



**Universidade de Aveiro**  
2018

Departamento de Engenharia de Materiais e  
Cerâmica

**Odete Maria  
Almeida Santos**

**Produção de compósitos de metal duro – ferro  
fundido nodular para aplicações com elevado  
desgaste**





**Universidade de Aveiro**  
2018

Departamento de Engenharia de Materiais e  
Cerâmica

**Odete Maria  
Almeida Santos**

## **Produção de compósitos de metal duro – ferro fundido nodular para aplicações com elevado desgaste**

Relatório de estágio apresentado à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Engenharia de Materiais, realizada sob a orientação científica do Professor Doutor Augusto Luís Barros Lopes, Professor Auxiliar do Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica da Universidade de Aveiro e coorientação do Doutor Rogério Paulo Alves Lopes, da empresa DuritCast.



**O júri**  
Presidente

Professor Doutor Rui Ramos Ferreira e Silva  
Professor Associado, Universidade de Aveiro

Professor Doutor Hélder Jesus Fernandes Puga  
Professor Auxiliar Convidado, Universidade do Minho

Professor Doutor Augusto Luís Barros Lopes  
Professor Auxiliar, Universidade de Aveiro



## **Agradecimentos**

Gostaria de agradecer ao Professor Augusto Lopes por toda a motivação, disponibilidade e orientação neste trabalho, assim como ao Doutor Rogério Lopes pela coorientação na empresa.

Na empresa, á Engenheira Andreia Ribeiro que acompanhou e participou na realização de todo o trabalho, ao Doutor Gil que motivou, apoiou e acompanhou o desenvolvimento do trabalho e a toda a equipa DuritCast, que esteve envolvida nas diferentes etapas.

Por último e, não menos importante à minha família, ao meu marido e filhas Inês e Ana, que sempre me apoiaram e mais sentiram a minha ausência em prol da minha dedicação á realização deste trabalho.





**palavras-chave**

Ferro fundido nodular, metal duro, compósito de matriz metálica.

**resumo**

O presente trabalho teve como objetivo principal a obtenção de compósitos de metal duro - ferro fundido nodular e estudar o efeito das condições de vazamento e do tamanho de partícula de metal duro na ligação entre a matriz e as partículas.

Para o efeito, foram preparadas por fusão duas composições de ferro fundido nodular (F1 e F2) que foram vazadas em moldações de areia contendo partículas de metal duro de WC-Co. Para cada composição de ferro fundido foram testadas partículas de metal duro com quatro granulometrias distintas. Foi também testada a adição prévia de níquel às partículas de metal duro.

Nos compósitos sem níquel, observou-se uma boa ligação entre as partículas de metal duro e a matriz de ferro fundido da liga F1, independentemente da temperatura de vazamento, pressão metalostática e tamanho de partícula testados. Esta ligação caracterizou-se por uma desagregação parcial da superfície das partículas de metal duro, o envolvimento dos grãos de WC pela matriz de ferro fundido e a formação de uma camada com ferro e cobalto. Porém, nos compósitos obtidos com a liga F2, esta ligação foi observada apenas nas peças com tamanho de partícula de metal duro até 8 mm. Para tamanhos superiores de partícula, a interface entre o metal duro e o ferro fundido apresentou uma baixa coesão que foi atribuída à menor temperatura de vazamento da liga, combinada com um arrefecimento mais rápido do metal líquido durante o vazamento devido à maior espessura da camada com partículas de metal duro. Nos compósitos com níquel foi observada uma fraca coesão entre o metal duro e a matriz de ambas as ligas.



**keywords**

Nodular cast iron, hard metal, metal matrix composite.

**abstract**

The present work aimed the production of hard metal - nodular cast iron composites and to study the effect of the casting conditions and the particle size of the hard metal on the bonding between the matrix and the particles.

For this purpose, two nodular cast iron compositions (F1 and F2) were casted using sand moulds containing WC-Co hard metal particles. For each cast iron composition were tested hard metal particles with four different sizes. The addition of nickel to the hard metal particles was also tested.

In the nickel-free composites, a good quality bond was observed between the hard metal particles and the cast iron matrix of the F1 alloy, regardless of the casting temperature, metallostatic pressure and particle size tested. This bond was characterized by a partial disintegration of the surface of the hard metal particles, the involvement of the WC grains by the cast iron matrix and the formation of a layer with iron and cobalt. However, in the composites obtained with the F2 alloy, this bond was observed only in composites with a hard metal particle size up to 8 mm. For larger particle sizes, the interface between the hard metal and the cast iron showed a low cohesion, which was attributed to the lower casting temperature, combined with a faster cooling of the liquid metal due to the higher thickness of the layer with hard metal particles. In the composites with nickel, a weak bonding was observed between the hard metal and the matrix of both alloys.



# Índice

Índice de Figuras .....	III
Índice de Tabelas.....	V
Lista de abreviaturas .....	VI
Capítulo 1 - Introdução .....	1
Capítulo 2 - Revisão Bibliográfica .....	1
2.1. O ferro fundido.....	2
2.1.1. A precipitação da grafite ou da cementite.....	3
2.1.2. O ferro fundido nodular .....	5
2.1.3. O processo de fundição.....	8
2.2. O metal duro .....	10
2.2.1 Produção do metal duro .....	12
2.3. Compósitos ferro fundido-metal duro .....	15
2.3.1. Fatores a considerar na produção do compósito de metal duro e ferro fundido ..	16
2.3.2. Fluidez do fundido.....	17
2.3.3. Molhabilidade e ligação metal duro - ferro fundido.....	20
Capítulo 3 - Procedimento experimental.....	3
3.1. Preparação do ferro fundido nodular .....	22
3.2. Seleção das partículas de metal duro .....	24
3.3. Preparação das moldações e obtenção das peças do compósito.....	25
3.4. Caracterização das peças obtidas .....	29
Capítulo 4 - Resultados e discussão .....	23
4.1. Caracterização da matriz de ferro fundido nodular .....	32
4.1.1. Liga F1.....	32
4.1.2. Liga F2.....	38
4.2. Caracterização dos compósitos .....	42
4.2.1. Compósitos com liga F1.....	43

4.2.2. Compósitos com liga F2.....	49
Capítulo 5 - Conclusões.....	32
Capítulo 6 - Sugestões para trabalho futuro.....	57
Referências bibliográficas.....	59

## Índice de Figuras

<b>FIGURA 2.1</b> - DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO ESTÁVEL FE-C.....	2
<b>FIGURA 2.2</b> - TEORES TÍPICOS DE CARBONO E SILÍCIO DO AÇO E NOS PRINCIPAIS TIPOS DE FERROS FUNDIDOS .....	4
<b>FIGURA 2.3</b> - CLASSIFICAÇÃO DA FORMA DA GRAFITE SEGUNDO A NORMA ISO 945-1:2008.....	7
<b>FIGURA 2.4</b> - INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO DA MATRIZ NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO FERRO FUNDIDO NODULAR .....	8
<b>FIGURA 2.5</b> - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA LOCALIZAÇÃO DO INOCULANTE E DO NODULARIZANTE NA COLHER DE VAZAMENTO .....	10
<b>FIGURA 2.6</b> - DIAGRAMA DE FASES DO SISTEMA W-C .....	11
<b>FIGURA 2.7</b> - DUREZA E TENACIDADE DE CARBONETOS CEMENTADOS COM PARTÍCULAS DE WC DE DIFERENTES GRANULOMETRIAS .....	11
<b>FIGURA 2.8</b> - MICROESTRUTURAS DE METAL DURO COM DIFERENTES TAMANHOS DE WC .....	12
<b>FIGURA 2.9</b> – ETAPAS PRINCIPAIS DE PRODUÇÃO DO METAL DURO .....	13
<b>FIGURA 2.10</b> - MICROESTRUTURA DE UMA PEÇA EM DURO COM OS CONSTITUINTES WC E CO ASSINALADOS .....	14
<b>FIGURA 2.11</b> - DIFERENTES TIPOS DE INCORPORAÇÃO DO METAL DURO EM PEÇAS DE FERRO FUNDIDO .....	16
<b>FIGURA 2.12</b> - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO MODELO UTILIZADO PARA PRODUIR MOLDAÇÕES PARA SEREM UTILIZADAS NAS MEDIDAS DA FLUIDEZ DE FUNDIDOS .....	17
<b>FIGURA 2.13</b> - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE UMA MOLDAÇÃO .....	19
<b>FIGURA 2.14</b> - DEFINIÇÃO DO ÂNGULO DE CONTACTO FORMADO PELA GOTA DE LÍQUIDO NUMA SUPERFÍCIE SÓLIDA PLANA E AS RESPECTIVAS ENERGIAS INTERFACIAIS .....	20
<b>FIGURA 3.1</b> - AMOSTRA OBTIDA NOS ENSAIOS DE FLUIDEZ REALIZADOS.....	24
<b>FIGURA 3.2</b> - PARTÍCULAS DE METAL DURO UTILIZADAS NO TRABALHO. A) COM TAMANHOS ENTRE 2 E 4 MM; B) BD20 COM DIMENSÕES DE 9×6×4 MM E C) COM TAMANHO SUPERIOR A 8 MM.....	25
<b>FIGURA 3.3</b> - MODELO EM POLIESTIRENO EXPANDIDO DA PEÇA CONTENDO CANAL DE DISTRIBUIÇÃO E ATAQUES. NA EXTREMIDADE DA DIREITA É VISÍVEL OS 4 ACRESCENTOS QUE FORAM UTILIZADOS NAS CARACTERIZAÇÕES REALIZADA AOS COMPÓSITOS OBTIDOS.....	25
<b>FIGURA 3.4</b> - MODELO DA A) MOLDAÇÃO SUPERIOR E B) DA MOLDAÇÃO INFERIOR, COM AS SEÇÕES DOS CANAIS DE DISTRIBUIÇÃO E ATAQUES.....	26
<b>FIGURA 3.5</b> - MODELO DA A) MOLDAÇÃO SUPERIOR E B) DA MOLDAÇÃO INFERIOR, COM AS SEÇÕES DOS CANAIS DE DISTRIBUIÇÃO E ATAQUES.....	27
<b>FIGURA 3.6</b> - CONJUNTO DAS MOLDAÇÕES. A) MOLDAÇÃO INFERIOR NÃO PINTADA E B) MOLDAÇÃO SUPERIOR APÓS PINTURA .....	27
<b>FIGURA 3.7</b> - MOLDAÇÕES COM AS PARTÍCULAS DE METAL DURO. PARTÍCULAS A) COM TAMANHOS DE 4 E 8 MM, B) BD20 COM 9×6×4 MM E C) COM TAMANHOS MAIORES QUE 8 MM.....	28
<b>FIGURA 4.1</b> - CURVA DE ARREFECIMENTO E SUA DERIVADA OBTIDAS POR ANÁLISE TÉRMICA DA LIGA F1 ANTES DO TRANSVAZE PARA A COLHER DE VAZAMENTO. NA FIGURA SÃO TAMBÉM APRESENTADOS O TEOR DE CARBONO E AS TEMPERATURAS <i>LIQUIDUS</i> ( $T_{LQ}$ ) E EUTÉTICA ( $T_{EUT}$ ) CALCULADOS A PARTIR DAS CURVAS.....	34
<b>FIGURA 4.2</b> - IMAGEM OBTIDA POR MO DA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR F1 APÓS VAZAMENTO E SOLIDIFICAÇÃO .....	36
<b>FIGURA 4.3</b> - IMAGEM OBTIDA POR MO DA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR F1 APÓS PROCESSAMENTO DIGITAL PARA DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE DOS NÓDULOS DE GRAFITE E CLASSIFICAÇÃO DA SUA FORMA.....	36
<b>FIGURA 4.4</b> - IMAGEM OBTIDA POR MO DA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR F1 APÓS TRATAMENTO TÉRMICO.....	38
<b>FIGURA 4.5</b> - CURVA DE ARREFECIMENTO E SUA DERIVADA OBTIDAS POR ANÁLISE TÉRMICA DA LIGA F1 ANTES DO TRANSVAZE PARA A COLHER DE VAZAMENTO. NA FIGURA SÃO TAMBÉM APRESENTADOS O TEOR DE CARBONO	

E AS TEMPERATURAS <i>LIQUIDUS</i> ( $T_{LIQ}$ ) E EUTÉTICA ( $T_{EUT}$ ) CALCULADOS A PARTIR DAS CURVAS.....	40
<b>FIGURA 4.6</b> - IMAGEM OBTIDA POR MO DA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR F2 APÓS VAZAMENTO E SOLIDIFICAÇÃO.....	41
<b>FIGURA 4.7</b> - IMAGEM OBTIDA POR MO DA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR F2 APÓS PROCESSAMENTO DIGITAL PARA DETERMINAÇÃO DA DENSIDADE DOS NÓDULOS DE GRAFITE E CLASSIFICAÇÃO DA SUA FORMA.....	42
<b>FIGURA 4.8</b> - IMAGEM DA SUPERFÍCIE DA PEÇA OBTIDA DO COMPÓSITO F1MD2-4.....	45
<b>FIGURA 4.9</b> - IMAGEM OBTIDA POR MO DA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR COM PARTÍCULAS DE METAL DURO NO COMPÓSITO F1MD2-4.....	46
<b>FIGURA 4.10</b> - IMAGEM OBTIDA POR SEM DO COMPÓSITO F1MD2-4 NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO. EM B) É APRESENTADO O ESPECTRO OBTIDO POR EDS NA ÁREA ASSINALADA NA IMAGEM A).....	46
<b>FIGURA 4.11</b> - IMAGEM SEM E MAPAS DE DISTRIBUIÇÃO DE Fe, W E CO NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO DO COMPÓSITO F1MD4-8.....	47
<b>FIGURA 4.12</b> - DIAGRAMA DE FASES Fe-Co <sup>[39]</sup> .....	48
<b>FIGURA 4.13</b> - MAPA DE DISTRIBUIÇÃO DE W E DE Fe EM ZONA DA MATRIZ PRÓXIMA DE PARTÍCULAS DE METAL DURO DO COMPÓSITO F1MD2-4.....	48
<b>FIGURA 4.14</b> - IMAGEM OBTIDA POR SEM DO COMPÓSITO F1MD4-8 NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO.....	49
<b>FIGURA 4.15</b> - IMAGEM OBTIDA POR SEM DO COMPÓSITO F1BD20 NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO. ....	49
<b>FIGURA 4.16</b> - IMAGEM SEM E MAPAS DE DISTRIBUIÇÃO DE Fe, W E Ni NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO DO COMPÓSITO F1BD20+Ni.....	50
<b>FIGURA 4.17</b> - IMAGEM OBTIDA POR MO DA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR COM PARTÍCULAS DE METAL DURO NO COMPÓSITO F2MD2-4.....	52
<b>FIGURA 4.18</b> - IMAGEM OBTIDA POR SEM DO COMPÓSITO F2MD2-4 NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO.....	52
<b>FIGURA 4.19</b> - IMAGEM OBTIDA POR SEM DO COMPÓSITO F2MD4-8 NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO.....	53
<b>FIGURA 4.20</b> - IMAGEM DA SUPERFÍCIE DA PEÇA OBTIDA DO COMPÓSITO F2MD8 VAZADO COM A MAIOR PRESSÃO METALOSTÁTICA.....	53
<b>FIGURA 4.21</b> - IMAGEM OBTIDA POR MO DO COMPÓSITO F2MD8 NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO. ....	54
<b>FIGURA 4.22</b> - IMAGEM OBTIDA POR SEM DO COMPÓSITO F2BD20+Ni NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO. ....	55
<b>FIGURA 4.23</b> - IMAGEM OBTIDA POR SEM DO COMPÓSITO F2BD20+Ni NA ZONA DE INTERFACE ENTRE A MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR E PARTÍCULAS DE METAL DURO.....	55



# Índice de Tabelas

<b>TABELA 2.1</b> - CLASSIFICAÇÃO DOS PRINCIPAIS FERROS FUNDIDOS .....	3
<b>TABELA 2.2</b> - CARACTERÍSTICAS DEFINIDAS PELA NORMA ISO 1083 PARA VÁRIOS TIPOS DE FERROS FUNDIDOS NODULARES .....	6
<b>TABELA 3.1</b> - PROPRIEDADES DO METAL DURO GRAU BD20 .....	24
<b>TABELA 3.2</b> - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO PÓ DE NÍQUEL .....	29
<b>TABELA 3.3</b> - CICLO DE TRATAMENTO TÉRMICO UTILIZADO NAS PEÇAS OBTIDAS COM A MATRIZ DE COMPOSIÇÃO F1.....	29
<b>TABELA 4.1</b> - COMPOSIÇÃO QUÍMICA TÍPICA DO FERRO FUNDIDO NODULAR EN-GJS-700-2 E PROPRIEDADES MECÂNICAS DEFINIDAS PELA NORMA DIN EN 1563 .....	32
<b>TABELA 4.2</b> - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO) DA LIGA F1 ANTES DO ANTES DO TRANSVAZE PARA A COLHER DE VAZAMENTO (FORNO) E IMEDIATAMENTE ANTES DO PRIMEIRO VAZAMENTO PARA AS MOLDAÇÕES (COLHER).....	32
<b>TABELA 4.3</b> - DISTÂNCIA PERCORRIDA PELO METAL LÍQUIDO ATÉ À SOLIDIFICAÇÃO COMPLETA (LF) NOS TESTES DE FLUIDEZ REALIZADOS NA LIGA F1, A DIFERENTES TEMPERATURAS.....	34
<b>TABELA 4.4</b> - VALORES OBTIDOS NAS MEDIDAS DE DENSIDADE DOS NÓDULOS DE GRAFITE NA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR F1.....	37
<b>TABELA 4.5</b> - CLASSIFICAÇÃO DA FORMA DOS NÓDULOS DE GRAFITE NA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR F1.....	37
<b>TABELA 4.6</b> - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO UNIAIXIAL E DE DUREZA REALIZADOS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO ÀS PEÇAS OBTIDAS POR VAZAMENTO DA LIGA F1.....	38
<b>TABELA 4.7</b> - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO FERRO FUNDIDO NODULAR EN-GJS-600-3 E PROPRIEDADES MECÂNICAS DEFINIDAS PELA NORMA DIN EN 1563 [32].....	39
<b>TABELA 4.8</b> - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM PESO) DA LIGA F2 ANTES DO ANTES DO TRANSVAZE PARA A COLHER DE VAZAMENTO (FORNO) E IMEDIATAMENTE ANTES DO PRIMEIRO VAZAMENTO PARA AS MOLDAÇÕES (COLHER).....	39
<b>TABELA 4.9</b> - DISTÂNCIA PERCORRIDA PELO METAL LÍQUIDO ATÉ À SOLIDIFICAÇÃO COMPLETA (LF) NOS TESTES DE FLUIDEZ REALIZADOS NA LIGA F2, A DIFERENTES TEMPERATURAS.....	40
<b>TABELA 4.10</b> - VALORES OBTIDOS NAS MEDIDAS DE DENSIDADE DOS NÓDULOS DE GRAFITE NA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR F2.....	42
<b>TABELA 4.11</b> - CLASSIFICAÇÃO DA FORMA DOS NÓDULOS DE GRAFITE NA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO NODULAR F2.....	42
<b>TABELA 4.12</b> - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO UNIAIXIAL E DE DUREZA REALIZADOS APÓS TRATAMENTO TÉRMICO ÀS PEÇAS OBTIDAS POR VAZAMENTO DA LIGA F2.....	43
<b>TABELA 4.13</b> - CONDIÇÕES UTILIZADAS NO VAZAMENTO DAS PEÇAS DE COMPÓSITO FERRO FUNDIDO NODULAR F1 E METAL DURO.....	44
<b>TABELA 4.14</b> - CONDIÇÕES UTILIZADAS NO VAZAMENTO DAS PEÇAS DE COMPÓSITO FERRO FUNDIDO NODULAR F2 E METAL DURO.....	44

## **Lista de abreviaturas**

MD – Metal duro

CE - Carbono equivalente

SEM - Microscopia eletrónica de varrimento

EDS – Espectroscopia de energia dispersiva

EPS – Poliestireno

# **Capítulo 1**

## **Introdução**



O desgaste por abrasão dos materiais contribui de uma forma muito substancial para os custos de produção da indústria transformadora. Cada vez mais, a competitividade de vários setores industriais, como o da exploração de minério, depende do desenvolvimento e utilização de materiais com resistência ao desgaste melhorada.

Em aplicações em que é requerida uma elevada resistência ao desgaste, os metais (como o aço e o ferro fundido) têm sido progressivamente substituídos por cerâmicos. No entanto, a utilização destes materiais está limitada a aplicações onde não seja exigida uma elevada resistência ao impacto. Em aplicações em que seja necessária tenacidade à fratura, um dos materiais mais utilizados é o metal duro WC-Co<sup>[1,2]</sup>. Este material é constituído por grãos de carboneto de tungsténio, cuja elevada dureza conferem uma grande resistência ao desgaste por abrasão, ligados por uma matriz de cobalto que confere ao compósito a tenacidade à fratura necessária à aplicação, permitindo a sua utilização em condições de elevada abrasão e impacto como, por exemplo, na exploração e extração de minério. Apesar destas características mecânicas, a utilização do metal duro é limitada pelo custo e pelo tipo de processamento que condiciona as dimensões das peças, pelo que a maioria dos componentes de grande dimensão continua a ser obtida por fundição de aço ou de ferro fundido. Uma solução que tem merecido um crescente interesse é a combinação do metal duro (tradicionalmente utilizado em ferramentas e/ou componentes de máquinas sujeitas a elevado desgaste) com o ferro fundido (utilizado em componentes mecânicos e aplicações em que é exigida elevada resistência ao impacto).

