtma bu iş için kalıpta açılmış deliklere elektrikli elemanların sokulması veya sıcak plakaların kullanılmasıyla yapılır. Genelde alevi kalıp bloklarının arasına doğrultulmuş gaz brülörü kullanılır. Kalıbın boyutlarına göre ön ısıtma 15 dakikadan 1 saat veya daha fazla bir sürede yapılır. İlk denemede sağlam bir döküm veren kalıba güvenmek yanlış olur. Çünkü üretim esnasında sıcaklık artacağından besleme sisteminin boyutları azaltılacak veya kalıbın bazı kısımlarına çil uygulanacaktır. Bunun için ısı dengesi kararlı hale gelene kadar en azından 10 döküm yapılması gerekir.

#### **4.7. Kokil Kalıp Kaplaması**

Kaplamalar kalıp ve sıvı metal arasında izolasyon tabakası oluşturur, kokil boşluğunun sıcaklığını dökülen metalin sıcaklığından aşağıda tutmayı sağlar. Bunun yanında ısıl izolasyon sistemin soğutma etkisini azaltarak katılaşmayı geciktirir. Kalıp kaplamasının izolasyon etkinliğinin dikkatli seçimi katılaşmanın ileri derecede kontrol edilebilme olanağını da sağlar. Katılaşmanın hızlı olması istenen masif bir parça için ısı kayıplarını kolaylaştıran ve sınırlı izolasyon karakteristiğı olan bir kaplama kullanılmalıdır. Diğer taraftan ince kesitler, besleyiciler ve düşey yolluk katılaşmayı geciktirmek için etkili izolasyon maddeleri ile kaplanmalıdır.

Kalıp kaplamaları; kolloidal grafit, asbest, alüminyum oksit, ince silisli toprak, kil, kaolin ve diğer bazı maddeler ile sodium silikat ve suyla karıştırılarak kalıbın sıvı metalle temasta olan yüzeylerini kaplamakta kullanılırlar. Kalıp kaplamaları kalıbı korumak, soğuma hızını kontrol etmek ve döküm parçasının çıkartılmasını sağlamak bakımından da faydalıdır.

Yeni bir kalıp kullanılacağı zaman kalıp uniform olarak gaz yakıtlı ısıtıcı ile ısıtılır. Kalıp döküm yapılacakmış gibi kapatılır ve çalışma sıcaklığına yavaşça çıkarılır bu sıcaklıkta 48 saat kadar gerilim gidermek için tutulur. Herhangi bir hatanın ortaya çıkıp çıkmadığına bakılır varsa kalıp ayarları yeniden yapılır. Kaplama uygulanacak yüzey ya da yüzeyler yağ gibi maddelerden arındırılmış ve çok hafif oksitlenmiş olmalıdır. Basit bir yüzey işlemi uygulandıktan sonra kokil 110-120 °C 'ye kadar ısıtılıp üzerine su püskürtülerek oksidasyon tabakası oluşturulur. Kaplamanın daha iyi bir yapışma göstermesi için kalıp boşluğuna kum püskürtülerek temizlenir. Kalıp çalışma sıcaklığına ısıtılır. Ancak bu defa kaplamadan önceki sıcaklığın 150 °C kadar daha yüksek bir sıcaklığa ısıtılır. Böylece kaplamanın içindeki suyun yeterli bir hızda buharlaşması sağlanır ve kaplamanın akarak yüzeyi bozma tehlikesi ortadan kaldırılır.

Kaplamanın uygulanmasında en iyi metod kaplamayı sıcak yüzeye hareket eden bir püskürtücü vasıtasıyla uygulamaktır. Böylece her tarafın eşit kalınlıkta kaplanması sağlanır. Kalın kaplama isteyen kısımlara bu işlem birkaç defa tekrarlanarak kaplama yeterli kalınlığa ulaştırılır. Yolluk girişlerinde, çıkıcılarda ve ısı transferinin az olması istenilen ince kesitlerde kaplama kalın; ısının hızlı bir biçimde iletilmesinin istendiği kalın kesit çevrelerinde ise kaplama daha ince olmalıdır.

Tatmin edici bir kalıp kaplama 24 saatlik bir kullanma ve mümkün olan en az tamirden sonra ömrünü doldurur. Eğer kaplama aşınarak incelmış ise yeniden kaplama gerektiren döküm hataları oluşur. Alttaki kaplamanın yapışkanlık özelliği varsa yüzey çelik telle hafifçe pürüzlendirilerek üzerine yeniden boya püskürtülür. Fakat bu işlem birkaç kez tekrarlanamaz. Bu durumda eski kaplama kazındıktan sonra yenisi uygulanır.

## 5. DENEY YÖNTEMİ

Bu tez çalışmasının temel amacı olan kum ve kokil kalıba dökümleri yapılan yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin yapısal karakterizasyonunu gerçekleştirebilmek için çeşitli araştırma yöntemleri uygulanmıştır.

Aynı kimyasal bileşime sahip olmak üzere yüksek kromlu beyaz dökme demir parçaların kum ve kokil kalıba döküm yöntemleriyle dökümü yapılmıştır. Döküm hallerinden elde edilen numuneler metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Yüksek kromlu beyaz dökme demirlere genelde uygulanan bir ısıtıl işlem olan östenitleme ısıtıl işlemi yapılmıştır. Isıtıl işlem yapılan bu numuneler de metalografik inceleme için hazırlanmıştır. Optik mikroskopta ve taramalı elektron mikroskobunda (SEM) incelemeler gerçekleştirilip sonuçlar kaydedilmiştir. Numunelerin sertlik değerleri Rockwell C cinsinden ölçülmüştür. Taramalı elektron mikroskobuyla birlikte çalışan Noran Energy Dispersive X-ray Detector cihazıyla nitel elementel tanımlamalar için ölçümler alınmıştır. Döküm hali ve ısıtıl işlem görmüş numuneler x-ışınları analizine tabii tutulmuşlardır. Bütün bu gerçekleştirilen çalışmalarda elde edilen sonuçlar birbirleriyle ilişkilendirilerek geçmiş çalışmaların ışığında yorumlanmıştır.

### 5.1. Parçaların Dökümü

Parçaların dökümünde şarj malzemesi olarak daha önceki dökümlerden elde edilen parçalar (yolluklar, besleyiciler), kimyasal içeriği uygun olan çeşitli çelik hurdalar, pik demir, yüksek karbonlu ferrokrom ve çalışma yerlerinde ömürlerini tamamlayan parçalar kullanılmıştır.

Alaşımlar; Körfez Döküm Sanayi A.Ş.'de üretimde kullanılan 1250 kg kapasiteli Eges marka indüksiyon ocağında hazırlanmıştır. Gerekli alaşım elementleri ilave edildikten ve karbon ayarı yapıldıktan sonra sıvı metal daha önceden ısıtılmış olan potaya 1500 °C 'de alınmıştır. Yeterli miktarda metal, boyutları 30x20x10 cm olan döküm parçalar elde etmek üzere kum ve kokil kalıplara dökülmüştür. Bu döküm

parçalarının Hilger Polyvac spektrometre cihazında yapılan bileşim analizi sonucu Tablo 5.1’de verilmiştir.

Tablo 5.1. Döküm parçalarının kimyasal bileşimi.

| Kimyasal Bileşim   | Fe    | C    | Si   | Mn   | P    | S    | Cr    | Mo   | Ni   | Al   | Cu  | V    | Cr/C |
|--------------------|-------|------|------|------|------|------|-------|------|------|------|-----|------|------|
| Kum ve Kokil Döküm | 68.10 | 2.67 | 0.78 | 0.62 | 0.02 | 0.02 | 26.60 | 0.17 | 0.64 | 0.01 | 0.1 | 0.04 | 9.96 |

## 5.2. Isıl İşlem

Metalografik inceleme, ısıl işlem uygulaması ve takip eden diğer çalışmalar için döküm parçalarından 10x10x55 mm boyutlarında numuneler çıkarıldı. Bu işlem malzemenin çok sert olması, işlenememesi nedeniyle geleneksel numune elde etme yöntemleriyle yapılamadı. Electronica Ultracut 843 marka tel erezyon cihazı kullanılarak numuneler elde edilmiştir. Isıl işlem sonrası yapılacak olan çalışmalarda hata payını azaltmak daha fazla veri elde edebilmek için numuneler üç eşit parçaya bölünmüştür.

Numunelere östenitleme (destabilizasyon) ısıl işlemi uygulanmıştır. Sıcaklığın ve tutma süresinin etkisini görebilmek için 800, 950 ve 1100 °C tutma sıcaklıkları ve 1, 2 ve 3 saat tutma süreleri uygulanmıştır. Östenitleme ısıl işlemi için numuneler ısıl işlem fırınına yerleştirilip istenen östenitleme sıcaklığına ısıtılmış ve bu sıcaklıkta üç değişik bekletme süresi uygulandıktan sonra havada soğutulmuşlardır. Bu ısıl işlemin amacı yüksek kromlu beyaz dökme demirlerde en iyi aşınma direncini veren martenzitik yapıyı elde etmek ve dolayısıyla kalıntı östeniti de martenzite dönüştürmektir. Yüksek alaşım içeriğinden dolayı havada soğutma martenzitik yapı elde etmek için yeterli olmaktadır.

### 5.3. Sertlik Ölçümleri

Döküm hali ve ısıtıl işlem numuneleri zımparalanıp parlatıldıktan sonra sertlik ölçümleri yapıldı. Ölçümler Misawa Seiki Seisakusho marka Rockwell sertlik ölçüm cihazında 150 kg yük ve elmas uç kullanılarak Rockwell C cinsinden ölçülmüştür.

### 5.4. Metalografik İncelemeler

Döküm ve ısıtıl işlem uygulanmış parçaların hepsi yapılarının belirlenmesi amacıyla metalografik olarak incelendi. Numuneler standart numune hazırlama metodlarıyla zımparalanıp parlatıldıktan sonra dağlandı. Dağlama reaktifi olarak yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin metalografisinde genellikle kullanılan ve bileşiminde 2,5 gr  $\text{FeCl}_3$ , 5 gr pikrik asit, 2 ml HCl ve 90 ml etanol bulunan çözelti kullanılmıştır. Numuneler bu çözeltiye 15 sn daldırılarak dağlanmışlardır. Optik mikroskopta incelemeler yapılmış ve çeşitli büyütme ölçeklerinde mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir.

### 5.5. X-Işınları Analizleri

Numunelerin x-ışınları analizleri Bruker AXS D8 Advance marka difraktometrede (Şekil 5.1) gerçekleştirilmiştir. Döküm halindeki ve 1100 °C 'de 2 saat östenitleme ısıtıl işlemi uygulanan numunelerin x-ışınları difraksiyon grafikleri elde edilmiştir.



Şekil 5.1. X-ışınları analizinde kullanılan cihaz.

## **5.6. Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) Analizleri**

Jeol JSM-T 330 marka taramalı elektron mikroskobunda çalışmalar gerçekleştirilmiştir. İncelemeler 15 kV voltaj gerilimi altında gerçekleştirilip çeşitli büyütmelerde fotoğraflar çekildi. Fotoğrafları çekilen numunelerde genel, bölgesel ve noktasal kimyasal analizler SEM ile bütünleşik çalışan Noran Energy Dispersive X-ray Detector cihazıyla (EDX) elde edilmiştir.

## **6. DENEY SONUÇLARI VE YORUMLANMASI**

Farklı yöntemlerle dökülen ve farklı ısıtım işlem sıcaklıkları ve tutma süreleri uygulanan numunelerden alınan kimyasal bileşim, sertlik, optik mikroskop ve SEM mikroyapı fotoğrafları, EDX kimyasal analiz ve x-ışınları difraksiyon grafikleri bu bölümde tablo ve grafiklerde sunulmuştur.

### **6.1. Kimyasal Analiz**

Alaşımanın kimyasal analizi dökümhanenin kalite kontrol bölümünde bulunan Hilger Polyvac marka spektrometre cihazında yapılmıştır (Tablo 5.1). Bu tablonun son sütununda Cr/C oranı da verilmiştir. Bu tablodaki krom ve karbon değerlerinden yola çıkarak Şekil 3.1, 3.3 ve 3.11'in yardımıyla dökülen alaşımanın ötektik bileşime oldukça yakın olmakla birlikte birincil östenit + ötektik bileşim alanında olduğu görülmüştür.

### **6.2. Sertlik Ölçümlerinin Sonuçları**

Kum ve kokil kalıba dökümü yapılan yüksek kromlu beyaz dökme demir parçaların öncelikle döküm halleri sertlikleri ölçüldü. Kokil kalıba dökülmüş numunelerde sertlik ortalama 58,5 R<sub>C</sub> olarak bulundu. Kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilmiş numunelerde ise ortalama sertlik değerinin 57,5 R<sub>C</sub> olduğu tespit edildi. Isıtım işlem yapılan numunelerdeki ortalama sertlik değerleri 800, 950 ve 1100 °C'lik tutma sıcaklıklarına göre sırasıyla Tablo 6.1, 6.2 ve 6.3'de verilmiştir.

Tablo 6.1. Östenitleme sıcaklığı 800 °C ve tutma süreleri 1, 2, 3 saat olan kum ve kokil kalıba döküm parçaların Rockwell C cinsinden sertlik değerleri.

| Östenitleme Sıcaklığı<br>800 °C | Tutma Süresine Göre Sertlik Değişimi |                      |                      |
|---------------------------------|--------------------------------------|----------------------|----------------------|
|                                 | 1 saat                               | 2 saat               | 3 saat               |
| <b>Kum Kalıba Döküm</b>         | 48,25 R <sub>C</sub>                 | 48,83 R <sub>C</sub> | 49,58 R <sub>C</sub> |
| <b>Kokil Kalıba Döküm</b>       | 48,66 R <sub>C</sub>                 | 48,91 R <sub>C</sub> | 49,58 R <sub>C</sub> |

Tablo 6.2. Östenitleme sıcaklığı 950 °C ve tutma süreleri 1, 2, 3 saat olan kum ve kokil kalıba döküm parçaların Rockwell C cinsinden sertlik değerleri.

| Östenitleme Sıcaklığı<br>950 °C | Tutma Süresine Göre Sertlik Değişimi |                      |                      |
|---------------------------------|--------------------------------------|----------------------|----------------------|
|                                 | 1 saat                               | 2 saat               | 3 saat               |
| <b>Kum Kalıba Döküm</b>         | 60,08 R <sub>C</sub>                 | 60,08 R <sub>C</sub> | 60,58 R <sub>C</sub> |
| <b>Kokil Kalıba Döküm</b>       | 60,08 R <sub>C</sub>                 | 60,16 R <sub>C</sub> | 61,08 R <sub>C</sub> |

Tablo 6.3. Östenitleme sıcaklığı 1100 °C ve tutma süreleri 1, 2, 3 saat olan kum ve kokil kalıba döküm parçaların Rockwell C cinsinden sertlik değerleri.

| Östenitleme Sıcaklığı<br>1100 °C | Tutma Süresine Göre Sertlik Değişimi |                      |                      |
|----------------------------------|--------------------------------------|----------------------|----------------------|
|                                  | 1 saat                               | 2 saat               | 3 saat               |
| <b>Kum Kalıba Döküm</b>          | 64,5 R <sub>C</sub>                  | 63,66 R <sub>C</sub> | 63,58 R <sub>C</sub> |
| <b>Kokil Kalıba Döküm</b>        | 64,83 R <sub>C</sub>                 | 64,16 R <sub>C</sub> | 63,41 R <sub>C</sub> |

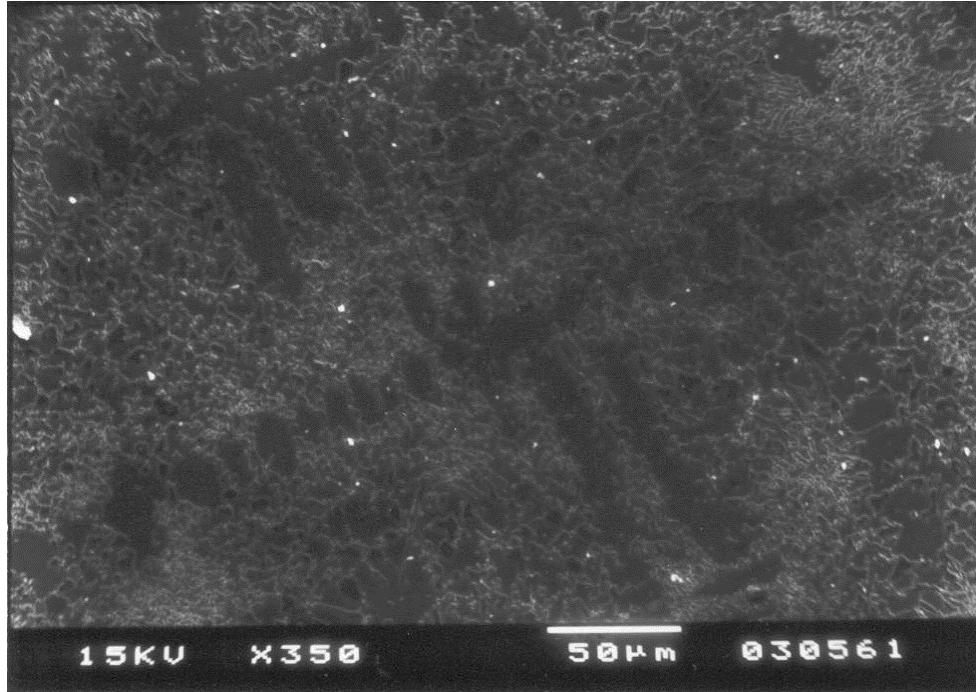
Östenitleme ısıtma işlemleri sonrasında yapılan sertlik ölçümlerinde östenitleme sıcaklığı arttıkça sertlik değerlerinde artış olduğu görülmüştür. 800 °C 'de yapılan ısıtma işlem sonunda elde edilen sertlik değerleri her iki döküm yönteminden elde edilen döküm hali numunelerinin sertliklerinden düşüktür. Tutma süresi gözönüne alınarak sertlik değerlerinde bir kıyaslama yapılacak olursa 1100 °C 'de yapılan ısıtma işlem hariç olmak üzere artan tutma sürelerinde daha yüksek sertlik değerlerine

ulaşılmıştır. En yüksek ısı işlem sıcaklığı olan 1100 °C 'de ise tam tersi bir durum gözlenmiştir. Tutma süresi arttıkça sertlik değerlerinde düşüş gözlenmiştir.

### 6.3. Metalografik İnceleme Sonuçları

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin yapıları sert krom karbürler ( $M_7C_3$ ) ve matriksden oluşur. Matriks büyük ölçüde kalıp çeliğinin karakteristiğine sahiptir ve perlit, östenit, martenzit veya bunların kombinasyonu olabilir. Maksimum aşınma direncine tamamen martenzitik matriks yapıyla ulaşılır. Destabilizasyon ısı işlemini takiben martenzitik yapı orjinal döküm hali olan östenitik ya da perlitik yapının yerine geçer. Yapılan ısı işlem ile östenitik matriks içinde ikincil karbürlerin çökmesine izin verilir.

Kum kalıba döküm yöntemiyle üretilmiş yüksek kromlu beyaz dökme demirin döküm hali mikroyapısı Şekil 6.1'de görülmektedir. Tablo 6.4'de ise Şekil 6.1'de mikroyapı fotoğrafı verilen numunenin SEM-EDX ile yapılan genel EDX analizi gösterilmektedir.

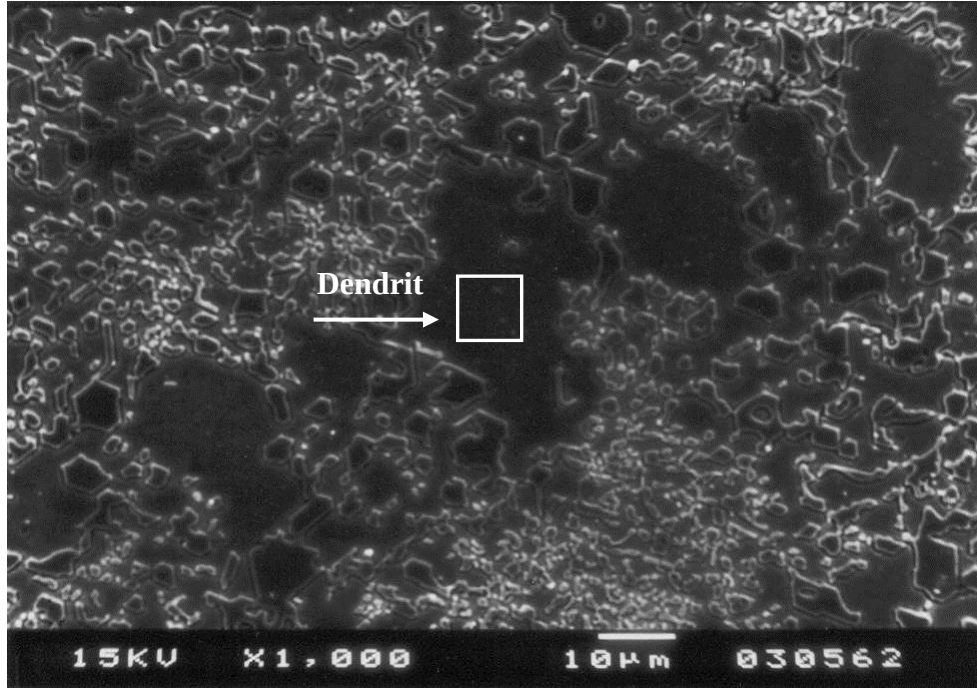


Şekil 6.1. Kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demir alaşımının taramalı elektron mikroskopunda çekilen döküm hali mikroyapısı.