O presente trabalho, realizado na empresa de fundição DuritCast, teve como objetivo principal a obtenção de compósitos de metal duro-ferro fundido nodular e estudar o efeito das condições de vazamento (nomeadamente, a temperatura de vazamento e a pressão metalostática) e do tamanho de partícula de metal duro na ligação entre a matriz e as partículas.



# **Capítulo 2**

## **Revisão Bibliográfica**





## 2.1. O ferro fundido

Os ferros fundidos são materiais com particular aptidão ao processamento por fundição, característica que advém da sua composição química, próxima da eutética, que lhes garante boas características para o vazamento e uma temperatura de fusão baixa, comparativamente às outras ligas ferrosas.

Genericamente, o ferro fundido é uma liga do sistema ferro carbono que contém mais do que 2% de carbono e que é caracterizada pela formação de um constituinte eutético durante a solidificação (Figura 2.1). Este material contém também outros elementos em menor quantidade como o silício, manganês, fósforo e enxofre. O teor de carbono situa-se usualmente entre 2 e 4% e o teor de silício entre 1 e 3% [3,4]. Dependendo da composição e da velocidade de arrefecimento, o carbono pode precipitar na forma de grafite ou de cementite ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). A formação da fase estável (grafite) é favorecida pela presença de silício no banho e velocidades de arrefecimento reduzidas. Pelo contrário, a formação da fase metaestável (cementite) é promovida pela combinação de um arrefecimento rápido e reduzidos teores de silício [3,4].

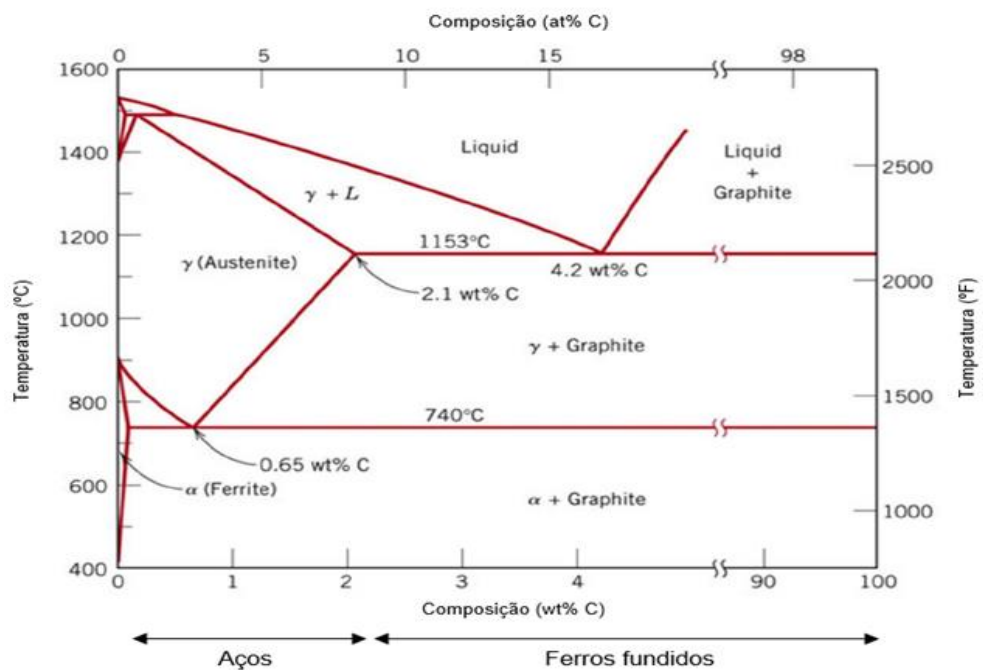


Figura 2.1 - Diagrama de equilíbrio estável Fe-C [4].

O efeito do teor de silício e de fósforo no diagrama de fases Fe-C é geralmente traduzido pelo valor de carbono equivalente (CE), dado pela expressão <sup>[3]</sup>:

$$CE = \% C + \frac{1}{3} (\% Si + \% P) \quad (1)$$

onde % C, %Si e %P são, respetivamente, as percentagens de carbono, de silício e de fósforo no fundido. Os ferros fundidos com percentagem de carbono superior à da composição eutética (cerca de 4,2%) são denominados ferros fundidos hipereutéticos. Quando têm um valor inferior dizem-se hipoeutéticos.

Os ferros fundidos são também frequentemente classificados em função da fase mais rica em carbono (cementite ou grafite) e da morfologia da grafite, como mostra a Tabela 2.1 Para cada tipo de ferro fundido, as propriedades dependem da natureza e quantidade das fases formadas. A cementite (incluindo a que se encontra na forma perlite) é uma fase que confere ao material elevada dureza, mas reduzida tenacidade. Pelo contrário, a ferrite confere uma menor dureza, mas elevada tenacidade. Por seu lado, a grafite proporciona uma elevada condutividade térmica, capacidade de amortecimento de vibrações mecânicas e atua como lubrificante durante a maquinação.

**Tabela 2.1** - Classificação dos principais ferros fundidos <sup>[1]</sup>.

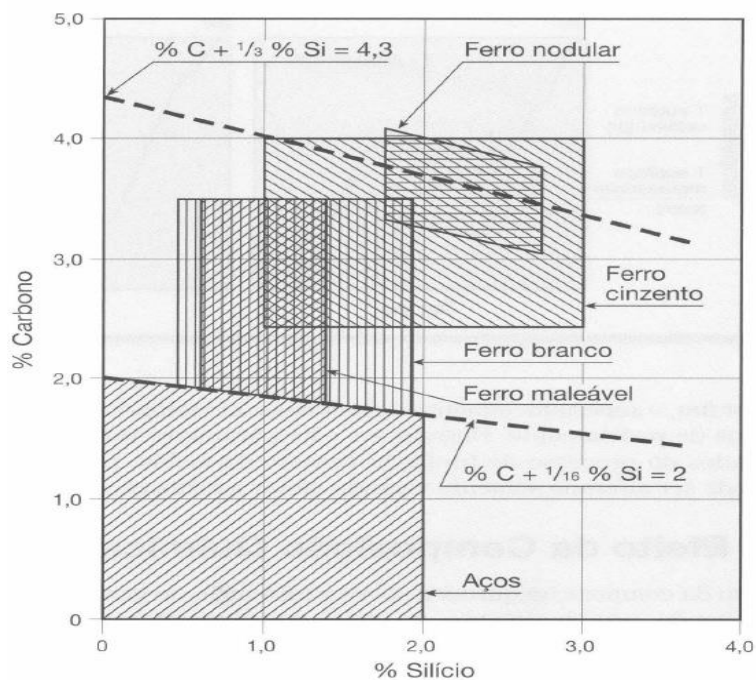
<b>Tipo de ferro fundido</b>	<b>Fase rica em carbono</b>	<b>Matriz</b>	<b>Estrutura final obtida após</b>
Cinzento	Grafite lamelar	Ferrite e/ou perlite	Solidificação
Nodular	Grafite nodular	Ferrite e/ou perlite	Solidificação
Com grafite compacta	Grafite compacta	Ferrite e/ou perlite	Solidificação
Branco	Cementite	Perlite e/ou martensite	Solidificação
Maleável	Grafite	Ferrite e/ou perlite	Tratamento térmico

### **2.1.1.A precipitação da grafite ou da cementite**

Um dos fatores que mais influencia a formação de grafite ou cementite num ferro fundido é a composição química do fundido. Quando o elemento de adição favorece a precipitação de grafite, diz-se grafitizante. Aqueles que, pelo contrário,

favorecem a precipitação da cementite, em vez da grafite, denominam-se antigrafitizantes ou estabilizadores da cementite. Entre os elementos de adição mais importantes nos ferros fundidos incluem-se o carbono, o silício, o enxofre, o manganês e o fósforo.

O teor em carbono no fundido determina a quantidade de grafite ou cementite formada. De uma forma geral, os ferros fundidos comerciais são hipoeutéticos, pelo que apresentam teores em carbono entre 2% e 4% (Figura 2.2). O silício tem uma forte ação grafitizante sendo, juntamente com o carbono, o elemento de liga mais importante nos ferros fundidos. A sua adição diminui a solubilidade do carbono na austenite, desloca a composição eutética para menores concentrações de carbono e aumenta a diferença entre as temperaturas eutéticas estável e metastável, favorecendo a precipitação da grafite. O enxofre influencia a forma da grafite, sendo que elevados teores deste elemento favorecem a precipitação de grafite lamelar enquanto que baixos teores promovem a obtenção de grafite nodular. O manganês é geralmente adicionado para neutralizar a ação do enxofre mas, quando em excesso, atua como estabilizador da cementite, favorecendo a obtenção de ferros fundidos brancos. O fósforo, em teores reduzidos, favorece a precipitação da grafite <sup>[3,4]</sup>.



**Figura 2.2** - Teores típicos de carbono e silício do aço e nos principais tipos de ferros fundidos <sup>[4]</sup>.

Para além da composição química do fundido, outro fator determinante na precipitação de grafite ou de cementite é a velocidade de arrefecimento. Com efeito, a obtenção de grafite é favorecida por velocidades de arrefecimento reduzidas (porque promove uma diminuição do grau de sobrearrefecimento do fundido), enquanto que a cementite é obtida com arrefecimentos mais rápidos. Na prática, a velocidade de arrefecimento depende das dimensões/espessuras da peça e das perdas térmicas na moldação, sendo que espessuras maiores apresentam velocidades de arrefecimento mais lentas em comparação a espessuras mais reduzidas. Nas zonas com arrefecimento rápido, o grau de sobrearrefecimento do fundido aumenta e uma possível grafitização depende do teor de silício no metal líquido.

Outra forma de favorecer a precipitação da grafite é através da adição de substâncias que facilitam a nucleação desta fase durante a solidificação. Estas substâncias são designadas inoculantes e são geralmente ligas à base de ferro e silício que favorecem a precipitação de partículas de grafite de menor dimensão e a obtenção de uma microestrutura mais refinada. Estas características, juntamente com a forma e dimensões da grafite e o tipo de matriz determinam as propriedades das peças de ferro fundido.

### **2.1.2.O ferro fundido nodular**

No ferro fundido nodular (também designado por ferro fundido com grafite esferoidal, ferro dúctil ou, simplesmente, ferro nodular), a grafite apresenta-se com uma forma aproximadamente esférica e a matriz pode variar desde totalmente ferrítica a totalmente perlítica<sup>[5]</sup>. Esta forma da grafite é conseguida através da adição de nodularizantes ao metal fundido. Estas substâncias contêm elementos desoxidantes e/ou dessulfurantes, como o magnésio ou o cério, que favorecem a precipitação de grafite nodular, em vez de grafite lamelar.

Devido à elevada reatividade e reduzida solubilidade do nodularizante (geralmente ligas de ferro-silício-magnésio) no metal líquido, o seu efeito diminui rapidamente com o tempo. Por esta razão, a adição de nodularizante ao fundido

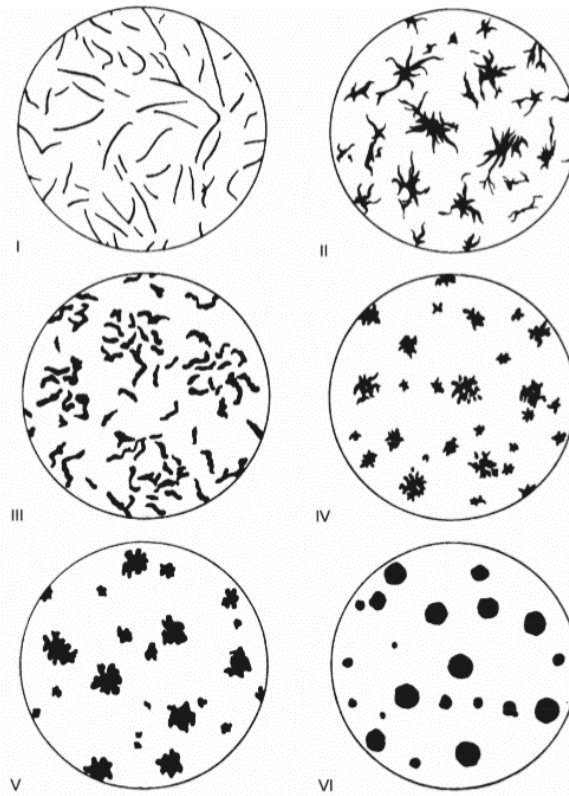
ocorre com pouca antecedência do vazamento, geralmente em simultâneo com inoculação.

A forma nodular da grafite tem a vantagem relativamente à grafite lamelar (característica dos ferros fundidos cinzentos) de reduzir a tensão na interface grafite-matriz, aumentando a resistência mecânica e a ductilidade do ferro fundido. Na Tabela 2.2 estão apresentadas algumas características definidas pelas normas ISO 1083 <sup>[5]</sup> para vários ferros fundidos nodulares comerciais.

**Tabela 2.2** - Características definidas pela norma ISO 1083 para vários tipos de ferros fundidos nodulares <sup>[5]</sup>.

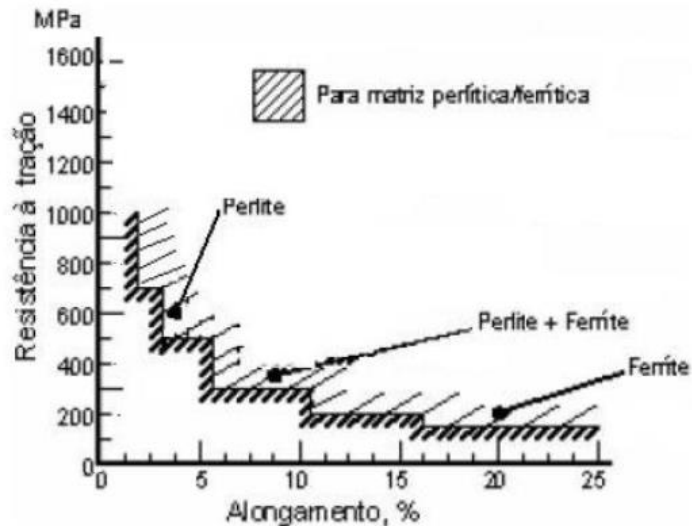
Grau	Tensão rotura (MPa)	Tensão limite de elasticidade (MPa)	Alongamento (%)	Dureza, HB	Estrutura
700-2	705	420	2	229-302	Perlite
600-3	600	370	3	192-269	Perlite + ferrite
500-7	500	320	7	170-241	Ferrite + perlite
400-15	400	250	15	<201	Ferrite

Dois dos parâmetros mais importantes utilizados para caracterizar a grafite nos ferros fundidos nodulares é a forma e a densidade dos nódulos. No caso da forma, é geralmente utilizada a norma ISO 945-1 <sup>[6]</sup> que classifica a grafite em seis classes distintas, como mostra a Figura 2.3.



**Figura 2.3** - Classificação da forma da grafite segundo a norma ISO 945-1:2008 <sup>[6]</sup>.

Os ferros fundidos nodulares podem apresentar matrizes perlítica, ferríticas ou mistas. Os com matriz perlítica apresentam uma fração importante do carbono na forma de cementite. Este tipo de matriz, é obtida através da adição de elementos que estabilizam a perlite (perlitizantes) ou através de um aumento da velocidade de arrefecimento. As matrizes ferríticas apresentam praticamente todo o carbono na forma de nódulos de grafite. Estes ferros fundidos apresentam uma maior ductilidade mas menor dureza do que os com matriz perlítica. No caso das matrizes mistas, obtém-se valores intermédios de dureza e ductilidade (Figura 2.4) <sup>[7]</sup>.



**Figura 2.4** - Influência da composição da matriz nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular <sup>[8]</sup>.

### 2.1.3. O processo de fundição

O processo de fundição permite a obtenção de peças com dimensão e forma muito variada e consiste na fusão do metal, seguida do vazamento em moldações, de modo a obter pós solidificação a peça com a forma desejada. Dependendo do tipo de moldação e modelo utilizado, o processo de fundição é frequentemente classificado em:

- a) Processo com moldação perdida e modelo permanente, que engloba a fundição em areia e em agregado refratário;
- b) Processo com moldação e modelo perdidos, como é o caso da fundição de precisão;
- c) Processo com moldações permanentes, que inclui a fundição em coquilha, sob pressão e com centrifugação.

No caso dos metais ferrosos, o processo mais comum é a fundição em areia, em que a moldação é produzida a partir de uma mistura de areia com ligante argiloso ou com ligante químico. No primeiro caso, a mistura (designada por areia verde) é geralmente constituída por areia, bentonite (material argiloso que atua como ligante

das partículas de areia) e aditivos, nomeadamente pó de carvão que atenua de expansão da sílica e reduz a oxidação e o contacto do metal líquido com a superfície da moldação, contribuindo para um melhor acabamento superficial da peça. As moldações produzidas com areia química resultam do processo de mistura da areia com resina e um ou mais catalisadores. As resinas podem ser fenólicas, furânicas, poliuretânicas, entre outras. Este tipo de moldações tem a vantagem de melhorar o acabamento superficial das peças e aumentar a resistência mecânica da moldação, sendo utilizadas na produção de machos e de peças de grandes dimensões ou em aço.

Para ambos os tipos de misturas com areia, as moldações necessitam de manter a forma durante o vazamento, apresentar permeabilidade suficiente para permitir a libertação de gases (evitando o aparecimento de porosidade indesejada no interior da peça a produzir), estabilidade às elevadas temperaturas de vazamento do metal líquido, condutividade térmica (de forma a garantir o escoamento de calor) e capacidade de reutilização em futuras moldações.

No caso dos ferros fundidos, antes do vazamento do metal líquido para a moldação, é realizada a inoculação do fundido. Se o ferro fundido for nodular, é também adicionado o agente nodularizante. Um dos processos utilizados (inoculação e nodularização na colher) consiste na colocação antes do vazamento de uma camada do nodularizante e do inoculante numa depressão no fundo da colher de vazamento que depois é coberta com uma camada de limalhas de ferro fundido ou pequenos pedaços de aço, com a finalidade de retardar a reação do nodularizante com o metal líquido (Figura 2.5). Após o vazamento e solidificação do metal, segue-se a etapa da desmoldação, granalhagem, rebarbagem, acabamento e inspeção das peças obtidas.





**Figura 2.5** - Representação esquemática da localização do inoculante e do nodularizante na colher de vazamento <sup>[7]</sup>.

## 2.2. O metal duro

Os carbonetos cementados à base de carboneto de tungstênio, normalmente denominados por metal duro, são materiais compósitos constituídos por uma fase dispersa com elevada dureza de carboneto de tungstênio ligada por um metal, normalmente o cobalto, que lhe confere ductilidade. A dureza, resistência ao desgaste e tenacidade fazem do metal duro um dos mais importantes materiais para aplicação em ferramentas de corte <sup>[9, 10]</sup>.

Os componentes em metal duro são obtidos por técnicas de pulverometalurgia, a partir de pós com granulometrias e proporções controladas de WC e de fase metálica. Na Figura 2.6 é apresentado o diagrama de fases do sistema W-C. A fase WC é representada pela linha vertical com uma pequena variação da composição estequiométrica, correspondente a uma concentração em peso de 6,13% em carbono. Na produção do metal duro a percentagem de carbono utilizado varia entre 6,10 e 6,17% (% em peso). Quando a percentagem de carbono é inferior a 6,10%, tende a ocorrer a precipitação da fase frágil  $W_2C$ , não desejável do ponto de vista das propriedades mecânicas. Para teores em carbono superiores a 6,17% ocorre a nucleação e precipitação de carbono não combinado, também indesejável do ponto de vista mecânico <sup>[11]</sup>.

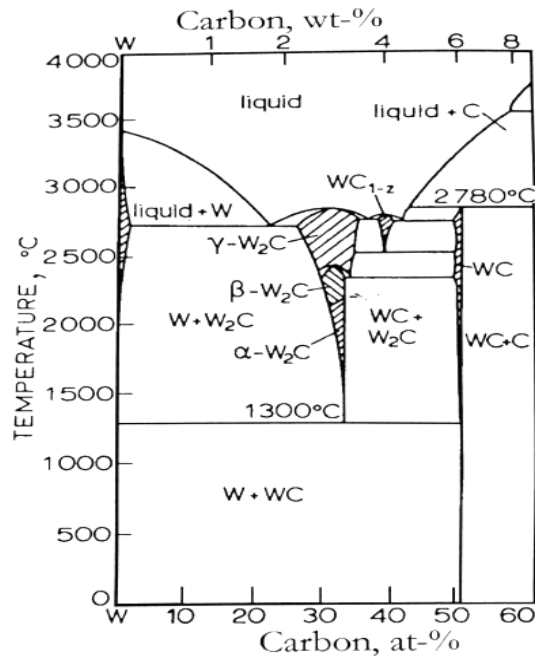


Figura 2.6 - Diagrama de fases do sistema W-C <sup>[11]</sup>.