Numune genel olarak dendritik yapıdadır. Birincil östenit dendritleri ve katılaşma esnasında bu dendritleri takip eden östenit + birincil karbürler (  $M_7C_3$  ) ötektik yapıyı oluşturmuştur. X-ışınları analizinde martenzitik paslanmaz çeliklerdeki yapıya benzer matriks varlığı farkedilmiştir. Tablo 6.5 ve 6.6’da ise Şekil 6.2 ve 6.3’de işaret edilen bölgelerden alınan EDX analiz sonuçları verilmiştir.

Tablo 6.4. Kum kalıba dökülen numunenin döküm halinden alınan genel EDX analiz sonucu.

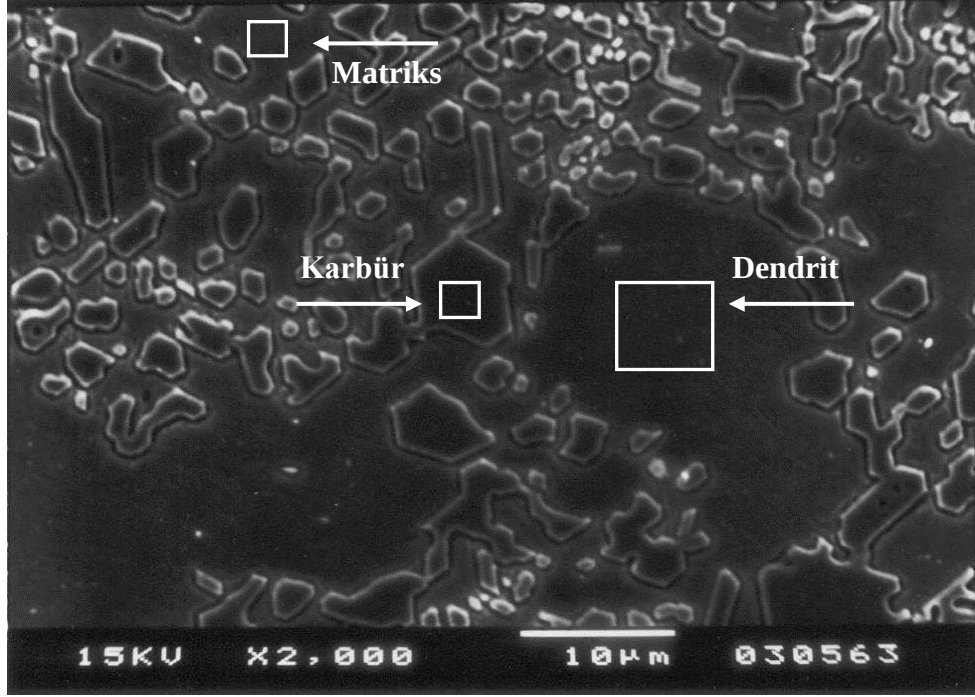
| Kum Kalıba<br>Döküm<br>Döküm Hali | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |      |   |   |       |
|-----------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|---|---|-------|
|                                   | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P | S | Fe    |
| Genel Analiz                      | 1.01                  | 0.81 | 0.52 | 31.17 | 0  | 0.70 | 0 | 0 | 66.49 |



Şekil 6.2. Kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demir alaşımının taramalı elektron mikroskopunda X1000 büyütmede çekilen döküm hali mikroyapısı.

Tablo 6.5. Kum kalıba dökülen parçanın Şekil 6.2’de ok ile gösterilen dendrit üzerinden alınan seçilmiş alan EDX analiz sonucu.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>Döküm Hali | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |    |      |   |       |
|-----------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|----|------|---|-------|
|                                   | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu | P    | S | Fe    |
| Dendrit Analizi                   | 0.64                  | 1.14 | 0.87 | 16.45 | 0  | 0  | 0.21 | 0 | 80.69 |



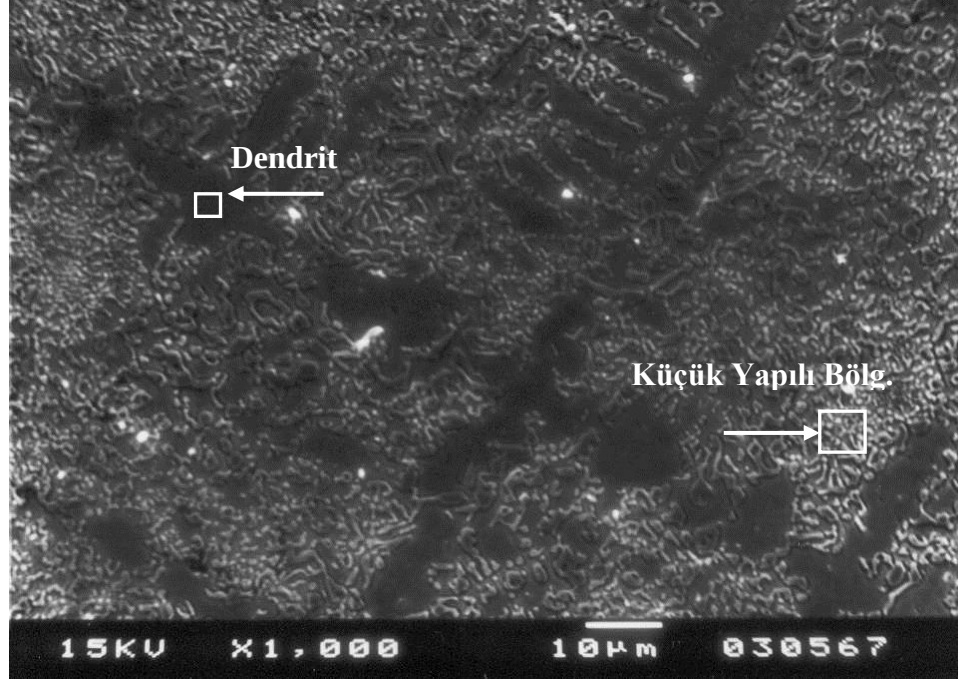
Şekil 6.3. Kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demir alaşımının taramalı elektron mikroskobunda X2000 büyütmede çekilen döküm hali mikroyapısı.

Tablo 6.6. Kum kalıba dökülerek elde edilen parçanın Şekil 6.3’de gösterilen mikroyapısının çeşitli bölgelerinden alınan seçilmiş alan EDX analiz sonuçları.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>Döküm Hali | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |      |      |      |      |       |
|-----------------------------------|-----------------------|------|------|-------|------|------|------|------|-------|
|                                   | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo   | Cu   | P    | S    | Fe    |
| <b>Karbür<br/>Analizi</b>         | 0.93                  | 0.08 | 0    | 68.41 | 0    | 0    | 0    | 0.36 | 30.21 |
| <b>Matriks<br/>Analizi</b>        | 0.44                  | 1.36 | 0.48 | 14.12 | 0.53 | 0    | 0.14 | 0    | 82.93 |
| <b>Dendrit<br/>Analizi</b>        | 0.26                  | 1.31 | 0.51 | 14.80 | 0    | 0.83 | 0.22 | 0    | 82.08 |

Kokil kalıba döküm yöntemiyle elde edilmiş olan yüksek kromlu beyaz dökme demirin döküm hali mikroyapısı da dendrit bir yapı göstermektedir (Şekil 6.4). Fakat kum kalıba döküm yöntemiyle elde edilen yapı ile kıyaslayacak olursak oldukça küçük taneli bir yapıya sahip olduğu söylenebilir. Bu küçük taneli yapıyı şöyle özetleyebiliriz: Kokil döküm mikroyapısı yaklaşık üç katı büyütmede ancak kum döküm mikroyapısındaki görünüme yaklaşmaktadır. Tablo 6.7’de kokil döküm hali

için çekilen mikroyapı fotoğrafı üzerinde seçilen bölgelerin EDX analizleri verilmiştir.



şekil 6.4. Kokil kalıba döküm yöntemiyle elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demir alaşımının taramalı elektron mikroskobunda çekilen döküm hali mikroyapısı.

Tablo 6.7. Kokil kalıba dökülerek elde edilen parçanın şekil 6.4’de gösterilen mikroyapısının çeşitli bölgelerinden alınan seçilmiş alan EDX analiz sonuçları.

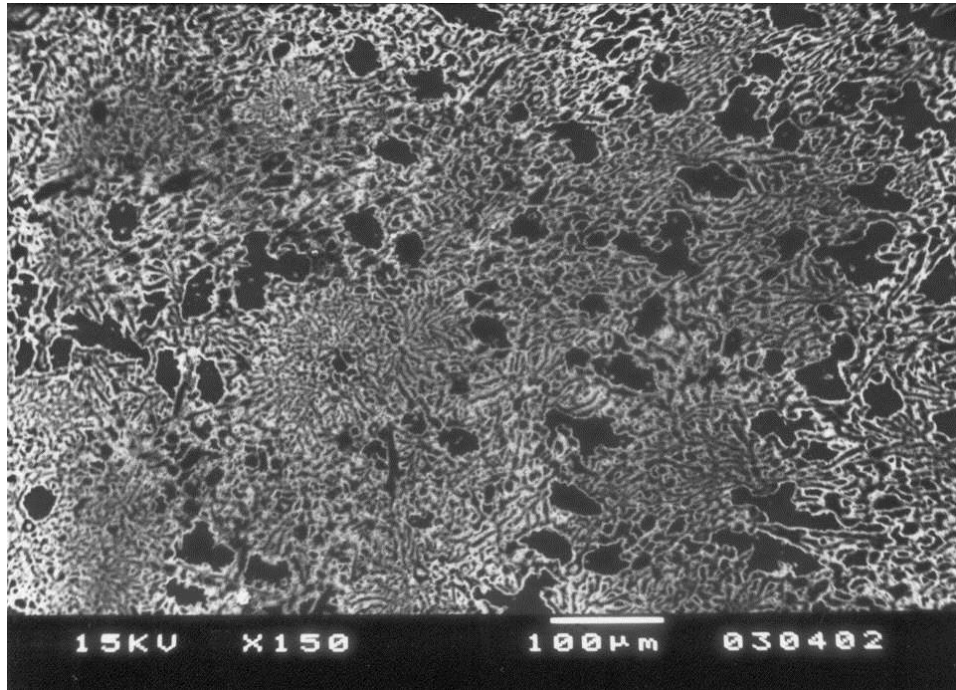
| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>Döküm Hali | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |      |   |      |       |
|-------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|---|------|-------|
|                                     | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P | S    | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                 | 0.83                  | 0.81 | 0.54 | 34.36 | 0  | 0    | 0 | 0    | 63.46 |
| <b>Dendrit Analizi</b>              | 0.71                  | 1.20 | 1.11 | 16.62 | 0  | 0    | 0 | 0.38 | 79.98 |
| <b>Küçük Taneli Blg. Analizi</b>   | 0.27                  | 0.71 | 0.63 | 36.41 | 0  | 0.75 | 0 | 0    | 61.23 |

Bu noktadan itibaren ısıl işlem yapılmış numuneler üzerinde yapılan taramalı elektron mikroskobu çalışmalarından ve EDX analizlerinden elde edilen sonuçlar verilmiştir. Isıl işlemde üç farklı sıcaklık ve tutma süreleri uygulanan numunelerin

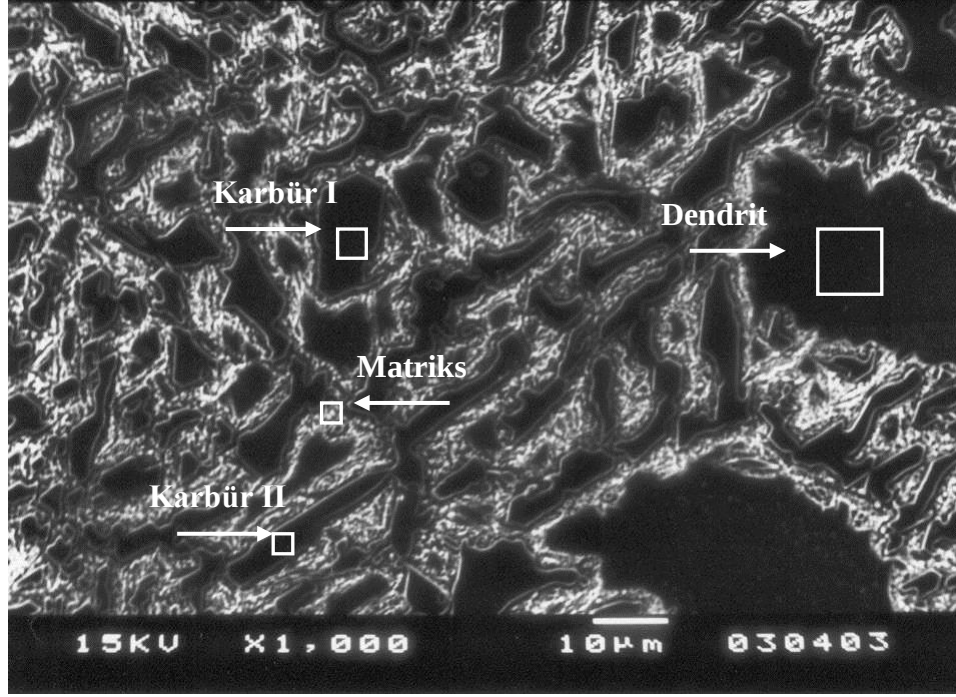
mikroyapı fotoğraflarının yorumlanması ve bu fotoğraflar üzerinde seçilen alanlarda yapılan EDX analizleriyle ısıtılmanın etkisi araştırılmıştır.

Isıl işlem sonunda elde edilen mikroyapılar genel olarak ötektik altı yapıya sahiptir. Isıl işlem sıcaklıkları ve tutma süreleri arttıkça bu eğilim değişmektedir. Özellikle 800 °C 'de yapılan östenitleme ısıtılması sonunda elde edilen sertlik değerleri döküm haline göre daha düşük olduğu gibi SEM mikroyapı fotoğraflarında da ikincil karbür oluşumu gözlenmemiştir.

Şekil 6.5 ve 6.6'da kum kalıba döküm yapılarak elde edilen ve 800 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısıtılması uygulanan numunenin SEM mikroyapıları verilmiştir. Dendritik yapı gözlenmiştir. Isıl işlemle etkilenmeyen birincil karbürler varlıklarını devam ettirmişler fakat ikincil karbür oluşumu izlenmemiştir. Tablo 6.8'de mikroyapı fotoğrafı (Şekil 6.6) üzerinde seçilen bölgelerin EDX analizleri verilmiştir.



Şekil 6.5. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısıtılması uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

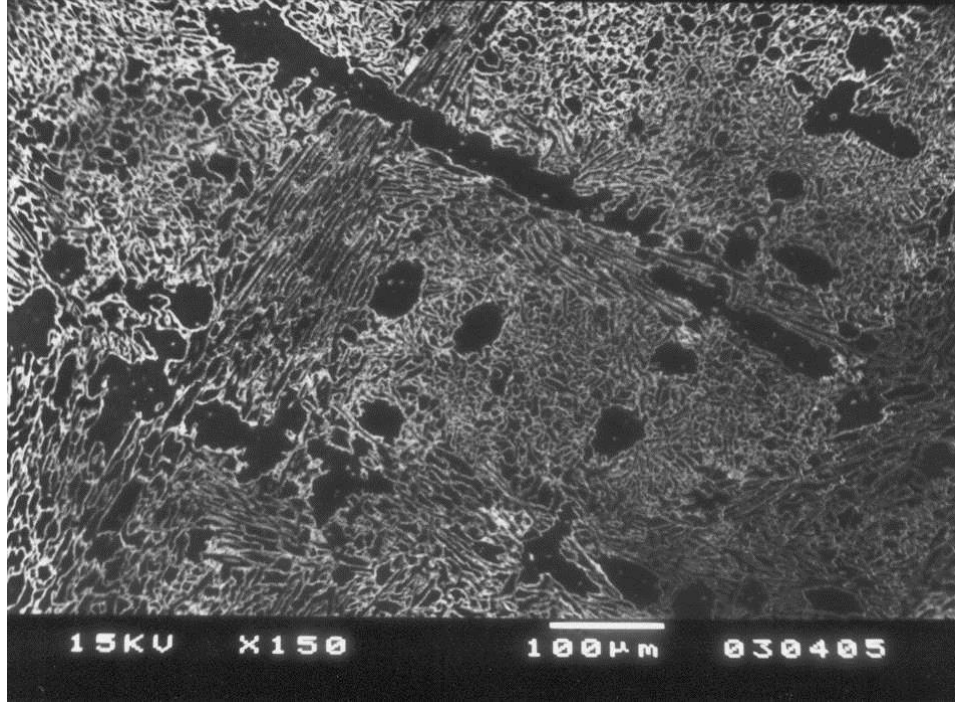


Şekil 6.6. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısıtma işlemi uygulanan numunenin X1000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

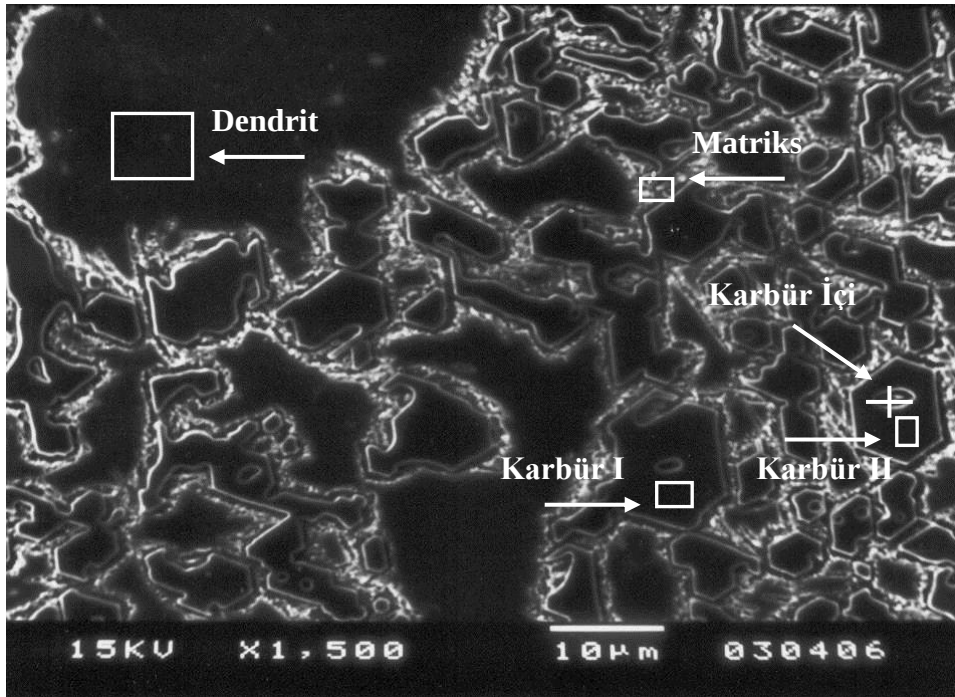
Tablo 6.8. Şekil 6.6'daki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>800 °C / 1 s | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |    |    |      |      |       |
|-------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|----|------|------|-------|
|                                     | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu | P    | S    | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                 | 0.86                  | 0.60 | 0.55 | 35.43 | 0  | 0  | 0    | 0.57 | 61.99 |
| <b>Dendrit Analizi</b>              | 1.26                  | 1.33 | 0.71 | 17.14 | 0  | 0  | 0.14 | 0.13 | 79.29 |
| <b>Karbür I Analizi</b>             | 0                     | 0.15 | 0.80 | 68.19 | 0  | 0  | 0    | 0    | 30.86 |
| <b>Karbür II Analizi</b>            | 0                     | 0    | 0    | 65.94 | 0  | 0  | 0    | 0    | 34.06 |
| <b>Matriks Analizi</b>              | 0.96                  | 0.65 | 0.67 | 21.79 | 0  | 0  | 0    | 0    | 75.93 |

Kum kalıba döküm yapılarak elde edilen ve 800 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısıtma işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapıları Şekil 6.7 ve 6.8'de verilmiştir. Tablo 6.9'da ise Şekil 6.8'de gösterilen nokta ve alanların EDX analiz sonuçları verilmiştir. Karbür içindeki boşlukta yapılan noktasal EDX analizinde sonucun matriks bileşimine çok yakın olduğu görülmüştür.



Şekil 6.7. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısıt işlemleri uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

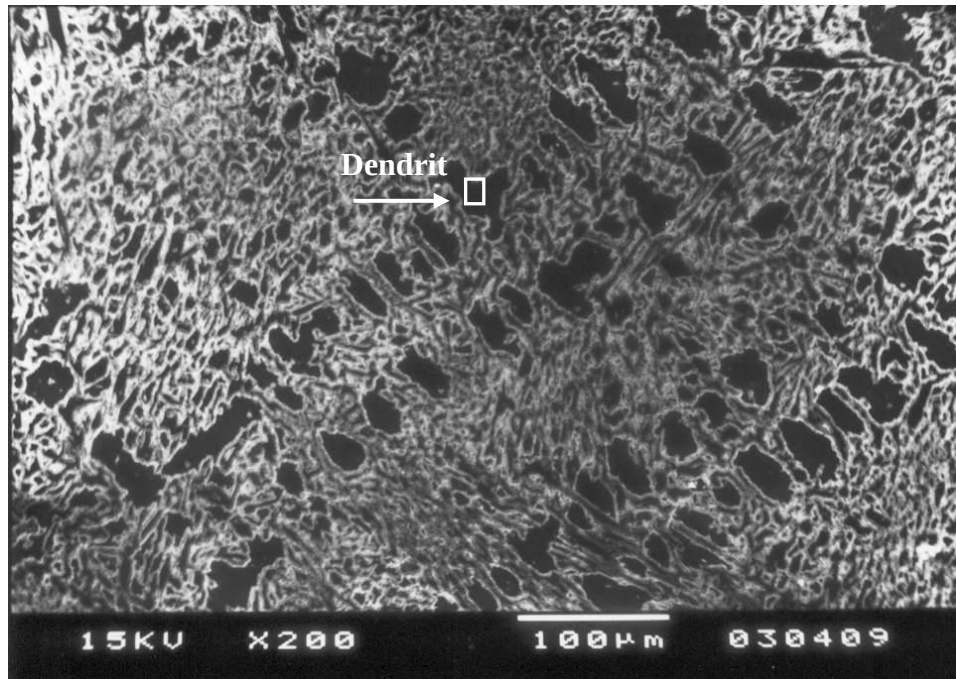


Şekil 6.8. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısıt işlemleri uygulanan numunenin X1500 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

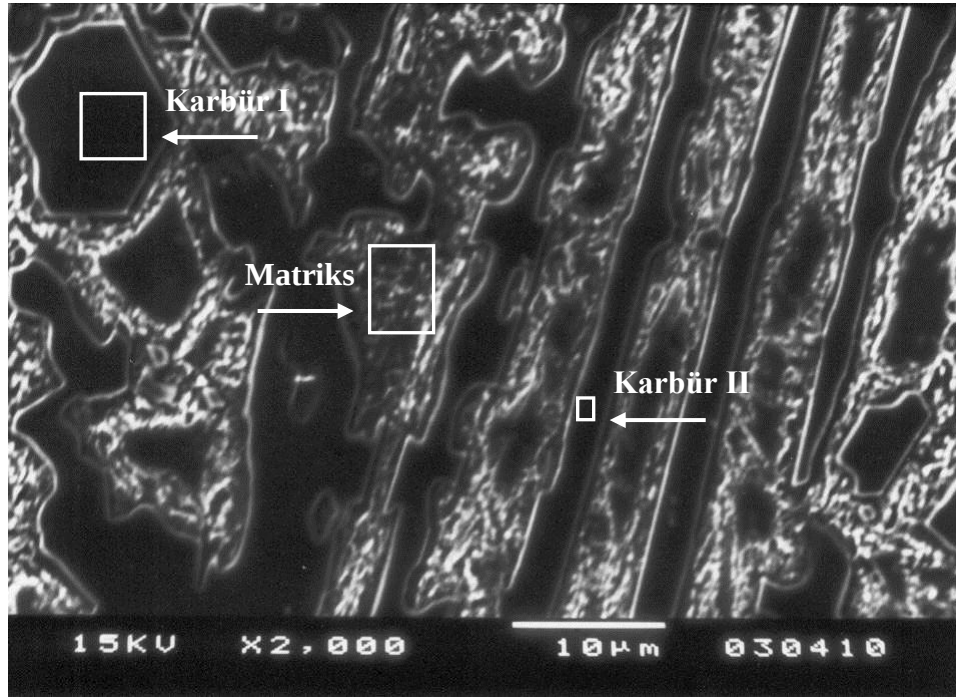
Tablo 6.9. Şekil 6.8’deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>800 °C / 2 s | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |      |      |      |      |       |
|-------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|------|------|------|------|-------|
|                                     | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo   | Cu   | P    | S    | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                 | 1.54                  | 0.63 | 0.67 | 32.62 | 0    | 0    | 0    | 0.16 | 64.38 |
| <b>Dendrit Analizi</b>              | 0                     | 1.13 | 0    | 17.50 | 1.22 | 0    | 0.45 | 0    | 79.71 |
| <b>Karbür I Analizi</b>             | 0.40                  | 0.25 | 0.59 | 69.88 | 0    | 0.42 | 0    | 0    | 28.46 |
| <b>Karbür II Analizi</b>            | 0                     | 0.27 | 0    | 69.10 | 0    | 0    | 0    | 0    | 30.63 |
| <b>Karbür İçi Analiz</b>            | 0                     | 0.43 | 1.84 | 22.83 | 0    | 0    | 0    | 0    | 74.90 |
| <b>Matriks Analizi</b>              | 0                     | 1.13 | 0.65 | 20.90 | 0    | 0.46 | 0    | 0    | 76.86 |

Dendritik yapı 800 °C ’de 3 saat tutma ile yapılan destabilizasyon ısı işlemi sonunda da görülmüştür. Hegzagonal şekilli birincil karbürler yanında çubuk ve bıçak şeklindeki karbür oluşumu da vardır. Tablo 6.10’da bu yapısal bileşenler üzerinde seçilen alanlardan alınan EDX analizleri verilmiştir.



Şekil 6.9. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C ’de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



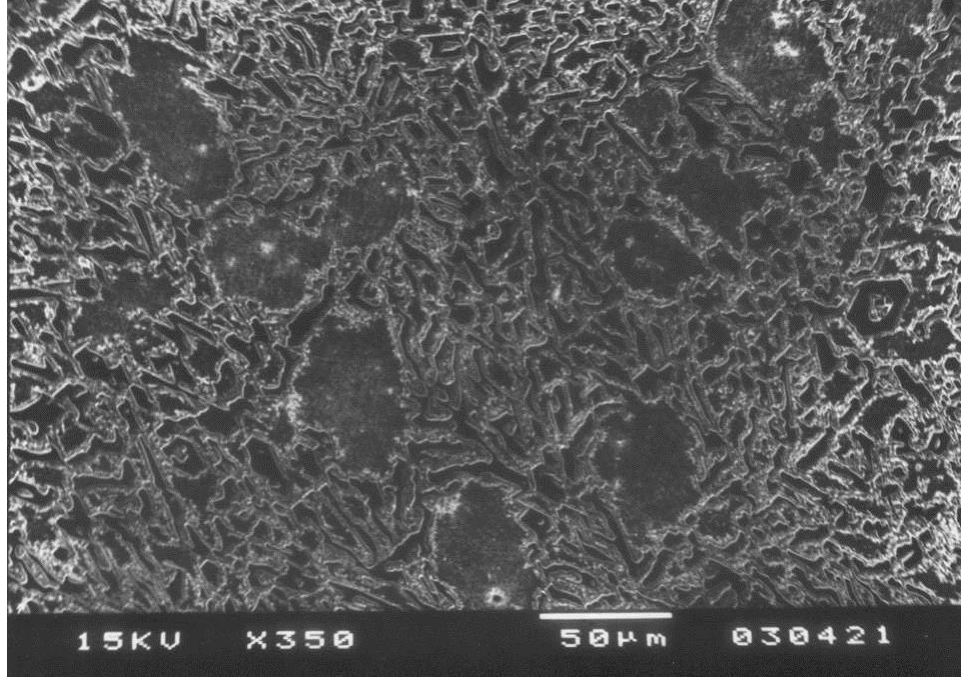
Şekil 6.10. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X2000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

Tablo 6.10. Şekil 6.9 ve 6.10'daki mikroyapı fotoğraflarında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

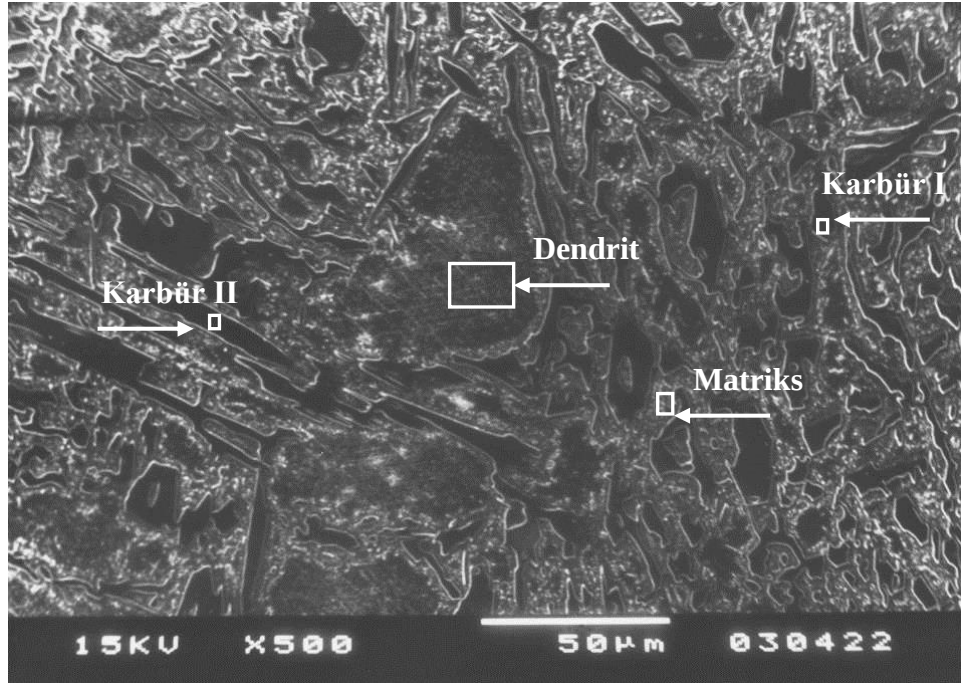
| Kum Kalıba<br>Döküm<br>800 °C / 3 s | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |    |      |   |   |       |
|-------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|---|---|-------|
|                                     | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                 | 0.41                  | 0.77 | 0    | 33.88 | 0  | 0    | 0 | 0 | 64.93 |
| <b>Dendrit Analizi</b>              | 0.52                  | 1.27 | 0.98 | 17.47 | 0  | 0    | 0 | 0 | 79.76 |
| <b>Karbür I Analizi</b>             | 1.11                  | 0.18 | 0.32 | 69.28 | 0  | 0    | 0 | 0 | 29.11 |
| <b>Karbür II Analizi</b>            | 0                     | 0.15 | 0    | 67.56 | 0  | 0.65 | 0 | 0 | 31.63 |
| <b>Matriks Analizi</b>              | 0                     | 0.80 | 0    | 19.23 | 0  | 0    | 0 | 0 | 79.97 |

İkinci destabilizasyon sıcaklığımız olan 950 °C ve artan tutma süreleri mikroyapı üzerinde etkin olduğunu göstermiştir. Özellikle 3 saat tutma sonunda yapı oldukça değişmiş, dendrit bölgelerinde oluşan ikincil karbürler yüksek büyütme mikroyapı fotoğraflarında kolayca görülmektedir. Diğer tutma sürelerinden elde edilen yapılarda ise dendritlerin varlığı devam etmektedir. Bunların döküm haline göre farklılığı uzun dendrit kollarına sahip olmamalarıdır. Hegzagonal yapıda, aynı yapıda içi boş karbürler, çubuk ve bıçak şeklindeki karbürler ötektik yapıyı

oluşturmaktadırlar. Üç saat tutma süresinden elde edilen yapılarda ise dendrit bölgeleri içinde ikincil karbürlerin koloni tarzında oluşumu dikkat çekmiştir.



Şekil 6.11. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

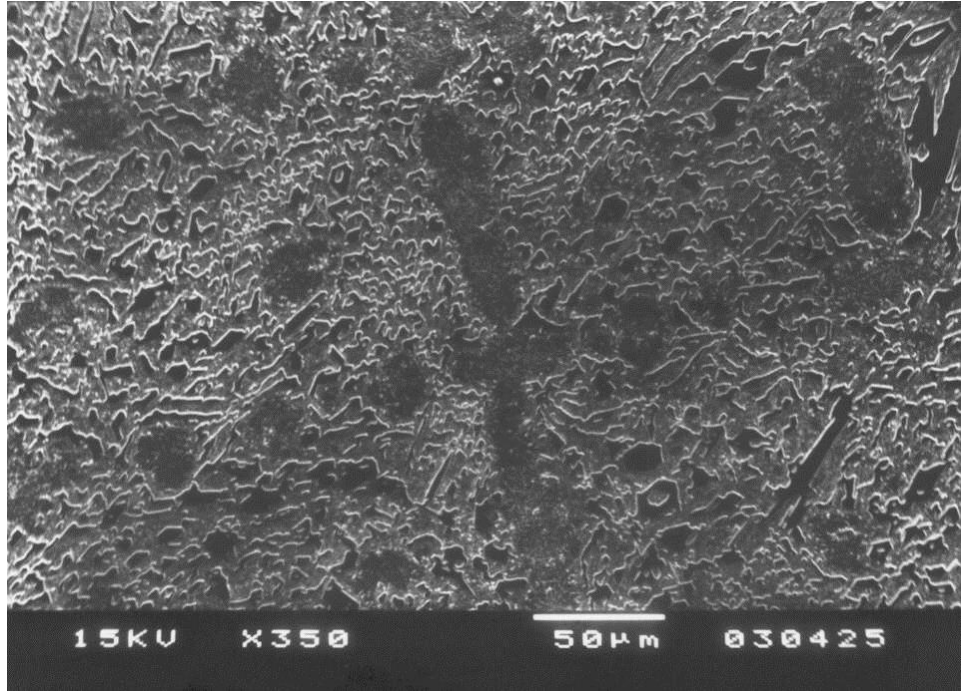


Şekil 6.12. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X500 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

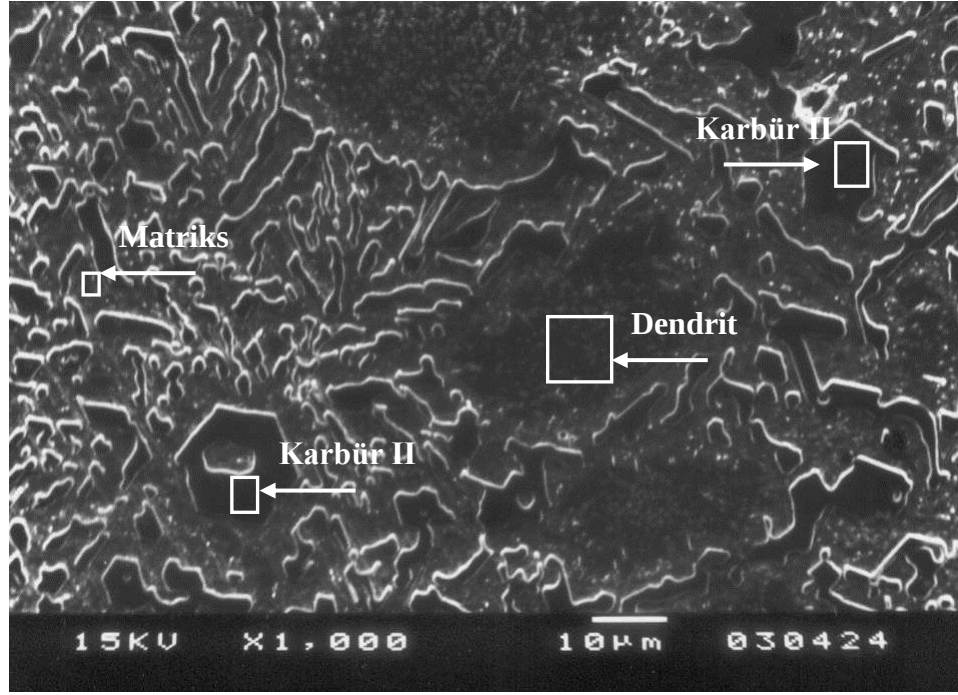
Destabilizasyon sıcaklığı 950 °C ve tutma süreleri 1, 2, 3 saat olan numunelere ait taramalı elektron mikroskobundan elde edilen mikroyapı fotoğrafları sırasıyla Şekil 6.11-16'da ve bunların üzerinde seçilmiş alanlarda gerçekleştirilen EDX analizleri Tablo 6.11-13'de verilmiştir.

Tablo 6.11. Şekil 6.12'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>950 °C / 1 s | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |      |      |   |       |
|-------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|------|---|-------|
|                                     | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P    | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                 | 0.53                  | 0.89 | 0    | 32.60 | 0  | 0    | 0.19 | 0 | 65.79 |
| <b>Dendrit Analizi</b>              | 1.10                  | 1.19 | 0.82 | 18.22 | 0  | 0    | 0    | 0 | 78.68 |
| <b>Karbür I Analizi</b>             | 0                     | 0    | 0.33 | 70.62 | 0  | 0    | 0    | 0 | 29.05 |
| <b>Karbür II Analizi</b>            | 0.80                  | 0    | 0    | 68.79 | 0  | 0    | 0    | 0 | 30.41 |
| <b>Matriks Analizi</b>              | 1.26                  | 0.96 | 0.85 | 14.94 | 0  | 1.53 | 0    | 0 | 80.47 |



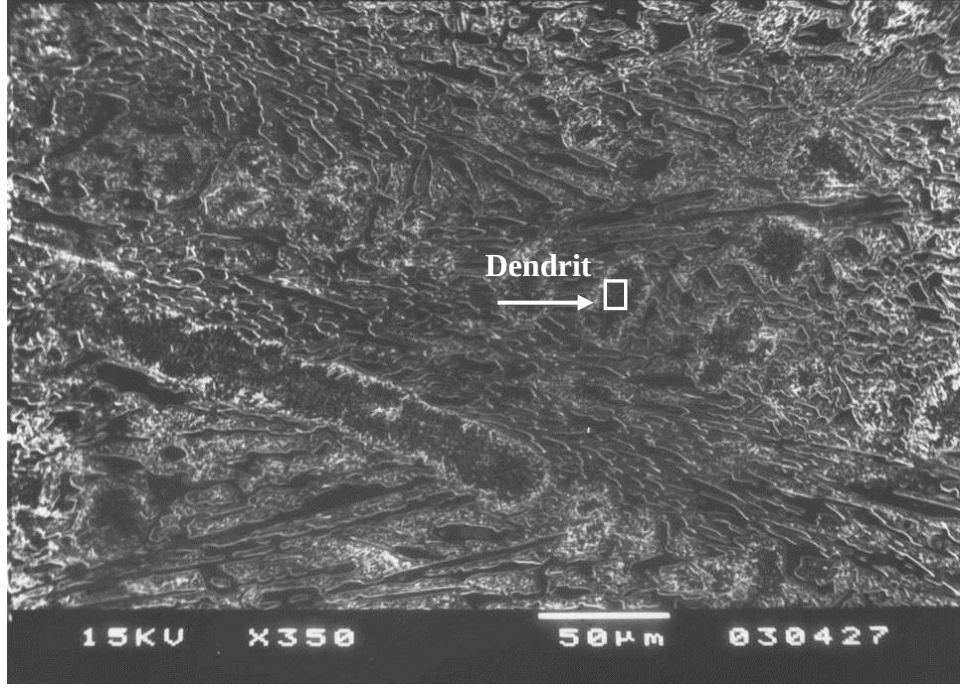
Şekil 6.13. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



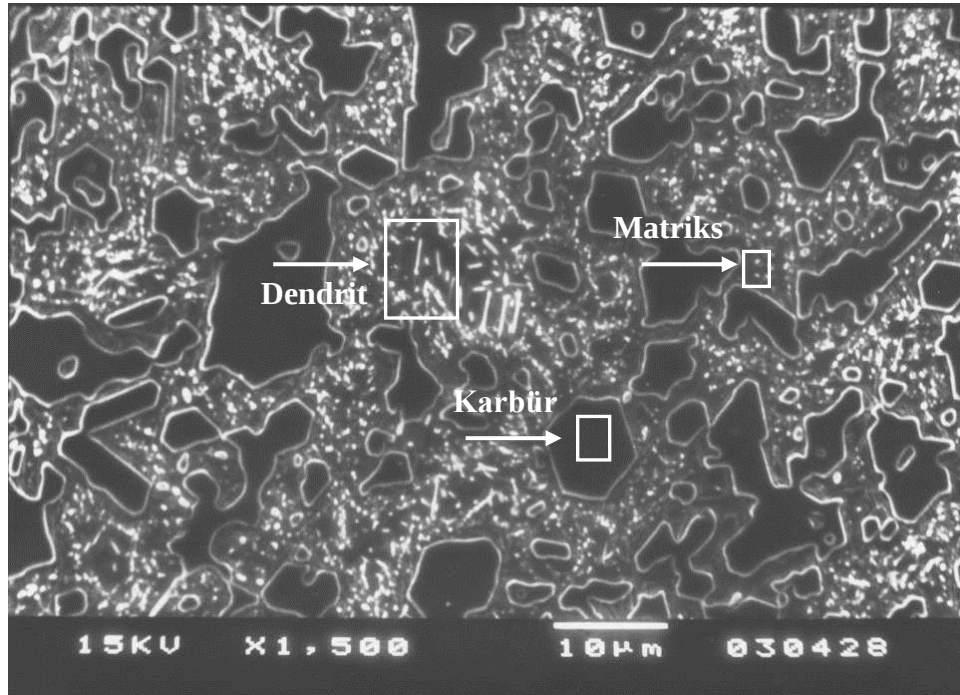
Şekil 6.14. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X1000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