A ductilidade do metal ligante é determinante para a tenacidade à fratura do WC-Co. Além disso, os grãos de WC apresentam uma elevada molhabilidade pelo cobalto líquido, o que melhora a densificação e as propriedades do compósito após sinterização. O tamanho de grão é outro parâmetro que determina as propriedades do metal duro. Com efeito, a redução do tamanho de grão traduz-se num aumento da dureza, sem diminuição significativa da tenacidade (Figura 2.7) <sup>[12]</sup>.

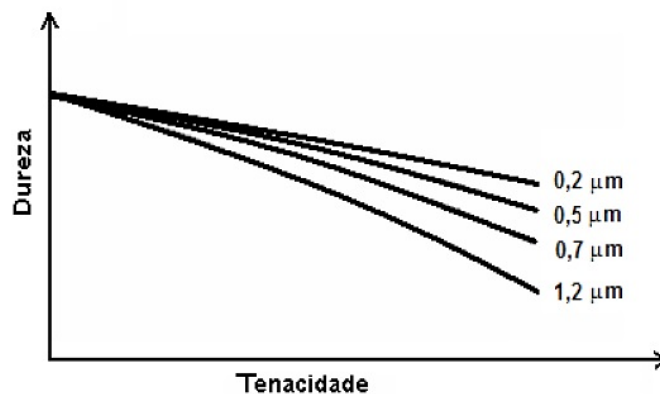
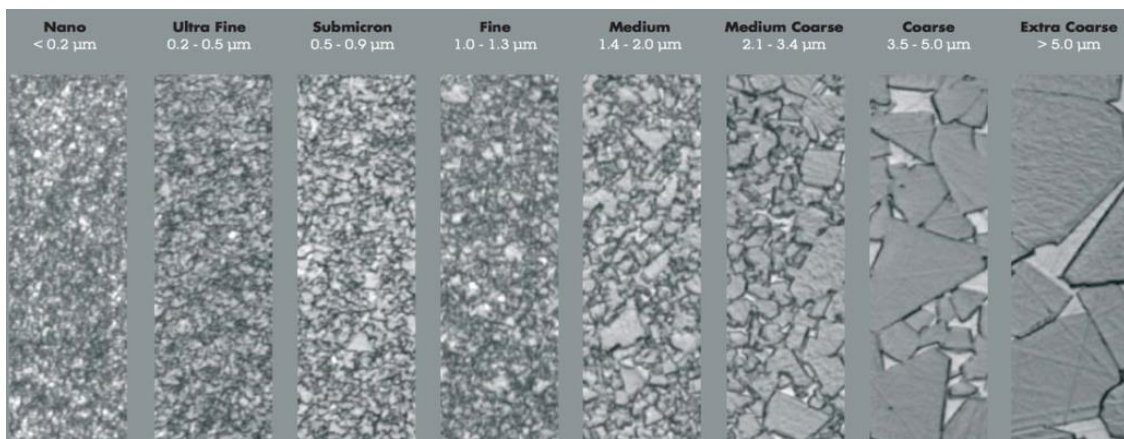


Figura 2.7 - Dureza e tenacidade de carbonetos cementados com partículas de WC de diferentes granulometrias <sup>[12]</sup>.

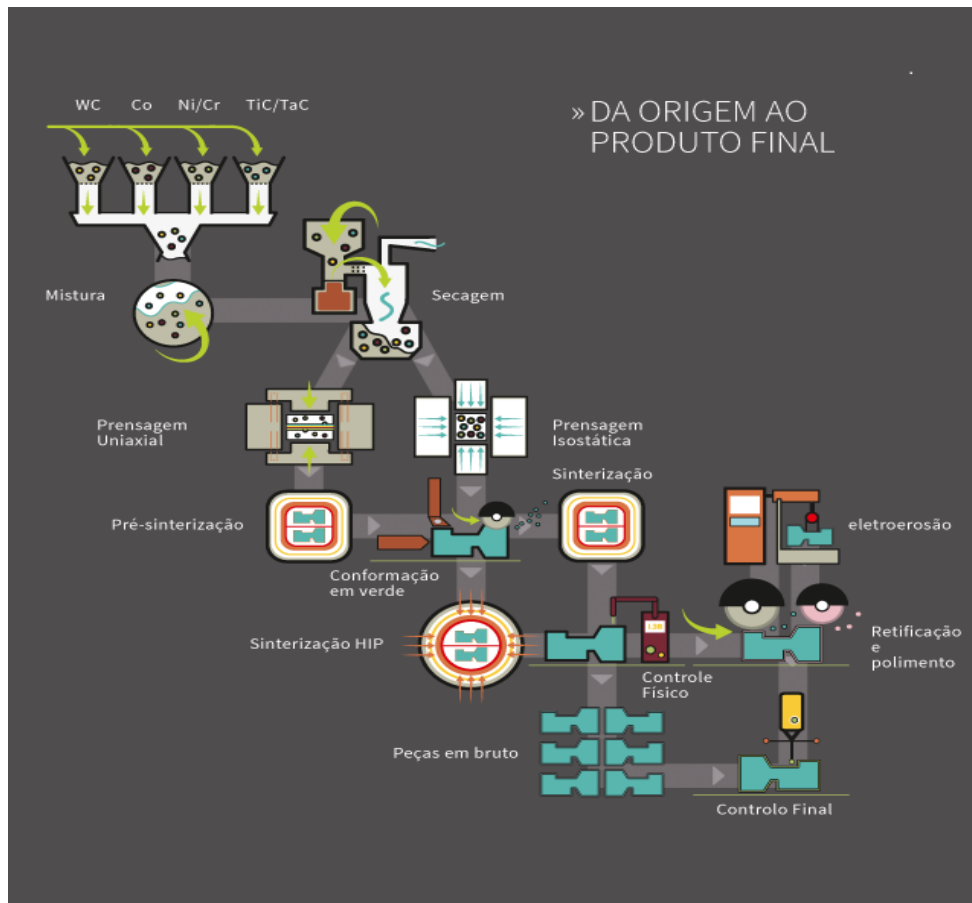
Tendo em conta a granulometria das partículas de carboneto de tungstênio, o metal duro é frequentemente classificado como é apresentado na Figura 2.8. No entanto, também é frequente ser utilizada a classificação em graus (que depende da composição e tamanho de grão) que definem a sua aplicação. Os distintos graus de metal duro têm aplicações específicas, nomeadamente, graus GD para conformação, desgaste e corrosão, graus BD para conformação e tecnologias de mineração, graus KD para tecnologias de corte de chapa e graus BH para aplicações especiais.



**Figura 2.8** - Microestruturas de metal duro com diferentes tamanhos de WC <sup>[13]</sup>.

### 2.2.1 Produção do metal duro

As diferentes etapas que compõem o processo produtivo do metal duro são a preparação dos pós, mistura e moagem, secagem, conformação e sinterização, controlo físico, retificação e polimento e controlo final. A Figura 2.9 resume as etapas principais de produção.

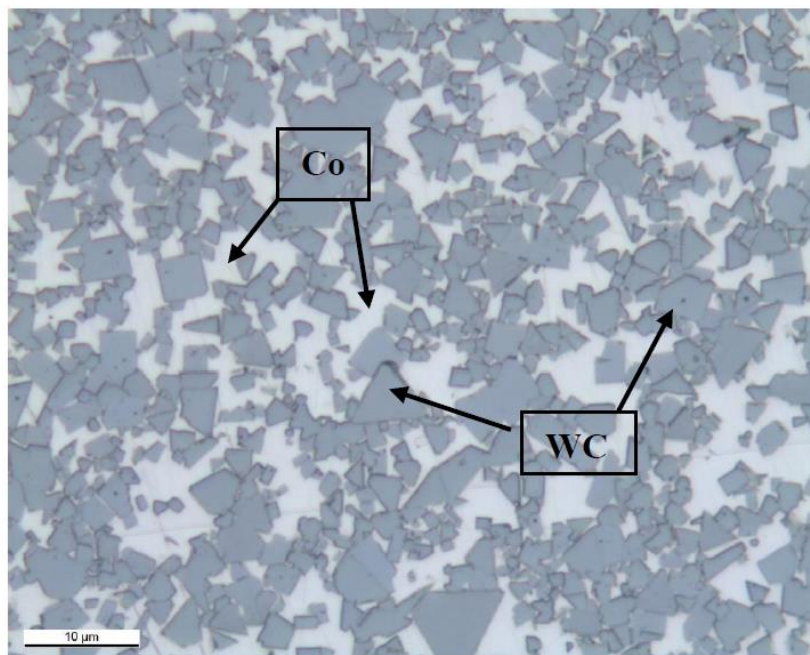


**Figura 2.9** – Etapas principais de produção do metal duro <sup>[14]</sup>.

Na preparação dos pós, a mistura de carboneto de tungsténio e cobalto, com a granulometria e percentagens especificadas, é colocada em reservatórios em simultâneo com os chamados produtos de adição temporária, tais como os lubrificantes e solventes orgânicos, para evitar o sobreaquecimento e/ou oxidação localizada das partículas. Após moagem e mistura das matérias-primas, procede-se à secagem e granulação dos pós. A secagem é geralmente feita por vácuo ou por atomização. Os métodos de conformação variam de acordo com as dimensões e forma final pretendida, podendo ser utilizada a extrusão, a injeção, a prensagem unidirecional ou a prensagem isostática<sup>[15]</sup>. Durante a etapa de sinterização ocorre a densificação da peça até valores próximos da densidade teórica <sup>[16]</sup>. Na fase de aquecimento até à temperatura eutética (1320 °C), esta densificação ocorre através da difusão no estado sólido de matéria desde zonas de elevado potencial químico para zonas com menor potencial <sup>[17]</sup>. Quando é atingida a temperatura eutética, inicia-se a

sinterização na presença de fase líquida, até temperaturas de cerca de 1350-1640 °C, dependendo do teor de cobalto <sup>[17]</sup>.

A sinterização na presença de Co líquido, inicia-se com o rearranjo das partículas de WC. Durante esta etapa, devido à elevada molhabilidade dos grãos de WC pelo Co, a fase líquida infiltra-se pelos espaços intergranulares. Por efeito das forças capilares, as partículas de menor dimensão deslocam-se para os poros ainda existentes ou movem-se em relação aos grãos adjacentes, contribuindo para a eliminação da porosidade intergranular <sup>[17]</sup>. Após o rearranjo, prevalece o mecanismo de solução-precipitação, onde ocorre o coalescimento dos grãos. Assim as partículas de WC de menor dimensão começam por dissolver-se no Co líquido e, após difusão na fase líquida, precipitam nas partículas maiores, fazendo com que estas cresçam <sup>[17]</sup>. Na fase final da sinterização forma-se um esqueleto contínuo de partículas de WC que dificulta o seu rearranjo, sendo atingida a densidade máxima <sup>[17]</sup>. No final obtém-se uma microestrutura homogênea e densa, como no exemplo na Figura 2.10.



**Figura 2.10-** Microestrutura de uma peça em duro com os constituintes WC e Co assinalados <sup>[17]</sup>.

### 2.3. Compósitos ferro fundido-metal duro

As ferramentas produzidas em ferro fundido e metal duro têm um leque variado de aplicações, sendo indicadas quando se pretende combinar a elevada resistência ao desgaste do metal duro com a resistência ao choque e a ductilidade do ferro fundido. Para garantir o desempenho pretendido, a ligação estabelecida entre o metal duro e o ferro fundido deverá ser suficientemente forte para resistir a esforços severos de desgaste e impacto. Para isso, deve ser promovida a ligação metalúrgica através de uma boa molhabilidade do metal duro pelo ferro fundido, de modo a possibilitar a difusão de elementos químicos para o metal duro e vice-versa <sup>[1]</sup>. Quando tal acontece, obtêm-se ferramentas com elevada tenacidade, dureza e resistência ao desgaste, que aumentam substancialmente o tempo de vida em serviço do componente. Devido a estas características, os compósitos com metal duro têm vindo a ganhar um interesse crescente pelo mercado, substituindo os ferros fundidos brancos com níquel e crómio (Ni-hard), os aços ligados com elevados teores em manganês ou crómio e aços endurecidos por tratamento térmico ou termoquímico. Alguns exemplos de aplicação destes compósitos são em componentes para a indústria mineira, de transformação de materiais, de construção civil, etc., como por exemplo, em elementos de martelos de trituração, pás de fragmentação e moagem, dentes para as escavadoras, etc. <sup>[1, 18, 19]</sup>.

As ferramentas de ferro fundido-metal duro podem ser produzidas com várias formas e dimensões, aproveitando as facilidades que a técnica de vazamento possibilita. O metal duro pode ser colocado em uma ou mais faces, embora não seja aconselhável a colocação de metal duro em faces opostas, uma vez que esta solução conduz a uma redução muito significativa da ductilidade da peça <sup>[1, 18, 19]</sup>.

Apesar de ser relativamente recente, este novo material compósito é já produzido por grandes grupos multinacionais do ramo do metal duro, sendo geralmente fornecidos as seguintes formas (Figura 2.11) <sup>[1, 18]</sup>:

1. Grânulos de metal duro inseridos numa matriz de ferro fundido. Os grânulos possuem tipicamente dimensões entre 1 a 6 mm e preenchem cerca de 50% da superfície exposta ao desgaste. Esta solução aplica-se a

componentes sujeitos a desgaste intensivo de forma contínua e em que, simultaneamente, seja exigida uma elevada resistência ao impacto;

2. Placas de metal duro incorporadas na superfície de ferros fundidos. A forma e o tamanho das placas são variados, sendo geralmente utilizadas placas quadradas ou hexagonais com largura e comprimento de 10 a 50 mm e espessura de 2 a 5 mm. Esta solução destina-se a situações em que se pretende uma melhor proteção ao desgaste abrasivo e erosivo com uma resistência ao impacto moderada.



**Figura 2.11-** Diferentes tipos de incorporação do metal duro em peças de ferro fundido <sup>[1][18]</sup>.

### **2.3.1. Fatores a considerar na produção do compósito de metal duro e ferro fundido**

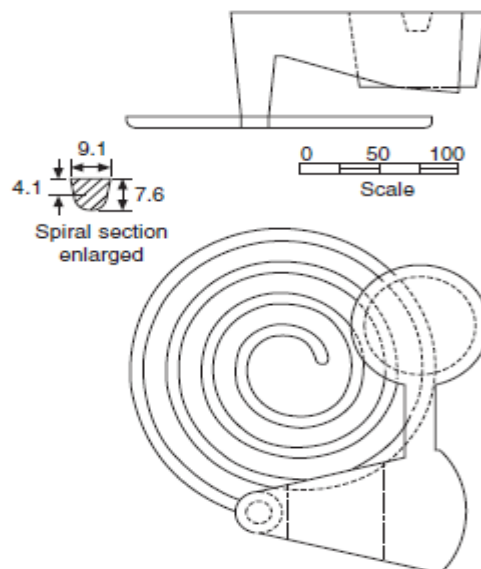
As principais dificuldades que geralmente condicionam o sucesso do processo de obtenção de compósito de ferro fundido-metal duro com as características desejadas estão relacionadas com a necessidade em garantir uma distribuição homogênea das partículas de metal duro na superfície que vai ser sujeita ao desgaste intenso e assegurar um envolvimento completo das partículas de metal duro pela matriz de ferro fundido, de forma a promover uma boa ligação entre ambos. Dos diversos estudos dedicados ao desenvolvimento de compósitos de matriz metálica com metal duro <sup>[1,19,20,21,21,23,24,25,26,27]</sup> são frequentemente identificados alguns fatores que devem ser considerados na obtenção destes materiais, nomeadamente:

- a) fluidez do metal líquido durante o vazamento;
- b) molhabilidade das partículas de metal duro pelo fundido;
- c) ligação entre a matriz metálica e as partículas de metal duro;

### 2.3.2. Fluidez do fundido

Em fundição, a fluidez define-se como sendo a capacidade do metal líquido de continuar o seu fluxo, enquanto diminui a sua temperatura até à solidificação completa. Esta propriedade determina a maior ou menor aptidão do metal líquido em preencher adequadamente a cavidade de uma moldação, de modo a permitir a obtenção de peças fundidas com a forma pretendida. O método mais utilizado para medir a fluidez utiliza um molde cujo canal tem a forma de uma espiral (Figura 2.12), sendo medida a distância total percorrida pela frente de metal líquido,  $L_f$  [28]. Assumindo que o líquido avança a uma velocidade ( $V$ ) constante, o tempo que ele leva a percorrer a distância  $L_f$  é dado por:

$$t_f = L_f / V \quad (2)$$



**Figura 2.12** - Representação esquemática do modelo utilizado para produzir moldações usadas nas medidas da fluidez do metal líquido [28].



A fluidez é influenciada pela composição do líquido e pelos parâmetros de vazamento, em particular pelo sobreaquecimento (definido como sendo a diferença entre a temperatura de vazamento e a temperatura *liquidus*). Quanto maior for a temperatura de sobreaquecimento, menor é a viscosidade do líquido e, conseqüentemente, maior será o valor de  $L_f$ .

Na produção das peças do compósito pelo processo de vazamento para o interior de uma cavidade, o metal flui à volta das partículas de metal duro ligando-se a elas. O sucesso deste processo exige uma elevada fluidez do metal líquido por duas razões principais:

- 1) as partículas de metal duro arrefecem o líquido rapidamente, aumentando a sua viscosidade e dificultando a progressão da frente do metal líquido;
- 2) os pequenos canais existentes entre as partículas de metal duro oferecem uma elevada resistência ao fluxo do metal líquido, dificultando o seu envolvimento pelo metal.

Ambas as situações podem ser contrariadas por um aumento da fluidez através do aumento da temperatura de vazamento e pelo controlo de fatores que possam contribuir para um aumento da fluidez do metal na moldação como, por exemplo, a redução das perdas de calor do líquido durante o enchimento da cavidade da moldação, a diminuição do atrito com as paredes do molde, etc. <sup>[29]</sup>. Se não for garantida uma fluidez suficiente podem aparecer defeitos nas peças, como falhas de metal ou ausência de ligação entre os dois materiais.

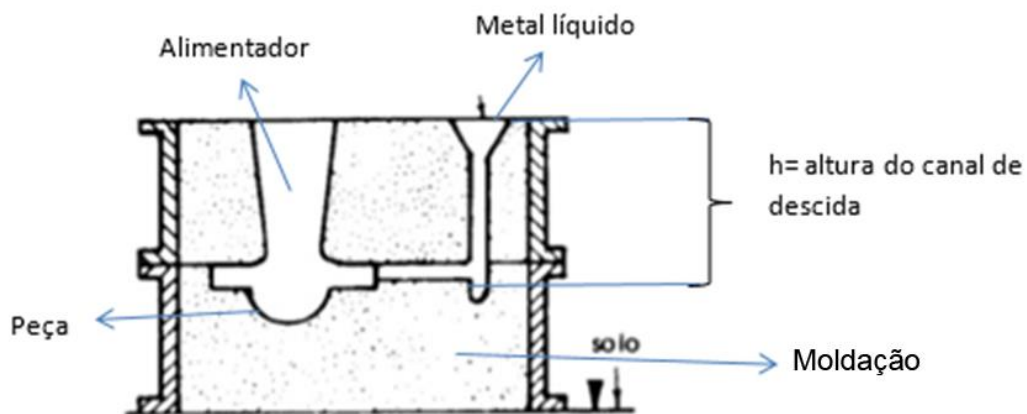
De acordo com a equação (2), a fluidez é tanto maior quanto maior for a velocidade de escoamento do metal líquido no interior da moldação. No entanto, para elevadas velocidades de escoamento, a turbulência do fluxo de metal líquido favorece a formação de óxidos que diminuem a fluidez. Desta forma, o preenchimento da cavidade da moldação e o completo envolvimento das partículas de metal duro requerem uma velocidade de escoamento do metal líquido elevada, mas insuficiente para provocar um fluxo turbulento. Isto pode ser garantido através do controlo de diversos parâmetros como, por exemplo, a pressão metalostática, geometria e

dimensões dos canais de descida e de distribuição (sistema de alimentação), forma e dimensões da peça moldada, facilidade de saída de gases da moldação, etc.

No caso da pressão metalostática, o efeito na velocidade do metal líquido no vazamento é dado por <sup>[29]</sup>:

$$V = (2gh)^{0,5} \quad (3)$$

onde  $g$  é a aceleração da gravidade e  $h$  é a altura do canal de descida (Figura 2.13).



**Figura 2.13** - Representação esquemática de uma moldação <sup>[30]</sup>.

O fluxo do metal líquido é ainda influenciado pela transferência de calor, atrito e tensão superficial do metal com as paredes da moldação <sup>[29]</sup> que, por sua vez, dependem da temperatura da moldação, condutividade térmica e capacidade calorífica do material da moldação, rugosidade superficial do sistema de gitagem e da cavidade da peça, entre outros.