Tablo 6.12. Şekil 6.14'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>950 °C / 2 s | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |      |      |      |       |
|-------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|------|------|-------|
|                                     | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P    | S    | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                 | 0                     | 1.17 | 0    | 31.84 | 0  | 0    | 0    | 0    | 67    |
| <b>Dendrit Analizi</b>              | 1.38                  | 1.06 | 0.46 | 17.49 | 0  | 0    | 0    | 0    | 79.62 |
| <b>Karbür I Analizi</b>             | 1.41                  | 0.13 | 0    | 67.88 | 0  | 0.48 | 0.17 | 0.28 | 29.66 |
| <b>Karbür II Analizi</b>            | 2.10                  | 0    | 0    | 66.30 | 0  | 1.14 | 0    | 0    | 30.46 |
| <b>Matriks Analizi</b>              | 1.32                  | 1.15 | 1.23 | 15.46 | 0  | 0    | 0    | 0    | 80.83 |



Şekil 6.15. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısıt işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

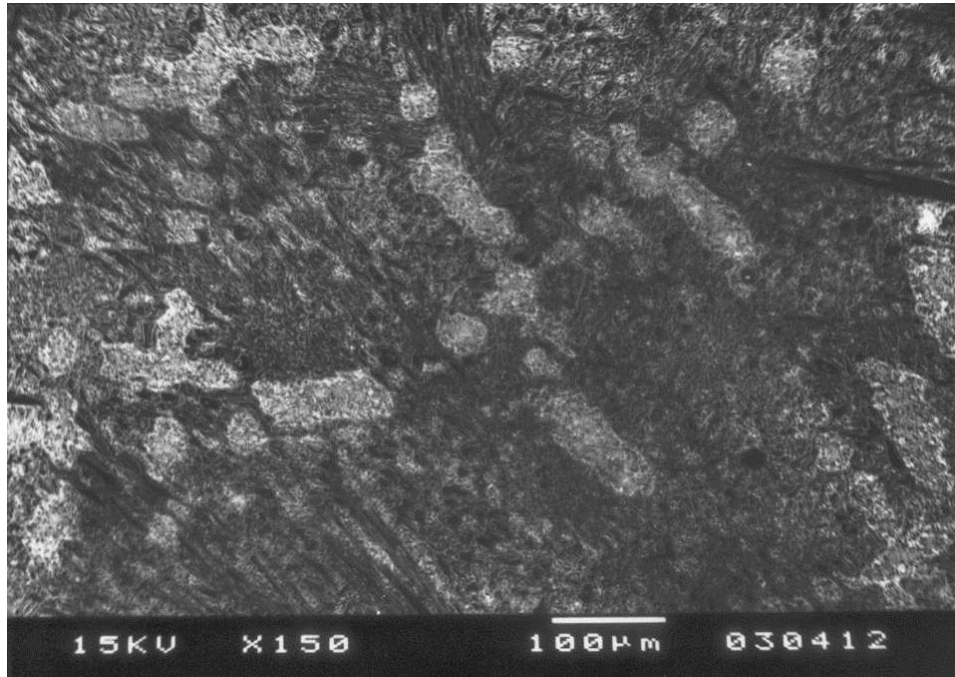


Şekil 6.16. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısıt işlemi uygulanan numunenin X1500 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

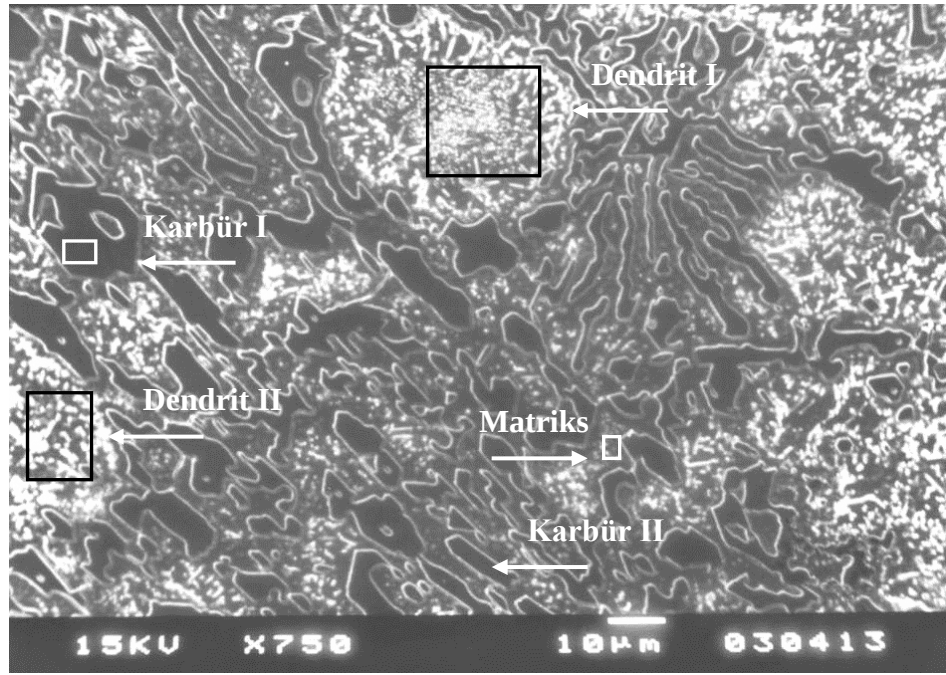
Tablo 6.13. Şekil 6.15 ve 6.16'daki mikroyapı fotoğraflarında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>950 °C / 3 s | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |    |    |   |      |       |
|-------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|----|---|------|-------|
|                                     | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu | P | S    | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                 | 0                     | 0.72 | 1.22 | 31.84 | 0  | 0  | 0 | 0    | 66.22 |
| <b>Dendrit Analizi</b>              | 1.54                  | 0.83 | 0.96 | 18.38 | 0  | 0  | 0 | 0.26 | 78.03 |
| <b>Karbür Analizi</b>               | 0                     | 0.47 | 0    | 70.97 | 0  | 0  | 0 | 0    | 28.56 |
| <b>Matriks Analizi</b>              | 0                     | 1.21 | 0.85 | 16.96 | 0  | 0  | 0 | 0    | 80.98 |

1100 °C 'de yapılan ısıtıl işlem sonrasında ise artık 1 saatlik tutma süresinde bile ikincil karbürlerin oluşu gözlenmiştir. Buradan uygulanan ısıtıl işlem sıcaklığının elde edilecek yapı üzerinde ne kadar etkili olduğunu görmekteyiz. Sıcaklıktaki 150 °C 'lık artışla 1 saatlik tutma süresi sonunda ikincil karbürler oluşmaya başlamıştır. Fakat sıcaklığın etkisinden söz etmemize rağmen 950 °C ve 3 saatlik tutma süresiyle dendrit bölgelerinde çubuk şeklinde elde edilen ikincil karbürlerin 1100 °C 'de oluşumu için de 3 saat tutma süresi gerekmiştir.



Şekil 6.17. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısıtıl işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

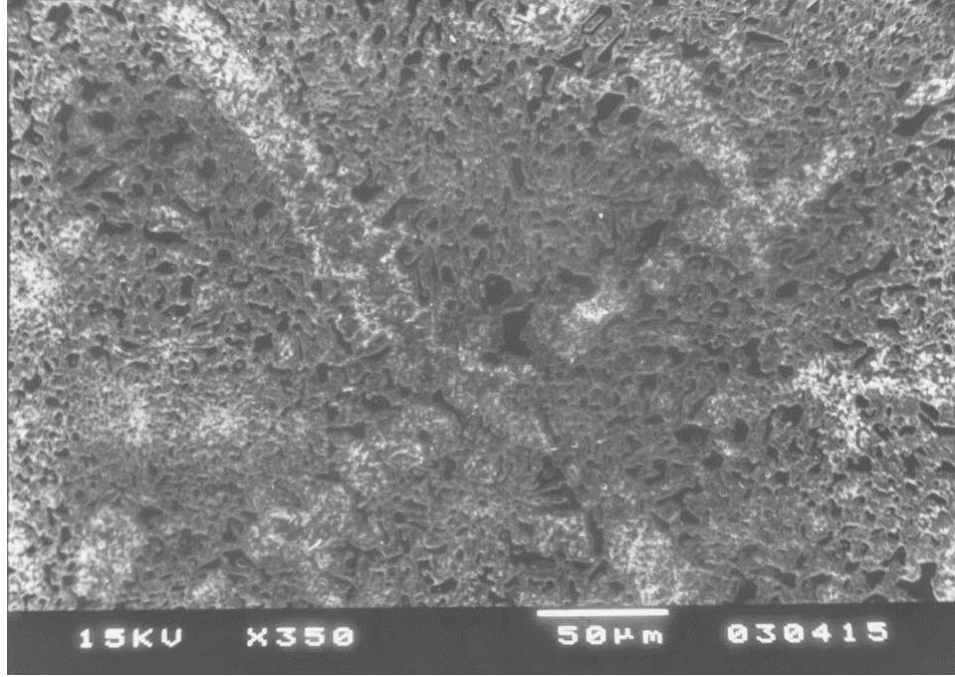


Şekil 6.18. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işleminin uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

Şekil 6.18'de gösterilen bölgelerde yapılan seçilmiş alan EDX analizleri sonuçları Tablo 6.14'de verilmiştir. Burada dikkat çeken nokta şudur: Şimdiye kadar yapılan EDX analizlerinde dendrit ve matriksin krom içeriğinde en fazla 3 birimlik bir fark olmaktadır burada yaklaşık 6 birimlik bir fark vardır. Matriksin krom açısından fakirleşmesi sözkonusudur.

Tablo 6.14. Şekil 6.18'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>1100 °C / 1 s | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |    |    |      |   |       |
|--------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|----|------|---|-------|
|                                      | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu | P    | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                  | 0                     | 0.77 | 0.48 | 30.79 | 0  | 0  | 0    | 0 | 67.95 |
| <b>Dendrit I Analizi</b>             | 0                     | 0.80 | 0.51 | 18.58 | 0  | 0  | 0    | 0 | 80.11 |
| <b>Dendrit II Analizi</b>            | 0.48                  | 1.02 | 1.24 | 18.06 | 0  | 0  | 0    | 0 | 79.20 |
| <b>Karbür I Analizi</b>              | 0                     | 0.19 | 0.57 | 70.02 | 0  | 0  | 0    | 0 | 29.22 |
| <b>Karbür II Analizi</b>             | 0.76                  | 0.42 | 0    | 68.49 | 0  | 0  | 0.24 | 0 | 30.09 |
| <b>Matriks Analizi</b>               | 0.43                  | 1.17 | 1.38 | 12.52 | 0  | 0  | 0    | 0 | 84.49 |



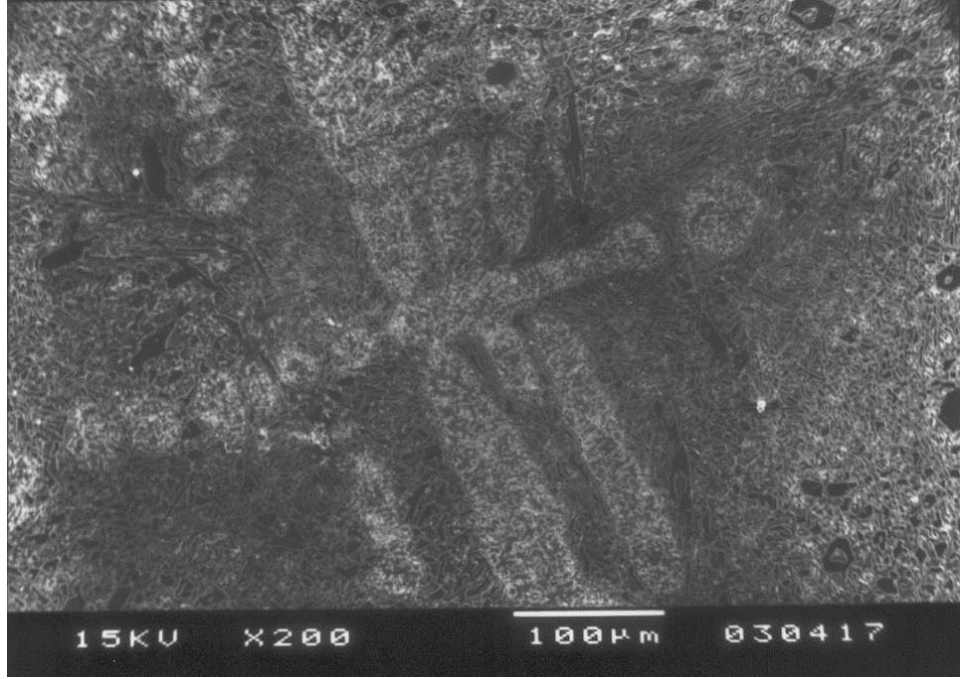
Şekil 6.19. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

İki saat 1100 °C 'de bekletilerek ısı işlem uygulanan numunenin mikroyapısı ise Şekil 6.19'da gösterilmiştir. Yüksek büyütmeye çıkarak mikroyapı bileşenleri üzerinde yapılan EDX analizlerinin sonuçları Tablo 6.15'de verilmiştir.

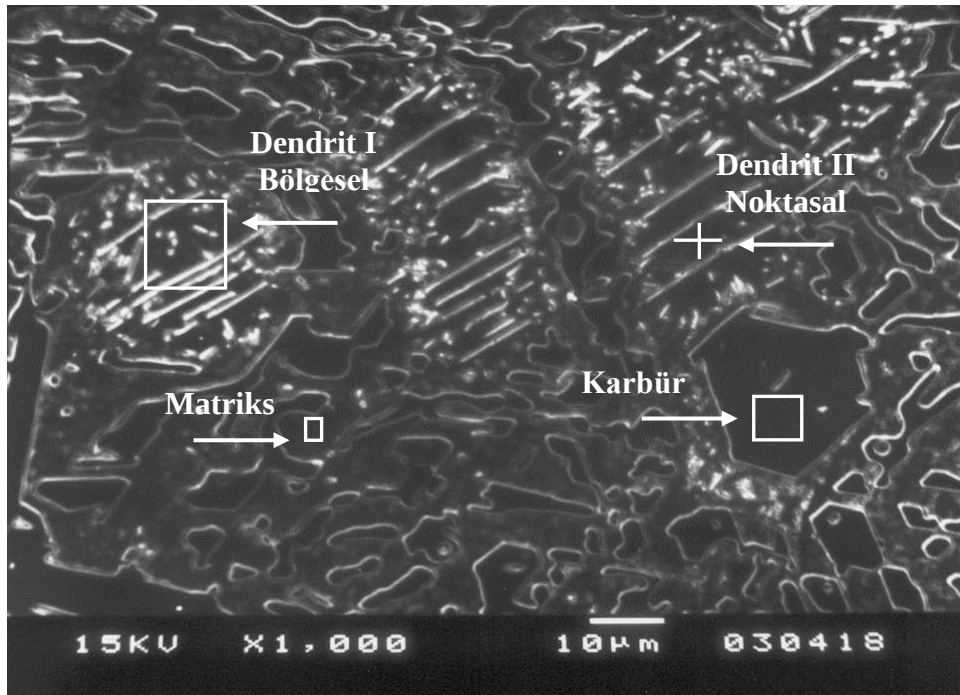
Tablo 6.15. Şekil 6.19'daki mikroyapı fotoğrafına ait EDX analizleri.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>1100 °C / 2 s | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |      |   |   |       |
|--------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|---|---|-------|
|                                      | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                  | 0.61                  | 0.79 | 0    | 31.22 | 0  | 1.57 | 0 | 0 | 65.80 |
| <b>Dendrit Analizi</b>               | 0.58                  | 0.90 | 1.08 | 18.34 | 0  | 0    | 0 | 0 | 79.09 |
| <b>Karbür Analizi</b>                | 0.81                  | 0    | 0    | 68.68 | 0  | 0    | 0 | 0 | 30.50 |
| <b>Matriks Analizi</b>               | 1.60                  | 0.98 | 0    | 15.98 | 0  | 0    | 0 | 0 | 81.44 |

Üç saat tutma süresi uygulanan numunenin taramalı elektron mikroskopundan elde edilen mikroyapı fotoğrafındaki dendrit yapısı ve dendrit yapı içinde oluşan çubuk şeklindeki ikincil karbürlerin belirli bir yönelmeye sahip olması dikkat çekicidir (Şekil 6.20-21).



Şekil 6.20. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısıt işlemleri uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

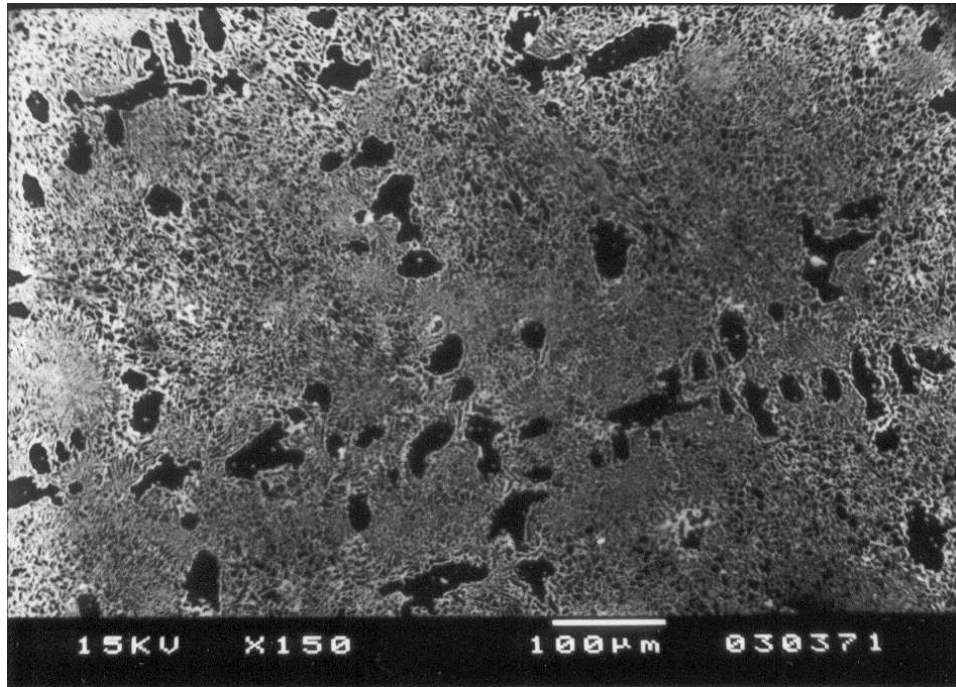


Şekil 6.21. Kum kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısıt işlemleri uygulanan numunenin X1000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

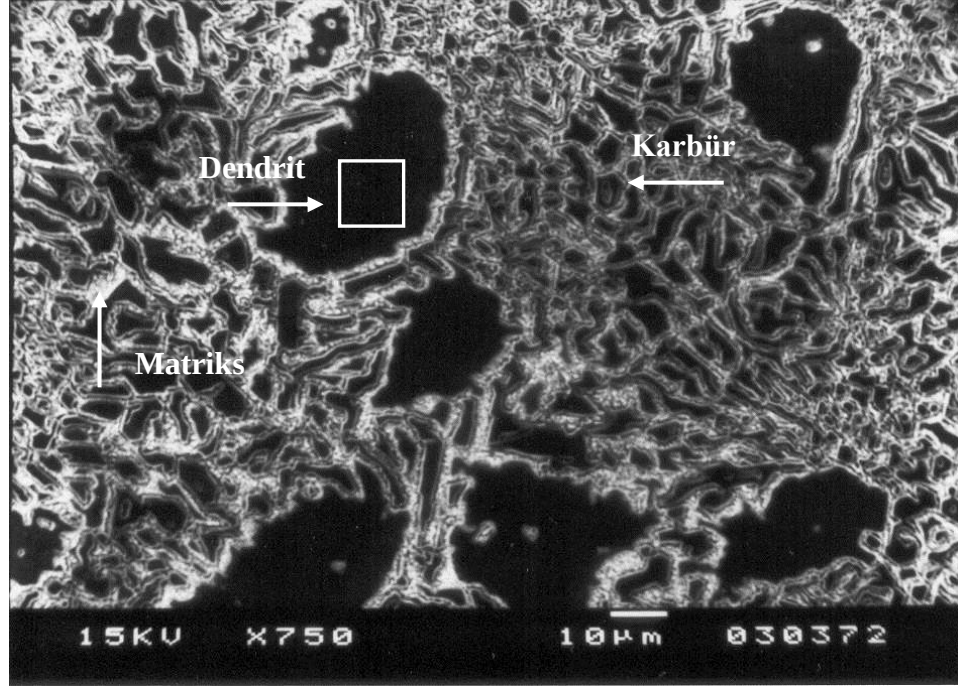
Tablo 6.16. Şekil 6.21’deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kum Kalıba<br>Döküm<br>1100 °C / 3 s | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |    |   |   |       |
|--------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|----|---|---|-------|
|                                      | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu | P | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                  | 0.85                  | 0.81 | 0.85 | 30.74 | 0  | 0  | 0 | 0 | 66.77 |
| <b>Dendrit I Analizi</b>             | 0                     | 0.96 | 1.05 | 17.82 | 0  | 0  | 0 | 0 | 80.17 |
| <b>Dendrit II Analizi</b>            | 0.36                  | 1.30 | 0.65 | 12.31 | 0  | 0  | 0 | 0 | 85.37 |
| <b>Karbür Analizi</b>                | 0.51                  | 0    | 0.56 | 70.21 | 0  | 0  | 0 | 0 | 28.71 |
| <b>Matriks Analizi</b>               | 0                     | 1.26 | 0.71 | 15.66 | 0  | 0  | 0 | 0 | 82.37 |

Kokil kalıba dökülen; üç farklı sıcaklık ve tutma sürelerinde destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunelerin de taramalı elektron mikroskop çalışmalarında genel olarak dendritik bir yapı içerdikleri görülmüştür. Takip eden şekillerde bunların mikroyapıları ve mikroyapı bileşenlerinden alınan EDX analizleri tablolar halinde verilmiştir.