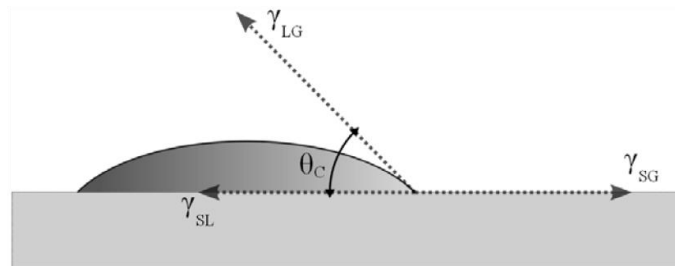
A fluidez do fundido depende também da sua composição, sendo maior para metais puros ou com composição eutética do que para metais que solidificam numa gama de temperaturas <sup>[28]</sup>. Na realidade, uma das razões que justificam a maior utilização do ferro fundido do que o aço fundido é a composição eutética ou quase eutética do primeiro, que lhe confere uma elevada fluidez. Além disso, as temperaturas de fusão mais elevadas do aço aumentam bastante os problemas práticos da fundição e fazem com que o metal líquido perca o seu calor a um ritmo mais rápido do que o ferro, reduzindo ainda mais sua fluidez.

As forças de atrito devido à rugosidade da moldação também influenciam o fluxo de metal líquido. A diminuição da rugosidade da moldação pode ser conseguida recorrendo ao uso de areias finas na preparação da moldação ou recorrendo ao revestimento das paredes das cavidades. A fluidez pode também ser afetada por gases resultantes da decomposição das resinas utilizadas na preparação das moldações. Se a permeabilidade da moldação não for suficiente para remover os gases, estes ficam aprisionados na moldação, criando uma contrapressão que dificulta o fluxo de metal [29].

### 2.3.3. Molhabilidade e ligação metal duro - ferro fundido

A tendência de um líquido molhar uma superfície sólida é denominada molhabilidade, podendo ser caracterizada pelo ângulo de contacto ( $\theta$ ), como ilustra a Figura 2.14. Se a molhabilidade é muito elevada, o ângulo de contacto tende para zero. Se o ângulo de contacto é  $180^\circ$ , o líquido não molha a superfície. O valor do ângulo de contacto relaciona-se com as energias interfaciais sólido-líquido  $\gamma_{sl}$ , sólido-gás  $\gamma_{sg}$  e líquido-gás  $\gamma_{lg}$  através da equação de Young [31]:

$$\gamma_{sg} - \gamma_{sl} - \gamma_{lg} \cos \theta = 0 \quad (4)$$



**Figura 2.14** - Definição do ângulo de contacto formado pela gota de líquido numa superfície sólida plana e as respetivas energias interfaciais [31].

Uma boa molhabilidade entre a matriz e a fase de reforço é importante para maximizar o contato entre ambas <sup>[9]</sup>. Com efeito, um reduzido ângulo de contacto entre o fundido e as partículas de metal duro, combinado com uma elevada temperatura e longos períodos de contacto são fatores determinantes para garantir uma boa ligação entre a matriz metálica e o metal duro através de processos de difusão.

# **Capítulo 3**

## **Procedimiento experimental**



Neste trabalho, preparam-se duas composições de ferro fundido nodular (F1 e F2) que foram vazadas em moldações de areia contendo partículas de metal duro de WC-Co. Para fixar estas partículas às paredes das moldações, evitando o seu arrastamento pelo metal líquido, foi utilizada uma solução de silicato de sódio. Para cada composição de ferro fundido foram testadas partículas de metal duro com 4 granulometrias distintas. Foi também testada a adição prévia de níquel em pó à superfície das partículas de metal duro com o objetivo de avaliar se a presença deste material, frequentemente utilizado em substituição do cobalto na produção de metal duro e em liga de brasagem <sup>[9]</sup>, favorecia a ligação entre o ferro fundido e o metal duro.

Os vazamentos foram realizados a diferentes temperaturas, após acerto da composição do fundido e operações de inoculação e nodularização na colher de vazamento. A diminuição da fluidez do metal líquido resultante da diminuição da temperatura de vazamento foi contrariada através do aumento da pressão metalostática, utilizando moldações com canais de descida mais altos.

Após solidificação foram extraídas amostras das peças obtidas para os ensaios de caracterização da matriz de ferro fundido e do compósito. Para a caracterização da matriz foram cortadas amostras de zonas das peças sem partículas de metal duro e os ensaios realizados incluíram a caracterização microestrutural por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varrimento (SEM), análise química por espectroscopia de dispersão de energia (EDS), medidas de dureza Brinell e ensaios de tração uniaxial. De referir que, no caso da composição F1, estes ensaios foram precedidos por uma etapa de tratamento térmico de têmpera e revenido das peças obtidas. A caracterização do compósito foi realizada em amostras obtidas de zonas das peças contendo partículas de metal duro e incluiu a caracterização microestrutural por MO, por SEM e análise química por EDS.

### **3.1. Preparação do ferro fundido nodular**

A composição das duas ligas estudadas foi determinada em amostras obtidas diretamente do fundido no forno de fusão e na colher de vazamento utilizando a

espectroscopia de emissão atômica (OES) num espectrómetro da marca Spectro, modelo Spectrolab M8 (LAVFA18A). Dada as limitações da OES na determinação do teor em carbono quando este se encontra na forma de grafite, a quantificação deste elemento foi realizada através do método da combustão direta (DCM) recorrendo-se a um equipamento LECO TC-400 série 4335.

A fusão ocorreu num forno com aquecimento por indução e com uma capacidade máxima de 4 toneladas. Após obtenção da temperatura pretendida, o metal líquido foi transferido para uma colher de vazamento com uma capacidade de 1 tonelada, contendo nodularizante e inoculante. Foi ajustada a composição do fundido na colher tendo por base os resultados de análises químicas por OES e DCM e medida a temperatura utilizando uma cana pirométrica da marca Ferrotron com termopar tipo FTE-117-S. Quando as condições de vazamento pretendidas (composição química e temperatura do metal líquido) se encontraram reunidas foi iniciado o processo de vazamento do metal para as moldações de areia previamente preparadas. Adicionalmente foram realizadas análise térmica ao fundido e medidas de fluidez a diferentes temperaturas. Nas primeiras foi utilizado um equipamento da marca Octogon Computer Concepts, previamente calibrado e munido com um software de tratamento de dados PhaseLab. Para definir a temperatura de vazamento foram realizados ensaios de fluidez com molde em espiral <sup>[28]</sup>, utilizando moldações com canal de descida de 20 cm e um canal em espiral com 1600 mm de comprimento (Figura 3.1). Estas moldações foram preparadas segundo o procedimento usado para produzir as moldações utilizadas na produção dos compósitos, descrito mais à frente neste capítulo.





### 3.2. Seleção das partículas de metal duro

Para a obtenção do compósito foram utilizadas partículas de metal duro resultantes de peças rejeitadas do processo de produção da empresa Durit. Estas partículas foram fornecidas com teores de cobalto entre 4% e 13% em peso e separadas por classes de tamanhos médios compreendidos entre 2 mm e 4 mm, 4 mm e 8 mm e superiores a 8 mm (Figura 3.2). Para além da sucata foram também utilizadas partículas do grau BD20 com forma de paralelepípedos retos com 9x6x4 mm e 10% em peso de cobalto (Figura 3.2b). Este grau de metal duro é frequentemente utilizado em aplicações de conformação e em mineração. A Tabela 3.1 reúne algumas das propriedades físicas mais importantes do metal duro com grau BD20.

**Tabela 3.1** - Propriedades do metal duro grau BD20 <sup>[32]</sup>.

Dureza (HV30)	1215 ± 30
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	14,55 ± 0,1
Coefficiente de expansão térmica (/K)	5,5 x10 <sup>-6</sup>
Condutividade térmica (W/m.K)	90



**Figura 3.2** - Partículas de metal duro utilizadas no trabalho. a) Com tamanhos entre 2 e 4 mm; b) BD20 com dimensões de 9x6x4 mm e c) com tamanho superior a 8 mm.

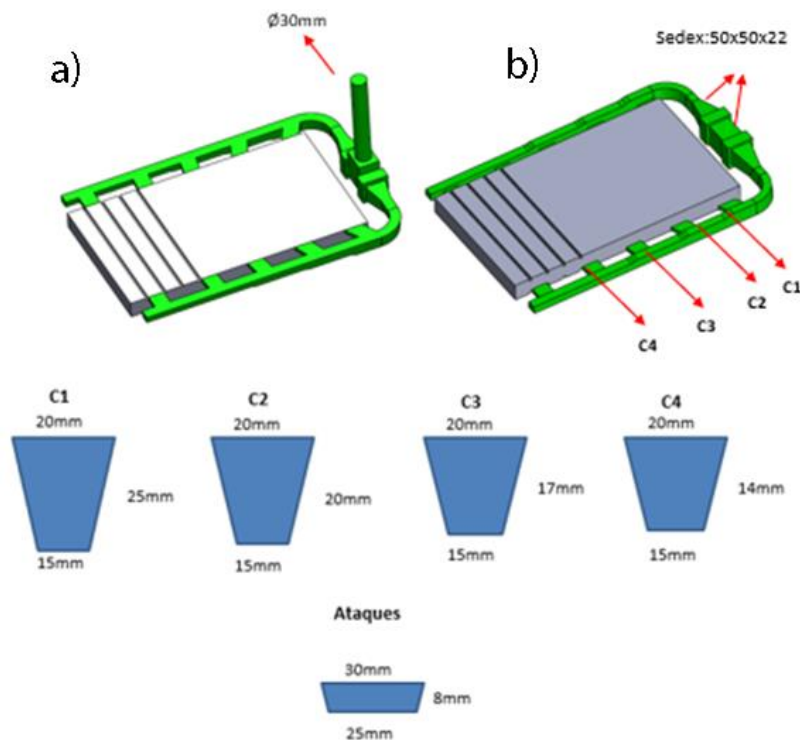
### 3.3. Preparação das moldações e obtenção das peças do compósito

As moldações utilizadas foram preparadas pelo processo de moldação autossecativa, utilizando uma mistura de areia com 1% de resina furânica e 30% de catalisador.

Foram produzidas 9 moldações com as dimensões 270x515x25 mm e 2 moldações com 270x615x25 mm. Todas as moldações incluíram 4 acrescentos de 35 mm na direção de maior dimensão, que foram posteriormente cortados e utilizados como amostras nos ensaios de caracterização. Para cada moldação foram utilizados modelos em poliestireno expandido (Figura 3.3) maquinados por um sistema robotizado. O sistema de gitagem (Figura 3.4) foi dimensionado de forma a garantir um rápido enchimento da moldação com o mínimo de turbulência.



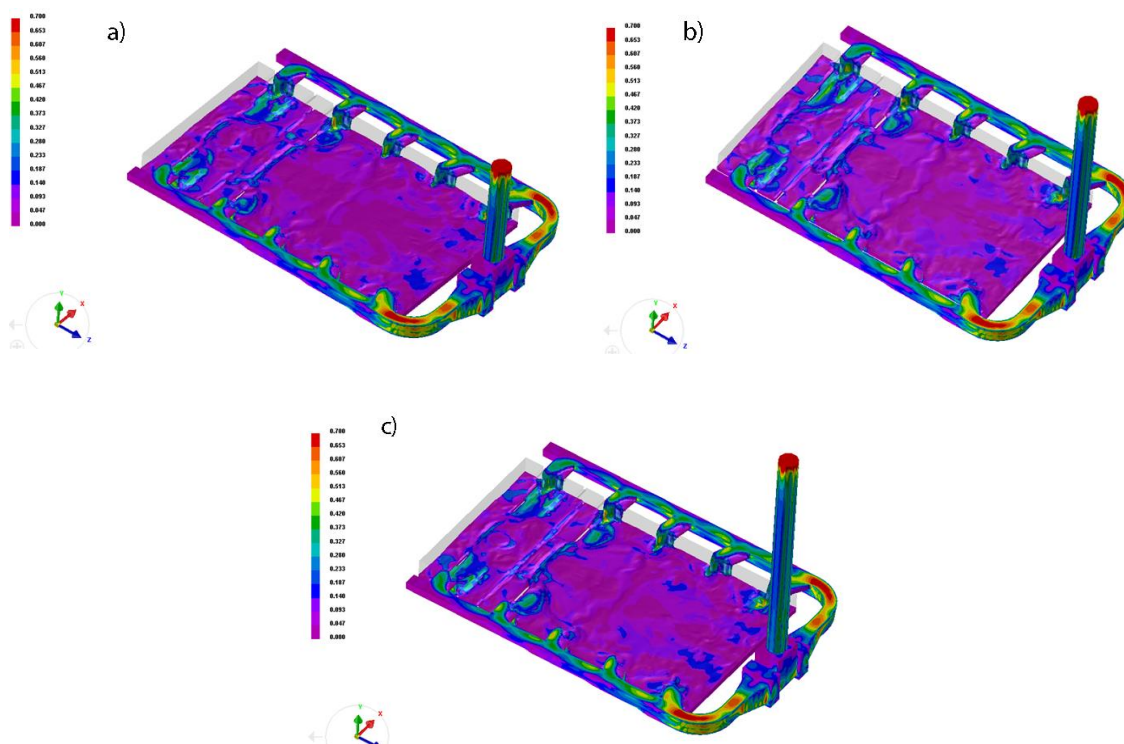
**Figura 3.3** - Modelo em poliestireno expandido da peça contendo canal de distribuição e ataques. Na extremidade da direita é visível os 4 acrescentos que foram utilizados nas caracterizações realizada aos compósitos obtidos.



**Figura 3.4** - Modelo da a) moldação superior e b) da moldação inferior, com as seções dos canais de distribuição e ataques.

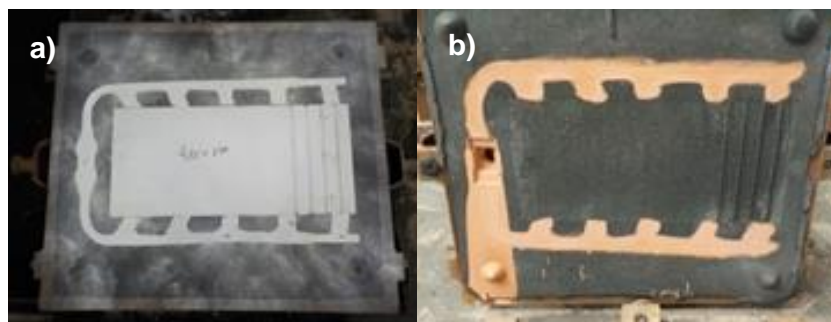
Na metade superior das moldações foi definido um canal de descida com altura de 200 mm, 350 mm e 400 mm, de modo a proporcionar pressões metalostáticas diferentes durante o vazamento. O dimensionamento do canal de distribuição e dos ataques, foi definido com base em resultados obtidos através de simulações utilizando o método dos elementos finitos. Nestas simulações (Figura 3.5) foi utilizado o software ESI - QuickCAST e foram considerados os seguintes parâmetros: a liga, a temperatura de vazamento, o caudal (se este varia ou mantém-se constante ao longo do vazamento), a expansão gráfica, o uso de camisas e filtros e respetivo material que são constituídos, a pressão metalostática, saída de escape de gases, entre outros.

Nas simulações para as alturas de 20, 30 e 40 cm dos canais de descida, os tempos de enchimento foram 7,37 segundos, 7,50 segundos, 7,55 segundos e velocidades de enchimento 1,38m/s, 1,42m/s e 1,43m/s, respetivamente.



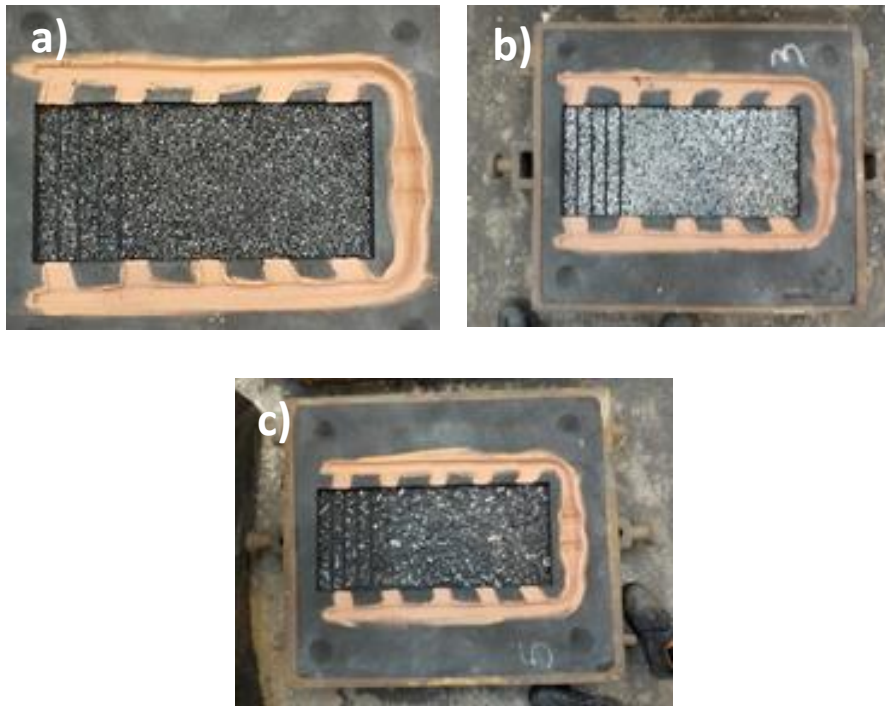
**Figura 3.5** – Simulação velocidade de enchimento para diferentes alturas do canal de descida e diferentes pressões metalostáticas: a) altura de 200 mm e b) altura de 350mm e c) altura de 400mm.

Após a obtenção das moldações procedeu-se à pintura do sistema de gitagem e das superfícies da cavidade das moldações com uma suspensão de material refratário em isopropanol, de forma a diminuir o atrito entre o metal líquido e a superfície da moldação durante o vazamento e reduzir a adesão de partículas de areia à superfície das peças (Figura 3.6).



**Figura 3.6** - Conjunto das moldações. a) Moldação inferior não pintada e b) moldação superior após pintura.

Para fixar as partículas de metal duro na superfície da metade inferior da moldação (Figura 3.7), evitando-se o seu arrastamento pelo metal líquido durante o vazamento, foi utilizada 5% em peso (relativamente ao peso de metal duro) de uma solução aquosa de silicato de sódio. Esta quantidade foi definida com base em resultados obtidos em estudos anteriores <sup>[33]</sup>.



**Figura 3.7** - Moldações com as partículas de metal duro. Partículas a) com tamanhos de 4 e 8 mm, b) BD20 com 9x6x4 mm e c) com tamanhos maiores que 8 mm.

Num dos ensaios realizados, as partículas de metal duro foram misturadas com níquel em pó antes do vazamento. O pó utilizado apresentava um tamanho médio de partícula de 2,30  $\mu\text{m}$  e a composição apresentada na Tabela 3.2.

**Tabela 3.2** - Composição química do pó de Níquel <sup>[34]</sup>.

<b>Elemento</b>	<b>% em peso</b>
Níquel	99,7827
Carbono	0,150%
Cobre	0,0001%
Enxofre	0,0002%
Ferro	0,003 %
Oxigênio	0,064%

Após vazamento e solidificação, as peças foram desmoldadas e submetidas a uma operação de granalhagem com esferas de aço com diâmetros entre 1,2 mm e 1,80 mm, seguida de corte do sistema de gitagem. No caso das peças da liga F1, seguiu-se um tratamento térmico de têmpera em óleo e revenido. A atmosfera utilizada neste processo foi controlada através da introdução do azoto a partir dos 400 °C e a introdução do metanol, CH<sub>3</sub>OH, aos 700 °C, onde o volume da mistura dos gases corresponde a três vezes o volume da câmara do forno. Os ciclos térmicos utilizados em cada etapa são apresentados na Tabela 3.3.

**Tabela 3.3** - Ciclo de tratamento térmico utilizado nas peças obtidas com a matriz de composição F1.

<b>Etapa</b>	<b>Aquecimento</b>	<b>Patamar</b>	<b>Arrefecimento</b>
Têmpera	100 °C/hora até 870 °C	2 horas a 870 °C	em óleo a 90°C, seguida de arrefecimento ao ar
Revenido	100 °C/h até aos 580 °C	2 horas a 580 °C	ao ar

### **3.4. Caracterização das peças obtidas**

Após o corte do sistema de gitagem e rebarbagem das peças, foram retiradas amostras sem e com partículas de metal duro, respetivamente, dos canais de distribuição e dos acrescentos de cada peça. As primeiras, foram utilizadas para

caraterização metalográfica e das propriedades mecânicas da matriz. As amostras obtidas dos acrescentos foram utilizadas para realizar a caraterização dos compósitos.

### **a) Análise microestrutural**

A análise microestrutural das amostras foi realizada por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrónica de varrimento (SEM). Em ambos os casos, foram utilizadas amostras previamente preparadas através de retificação das superfícies (retificadora periférica GMN- MPS 2R300), polimento utilizando papel de SiC (equipamento Metkon - Forcipol 1V ) e polimento com pasta de diamante com tamanho progressivamente menor, sendo o último de 1  $\mu\text{m}$ . Para revelação da microestrutura da matriz de ferro fundido, foi utilizado ataque químico com uma solução de Nital 4% (solução com 4% em volume de ácido nítrico e etanol). Para revelação da microestrutura nas partículas de metal duro, foi utilizada a uma solução Murakami (solução com 100 ml de H<sub>2</sub>O, 10 gr hidróxido de potássio e 10 gr hexacianoferrato de potássio-III).

Nas análises por MO foi utilizado um microscópio Nikon Eclipse MA 100, equipado com um software de análise de imagem Cast Image que incluía módulos especificamente desenvolvidos para determinar o tipo e a densidade dos nódulos de grafite da matriz de ferro fundido. Nas observações por SEM e análises por EDS foi utilizado um microscópio eletrónico de varrimento da marca Hitachi, modelo SU-70 equipado com um espectrómetro de dispersão de energia da marca Brukers e operando com uma tensão de aceleração de 20 kV.

A partir das imagens obtidas por MO foi determinada a densidade de nódulos de grafite e efetuada a classificação da forma destes segundo as normas ASTM E2567-13 <sup>[35]</sup> e ISO 945-1:2008 <sup>[5]</sup>, respetivamente.

### **b) Ensaios de tração uniaxial**

Estes ensaios foram realizados segundo a norma EN 10002-1:2001 <sup>[36]</sup>, utilizando provetes maquinados de acordo com a norma DIN 50125 <sup>[37]</sup>, que permitiram determinar a curvas tensão-extensão e calcular a tensão limite de elasticidade ( $R_{p0.2\%}$ ), a tensão de rotura ( $R_m$ ) e a percentagem de redução de área (%A). Foi usado um

equipamento universal de tração de marca Shimadzu UMH-50, equipado com uma célula de carga de 500kN e um extensômetro da marca MF, modelo Mini- MFA 2.

### **c) Medidas de dureza**

Para determinar a dureza foram preparadas amostras utilizando o procedimento descrito em a). Os ensaios foram realizados segundo a norma E 10-15:2015 <sup>[38]</sup>, utilizando a escala Brinell, uma carga de 13,3 kN durante 30 s e um durómetro da marca Centauro equipado com um penetrador de esfera de aço com 10 mm de diâmetro.



# **Capítulo 4**

## **Resultados e discussão**



## 4.1. Caracterização da matriz de ferro fundido nodular

### 4.1.1. Liga F1

A composição da liga F1 foi formulada com base na do ferro fundido nodular EN-GJS-700-2, cuja composição química típica e propriedades mecânicas definidas pela norma DIN EN 1563 <sup>[39]</sup> são apresentadas na Tabela 4.1.

**Tabela 4.1** - Composição química típica do ferro fundido nodular EN-GJS-700-2 e propriedades mecânicas definidas pela norma DIN EN 1563 <sup>[39]</sup>.

Composição (% em peso)	C	Si	Mn	Mg	Cu
	3,750-3,60	2,30-2,50	0,40-0,60	0,04-0,06	0,45-0,55
Propriedades mecânicas	R <sub>p0,2</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A (%)		HB
	420-600	700-850	2-6		225-305

Apesar do ferro fundido EN-GJS-700-2 apresentar uma matriz perlítica que lhe confere dureza superior à de um ferro fundido nodular com matriz ferrítica, neste trabalho a composição foi ligeiramente alterada de forma a promover a formação de uma matriz com mais cementite (para além da que constitui a perlite) que conferisse uma maior resistência à abrasão. Na Tabela 4.2 encontram-se reunidos os resultados das análises por combustão direta (para o carbono) e por OES (para os restantes elementos) realizadas ao fundido da liga F1 antes do transvaze para a colher de vazamento (forno) e imediatamente antes do primeiro vazamento para as moldações (colher).

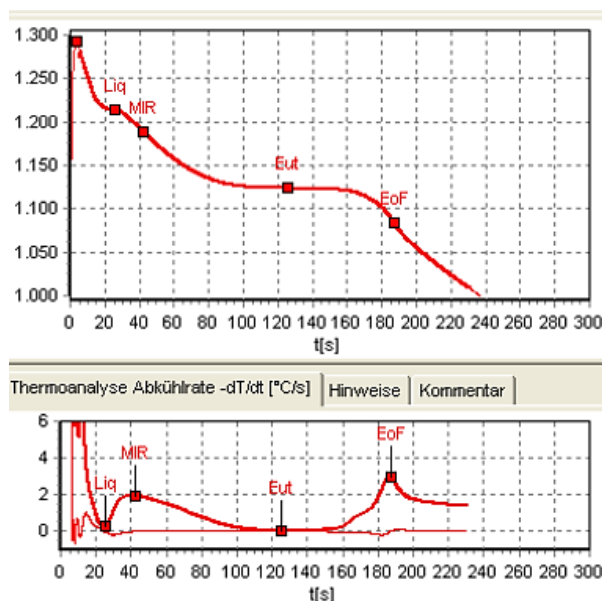
**Tabela 4.2** - Composição química (% em peso) da liga F1 antes do transvaze para a colher de vazamento (forno) e imediatamente antes do primeiro vazamento para as moldações (colher).

Etapa	C	Si	Mn	Mg	Cu	Sn	P
Forno	3,40	1,48	0,55	--	0,16	0,001	0,016
Colher	3,40	2,53	0,76	0,035	0,78	0,223	0,017

A comparação da composição da liga antes do vazamento com a apresentada na Tabela 4.2 mostra um enriquecimento da primeira em manganês, cobre e estanho. Estes elementos são frequentemente utilizados como estabilizadores da cementite e

perlite [8]. Outra diferença que merece ser referida é o aumento dos teores dos diversos elementos de liga (com exceção do carbono) na colher relativamente à composição do mesmo no forno. Isto é justificado pelo facto da correção da composição final do fundido (antes do vazamento) ter ocorrido na colher, de forma a permitir que o restante líquido pudesse ser utilizado na produção normal da empresa. Além disso, o aumento dos teores de silício e magnésio refletem os efeitos da adição de inoculante e nodularizante imediatamente antes do vazamento da liga, de forma a maximizar os efeitos destes aditivos na precipitação e nodularização da grafite.

A partir da composição do fundido antes do vazamento, foi determinada a percentagem de carbono equivalente (CE) através da equação (1), tendo sido obtido um valor (4,25%) praticamente coincidente com o da composição eutética. De referir que o teor de carbono apresentado na tabela anterior foi também confirmado por análise térmica (Figura 4.1) realizada ao fundido antes do transvaze para a colher. Esta análise permitiu ainda determinar a temperatura *liquidus* e a temperatura eutética da composição. No entanto, dado que a composição da liga sofreu alterações posteriores, estes valores refletem apenas de uma forma aproximada as temperaturas reais da liga vazada.



C - 3,40%  
 $T_{liq}$  - 1213 °C  
 $T_{eut}$  - 1123 °C

**Figura 4.1** - Curva de arrefecimento e sua derivada obtidas por análise térmica da liga F1 antes do transvaze para a colher de vazamento. Na figura são também apresentados o teor de carbono e as temperaturas *liquidus* ( $T_{liq}$ ) e eutética ( $T_{eut}$ ) calculados a partir das curvas.

Para definir a temperatura de vazamento, foram realizadas medições da fluidez da liga a diferentes temperaturas. As temperaturas testadas e as respectivas distâncias percorridas pelo metal líquido até à sua solidificação completa ( $L_f$ ) são apresentadas na Tabela 4.3. Como se pode verificar, a fluidez aumenta com a temperatura de vazamento, atingindo a 1445 °C o valor máximo permitido pela moldação utilizada nos testes (1600 mm). Tendo em conta estes resultados, definiu-se o intervalo de temperaturas de vazamento entre 1450 °C e 1460 °C.

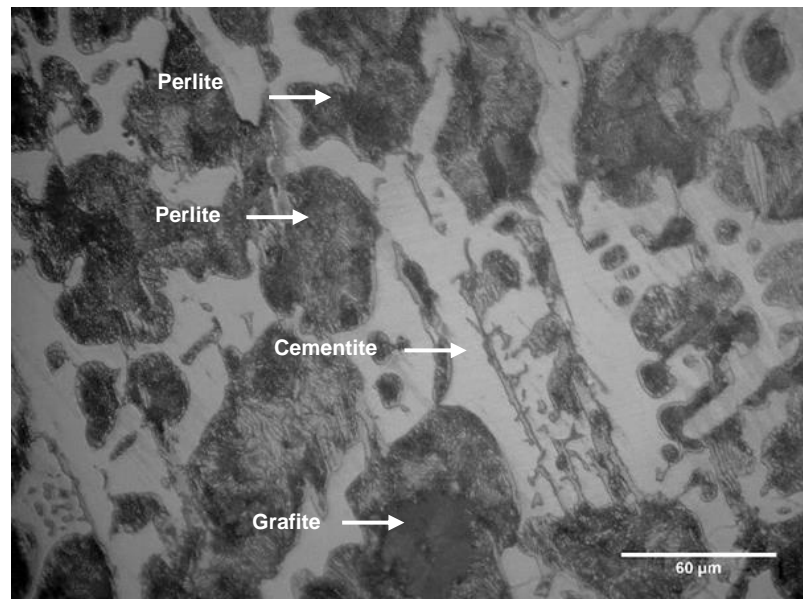
**Tabela 4.3** - Distância percorrida pelo metal líquido até à solidificação completa ( $L_f$ ) nos testes de fluidez realizados na liga F1, a diferentes temperaturas.

T (°C)	$L_f$ (mm)
1380	1370
1410	1570
1445	1600

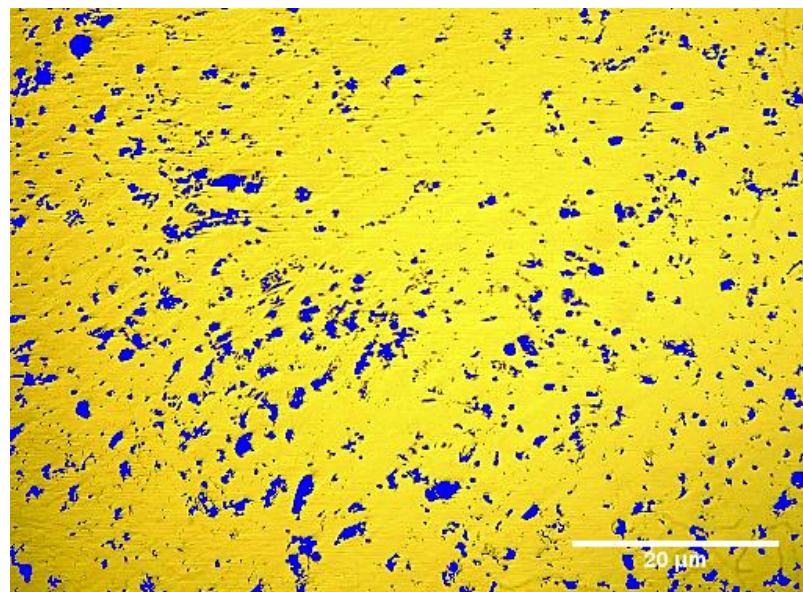
Para garantir uma elevada fluidez do fundido durante o vazamento dos compósitos, compensando o efeito arrefecimento do líquido até o enchimento completo da moldação, foram utilizadas temperaturas mínimas de vazamento superiores à que proporcionava a fluidez máxima nos testes realizados. No caso da liga F1, o vazamento da primeira e última moldação ocorreu a 1478 °C e 1458 °C, respetivamente. Os tempos de vazamento variaram entre os 8,96 e os 9,70 segundos.

A análise microestrutural por MO às peças obtidas após solidificação com a liga F1 (Figura 4.2) permite constatar que a matriz de ferro fundido nodular é predominantemente perlítica, enriquecida em cementite. Esta última fase é característica dos ferros fundidos brancos e possui uma elevada dureza e fragilidade, que confere às peças uma elevada resistência ao desgaste mas uma reduzida resistência ao impacto. Na mesma imagem é ainda possível distinguir grafite, cuja densidade de nódulos, determinada por análise de imagem obtida por MO (Figura 4.3), foi de 136 nódulos/mm<sup>2</sup> (Tabela 4.4). Estas últimas imagens foram também utilizadas

para classificar a forma da grafite. Os resultados obtidos (Tabela 4.5) permitem constatar que apenas cerca de 33% dos nódulos foram classificados como sendo do tipo VI, apresentando a maioria deles um desvio significativo da forma esférica que influencia as propriedades mecânicas do ferro fundido nodular.



**Figura 4.2** - Imagem obtida por MO da matriz de ferro fundido nodular F1 após vazamento e solidificação



**Figura 4.3** - Imagem obtida por MO da matriz de ferro fundido nodular F1 após processamento digital para determinação da densidade dos nódulos de grafite e classificação da sua forma.

**Tabela 4.4** - Valores obtidos nas medidas de densidade dos nódulos de grafite na matriz de ferro fundido nodular F1.

Nº da medida	Densidade (nódulos/mm <sup>2</sup> )	Valor médio (nódulos/mm <sup>2</sup> )	Desvio padrão
1	223	136	49,25
2	113		
3	106		
4	127		
5	111		

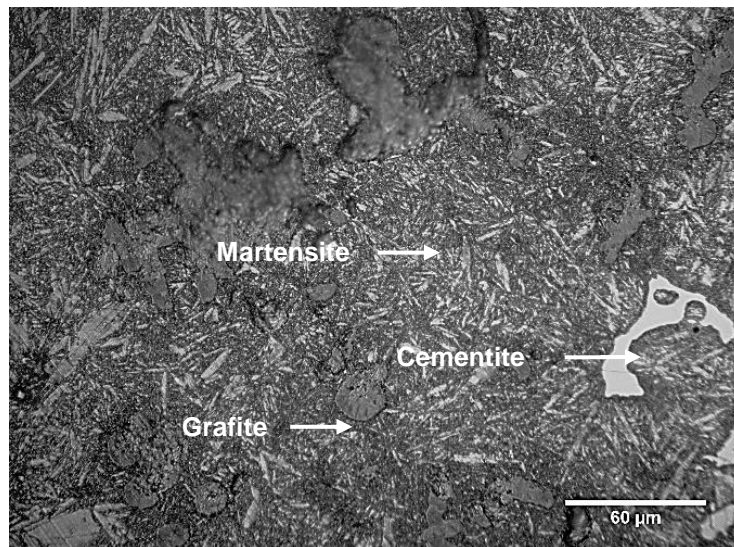
**Tabela 4.5** - Classificação da forma dos nódulos de grafite na matriz de ferro fundido nodular F1.

Tipos de nódulos	%
Tipo I	0
Tipo II	1
Tipo III	10
Tipo IV	16
Tipo V	40
Tipo VI	33

Uma consequência direta do enriquecimento em cementite das peças vazadas com a liga F1 foi o maior valor de dureza (317HB) relativamente ao definido para o ferro fundido nodular EN-GJS-700-2 (Tabela 4.1). Apesar deste valor proporcionar uma maior resistência ao desgaste, dificulta muito a realização de operações posteriores de maquinação das peças.

Para garantir uma aptidão do material à maquinação suficiente que permitisse a furação das placas, de forma a poderem ser fixadas por parafusos (requisito definido pelo cliente, após a produção das placas, para possibilitar a utilização das peças como forras de silos de descarga de carvão), foram realizados tratamentos térmicos de têmpera e revenido às peças. A opção por este tratamento teve como base testes anteriormente realizados com sucesso na empresa e porque a opção por um tratamento térmico de recozimento era limitada por dificuldades práticas em garantir um arrefecimento homogêneo de todas as peças quando estas eram tratadas em simultâneo com outras.

Após esta operação, os valores de dureza depois das etapas de têmpera e de revenido foram de 494HB e 274HB, respectivamente. O aumento inicial do valor de dureza é justificado pela formação de martensite durante a têmpera, enquanto que a diminuição após o revenido traduz a transformação desta fase em martensite revenida, de menor dureza. Isto é consistente com a microestrutura observada nas amostras após o tratamento térmico, constituída por martensite revenida, grafite e cementite não convertida (Figura 4.4).



**Figura 4.4** - Imagem obtida por MO da matriz de ferro fundido nodular F1 após tratamento térmico.

Para além de responder às necessidades do cliente, a diminuição da dureza das peças também possibilitou a maquinação de provetes que foram utilizados nos ensaios de tração uniaxial, cujos valores são apresentados na Tabela 4.6. A baixa densidade e o desvio da forma esférica dos nódulos de grafite refletem-se na diminuição nos valores das propriedades mecânicas da liga F1 relativamente ao definido pela norma para o ferro fundido EN-GJS-700-2.

**Tabela 4.6** - Resultados dos ensaios de tração uniaxial e de dureza realizados após tratamento térmico às peças obtidas por vazamento da liga F1.

Rp <sub>0.2%</sub>	344,5 MPa
Rm	482,4 MPa
%A	1,3 %
Dureza	274 HB



#### 4.1.2. Liga F2

No caso da liga F2, a composição foi definida com base no ferro fundido nodular EN-GJS-600-3, cuja composição química típica e propriedades mecânicas segundo a norma DIN EN 1563<sup>[39]</sup> são apresentados na Tabela 4.7.

**Tabela 4.7** - Composição química do ferro fundido nodular EN-GJS-600-3 e propriedades mecânicas definidas pela norma DIN EN 1563<sup>[39]</sup>.

Composição (% em peso)	C	Si	Mn	Mg	Cu
	3,75-3,85	2,30-2,50	0,40-0,60	0,04-0,06	0,15-0,20
Propriedades mecânicas	RP <sub>0,2</sub> (MPa)	Rm (MPa)	A (%)		HB
	370-480	600-750	3-8		190-270

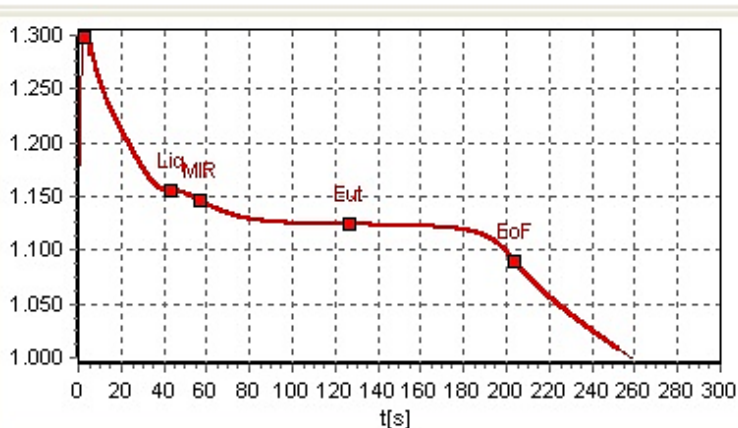
A composição química efetiva da liga F2 antes do transvaze e no início do vazamento para as moldações, é apresentada na tabela seguinte. Como se pode verificar, desta vez não foi adicionado estanho e os teores de manganês e de cobre na colher foram mais reduzidos do que na liga F1.

**Tabela 4.8** - Composição química (% em peso) da liga F2 antes do transvaze para a colher de vazamento (forno) e imediatamente antes do primeiro vazamento para as moldações (colher).

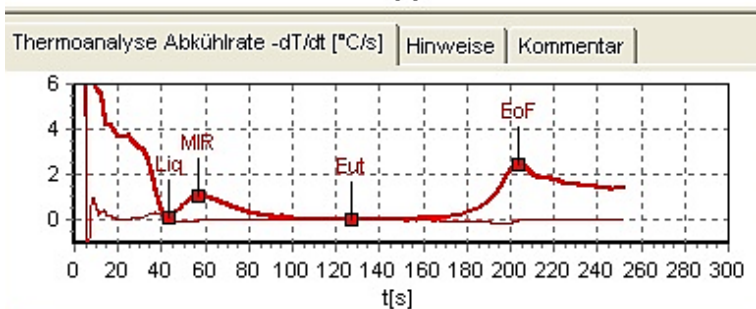
Etapa	C	Si	Mn	Mg	Cu	Sn	P
Forno	3,75	1,59	0,52	-	0,19	-	0,016
Colher	3,75	2,55	0,67	0,059	0,45	-	0,016

Também neste caso, as diferenças de composição do fundido antes e após transvaze refletem as correções de composição realizadas na colher, assim como aumento dos teores de silício e magnésio resultam da adição de inoculante e de nodularizante. À composição obtida corresponde um valor de carbono equivalente (CE) igual a 4,61%, que é superior ao da liga F1 e à composição eutética.

A análise térmica (Figura 4.5) permitiu, por um lado, confirmar o teor em carbono da Tabela 4.9 e, por outro lado, calcular a temperatura *liquidus* e eutética como sendo, respetivamente, 1155 °C de 1124 °C.



C - 3,75%  
 $T_{liq}$  - 1155 °C  
 $T_{eut}$  - 1124 °C



**Figura 4.5** - Curva de arrefecimento e sua derivada obtidas por análise térmica da liga F1 antes do transvaze para a colher de vazamento. Na figura são também apresentados o teor de carbono e as temperaturas *liquidus* ( $T_{liq}$ ) e eutética ( $T_{eut}$ ) calculados a partir das curvas.