Şekil 6.22. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C ’de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



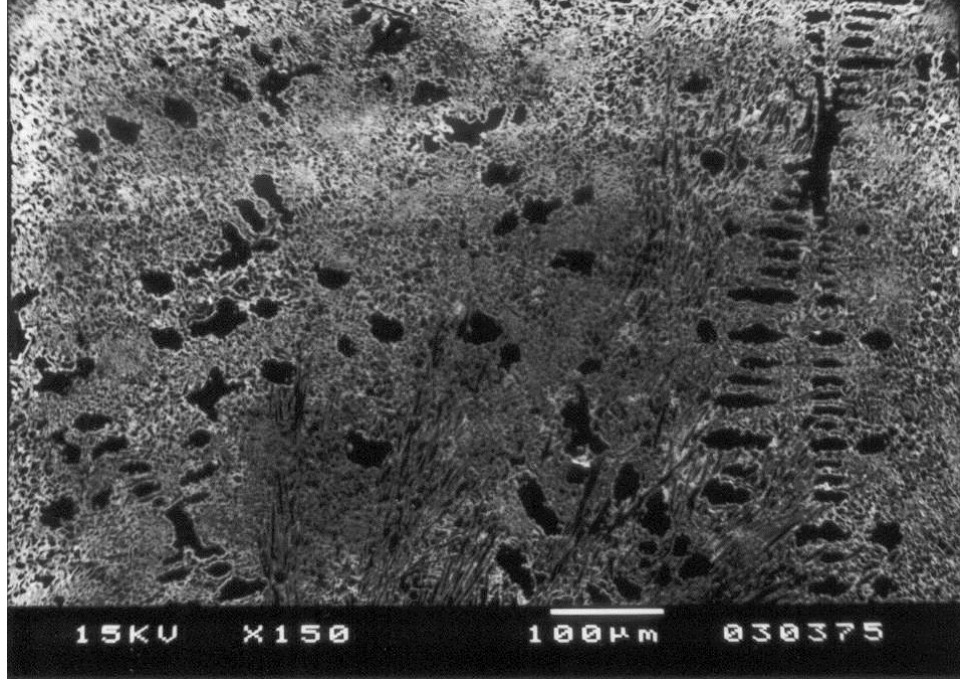
Şekil 6.23. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

800 °C 'de 1 saat tutma uygulanarak destabilizasyon ısı işlem gören kokil kalıba dökülmüş numuneden elde edilen SEM fotoğrafları Şekil 6.22 ve 6.23'de verilmiştir. EDX analiz sonuçları ise Tablo 6.17'de gösterilmiştir. Dendritler üzerinde küçük boşluklar gözlenmiştir. Bunlar varlığını diğer ısı işlem şartlarında da devam ettirmişlerdir.

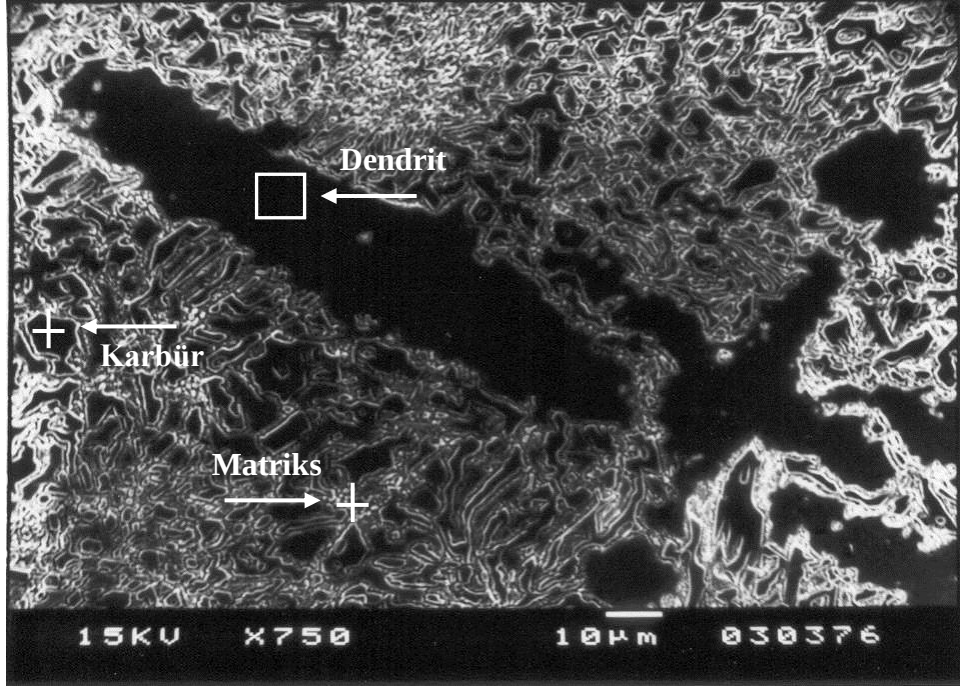
Tablo 6.17. Şekil 6.23'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>800 °C / 1 s | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |      |   |   |       |
|---------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|---|---|-------|
|                                       | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                   | 0.81                  | 0.57 | 0.59 | 37.13 | 0  | 0.70 | 0 | 0 | 60.20 |
| <b>Dendrit Analizi</b>                | 0.73                  | 1.02 | 0.69 | 17.86 | 0  | 0    | 0 | 0 | 79.70 |
| <b>Karbür Analizi</b>                 | 0.46                  | 0.08 | 0    | 60.77 | 0  | 0    | 0 | 0 | 38.68 |
| <b>Matriks Analizi</b>                | 1.08                  | 0.25 | 1.04 | 21.96 | 0  | 0.96 | 0 | 0 | 74.71 |

İki saat tutma ile elde edilen yapılar Şekil 6.24 ve 6.25’de gösterilmiştir. Yapı, dendritler ve ötektik karbürlerden oluşmaktadır. Gerçekleştirilen EDX analiz sonuçları ise Tablo 6.18’de verilmiştir.



Şekil 6.24. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C ’de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

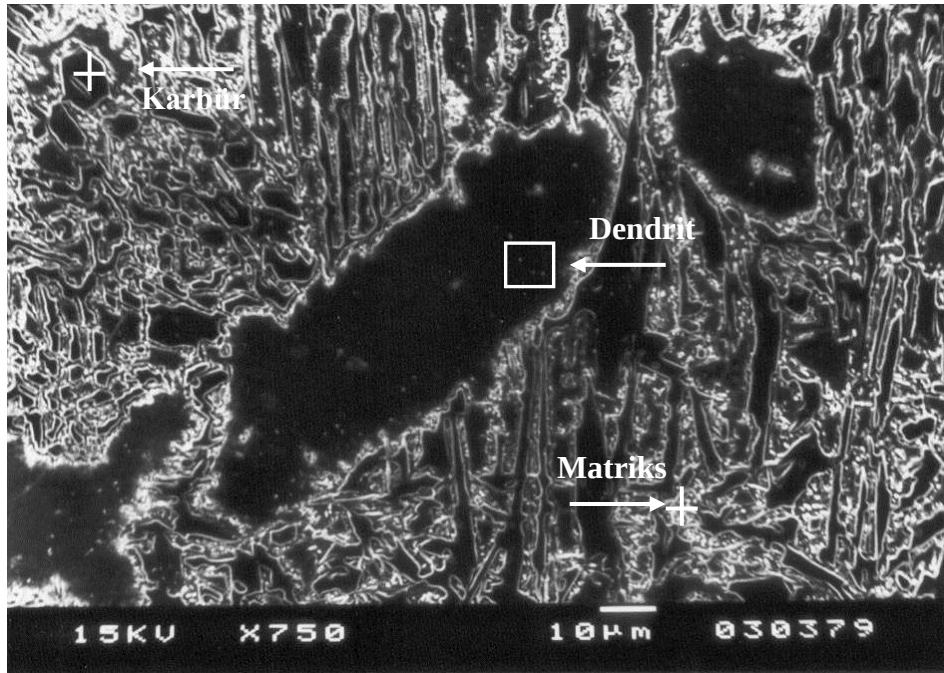


Şekil 6.25. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C ’de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

Tablo 6.18. Şekil 6.25’deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>800 °C / 2 s | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |      |   |      |       |
|---------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|---|------|-------|
|                                       | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P | S    | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                   | 0                     | 0.82 | 0.87 | 35.64 | 0  | 0.75 | 0 | 0.20 | 61.71 |
| <b>Dendrit Analizi</b>                | 0.90                  | 1.91 | 0.93 | 18.38 | 0  | 0    | 0 | 0    | 77.89 |
| <b>Karbür Analizi</b>                 | 0.41                  | 0.52 | 0    | 68.52 | 0  | 0    | 0 | 0    | 30.55 |
| <b>Matriks Analizi</b>                | 0.75                  | 0.56 | 1.64 | 17.59 | 0  | 0    | 0 | 0    | 79.46 |

Üç saatlik tutma süresi uygulanan numuneye ait fotoğraflardan dendritlerde herhangi bir dönüşümün olmadığı gözlenmiştir. Fakat uzun çubuk ve bıçak şekilli karbürlerin miktar olarak arttığı görülmüştür (Şekil 6.26). Bu numuneye ait EDX sonuçları Tablo 6.19’da verilmiştir.

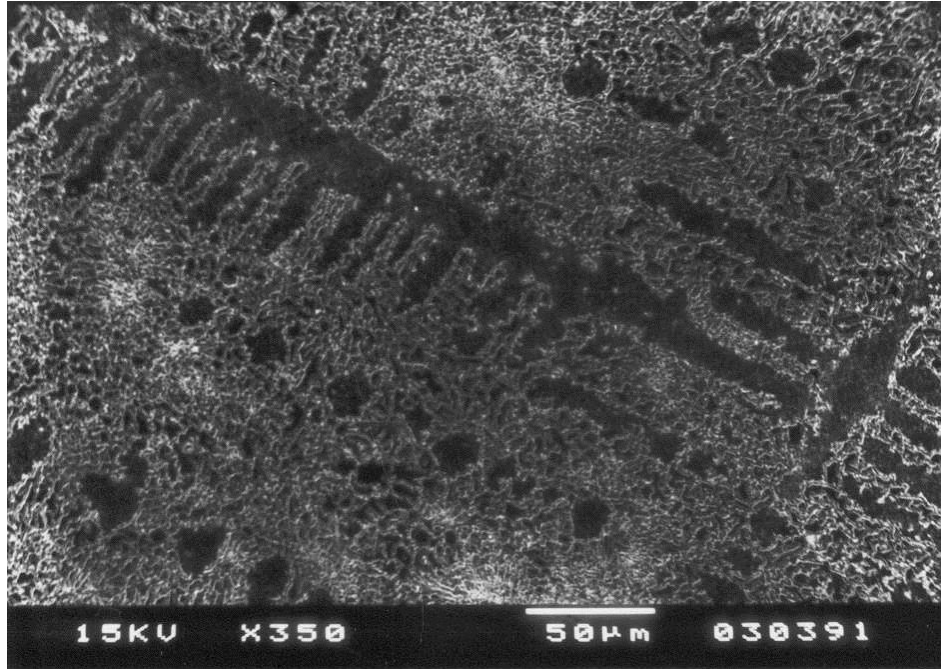


Şekil 6.26. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 800 °C ’de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

Tablo 6.19. Şekil 6.26'daki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

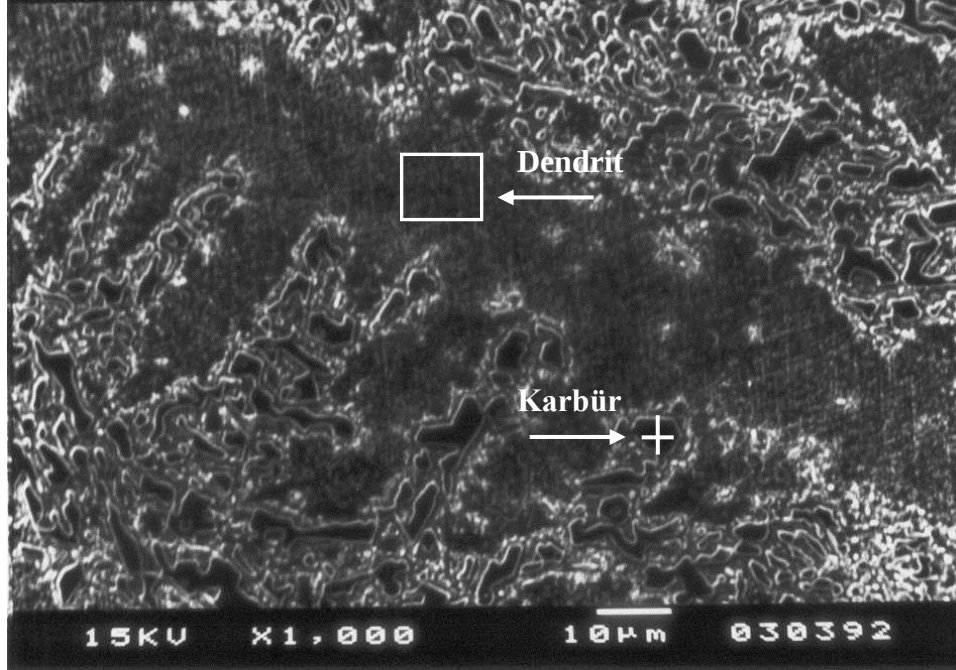
| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>800 °C / 3 s | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |    |      |      |   |       |
|---------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|------|---|-------|
|                                       | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P    | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                   | 1                     | 0.60 | 1.06 | 33.85 | 0  | 0    | 0.21 | 0 | 63.29 |
| <b>Dendrit Analizi</b>                | 0                     | 1.25 | 0.69 | 18.33 | 0  | 0    | 0.28 | 0 | 79.45 |
| <b>Karbür Analizi</b>                 | 0                     | 0.20 | 0    | 68.95 | 0  | 0.48 | 0    | 0 | 30.37 |
| <b>Matriks Analizi</b>                | 1.85                  | 0.21 | 0.82 | 24.50 | 0  | 0    | 0    | 0 | 72.61 |

950 °C 'de 1, 2, 3 saat tutma süreleri uygulanarak destabilizasyon ısıt işlemleri uygulanan numunelere ait taramalı elektron mikroskobu fotoğrafları ve bunlar üzerinde gösterilmiş alanlarda gerçekleştirilen EDX analiz sonuçları takip eden sayfalarda verilmiştir.



Şekil 6.27. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısıt işlemleri uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

Şekil 6.27 ve 6.28’de 950 °C ’de 1 saat tutma ve takiben havada soğutma ile kokil kalıba dökülmüş numunede elde edilen mikroyapı gösterilmiştir. Bu yapıdaki bazı mikro bileşenlerin EDX analizleri Tablo 6.20’de verilmiştir. Dendritlerin, birincil karbürlerle ötektik karbürlerin mevcudiyeti açıkça görülmektedir.



Şekil 6.28. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C ’de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X1000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

Tablo 6.20. Şekil 6.28’deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

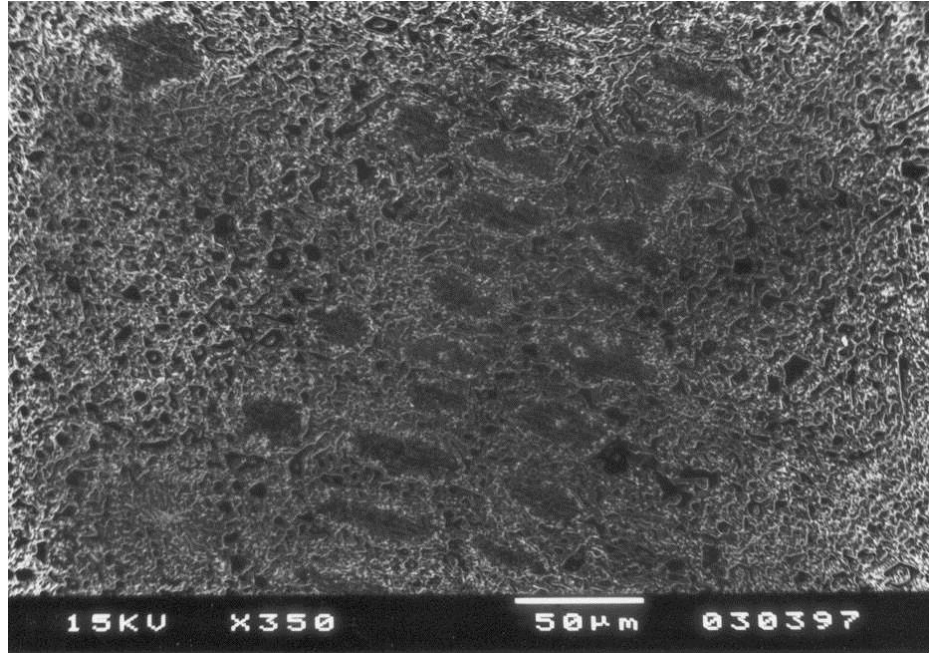
| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>950 °C / 1 s | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |      |      |      |       |
|---------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|------|------|-------|
|                                       | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P    | S    | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                   | 0.65                  | 0.59 | 0    | 32.53 | 0  | 1.05 | 0    | 0.30 | 64.89 |
| <b>Dendrit Analizi</b>                | 0.67                  | 1.21 | 0.94 | 19.17 | 0  | 0.77 | 0.16 | 0.18 | 76.90 |
| <b>Karbür Analizi</b>                 | 1.42                  | 0.26 | 0    | 69.02 | 0  | 0    | 0    | 0    | 29.30 |

Şekil 6.29 ve 6.30’da destabilizasyon ısı işlemi 950 °C ’de 2 saat tutma uygulandıktan sonra havada soğutulmayla gerçekleşmiş olan kokil kalıpla üretilen

numuneye ait SEM fotoğrafları verilmiştir. Tablo 6.21’de ise bazı bölgelerden alınan seçilmiş alan EDX analiz sonuçları sunulmuştur.



Şekil 6.29. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C ’de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.