Relativamente aos testes de fluidez realizados, os resultados obtidos na liga F2 (Tabela 4.9) não mostraram uma diferença significativa relativamente aos da liga F1, tendo sido atingido o percurso máximo ( $L_f = 1600$  mm) da moldação no ensaio à temperatura de 1440 °C.

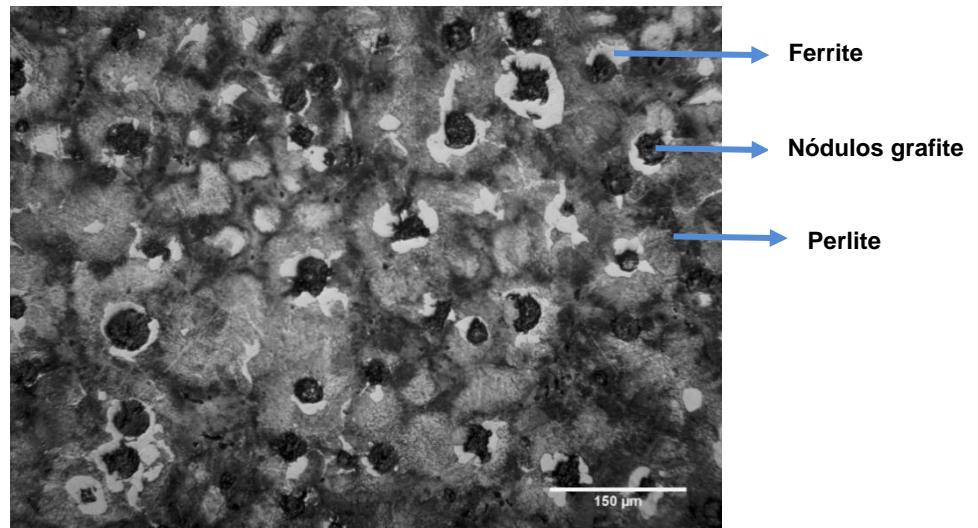
**Tabela 4.9** - Distância percorrida pelo metal líquido até à solidificação completa ( $L_f$ ) nos testes de fluidez realizados na liga F2, a diferentes temperaturas.

T (°C)	$L_f$ (mm)
1376	1350
1406	1575
1440	1600

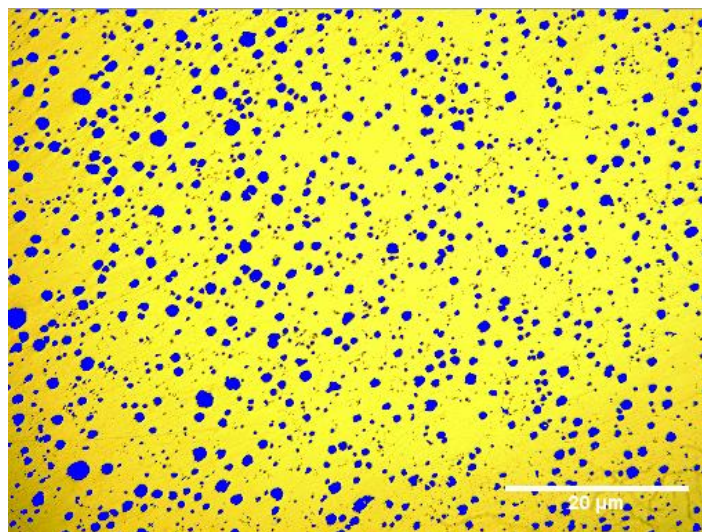
Devido a dificuldades experimentais durante a operação de vazamento da liga F2, as temperaturas de vazamento utilizadas foram inferiores às dos ensaios

anteriores. Neste caso, os vazamentos da primeira e da última moldação tiveram início às temperaturas de 1404 °C e de 1376 °C, respectivamente. Os tempos de vazamento oscilaram entre 7,35 e 8,02 segundos.

Em termos microestruturais, a matriz das peças vazadas com a liga F2 apresentou-se predominantemente perlítica, com cerca de 6% de ferrite envolvendo geralmente os nódulos de grafite (Figura 4.6). A análise microestrutural (Figura 4.7) permitiu ainda concluir que a liga possui uma maior densidade de nódulos e que estes apresentam formas mais uniformes e próximas da esférica do que na liga F1 (Tabelas 4.10 e 4.11).



**Figura 4.6** - Imagem obtida por MO da matriz de ferro fundido nodular F2 após vazamento e solidificação.



**Figura 4.7** - Imagem obtida por MO da matriz de ferro fundido nodular F2 após processamento digital para determinação da densidade dos nódulos de grafite e classificação da sua forma.

**Tabela 4.10** - Valores obtidos nas medidas de densidade dos nódulos de grafite na matriz de ferro fundido nodular F2.

Nº da medida	Densidade (nódulos/mm <sup>2</sup> )	Valor médio (nódulos/mm <sup>2</sup> )	Desvio padrão
1	299	308,8	9.50
2	309		
3	315		
4	300		
5	321		

**Tabela 4.11** - Classificação da forma dos nódulos de grafite na matriz de ferro fundido nodular F2.

Tipos de nódulos	%
Tipo I	0
Tipo II	0
Tipo III	0
Tipo IV	1
Tipo V	9
Tipo VI	90

Relativamente às características mecânicas das peças vazadas (Tabela 4.12), verifica-se que os resultados dos ensaios de tração uniaxial estão dentro da gama de valores especificados pela norma para o ferro fundido nodular EN-GJS-600-3, cuja composição serviu de base à liga F2. No entanto, a dureza obtida é ligeiramente superior à tabelada, provavelmente devido ao pequeno excesso de manganês e cobre utilizado na formulação da liga. Comparativamente com as propriedades mecânicas da liga F1 após tratamento térmico (tabela 4.12), os valores obtidos mostram que as peças vazadas com a liga F2 apresentam simultaneamente maior resistência mecânica, maior ductilidade e maior dureza, o que deverá favorecer a obtenção de compósitos com maior resistência ao desgaste e ao impacto.

**Tabela 4.12** - Resultados dos ensaios de tração uniaxial e de dureza realizados após tratamento térmico às peças obtidas por vazamento da liga F2.

Rp <sub>0.2%</sub>	439,7 MPa
Rm	617,9 MPa
%A	3,6 %
Dureza	294 HB

## 4.2. Caracterização dos compósitos

Nas Tabelas 4.13. e 4.14. são apresentadas as condições utilizadas no vazamento das peças de compósito de ferro fundido com composição F1 e F2 e as partículas de metal duro com diferentes granulometrias. Para facilitar a identificação de cada peça produzida será utilizada uma nomenclatura que resulta da combinação da identificação da liga e das partículas de metal duro utilizadas. Assim, F1MD2-4 identificará a peça de compósito resultante do vazamento da liga F1 para moldação contendo partículas de metal duro com tamanhos entre 2 mm e 4 mm. No caso das peças em que foi adicionado níquel às partículas de metal duro, será utilizado o termo “+Ni” no final da identificação.

Os resultados nas Tabelas 4.13 e 4.14 são apresentados por ordem cronológica de vazamento, sendo a peça F1MD2-4 a primeira a ser vazada. Isto explica a diminuição progressiva da temperatura de vazamento ao longo de cada uma das tabelas. Regra geral, os vazamentos às menores temperaturas foram efetuados utilizando moldações com canais de descida com maior comprimento, de forma a contrariar a diminuição da fluidez do metal líquido com a temperatura.

**Tabela 4.13** - Condições utilizadas no vazamento das peças de compósito ferro fundido nodular F1 e metal duro.

Peça	Tamanho das partículas de metal duro (mm)	Espessura média da camada de metal duro (mm)	Silicato de sódio (% em peso)	Níquel (% em peso)	Altura do canal de descida (cm)	Temperatura de vazamento (°C)
F1MD2-4	2-4	5	5	-	20	1478
F1MD8	> 8	12	5	-	35	1475
F1MD4-8	4-8	6	5	-	35	1463
F1BD20	BD20	7	6	-	40	1460
F1BD20+Ni	BD20 + Ni	7	5	8	40	1458

**Tabela 4.14** - Condições utilizadas no vazamento das peças de compósito ferro fundido nodular F2 e metal duro.

Peça	Tamanho das partículas de metal duro (mm)	Espessura média da camada de metal duro (mm)	Silicato de sódio (% em peso)	Níquel (% em peso)	Altura do canal de descida (cm)	Temperatura de vazamento (°C)
F2MD8	>8	12	5	-	20	1404
F2MD8	>8	12	5	-	40	1395
F2MD2-4	2-4	5	5	-	20	1394
F2MD4-8	4-8	6	5	-	40	1388
F2MD2-4	2-4	5	5	-	40	1383
F2BD20+Ni	BD 20 + Ni	7	6	1,5	40	1376

## 4.2.1. Compósitos com liga F1

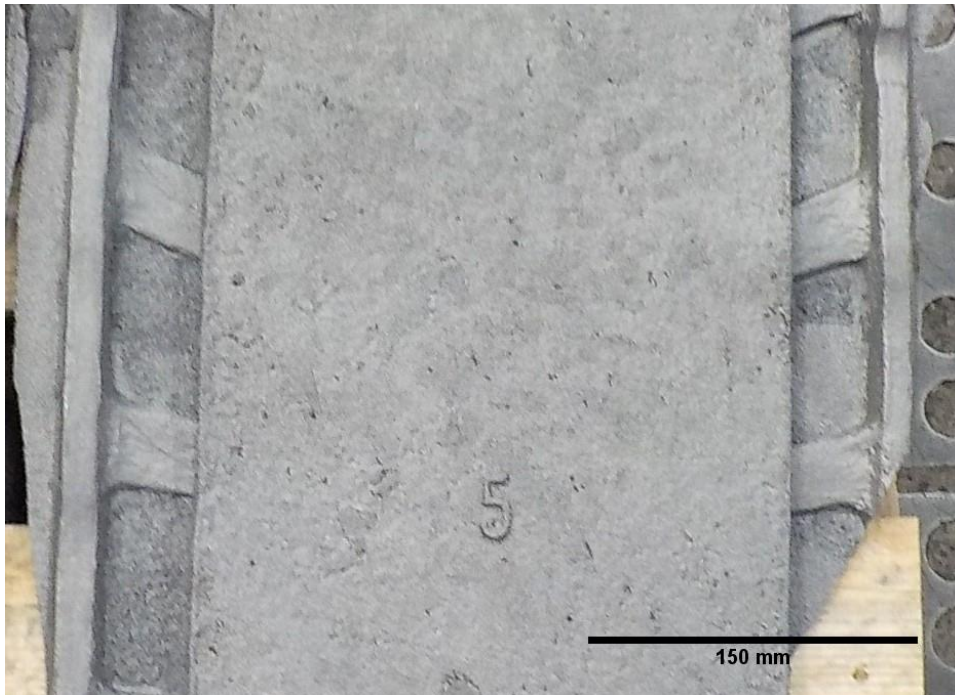
### a) Partículas de metal duro sem níquel

Na Figura 4.8 é apresentada uma imagem da superfície da placa F1MD2-4, onde se pode observar uma aparente coesão entre as partículas e a matriz de ferro fundido. Esta boa ligação é confirmada pelas imagens obtidas por MO e por SEM em zonas da interface entre a matriz e as partículas de metal duro (Figuras 4.9 e 4.10), onde é possível observar a desagregação parcial destas últimas e o envolvimento dos grãos de WC pela matriz de ferro fundido. Este processo ocorre com penetração do ferro até zonas mais internas das partículas (que pode atingir cerca várias dezenas de micrones de profundidade) e difusão de cobalto em sentido contrário, como mostra a presença de Fe detetado por EDS (Figura 4.10b) e os mapas da distribuição do Fe, W e Co apresentados na Figura 4.11. De referir que a formação desta camada com Fe e Co a envolver as partículas é compatível com a extensa zona de solução sólida prevista pelo diagrama de fases Fe-Co (Figura 4.12) e sugere uma forte ligação química nestas regiões de interface.

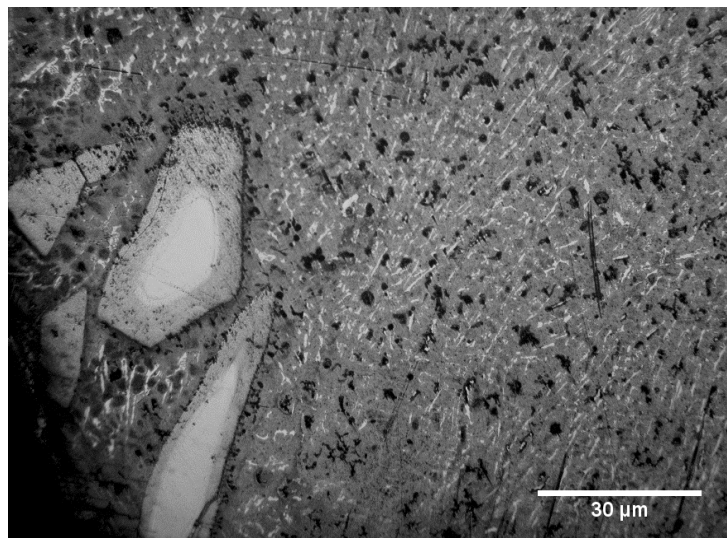
Convém referir que, por vezes, foi também observada a presença de estruturas ricas em W em zonas da matriz próximas da interface (Figura 4.13). A presença deste elemento no ferro fundido poderá ter origem em W inicialmente dissolvido no Co que



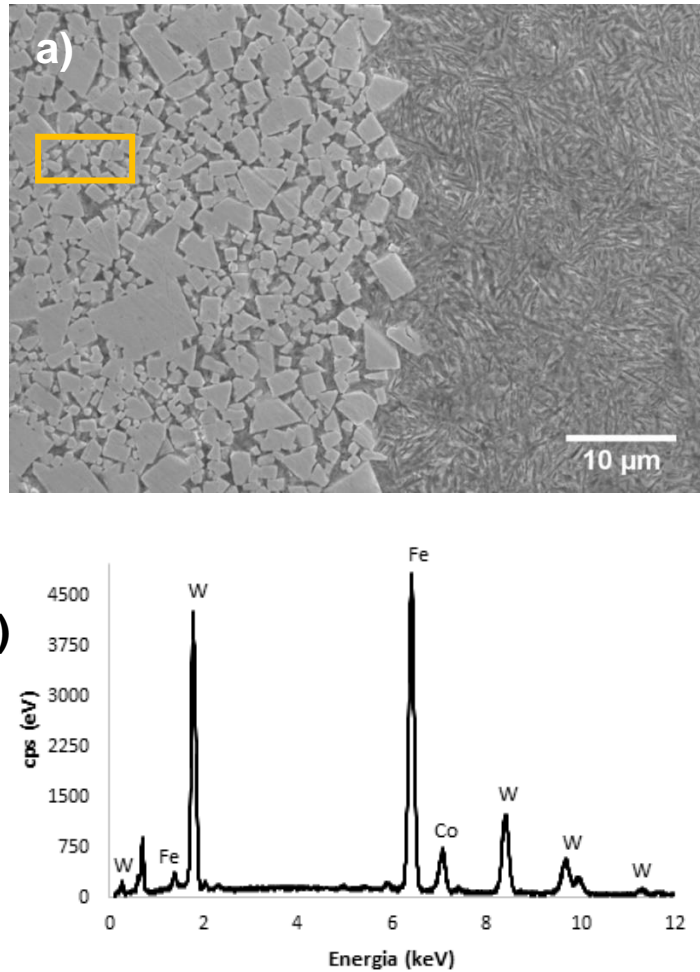
constitui as partículas de metal duro e, possivelmente, em alguma dissolução parcial dos grãos de W no ferro fundido durante o vazamento.



**Figura 4.8** - Imagem da superfície da peça obtida do compósito F1MD2-4.



**Figura 4.9** - Imagem obtida por MO da matriz de ferro fundido nodular com partículas de metal duro no compósito F1MD2-4.



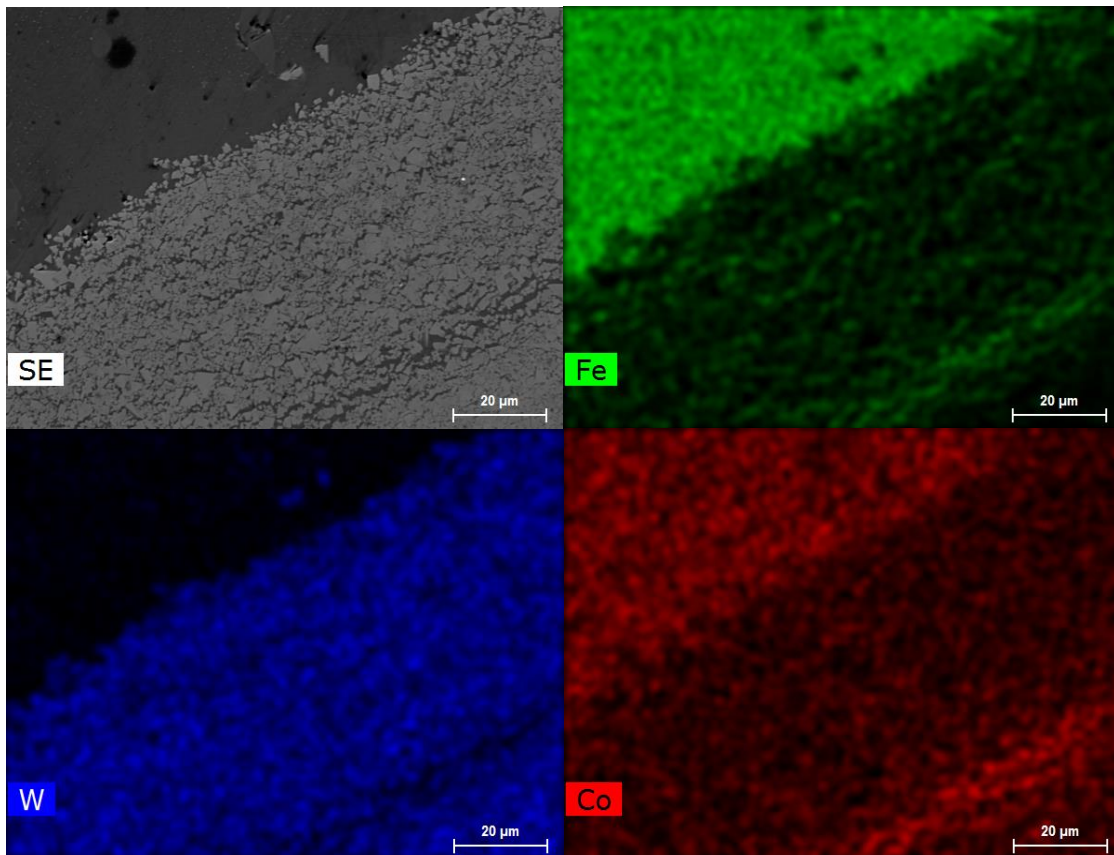
**Figura 4.10** - Imagem obtida por SEM do compósito F1MD2-4 na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro. Em b) é apresentado o espectro obtido por EDS na área assinalada na imagem a).

Resultados semelhantes foram também observados nos restantes compósitos preparados com a liga F1. A título de exemplo, são apresentadas na Figura 4.14 e 4.15 as microestruturas na zona de interface de outros compósitos preparados com a liga F1. Na realidade, mesmo o compósito F1BD20, obtido por vazamento à menor temperatura, exibiu uma boa ligação na zona de interface dos dois materiais (Figura 4.15).

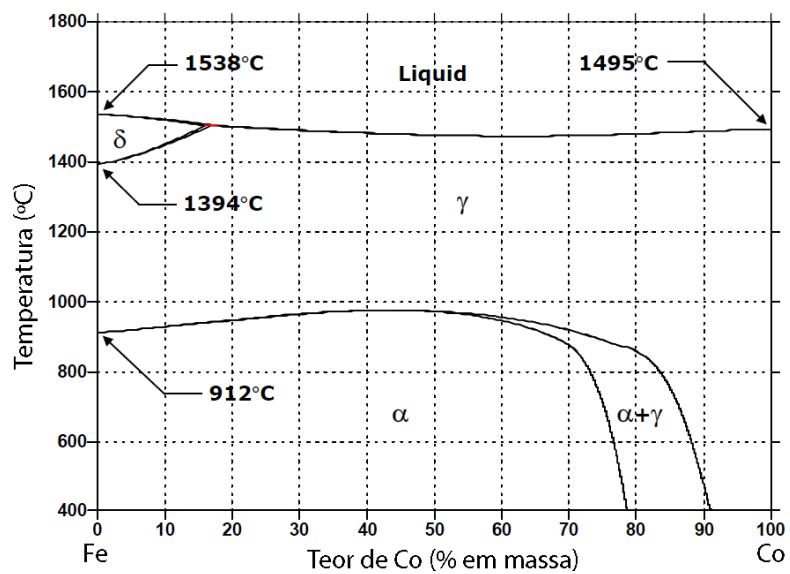
Outro resultado que importa referir é o aumento da percentagem de grafite frequentemente observado em zonas próximas das partículas de metal duro (Figuras 4.14 e 4.15). Uma possível explicação para este fenómeno é o aumento do teor local de silício na matriz de ferro fundido devido à dissolução do silicato de sódio utilizado para fixar as partículas às paredes internas da moldação. Com efeito, tendo em conta a ação grafitizante do silício, o aumento da concentração deste elemento deverá



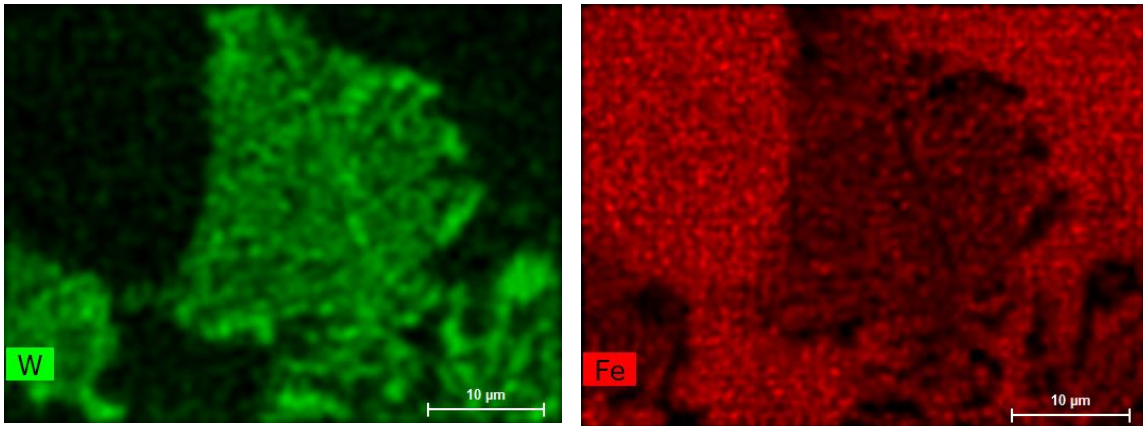
favorecer uma precipitação mais extensa de grafite próximo da interface ferro fundido-metal duro.



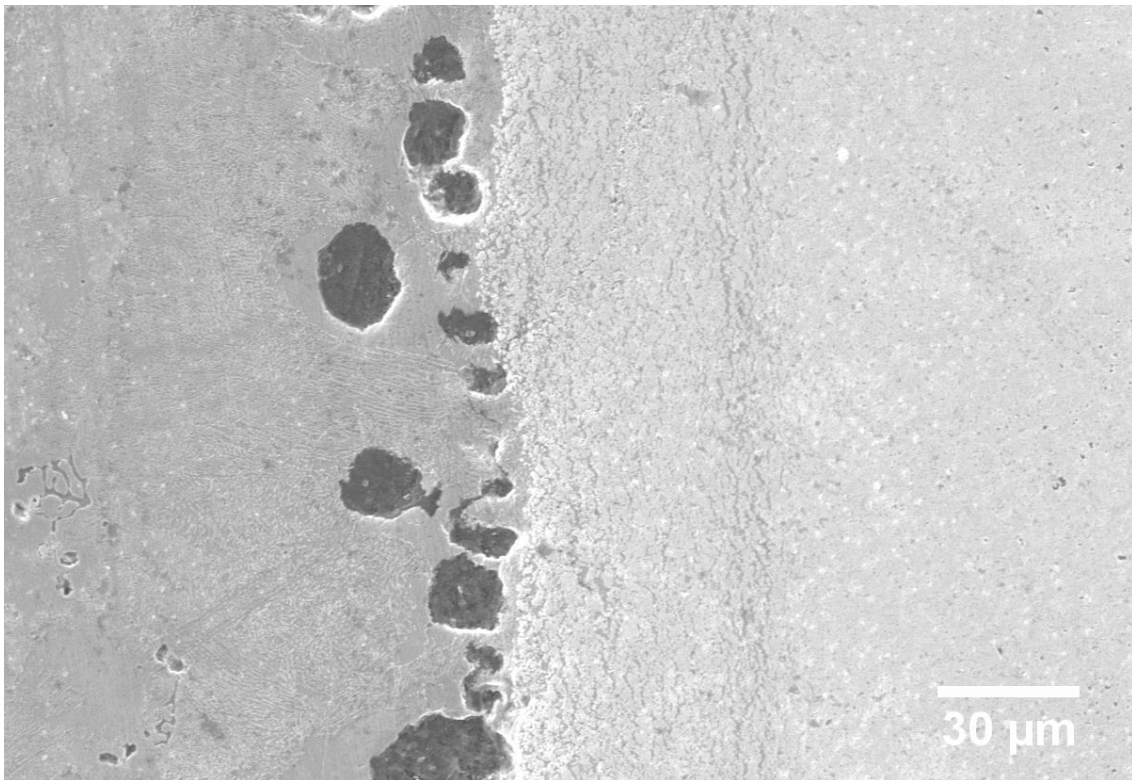
**Figura 4.11** - Imagem SEM e mapas de distribuição de Fe, W e Co na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro do compósito F1MD4-8.



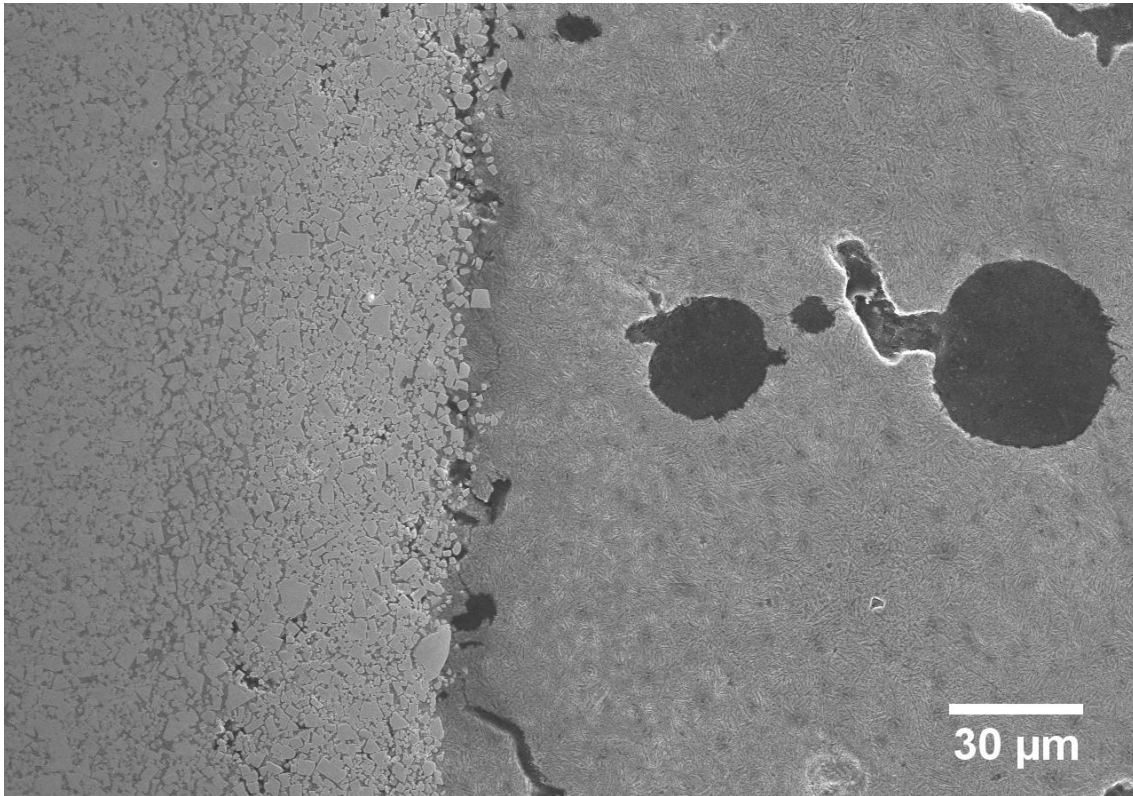
**Figura 4.12** - Diagrama de fases Fe-Co <sup>[40]</sup>.



**Figura 4.13** - Mapa de distribuição de W e de Fe em zona da matriz próxima de partículas de metal duro do compósito F1MD2-4.



**Figura 4.14** - Imagem obtida por SEM do compósito F1MD4-8 na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro.

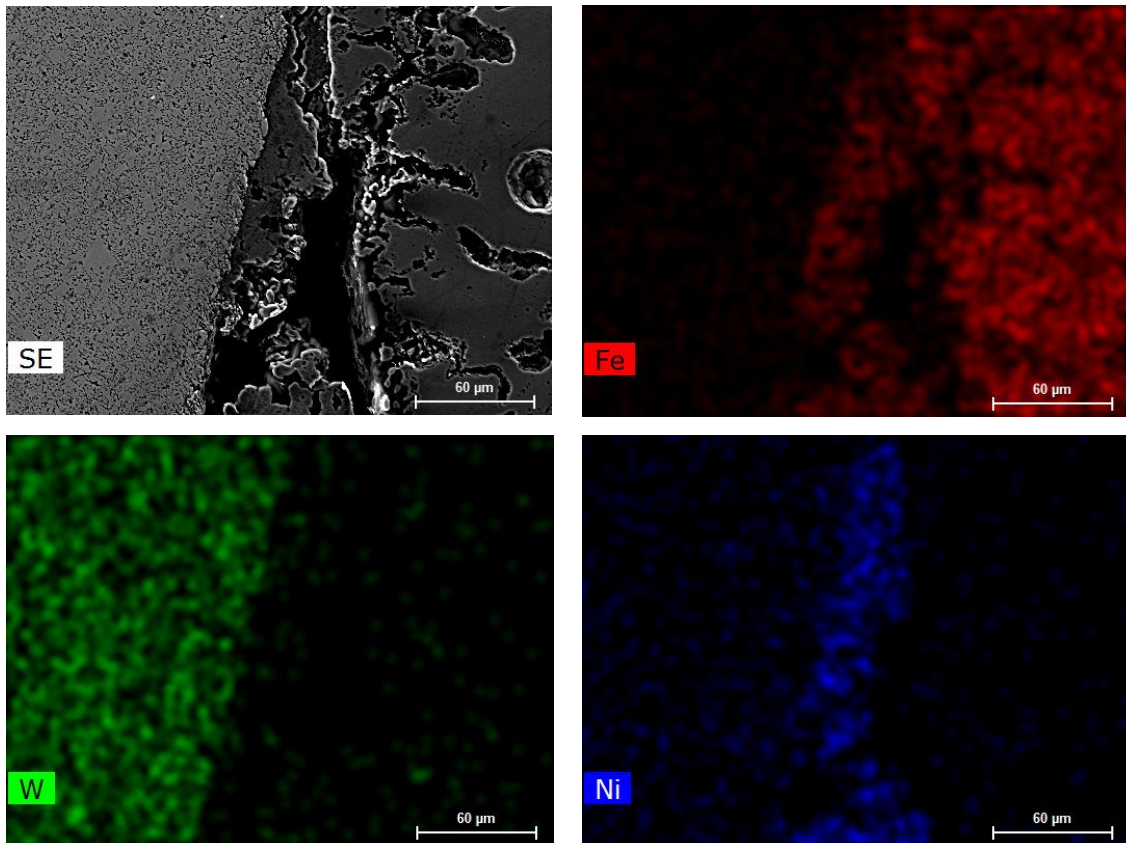


**Figura 4.15** - Imagem obtida por SEM do compósito F1BD20 na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro.

### **b) Partículas de metal duro com níquel**

No caso do compósito F1BD20+Ni, o vazamento ocorreu à menor temperatura testada com a liga F1 e foi adicionado níquel em pó à superfície das partículas de metal duro BD20 com o objetivo de favorecer a ligação entre ambos os materiais. No entanto, a análise microestrutural realizada mostrou que tal não ocorreu, tendo sido observada na maioria das partículas falta de continuidade na zona de interface. Um exemplo disto é apresentado na Figura 4.16. onde é mostrada a imagem e respectivos mapas de distribuição do Fe, W e Ni de uma zona de interface matriz-partícula de metal duro. Como se pode observar, desta vez a interface apresenta zonas relativamente extensas em que não ocorreu a união dos materiais e a difusão do Fe ficou praticamente limitada à camada de Ni. Comparando estes resultados com os obtidos em condições semelhantes mas sem níquel (compósito F1BD20), pode-se concluir que a adição de níquel diminui a coesão da ligação do ferro fundido F1 com as partículas de metal duro.





**Figura 4.16** - Imagem SEM e mapas de distribuição de Fe, W e Ni na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro do compósito F1BD20+Ni.

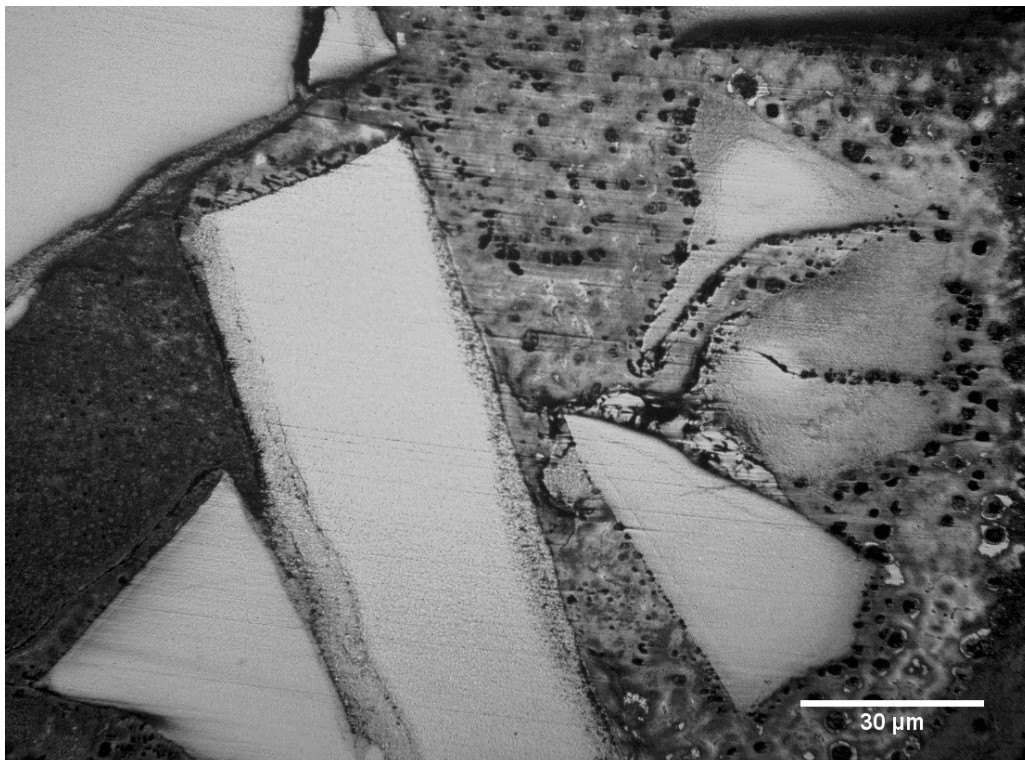
## 4.2.2. Compósitos com liga F2

### a) Partículas de metal duro sem níquel

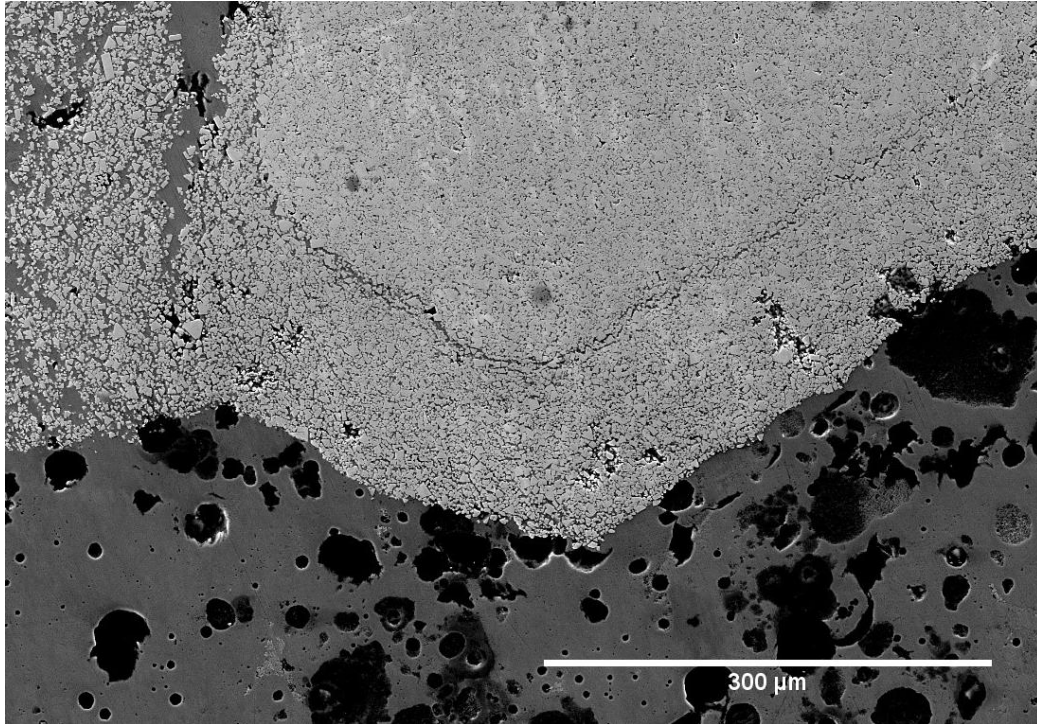
No caso da liga F2, as observações microestruturais realizadas mostraram que, independentemente da pressão metalostática utilizada no vazamento, o grau de coesão entre a matriz de ferro fundido e as partículas de metal duro com tamanhos até 8 mm era distinto do exibido pelos compósitos com partículas maiores do que 8 mm.

Na realidade, nos primeiros (compósitos F2MD2-4 e F2MD4-8) observou-se uma boa ligação, caracterizada pela dissolução parcial das partículas de metal duro e difusão do ferro e cobalto (Figuras 4.17 a 4.18), de forma semelhante à exibida pelos compósitos da liga F1. Pelo contrário, nos compósitos F2MD8, a maioria das partículas apresentava uma falta de coesão bastante evidente, mesmo por inspeção visual da superfície das peças após desmoldagem (Figura 4.20), independentemente da pressão metalostática testada durante o vazamento.

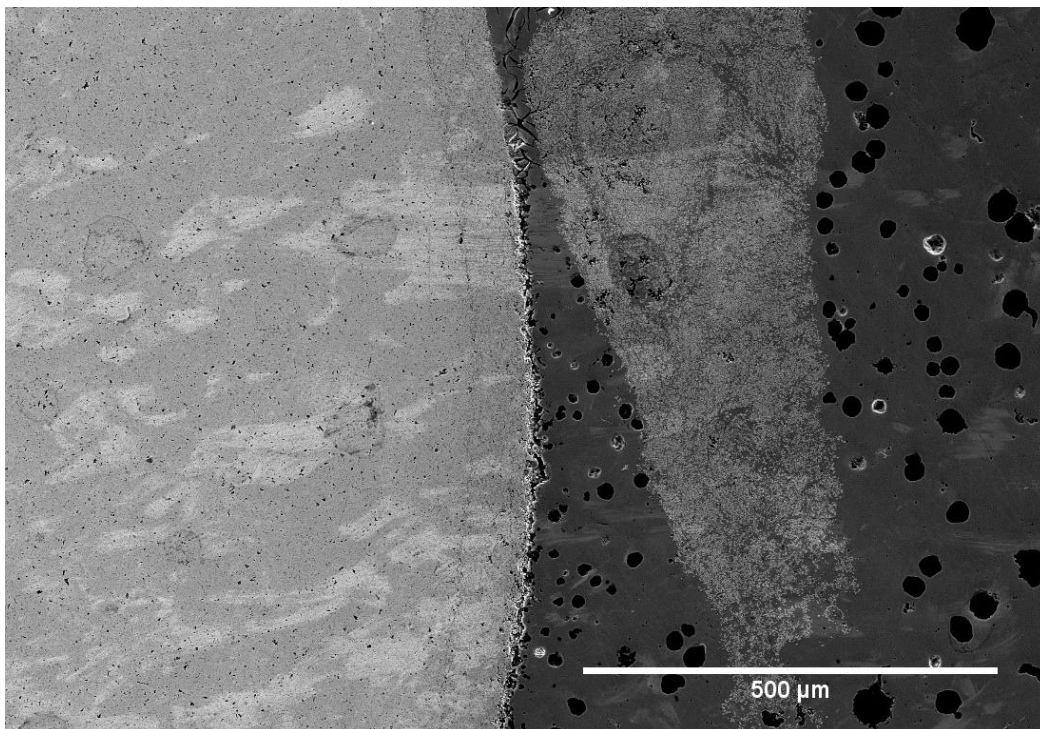
Dado que o vazamento destas últimas peças ocorreu a temperaturas superiores às utilizadas nos compósitos com menor tamanho das partículas, a falta de coesão exibida pelos compósitos F2MD8 não poderá ser explicada com base numa fluidez inicial do fundido insuficiente. Na realidade, os resultados sugerem que nos compósitos com maior tamanho de partícula ocorreu um arrefecimento mais rápido da frente do fundido em contacto com o metal duro durante o vazamento. Tendo em conta que a área para a transferência térmica é tanto maior quanto menor for o tamanho das partículas, o arrefecimento mais rápido nos compósitos F2MD8 não deverá ser uma consequência direta do tamanho das partículas mas sim da maior espessura da camada de metal duro (e, conseqüentemente, maior quantidade deste material) colocado nas moldações utilizadas no vazamento destes compósitos. De facto, na Tabela 4.14 é possível verificar que a espessura da camada de metal duro utilizada nos compósitos F2MD8 é, pelo menos, duas vezes superior do que a utilizada nos restantes compósitos sem níquel.