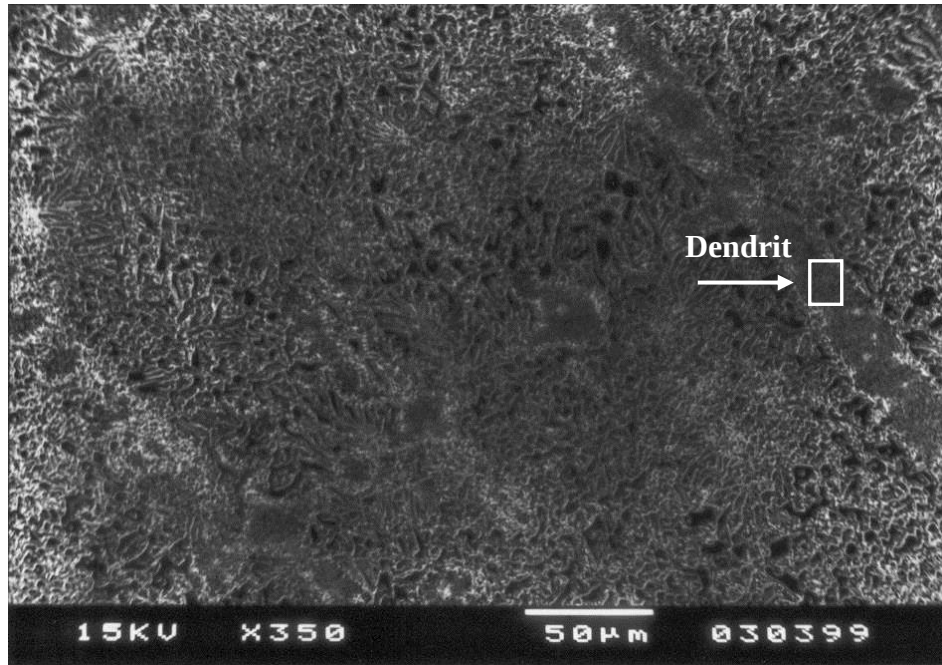


Şekil 6.30. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C ’de 2 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X350 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

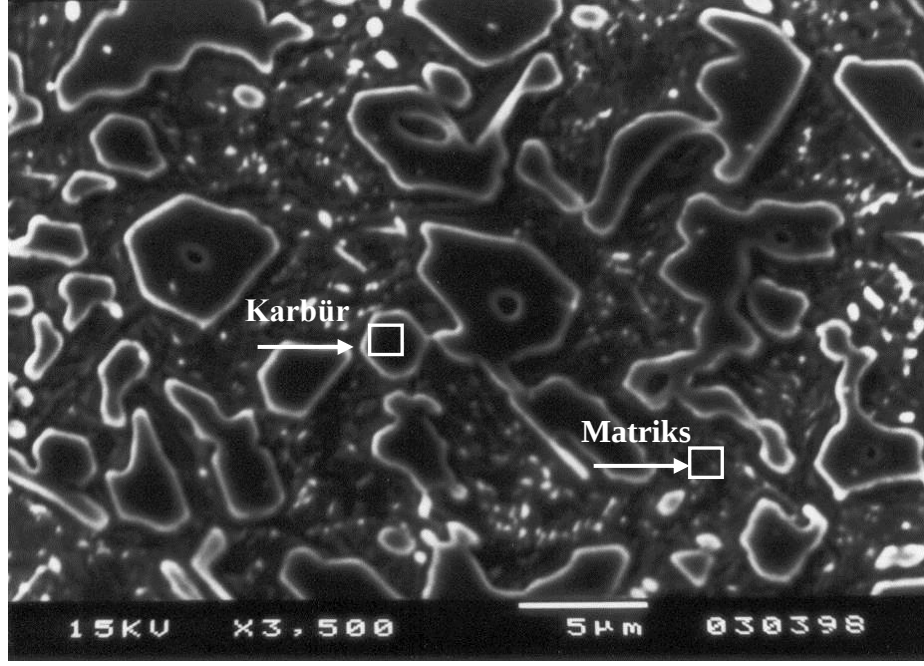
Tablo 6.21. Şekil 6.30'daki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>950 °C / 2 s | % Element (Ağırlıkça) |      |    |       |    |    |   |   |       |
|---------------------------------------|-----------------------|------|----|-------|----|----|---|---|-------|
|                                       | Mn                    | Si   | Ni | Cr    | Mo | Cu | P | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                   | 0.77                  | 0.73 | 0  | 33.74 | 0  | 0  | 0 | 0 | 64.76 |
| <b>Dendrit Analizi</b>                | 1.81                  | 1    | 0  | 21.21 | 0  | 0  | 0 | 0 | 75.98 |
| <b>Karbür Analizi</b>                 | 0.81                  | 0.54 | 0  | 67.56 | 0  | 0  | 0 | 0 | 31.10 |

Üç saatlik tutma uygulanarak 950 °C 'de yapılan destabilizasyon işlemi sonunda numuneden elde edilen mikroyapı fotoğrafı üzerinde dendritlerin ayrımını yapmak oldukça zorlaşmıştır. Buralarda daha önce kum kalıba dökülen numunelerde de görülen dönüşümün başladığı görülebilir. Bu farklılaşma ikincil karbür oluşumuna bağlanmıştır. Şekil 6.31 ve 6.32'de gösterilen seçilmiş bölgelerin EDX analizleri Tablo 6.22'de verilmiştir.



Şekil 6.31. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



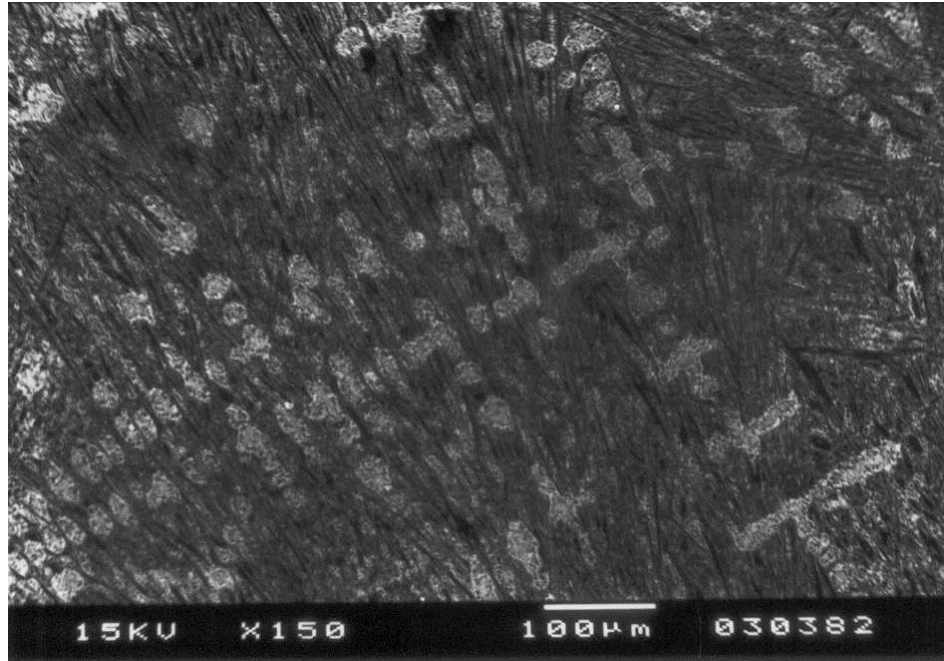
Şekil 6.32. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 950 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X3500 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

Tablo 6.22. Şekil 6.31 ve 6.32'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

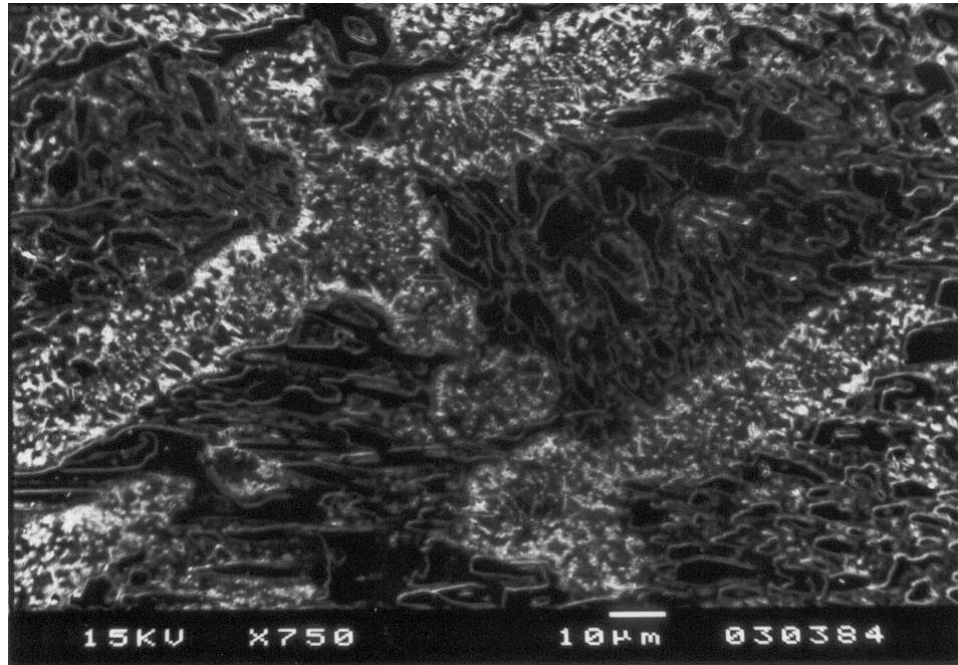
| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>950 °C / 3 s | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |    |      |   |      |       |
|---------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|---|------|-------|
|                                       | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P | S    | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                   | 0                     | 0.76 | 1.53 | 32.12 | 0  | 0    | 0 | 0    | 65.59 |
| <b>Dendrit Analizi</b>                | 0.83                  | 0.98 | 1.79 | 19.58 | 0  | 0    | 0 | 0.19 | 76.63 |
| <b>Karbür Analizi</b>                 | 0.53                  | 0.26 | 0    | 67.66 | 0  | 0    | 0 | 0.19 | 31.37 |
| <b>Matriks Analizi</b>                | 2.53                  | 0.49 | 0.90 | 16.49 | 0  | 0.87 | 0 | 0    | 78.73 |

1100 °C 'de gerçekleştirilen östenitleme ve takiben havada soğutma ısı işlemi sonrasında elde edilen numunelerin mikroyapılarında dendritlerin fazlalığı oldukça dikkat çekicidir. Ayrıca bu dendritlere taramalı elektron mikroskopunda yüksek büyütmelerde bakıldığında ikincil karbür dönüşümü görülmüştür. Fakat kum kalıba döküm numunelerde görülen boyutları 10-20 µm olan yönlenmiş küçük çubuklar halindeki ikincil karbürler görülmemiş, buna karşılık daha kısa çubuk ve küresel yapılardan oluşan karmaşık bir oluşum gözlenmiştir.

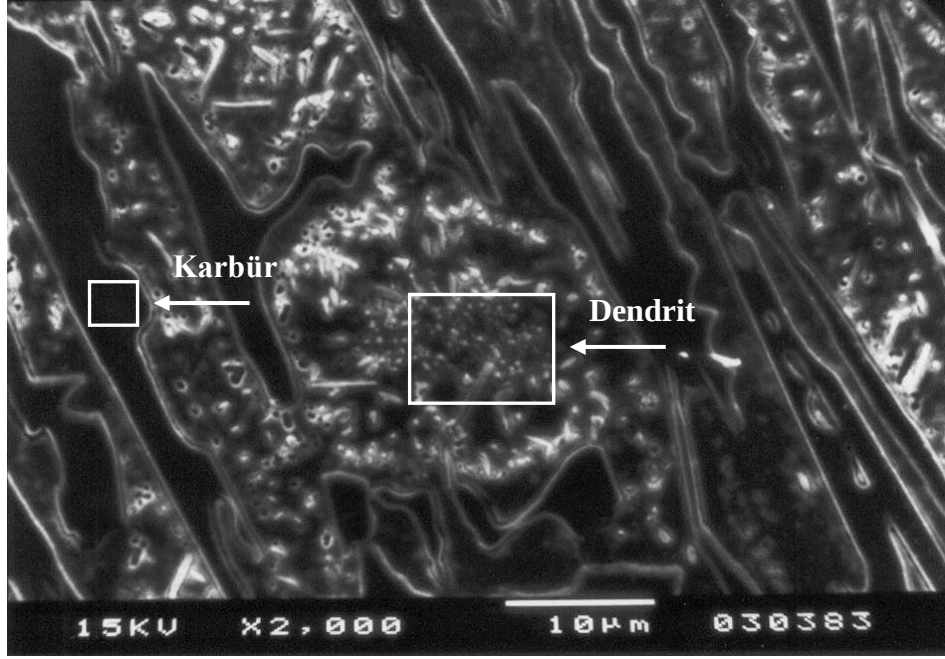
Destabilizasyon sıcaklığı 1100 °C , tutma süresi 1 saat uygulandığında elde edilen SEM fotoğrafları Şekil 6.33-35’de EDX analiz sonuçları Tablo 6.23’de verilmiştir.



Şekil 6.33. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C ’de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



Şekil 6.34. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C ’de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

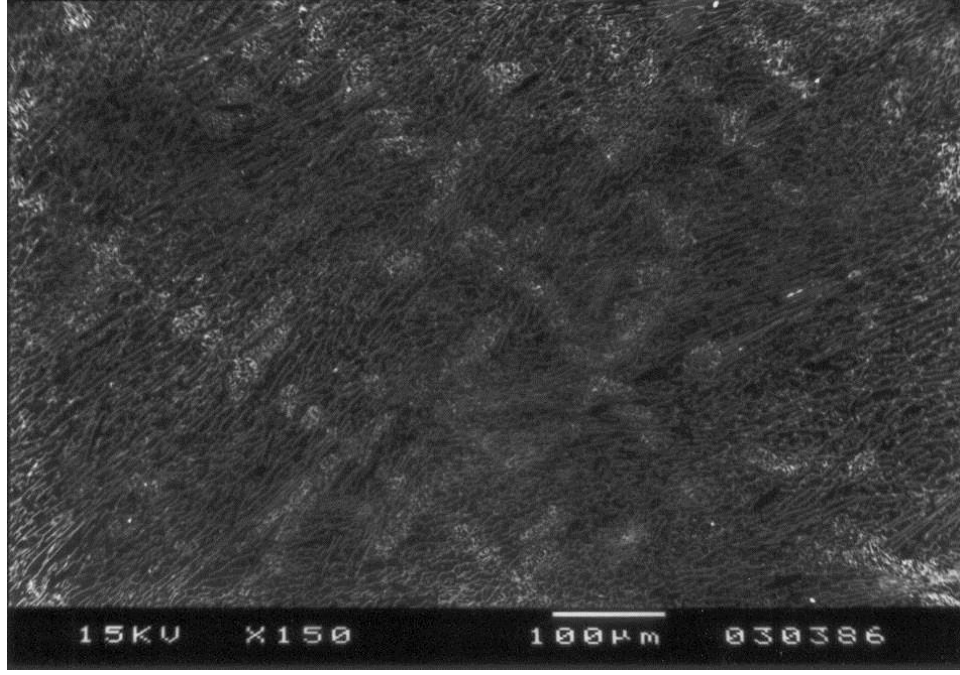


Şekil 6.35. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 1 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin X2000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

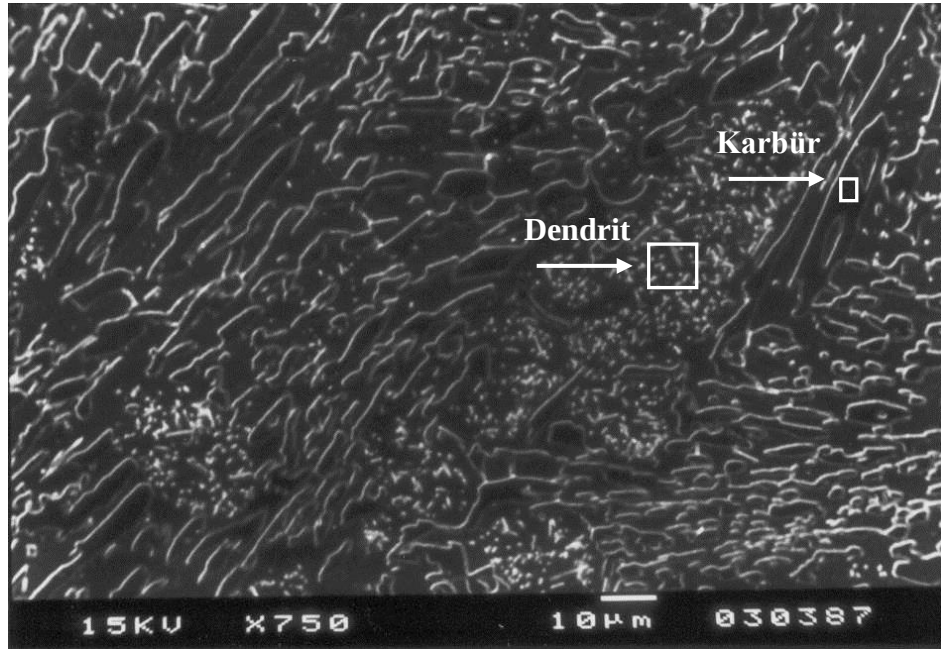
Tablo 6.23. Şekil 6.35'deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>1100 °C / 1 s | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |    |    |   |      |       |
|----------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|----|---|------|-------|
|                                        | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu | P | S    | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                    | 0.85                  | 0.62 | 0.85 | 32.31 | 0  | 0  | 0 | 0    | 65.37 |
| <b>Dendrit Analizi</b>                 | 0                     | 0.94 | 0    | 23.34 | 0  | 0  | 0 | 0.41 | 75.32 |
| <b>Karbür Analizi</b>                  | 1.42                  | 0.50 | 0    | 68.09 | 0  | 0  | 0 | 0    | 30    |

Takip eden sayfalarda destabilizasyon ısı işleminde 1100 °C sıcaklıkta 2 ve 3 saatlik tutma süreleri uygulanan daha sonra havada su verilmiş olan, kokil kalıpla üretilen numunelere ait mikroyapılar (Şekil 6.36-40) ve bu yapılar üzerinde seçilen mikroyapısal bileşenlere ait EDX analiz sonuçları tablolarda (Tablo 6.24 ve 6.25) verilmiştir. Genel olarak bu yapılarda tutma süresinin etkisini belirgin olarak görebiliriz. Dendritik bölgelerde 1 saatlik tutma işleminde başlayan dönüşüm bu fotoğraflarda daha açıkça görülmektedir. Fakat bu sıcaklıkta tutma süresi arttıkça yapının küresel bir form aldığı da gözlenmiştir.



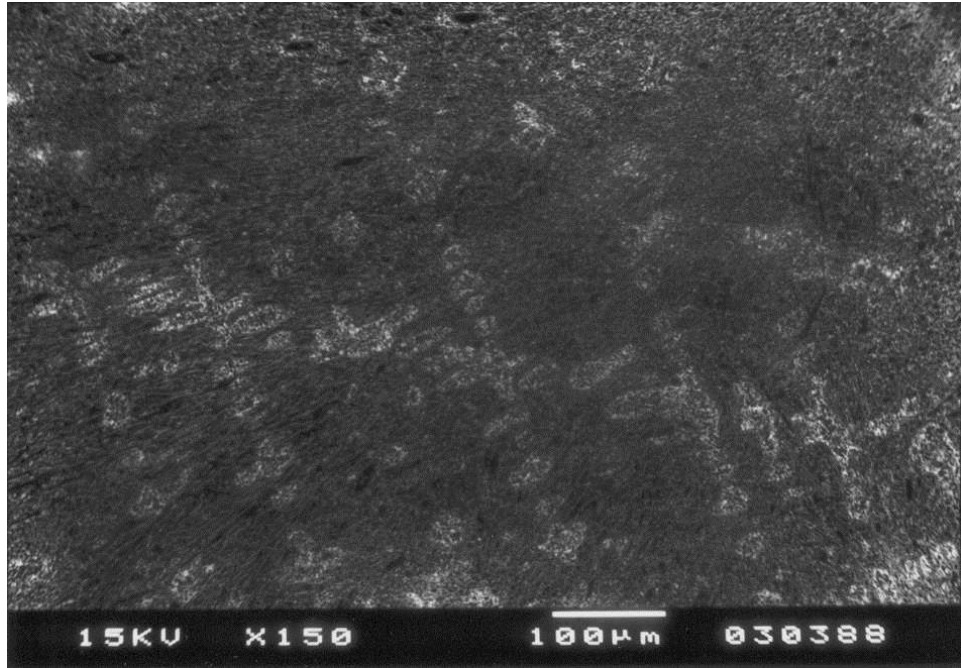
Şekil 6.36. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemleri uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



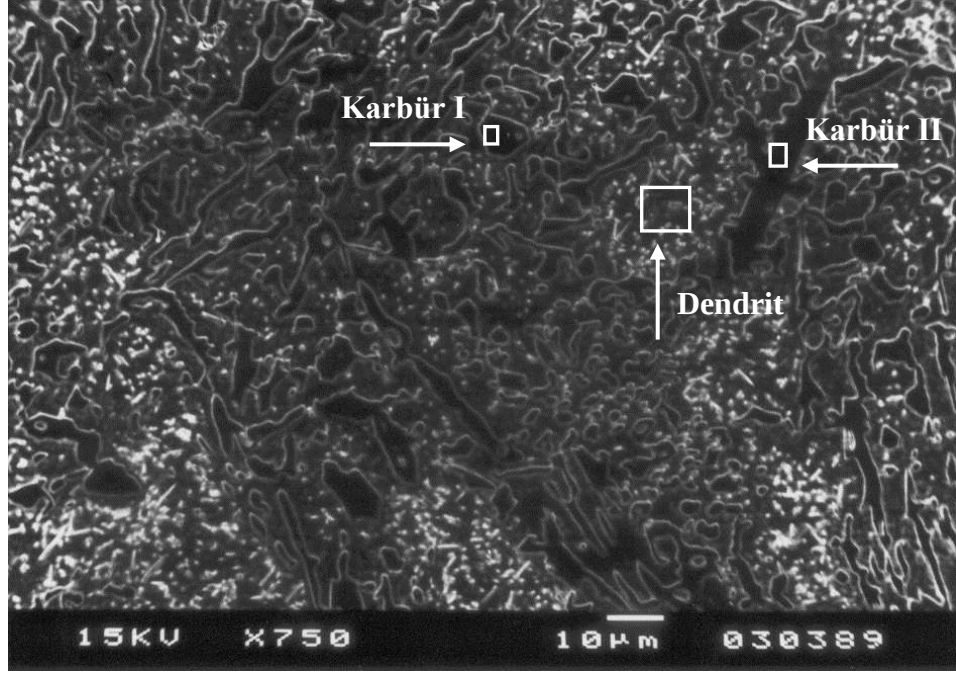
Şekil 6.37. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 2 saat destabilizasyon ısı işlemleri uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

Tablo 6.24. Şekil 6.37’deki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

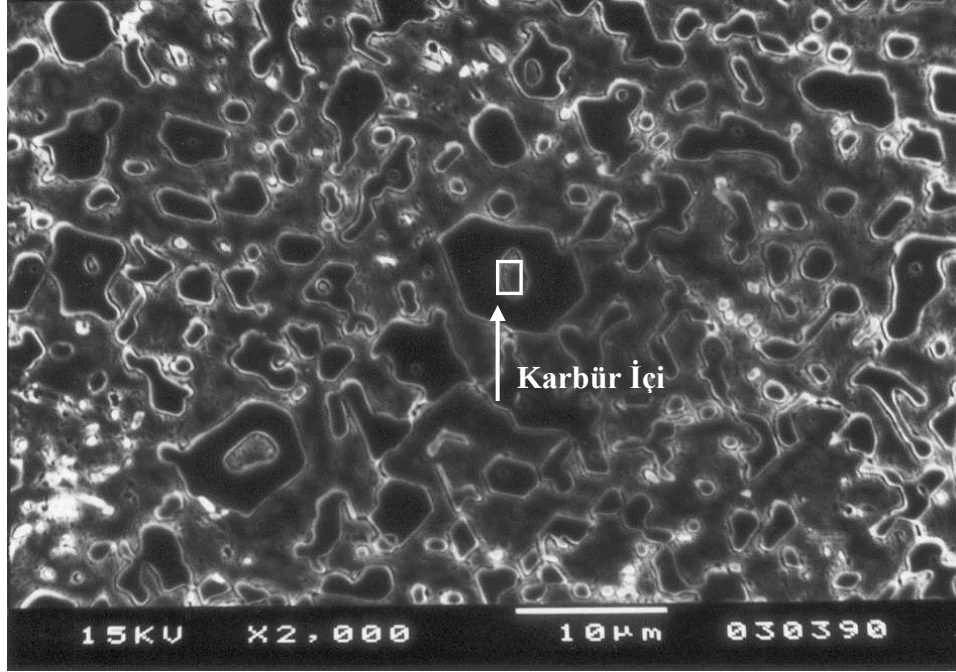
| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>1100 °C / 2 s | % Element (Ağırlıkça) |      |      |       |    |      |   |   |       |
|----------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|---|---|-------|
|                                        | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                    | 0.51                  | 0.96 | 0    | 31.77 | 0  | 0    | 0 | 0 | 66.77 |
| <b>Dendrit Analizi</b>                 | 0.94                  | 1.43 | 1.67 | 18.82 | 0  | 0.53 | 0 | 0 | 76.61 |
| <b>Karbür Analizi</b>                  | 0.68                  | 0.36 | 0    | 68.08 | 0  | 0.55 | 0 | 0 | 30.34 |



Şekil 6.38. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C ’de 3 saat destabilizasyon ısı işlemi uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğrafı.



Şekil 6.39. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısıt işlemleri uygulanan numunenin X750 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.



Şekil 6.40. Kokil kalıba dökülerek elde edilen ve 1100 °C 'de 3 saat destabilizasyon ısıt işlemleri uygulanan numunenin X2000 büyütmede çekilen SEM mikroyapı fotoğrafı.

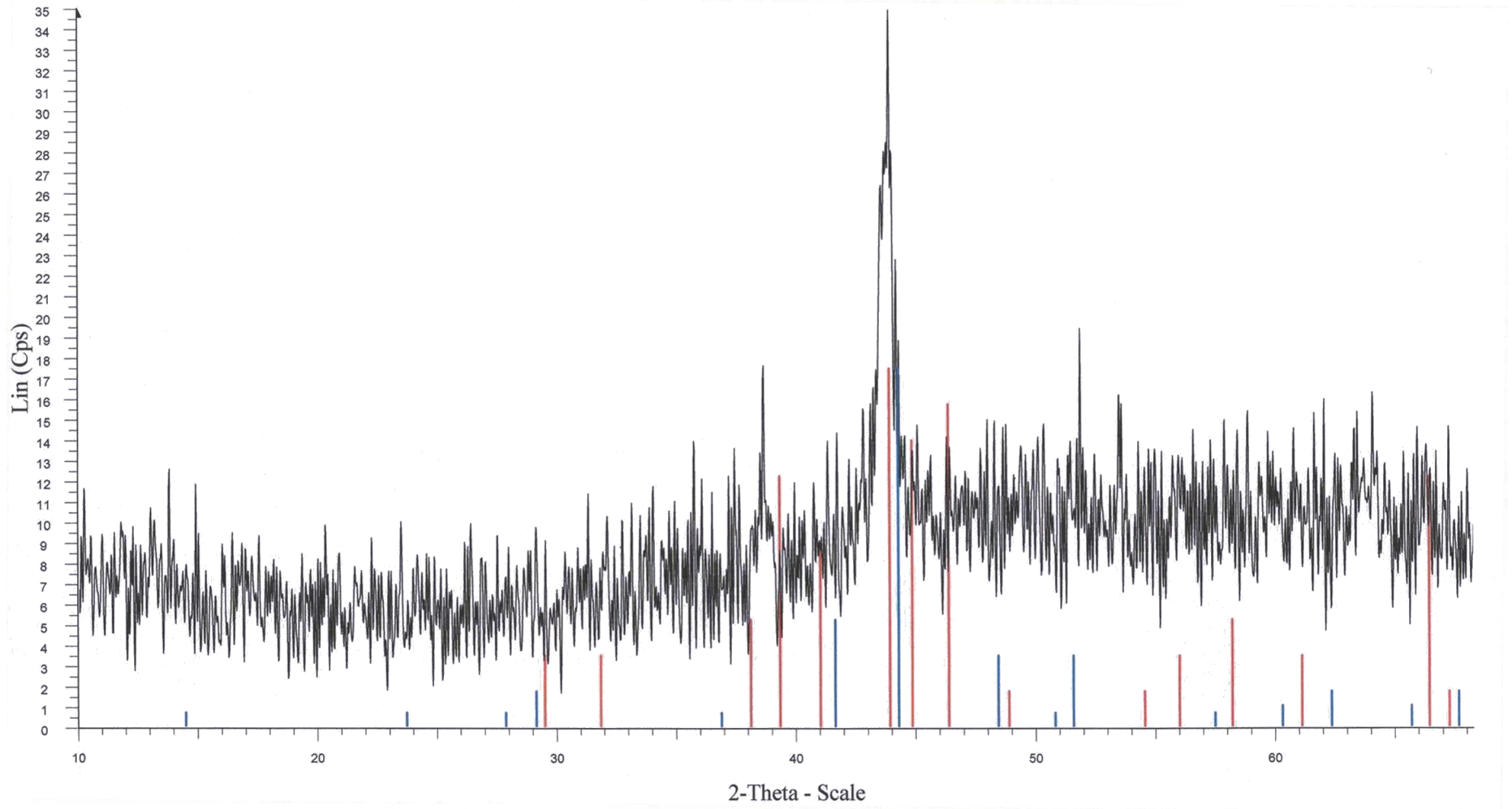
Tablo 6.25. Şekil 6.39 ve 6.40'daki mikroyapı fotoğrafında gösterilen seçilmiş alanların EDX analizleri.

| Kokil Kalıba<br>Döküm<br>1100 °C / 3 s | % Element (Ağırlıkca) |      |      |       |    |      |      |   |       |
|----------------------------------------|-----------------------|------|------|-------|----|------|------|---|-------|
|                                        | Mn                    | Si   | Ni   | Cr    | Mo | Cu   | P    | S | Fe    |
| <b>Genel Analiz</b>                    | 0.65                  | 0.91 | 1.44 | 32.14 | 0  | 0    | 0    | 0 | 64.86 |
| <b>Dendrit Analizi</b>                 | 0.65                  | 1.17 | 1.65 | 18.87 | 0  | 0.67 | 0    | 0 | 77    |
| <b>Karbür I Analizi</b>                | 0                     | 0.13 | 0    | 67.68 | 0  | 0    | 0    | 0 | 32.19 |
| <b>Karbür II Analizi</b>               | 0                     | 0.28 | 0.38 | 70.27 | 0  | 0    | 0.18 | 0 | 28.89 |
| <b>Karbür İçi Analiz</b>               | 1.28                  | 1.19 | 0.80 | 14.70 | 0  | 1.55 | 0    | 0 | 80.49 |

#### 6.4. X-Işınları Analiz Sonuçları

X-ışınları analizi için 5x1x0.5 cm boyutunda numuneler hazırlandı. Analizler Bruker AXS D8 Advance marka difraktometrede Cu K $\alpha$  x-ışınları kaynağı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. X-ışınları analizi hem kum ve kokil yöntemle üretilmiş döküm halindeki numuneler hem de 1100 °C'de 2 saat tutma ve ardından havada su verilerek destabilizasyon ısı işlemi uygulanmış iki farklı döküm yöntemiyle üretilmiş numuneler üzerinde gerçekleştirilmiştir.

Kokil kalıba dökülerek elde edilen döküm halindeki numunenin x-ışınları difraksiyon izlerinden tatminkar bir sonuç alınamamıştır (Şekil 6.41). Kum kalıba dökülerek elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demir numuneden ise daha iyi bir sonuç alınmıştır (Şekil 6.42). Kokil yöntemle üretilmiş numunenin kötü sonuçlar vermesiyle birlikte elde edilen sonuçlarda kübik yapıdaki krom nikel silisyum karbür (Cr<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>SiC) ve hegzagonal kristal kafesli krom silisyum karbür (Cr<sub>5</sub>-xSi<sub>3</sub>-zCx+z) olmak üzere iki fazın tanımlanması yapılmıştır.

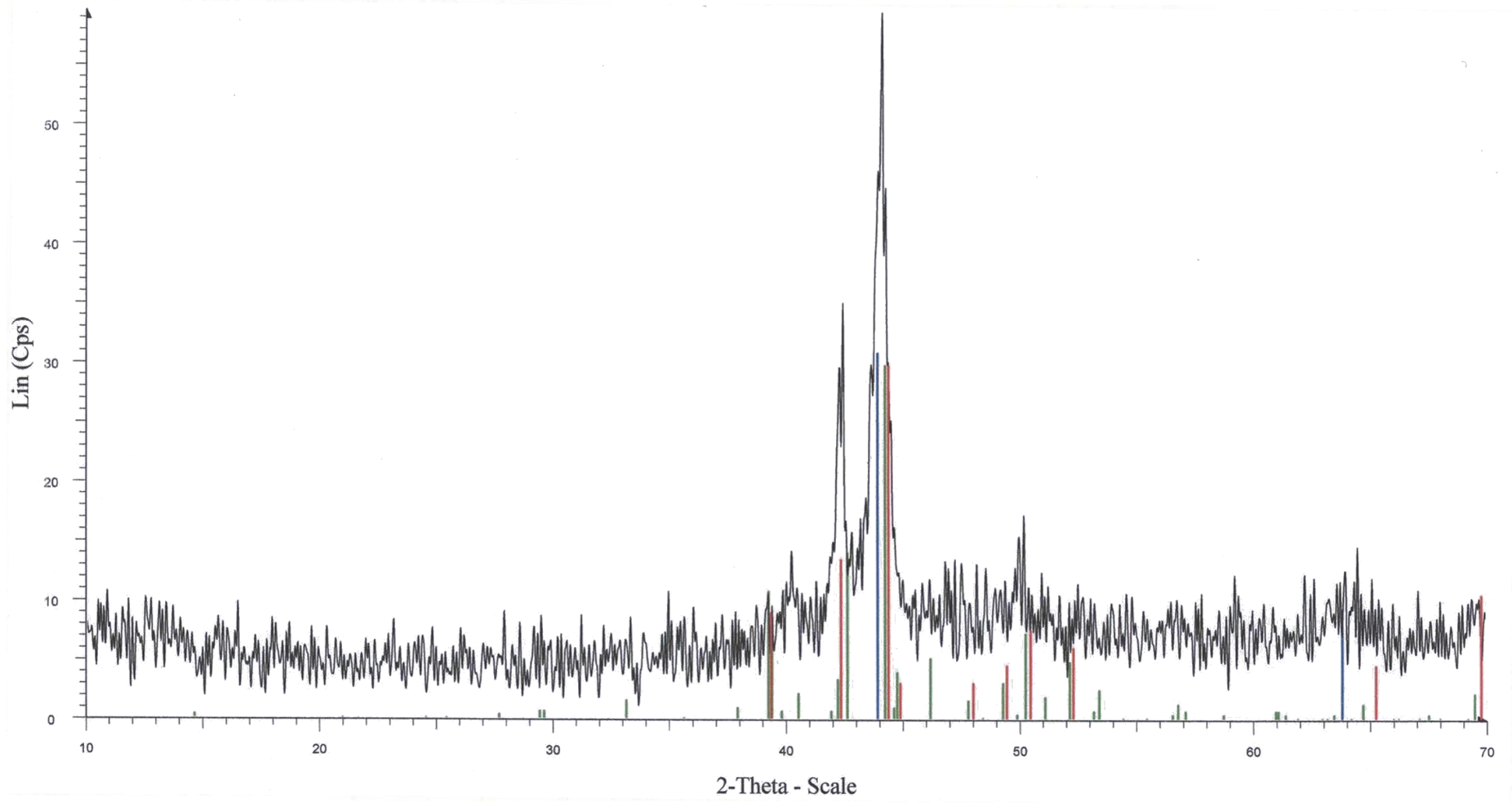


Şekil 6.41. Kokil kalıba dökülerek elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demirin döküm halinde verdiği x-ışınları difraksiyon izi.

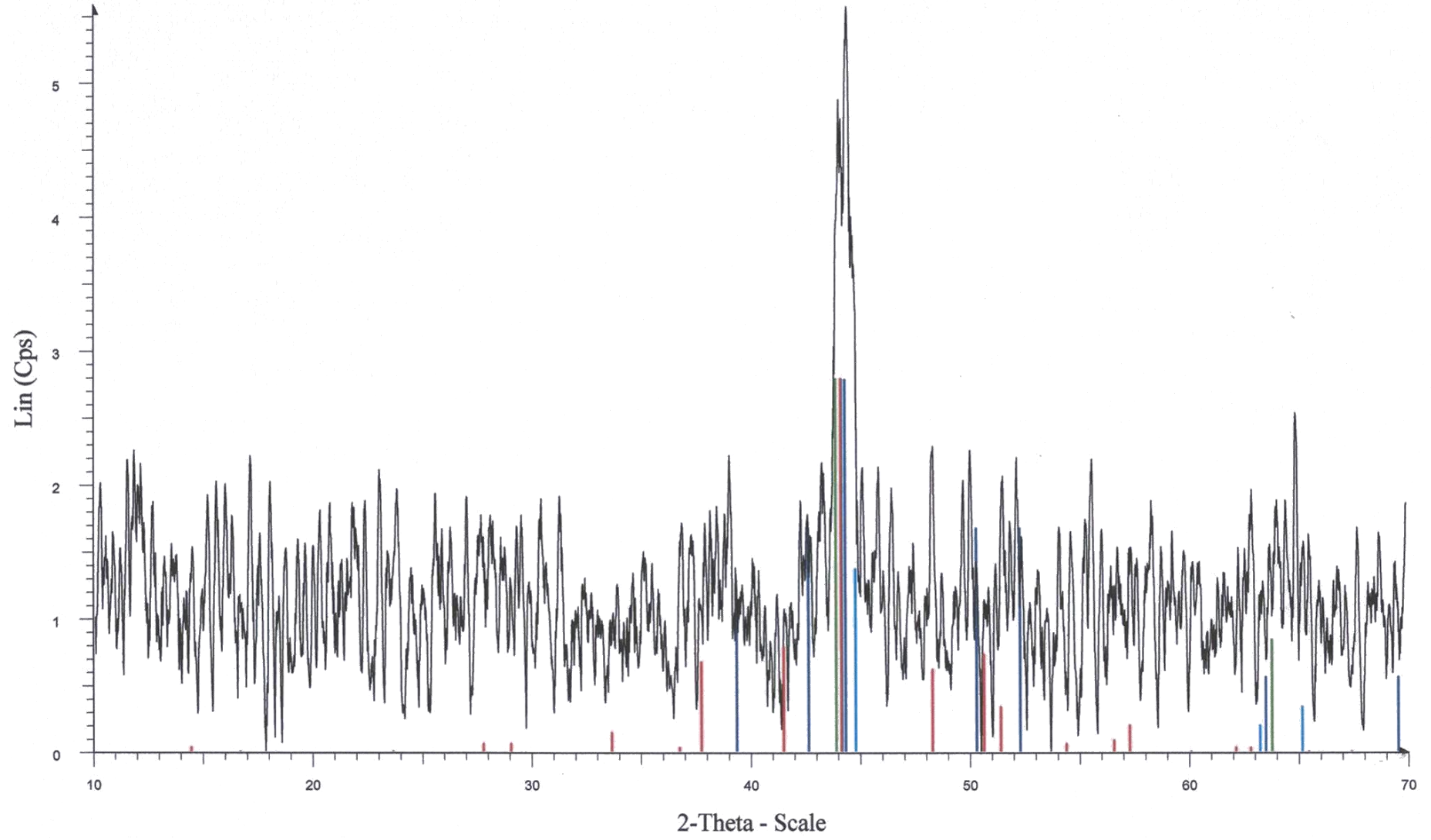
Kum kalıba döküm yapılarak üretilen yüksek kromlu beyaz dökme demir numunenin döküm hali ise kokile göre daha iyi difraksiyon izi vermiş ve tanımlamalar daha güvenilir olmuştur. Elde edilen difraksiyon izinden üç fazın tanımlaması yapılmıştır. Bu fazlar şunlardır; hegzagonal kristal kafesli krom demir molibden karbür ( $\text{Cr}_{2.5}\text{Fe}_{4.3}\text{Mo}_{0.1}\text{C}_3$ ), ortorombik yapılı krom karbür ( $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ) ve kübik kristal kafesli karbon krom demir mangan molibden nikel niyobyum silisyum vanadyum ( $\text{C}_{0.60}\text{Cr}_{1.13}\text{Fe}_{8.5}\text{Mn}_{0.8}\text{Mo}_{0.04}\text{Nb}_{0.01}\text{Ni}_{0.08}\text{Si}_{0.7}\text{V}_{0.02}$ ).

Destabilizasyon ısıtma işlemi görmüş kum ve kokil kalıba döküm numunelerin x-ışınları difraksiyon izleri neredeyse birbiriyle çakışmaktadır (Şekil 6.43 ve 6.44). Bu ısıtma işlemiyle döküm halindeki numuneler arasındaki yapısal fark ortadan kalkmış ve böylece benzer difraksiyon paterni göstermişlerdir. Yalnız burada yine kum kalıba dökülmüş olan numunenin difraksiyon izlerinin kokile göre bir parça daha iyi çözümlere ulaşmak açısından üstünlüğü söz konusudur. Yapılan tanımlamalarda dört farklı yapısal bileşen ortaya konmuştur. Bunlar sırasıyla hegzagonal kristal kafese sahip krom demir karbür ( $\text{Cr, Fe}_7\text{C}_3$ ), tetragonal kristal kafesli demir karbon ( $\text{C}_{0.055}\text{Fe}_{1.945}$ ), kübik kristal kafesli krom demir karbür ( $\text{Cr}_{22.23}\text{Fe}_{0.77}\text{C}_6$ ) ve kübik kristal kafese sahip karbon krom demir mangan molibden nikel niyobyum silisyum vanadyum ( $\text{C}_{0.60}\text{Cr}_{1.13}\text{Fe}_{8.5}\text{Mn}_{0.8}\text{Mo}_{0.04}\text{Nb}_{0.01}\text{Ni}_{0.08}\text{Si}_{0.7}\text{V}_{0.02}$ ).