**Figura 4.17** - Imagem obtida por MO da matriz de ferro fundido nodular com partículas de metal duro no compósito F2MD2-4.

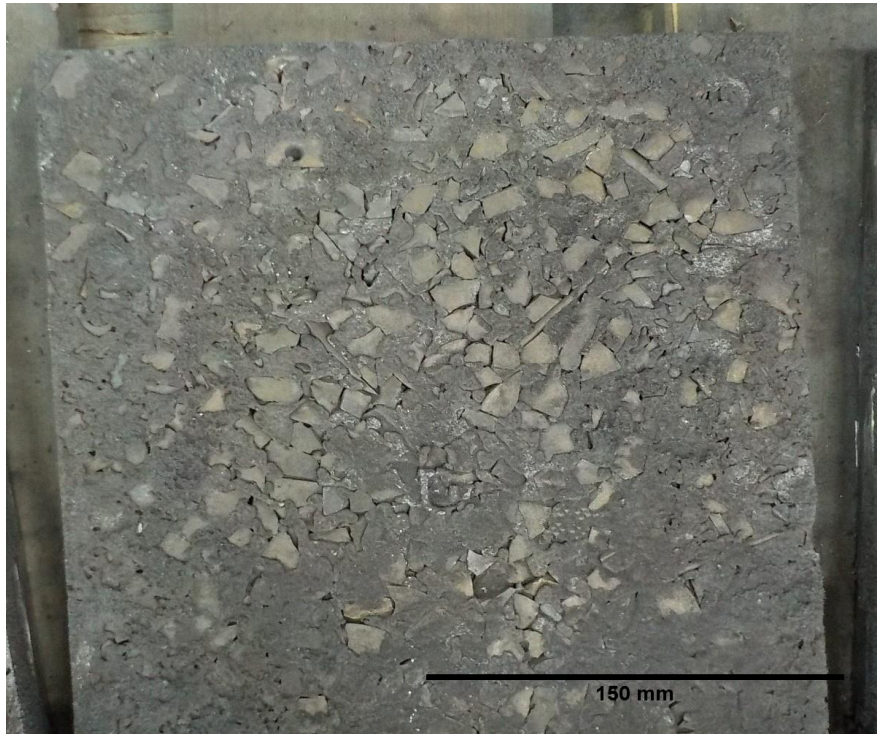


**Figura 4.18** - Imagem obtida por SEM do compósito F2MD2-4 na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro.

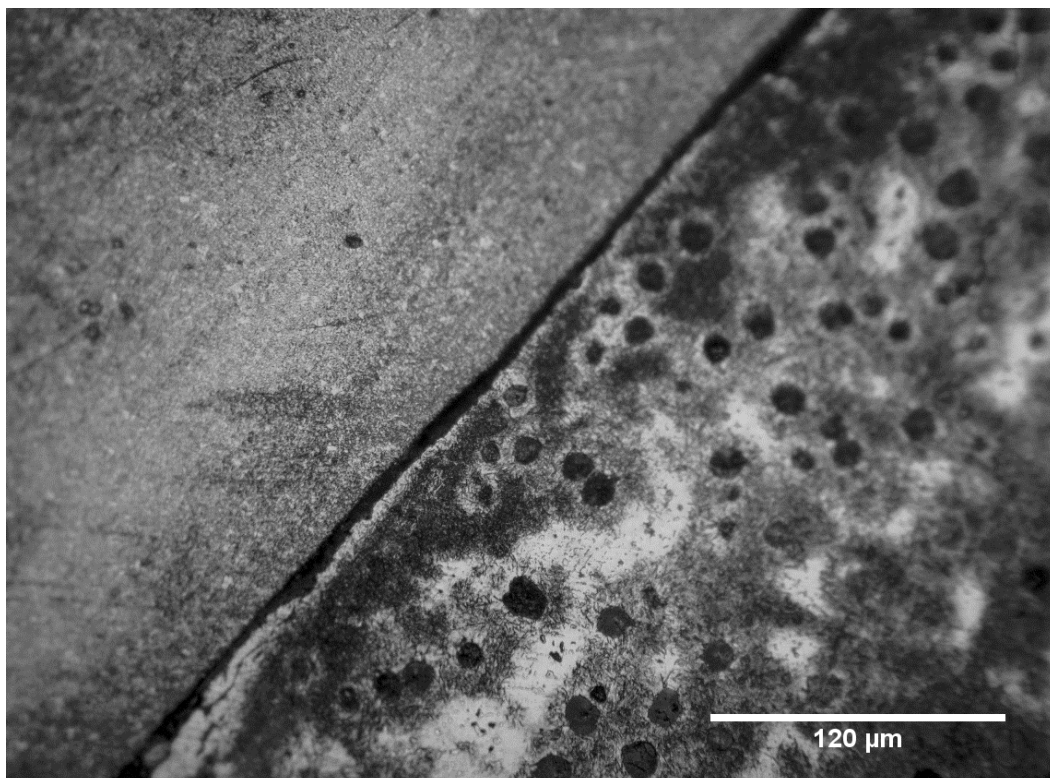


**Figura 4.19** - Imagem obtida por SEM do compósito F2MD4-8 na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro.





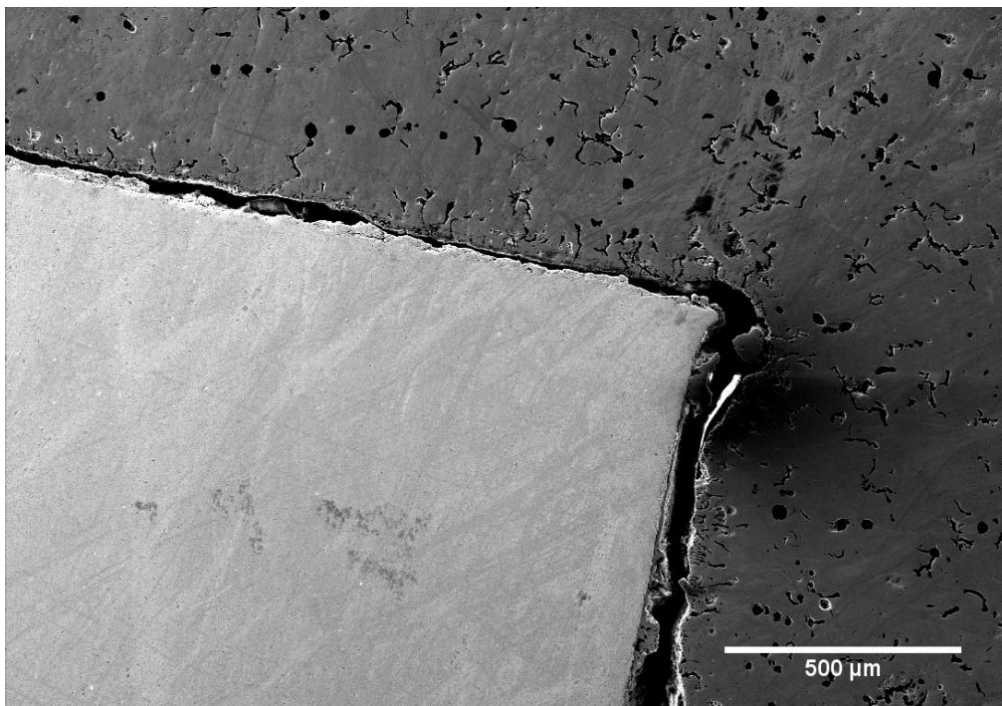
**Figura 4.20** - Imagem da superfície da peça obtida do composto F2MD8 vazado com a maior pressão metalostática.



**Figura 4.21** - Imagem obtida por MO do composto F2MD8 na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro.

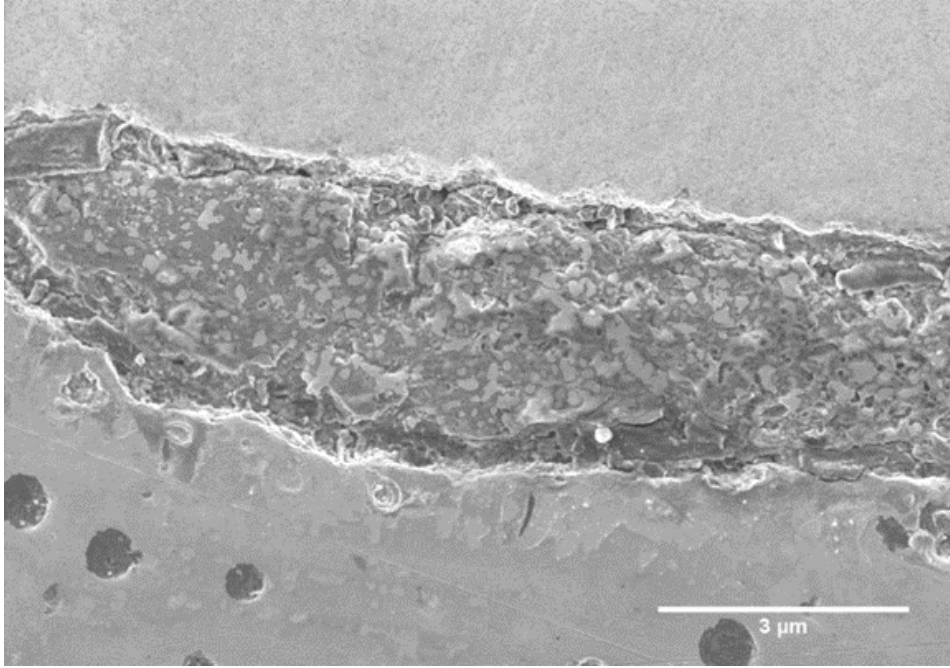
## b) Partículas de metal duro com níquel em pó

À semelhança do observado nos compósitos da liga F1 com níquel, as peças vazadas com a liga F2 contendo metal duro revestido com níquel em pó, apresentaram uma fraca coesão entre a matriz e as partículas (Figura 4.22), mesmo quando como neste caso, a concentração de Ni foi reduzida de 8% para 1,5%. No entanto, desta vez, foi observada a presença de uma camada rica em silício e sódio na interface em diversas zonas da interface matriz-partícula (Figura 4.23), cuja origem pode ser atribuída ao silicato de sódio utilizado para fixar as partículas à superfície das moldações. Tendo em conta que a temperatura de fusão do silicato de sódio é de aproximadamente 1090 °C, a presença desta camada intermédia após vazamento a 1376 °C indica que a temperatura do metal líquido quando entrou em contacto com as partículas era na ordem dos 1090 °C, ou mesmo inferior.



**Figura 4.22** - Imagem obtida por SEM do compósito F2BD20+Ni na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro.





**Figura 4.23** - Imagem obtida por SEM do compósito F2BD20+Ni na zona de interface entre a matriz de ferro fundido nodular e partículas de metal duro.



# **Capítulo 5**

## **Conclusões**



Neste trabalho foram obtidos compósitos de metal duro-ferro fundido nodular e estudado o efeito das condições de vazamento e do tamanho de partícula de metal duro na ligação entre a matriz e as partículas. Os resultados obtidos permitiram concluir que:

- Uma das ligas utilizada (liga F1) apresentava uma percentagem de carbono equivalente (4,25%) próxima da composição eutética e deu origem a uma matriz predominantemente perlítica, enriquecida em cementite que lhe conferia uma dureza de 317HB. Após tratamento térmico, este valor diminuiu para 274HB.
- A outra liga (liga F2) apresentava uma composição hipereutética, com uma percentagem de carbono equivalente de 4,61%, que originou uma microestrutura também perlítica, mas contendo cerca de 6% de ferrite. Os nódulos de grafite apresentaram uma forma mais esférica e a matriz exibiu uma maior resistência à tração, ductilidade e dureza do que a obtida com a liga F1 após o tratamento térmico.
- No caso dos compósitos sem níquel, observou-se uma boa ligação entre as partículas de metal duro e a matriz de ferro fundido F1, independentemente da temperatura de vazamento, pressão metalostática e tamanho de partícula testados. Esta ligação caracterizou-se por uma desagregação parcial da superfície das partículas de metal duro, o envolvimento dos grãos de WC pela matriz de ferro fundido e a formação de uma camada com ferro e cobalto. Porém, nos compósitos com a liga F2, esta ligação apenas foi observada em peças com tamanho de partícula de metal duro até 8 mm. Para tamanhos superiores de partícula, a interface entre o metal duro e o ferro fundido apresentou uma baixa coesão que foi atribuída à menor temperatura de vazamento da liga F2, combinada com um arrefecimento mais rápido do metal líquido durante o vazamento devido à maior espessura da camada de partículas de metal duro.
- Nos compósitos com níquel a envolver as partículas de metal duro, também foi observada uma fraca coesão entre a matriz e o metal duro e a presença de uma camada intermédia rica em níquel (compósito da liga F1) ou rica em silício e sódio (compósito da liga F2). Neste último caso, a origem da camada intermédia foi atribuída ao silicato de sódio utilizado para fixação das partículas às paredes das moldações e à reduzida temperatura de vazamento.

Apesar das limitações à realização deste trabalho, resultantes da necessidade de compatibilizar o estudo realizado com a produção normal da empresa, foi possível obter peças de compósito de metal duro-ferro fundido nodular, sendo que algumas delas têm sido testadas em contexto industrial como forra de silos de descarga de carvão, com resultados muito satisfatórios.

# **Capítulo 6**

## **Sugestões para trabalho futuro**





Para trabalho futuro, sugere-se os seguintes estudos:

- Preparação e caracterização de compósitos de metal duro-ferro fundido nodular utilizando:
  - a liga F1 sem tratamento térmico;
  - a liga EN-GJS-700-2;
  - a liga F2 vazada a temperaturas superiores às testadas no trabalho.
  
- Analisar o efeito do empacotamento da camada das partículas de metal duro, na velocidade de arrefecimento do metal líquido durante o vazamento, assim como, na ligação entre a matriz de ferro fundido e as partículas de metal duro.



## Referências bibliográficas

- [1] - R. Sousa, Incorporação de metal duro em fundidos, Dissertação para obtenção do grau de Mestre, Faculdade de Engenharia do Porto; 2013.
- [2] – Z. Peng, Z. Shaolian, Z. Zhiguo, L. Wei, Microstructure and hardness of WC-Co particule reinforced iron matrix surfasse composite, Chine Foundry Research & Development, Vol.10, Nº6, 2013.
- [3] – A.V. de Serpa, Metalurgia Geral, vol.II, LNEC 1981.
- [4] – H. Colpaert, Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns, 4ª ed., Blucher, São Paulo, 2008.
- [5] - ASM Handbook, “Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys”, Vol. 1, ASM International, 2005.
- [6] - International Standart ISO 945-1:2008 - Microstructure of cast irons – Part 1: [Graphite classification by visual analysis, 2008.
- [7] – R.P.O. Teixeira, Inoculação de banhos de ferro fundido nodular na Funfrap – grupo Teksid, Dissertação para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade do Porto, 2012.
- [8] - W.L. Guesser, Propriedades mecânicas dos ferros fundidos, editora Blucher, 2009.
- [9] - G. Cabral, Desenvolvimento e aplicação de revestimentos de diamante para ferramentas de corte de eléctrodos para EDM da Industria de moldes, Tese de doutoramento, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Aveiro, 2006.
- [10] - <http://www.ufrgs.br/ldtm/publicacoes/metaldurobalanco.pdf> (acedido em 01/2018).
- [11] - E.G.S. Cabral, Caracterização das propriedades eléctricas, magnéticas, mecânicas e térmicas do metal duro, Relatório de estágio apresentado no Departamento de Engenharia de Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro, (1997).

- [12] - J.D. Lamim, Sinterização e caracterização de ligas de metal duro contendo cobalto e titânio usando pós nanométricos de WC, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro – UENF Campos dos Goytacazes – RJ, 2009.
- [13] <https://www.destinytool.com/carbide-substrate.html> (acedido em 01/2018)
- [14] - <http://www.durit.com/pt/tecnologia/#fabrico> (acedido em 01/2018)
- [15] – P.G.P. Duarte, Maquinação de metal duro pré-sinterizado com diamante CVD, Dissertação para obtenção do grau de Mestre, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade de Aveiro, 2013.
- [16] - C. S. Torres, L. Schaeffer, Sinterização do compósito metal duro WC-Co, Revista Electrónica de Materiais e Processos, 4, 3 , p. 58-63, 2009.
- [17] – A.M. Senos, Desenvolvimento Microestrutural, Universidade de Aveiro, 2010.
- [18] - [www.miningandconstruction.sandvik.com](http://www.miningandconstruction.sandvik.com) (acedido 12/2017)
- [19] – A. Barbosa, Incorporação de Placas de Metal Duro em Peças Fundidas, Dissertação para obtenção do grau de mestre, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto; 2008.
- [20] - Y.P. Song, H. Yu, J.G. He, Elevated temperature sliding wear behavior of WCP-reinforced ferrous matrix composites. J. Mater. Sci. 43, 7115–7120, 2008.
- [21] – Z. Li, H. Wei, Q. Shan, Y. Jiang, R. Zhou, Formation mechanism and stability of the phase in the interface of tungsten carbide particles reinforced iron matrix composites : First principles calculations and experiments. J. Mater. Res. 31, 2016.
- [22] - W.D. Callister, D.G. Rethwisch, Materials Science and Engineering: An introduction, 2007.
- [23] - R.M.O Sousa, Tese de Mestrado: Incorporação de metal duro em fundidos., Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2013.
- [24] – G.S. Zhang, J.D. Xing, Y.M. Gao, Impact wear resistance of WC/Hadfield steel composite and its interfacial characteristics. Wear 260, 728–734, 2006.

- [25] – R. Leibholz, M.H. Robert, H. Leibholz, E. Bayraktar, Development of Functionally Graded Nodular Cast Iron Reinforced with Recycled WC Particles. in *Experimental and Applied Mechanics* 241–249, 2016.
- [26] – N. Zhang, Y. Qiang, C. Zhang, G. Ding, Microstructure and property of WC / steel matrix composites. *Emerg. Mater. Res.* 4, 149–156 (2015).
- [27] – S. Ala-kleme, P. Kivikytö-reponen, J. Liimatainen, J. Hellman, S.P. Hannula, Abrasive wear properties of metal matrix composites produced by hot isostatic pressing. *Proc. Est. Acad. Sci. Eng* 12, 445–454, 2006.
- [28] - J. Campbell, *Complete Casting Handbook Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design*, First edition, Published by Elsevier, 2011.
- [29] - <https://ujdigispace.uj.ac.za/> Clive Laurence Jones, *The Manufacture and Wear of a Cast Iron Matrix/ WC-C Composite Material*, Dissertação para obtenção do grau de Mestre, Johannesburg, 2000.
- [30] - [https://www.google.pt/search?q=caixas+e+molda%C3%A7%C3%B5es&source=lnms&tbm=isch&sa=X&ved=0ahUKEwjKgtTwtN3YAhWJXBQKHcS0AqwQ\\_AUICigB&biw=1920&bih=984#imgsrc=RHNTonZ9b80PYM](https://www.google.pt/search?q=caixas+e+molda%C3%A7%C3%B5es&source=lnms&tbm=isch&sa=X&ved=0ahUKEwjKgtTwtN3YAhWJXBQKHcS0AqwQ_AUICigB&biw=1920&bih=984#imgsrc=RHNTonZ9b80PYM) (acedido em 12/2017).
- [31] - <http://www.aulas.e-agps.info/sinterizacao/laplace.pdf> (acedido em 01/2018)
- [32] – Catálogo Durit, 2017
- [33] - Nuno Miguel Oliveira Lourenço, *Enxertos de metal duro em ligas ferrosas*, Dissertação para obtenção do grau de Mestre, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2006.
- [34] – Certificado de Análise “Nickel poudre 255” Nº lote: B3247A, Data Certificado: 20/02/2018, Fornecedor: Ampere, 2018.
- [35] - Standard Test Method for Determining Nodularity and Nodule Count in Ductile Iron Using Image Analysis ASTM E2567 – 13A.
- [36] - Tensile testing of metallic materials. Method of test at ambient temperature - 10002-1:2001, 2001.

[37] - Testing of metallic materials- Tensile test pieces:DIN 50125:2009-07, 2009.

[38] - Standart Test Method for Brinell Hardness of Metallic Material: E 10-15:2015, 2015.

[39] - Founding - Spheroidal graphite cast irons; German version EN 1563:2012, 2012.

[40] - <http://www.calphad.com/iron-cobalt.html> (acedido em 28/11/2018).