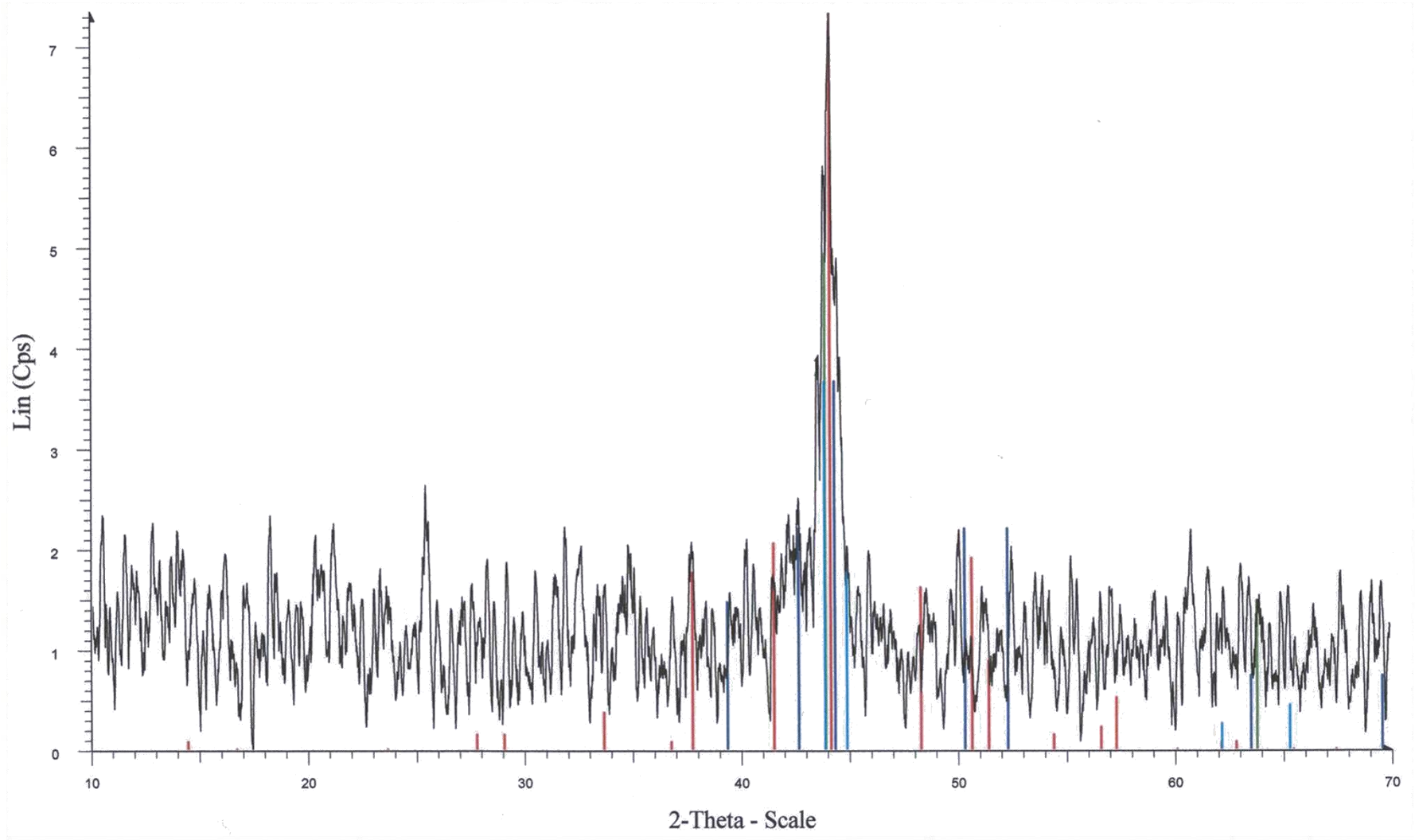
Isıtma işlemli numunelerin x-ışınlarından elde edilen sonuçlar taramalı elektron mikroskobu ile yapılan çalışmalarla uyumaktadır. Bu uygunluk kum kalıba dökülmüş yüksek kromlu beyaz dökme demirin döküm hali içinde geçerlidir. Kuma döküm döküm halindeki numunede hem SEM fotoğraflarında hem de x-ışınları analizinde hegzagonal kristal kafesli birincil karbürler ve ötektik karbürler görülmüştür. Isıtma işleminden sonra oluşan ikincil karbürler  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  ( $\text{Cr}_{22.23}\text{Fe}_{0.77}\text{C}_6$ ) her iki döküm yöntemiyle üretilmiş ve ısıtma işlem görmüş numunelerin x-ışınları analizinde açıkça tanımlanmıştır.



Şekil 6.42. Kum kalıba dökülerek elde edilen yüksek kromlu beyaz dökme demirin döküm halinde verdiği x-ışınları difraksiyon izi.



Şekil 6.43. Kokil yöntemle dökülmüş destabilizasyon ısıtıl işlemi görmüş numunenin x-ışınları difraksiyon izi.



Şekil 6.44. Kum kalıba dökülmüş destabilizasyon ısıtıl işlemi görmüş numunenin x-ışınları difraksiyon izi.

## 7. SONUÇLAR VE TARTIŞMA

Yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin kum ve kokil kalıba dökümleri yapılarak elde edilen numuneler üzerinde karakterizasyon çalışmaları yapılmıştır. İki farklı döküm yöntemiyle elde edilen bu numunelerin döküm halleri karşılaştırılmış, ısıtılma işleminin yapısal değişimlere yol açıp açmadığını tespit etmek için destabilizasyon ısıtılma işlemi uygulanmış ve numuneler bu ısıtılma işlemli halleri ile de incelenmişlerdir. Çeşitli karakterizasyon teknikleri ve cihazların kullanıldığı araştırmada aşağıdaki sonuçlara ulaşılmıştır.

Döküm halindeki numunelerin sertlik ölçümlerinde iki döküm yöntemi arasında sadece 1 birimlik (Rockwell C) fark bulunmuştur. Kokil kalıba dökülerek elde edilen numunelerin döküm halinde göstermiş oldukları ortalama sertlik 58,5 R<sub>C</sub> iken bu değer kum kalıba dökülmüş numuneler için 57,5 R<sub>C</sub> olarak saptanmıştır.

Östenitleme ya da destabilizasyon ısıtılma işlemi olarak adlandırılan termal çevrim uygulaması üç farklı sıcaklık ve tutma süresi olarak iki farklı numuneye de uygulanmıştır. Soğutma ortamı olarak sakin hava kullanılmıştır. Literatürde bu ısıtılma işleminin 900-1050 °C 'de ve tutma süresi için 2 saat + parçanın modülünün (V/A) her cm için ½ saat eklenmesi tavsiye edilmektedir. Yapılan çalışmada tavsiye edilen sıcaklık ve tutma sürelerinin alt ve üst değerleri uygulanarak bunların nasıl bir etki gösterdiği araştırılmıştır.

800 °C 'de yapılan destabilizasyon işlemleri sonunda tutma sürelerinin arttırılmasıyla (1, 2, 3 saat) sertlikte artış görülmesine karşın her iki döküm yöntemiyle dökülmüş numunelerde ölçülen sertlik değerleri döküm hallerine göre oldukça düşüktür. Bu ısıtılma işlem sıcaklığı için en yüksek sertlik değerine 3 saatlik bekletmeden sonra ulaşılmıştır. Bu değer 49,58 R<sub>C</sub> dir. Bu sıcaklığın ve tutma sürelerinin bu malzemelerin aşındırıcı ortama direnç göstermesini sağlayacak olan martenzitik yapıyı ve ikincil karbür dönüşümüne yeterli olmadığı sonucuna varılmıştır.

950 °C 'de yapılan ısıtılma işlemler sonucunda en yüksek ortalama sertlik değeri 61.08 R<sub>C</sub> ile 3 saat tutma uygulanmış kokil kalıpla üretilmiş numuneden elde edilmiştir.

1100 °C 'de yapılan ısıt işlemlerden sonra yapılan sertlik ölçümleri sonuçları yapıda değişim olduğunu rahatlıkla ortaya koymamıza yardımcı olmaktadır. Bu ısıt işlemler sonucunda en yüksek sertlik 1 saatlik tutma süresi sonunda kokil kalıba dökülmüş olan numunede 64,83 R<sub>C</sub> olarak ölçülmüştür. Bu ısıt işlem sıcaklığında dikkati çekecek olan başka bir nokta ise artan tutma süreleri için sertlikte düşüşün gözlenmesidir. Literatürde bulunan bilgiler bize bu düşüşün nedeni verebilir: Yüksek sıcaklıklarda östenitteki karbon çözünürlüğü büyüktür ve bu olay karbür çökmesinin itici gücünü azaltır. Yüksek karbonlu matriks şu sonuçlara sebep olur: M<sub>s</sub> sıcaklığı düşer, havada soğutulmuş yapıda büyük kalıntı östenit elde edilir.

Yapılan metalografik incelemelerde (optik ve taramalı elektron mikroskobu) numunelerin ötektik altı bir mikroyapı gösterdiği tespit edilmiştir. Birincil östenit dendritleri ve östenit ve ötektik karbürlerden oluşan bir yapı söz konusudur. Karbürlerin hegzagonal yapılı çubuklar ve bıçak şekilli oldukları görülmüştür. İkincil karbürlerin oluşumu 950 °C 'de üç saat tutma uygulanan numunenin SEM mikroyapı fotoğraflarında açıkça görülmüştür. Isıt işlemlerin SEM fotoğraflarında hemen farkedilen etkileri östenit alanlarının renk değiştirip siyahtan beyaza geçiş göstermesi ve sonuçta bu bölgelerde ikincil karbürlerin oluşumu şeklindedir. Küçük küresel bileşenlerin oluşması yanında 950 °C 'de elde edilen yapıda 4 µm boyutunda ince ikincil karbürlerin oluşumu da gözlenmiştir. 1100 °C 'de gözlenen bu benzer karbürlerin yaklaşık 2-3 katı uzadığı ve yönlenme gösterdikleri tespit edilmiştir.

X-ışınları analizlerinde de ötektik karbürler ve bu ikincil karbürlerin oluşumuna ait bulgular tespit edilmiştir. X-ışınları paternlerinden bu karbürlerin (Cr<sub>2.5</sub>Fe<sub>4.3</sub>Mo<sub>0.1</sub>)C<sub>3</sub>, Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, (Cr<sub>22.23</sub>Fe<sub>0.77</sub>C<sub>6</sub>) oldukları tespit edilmiştir. X-ışınları analizinden görülmüştür ki malzemelerin döküm halleri farklı difraksiyon paterni vermesine rağmen uygulanan destabilizasyon ısıt işlemiyle farklılık ortadan kalkmıştır ve neredeyse birbirinin aynı paternler elde edilmiştir

Sonuç olarak yüksek kromlu beyaz dökme demirler servise konmadan önce destabilizasyon ısıt işlemi göreceklerse daha düzgün yüzeyler, daha yüksek boyut hassasiyeti ve seri üretim özellikleri olan kokil kalıpla üretilebilirler. Kokil kalıpla üretilen yüksek kromlu beyaz dökme demirlerin döküm ve ısıt işlem görmüş hallerinin çalışma yerlerinde gösterecekleri aşınmaya karşı direnç ise başka bir çalışmanın konusu olabilir.

## KAYNAKLAR

- [1] **Dawis J. R.**, 1996. Classification and Basic Metallurgy of Cast Irons, Cast Irons-ASM Speciality Handbook, pp. 3-15, ASM International, Materials Park, OH.
- [2] **Bodsworth C.**, 2001. British Iron and Steel AD1800-2000 and Beyond, IOM Communications, London.
- [3] **Çavuşoğlu E. N.**, 1981. Döküm Teknolojisi I, İ.T.Ü. Gümüşsuyu Matbaası, İstanbul.
- [4] **Brandt D. A., Warner J. C.**, 1999. Metallurgy Fundamentals, The Goodheart-Willcox Company, Tinley Park, Illinois.
- [5] **Elliott R.**, 1983. Eutectic Solidification Processing Crystalline and Glassy Alloys, Butterworths, London.
- [6] **Smith W. F.**, 1993. Structure and Properties of Engineering Alloys, McGraw-Hill, New York.
- [7] **ASTM A 532/A 532M-93a**, 1998. Standard Specification for Abrasion-Resistant Cast Irons, Annual Book of ASTM Standards, 01.02., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.
- [8] **BS 4844 : 1986**, 1986. British Standard Specification for Abrasion Resisting White Cast Iron, British Standards Institution, London.
- [9] **Rivlin V. G.**, 1984. Critical Review of Constitution of Carbon-Chromium-Iron and Carbon-Iron-Manganese Systems, *International Metals Reviews*, 29, 4, 299-327.
- [10] **Pearce J. T. H.**, 2002. High Chromium Cast Iron to Resist Abrasive, *Foundryman*, April 2002, 156-166.
- [11] **Yakel H. L.**, 1985. Crystal Structures of Stable and Metastable Iron-Containing Carbides, *International Metals Reviews*, 30, 1, 17-40.
- [12] **Minkoff I.**, 1983. The Physical Metallurgy of Cast Iron, John Wiley and Sons, Chichester, West Sussex.
- [13] **Jackson R. S.**, 1974. Metallurgical and Production Aspects of High Chromium Cast Irons for Abrasion Resisting Applications, *Foundryman*, 34-41.
- [14] **Dawis J. R.**, 1996. Metallurgy and Properties of High-Alloy White Irons, Cast Irons-ASM Speciality Handbook, pp. 107-122, ASM International, Materials Park, OH.
- [15] **Pearce J. T. H.**, 1984. Structure and Wear Performance of Abrasion Resistant Chromium White Cast Iron, *AFS Transactions*, 84-126, 599-622.

- [16] **Tabrett C. P., Sare I. R., Ghomashchi M. R.**, 1996. Microstructure-Property Relationships in High Chromium White Iron Alloys, *International Materials Reviews*, 41, 2, 59-82.
- [17] **Norman T. E., Solomon A., Doane D. V.**, 1959. Martensitic White Irons for Abrasion-Resistant Castings, *AFS Transactions*, 67, 59-14, 242-256.
- [18] **Durman R. W.**, 1973. Basic Metallurgical Concepts and the Mechanical Testing of some Abrasion-Resistant Alloys, *Foundry Trade Journal*, May 24, 645-651.
- [19] **Matsubara Y., Ogi K., Matsuda K.**, 1981. Eutectic Solidification of High Chromium Cast Iron – Eutectic Structures and Their Quantitative Analysis, *AFS Transactions*, 89, 81-72, 183-196.
- [20] **Ogi K., Matsubara Y., Matsuda K.**, 1981. Eutectic Solidification of High Chromium Cast Iron – Mechanism of Eutectic Growth, *AFS Transactions*, 89, 81-71, 197-204.
- [21] **Dogan O. N., Hawk J. A.**, 1997. Three Types of Wear of 26Cr White Cast Irons, *AFS Transactions*, 98-64, 625-631.
- [22] **Doğan Ö. N., Hawk J. A., Laird II G.**, 1997. Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Irons, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28A, June, 1315-1328.
- [23] **Pearce J. T. H.**, 1983. Examination of  $M_7C_3$  Carbides in High Chromium Cast Irons Using Thin Foil Transmission Electron Microscopy, *Journal of Materials Science Letters*, 2, 428-432.
- [24] **Doğan Ö. N., Laird II G., Hawk J. A.**, 1995. Abrasion Resistance of the Columnar Zone in High Cr White Cast Irons, *Wear*, 181-183, 342-349.
- [25] **Doğan Ö. N., Hawk J. A.**, 1995. Effect of Carbide Orientation on Abrasion of High Cr White Cast Iron, *Wear*, 189, 136-142.
- [26] **Laird II G.**, 1993. Some Comments on White Cast Iron Microstructures and Wear Properties, *AFS Transactions*, 101, 93-128, 497-504.
- [27] **Dupin P., Saverna J., Schissler J. M.**, 1982. A Structural Study of Chromium White Cast Irons, *AFS Transactions*, 90, 82-154, 711-718.
- [28] **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, *Journal of Materials Science*, 27, 29-35.
- [29] **Ohide T., Ohira G.**, 1983. Solidification of High Chromium Alloyed Cast Iron, *Foundryman*, 76, 1, 7-14.
- [30] **Bereza J. M.**, 1981. Wear and Impact Resistant White Cast Irons, *Foundryman*, 74, 10, 205-211.
- [31] **Dupin P., Schissler J. M.**, 1984. Influence of Addition of Silicon, Molybdenum, Vanadium, and Tungsten Upon the Structural Evolution of the As-Cast State of a High-Chromium Cast Iron (20% Cr, 2.6% C), *AFS Transactions*, 92, 84-160, 355-360.

- [32] **Biner S. B.**, 1985. The Role of Eutectic Carbide Morphology on the Fracture Behaviour of High-Chromium Cast Irons-I. Austenitic Alloys, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 24, 2, 155-162.
- [33] **Maratray F.**, 1971. Choice of Appropriate Compositions for Chromium-Molybdenum White Irons, *AFS Transactions*, 79, 71-17, 121-124.
- [34] **Loper C. R., Baik H. K.**, 1989. Influence of Molybdenum and Titanium on the Microstructures of Fe-C-Cr-Nb White Cast Irons, *AFS Transactions*, 89-97, 1001-1008.
- [35] **Maratray F., Poulalion A.**, 1982. Austenite Retention in High-Chromium White Irons, *AFS Transactions*, 90, 82-27, 795-804.
- [36] **Laird II G., Powell G. L. F.**, 1993. Solidification and Solid-State Transformation Mechanisms in Si Alloyed High-Chromium White Cast Irons, *Metallurgical Transactions A*, 24A, April, 981-988.
- [37] **Powell G., Randle V.**, 1997. The Effect of Si on the Relationship Between Orientation and Carbide Morphology in High Chromium White Irons, *Journal of Materials Science*, 32, 561-565.
- [38] **Sawamoto A., Ogi K., Matsuda K.**, 1986. Solidification Structures of Fe-C-Cr-(V-Nb-W) Alloys, *AFS Transactions*, 86-72, 403-416.
- [39] **Sawamoto A., Ogi K., Matsuda K.**, 1985. Solidification Structures of Fe-C-Cr-Nb Alloys, *Journal of Japan Institute Metals*, 49, 6, 475-482.
- [40] **Guesser W. L.**, 1985. Using Niobium in High-Chromium Irons, *Foundry Management and Technology*, 113, 9, 50-52.
- [41] **Kesri R., Durand-Charre M.**, 1987. Phase Equilibria, Solidification and Solid-State Transformations of White Cast Irons Containing Niobium, *Journal of Materials Science*, 22, 2959-2964.
- [42] **Baik H. K., Loper C. R.**, 1988. The Influence of Niobium on the Solidification Structure of Fe-C-Cr Alloys, *AFS Transactions*, 88-80, 405-412.
- [43] **Ma N., Rao Q., Zhou Q.**, 1990. Effect of Boron on the Structures and Properties of 28%Cr White Cast Iron, *AFS Transactions*, 90-18, 775-781.
- [44] **Tomovic-Petrovic S. M., Markovic S. V., Zec S.**, 2002. The Effect of Boron on the Amount and Type of Carbides in Chromium White Irons, *Journal of Serbian Chemical Society*, 67, 10, 697-707.
- [45] **Arikan M. M., Çimenoglu H., Kayali E. S.**, 2001. The Effect of Titanium on the Abrasion Resistance of 15Cr-3Mo White Cast Iron, *Wear*, 247, 231-235.
- [46] **Doğan Ö. N.**, 1996. Columnar to Equiaxed Transition in High Cr White Iron Castings, *Scripta Materialia*, 35, 2, 163-168.
- [47] **Durman R. W., Elwell D. W. J.**, 1985. Morphology of Eutectic Carbides in High Chromium White Irons, *The British Foundryman*, 78, 7, 371-375.

- [48] **Wu H. Q., Sasaguri N., Matsubara Y., Hashimoto M.,** 1996. Solidification of Multi-Alloyed White Cast Iron: Type and Morphology of Carbides, *AFS Transactions*, 104, 96-140, 103-108.
- [49] **Biner S. B.,** 1985. The Role of Eutectic Carbide Morphology on the Fracture Behaviour of High-Chromium Cast Irons-II. Martensitic Alloys, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 24, 2, 163-167.
- [50] **Gundlach R. B., Doane D. V.,** 1991. Heat Treating of High-Alloys, ASM Handbook, 4, pp. 697-708, Materials Park, OH.
- [51] **Pattyn R. L.,** 1993. Heat Treatment of High-Cr White Irons, *AFS Transactions*, 101, 93-01, 161-167.
- [52] **Cias W. W.,** 1974. Austenite Transformation Kinetics and Hardenability of Heat-Treated 17.5% Cr White Cast Irons, *AFS Transactions*, 82, 74-79, 317-326.
- [53] **Kuwano M., Ogi K., Sawamoto A., Matsuda K.,** 1990. Studies on Precipitation Process of Secondary Carbides in High-Chromium Cast Iron, *AFS Transactions*, 98, 90-158, 725-734.
- [54] **Durman R. W.,** 1976. The Application of Alloyed White Cast Irons in Crushing, Grinding, and Material Handling Processes, *British Foundryman*, 69, 141-149.
- [55] **Parks J. L.,** 1978. Characteristics of As-Cast and Subcritically Heat-Treated High-Chromium-Molybdenum White Irons for Thick-Section Castings, *AFS Transactions*, 78-97, 93-102.
- [56] **Dawis J. R.,** 1996. Foundry Practice for Cast Irons, Cast Irons-ASM Speciality Handbook, pp. 133-154, ASM International, Materials Park, OH.
- [57] **Eruslu N., Tuncel D.,** 1987. Kokil Döküm Teknolojisi, Segem.

## **ÖZGEÇMİŞ**

Akın ODABAŞI, 18 Mayıs 1970’de Elazığ’ın Ağın ilçesinde doğdu. İstanbul Teknik Üniversitesi Sakarya Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünden 1994’de mezun oldu. 1999’de Fırat Üniversitesi Mühendislik Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak çalışmaya başladı. 2547 Sayılı Kanun'un 35. maddesi uyarınca öğretim elemanı yetiştirilmesi amacıyla üniversitelerin araştırma görevlisi kadrolarının lisansüstü eğitim yaptırılmak üzere başka bir üniversiteye geçici olarak tahsis edilmesine dair karardan yararlanarak Nisan 2000’de İstanbul Teknik Üniversitesine ataması yapılmıştır. Halen İ.T.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsüne bağlı olarak Kimya-Metalurji Fakültesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümünde araştırma görevlisi olarak çalışmaktadır.