



**Andreia Filipa
Venâncio Ribeiro**

**Características e comportamento de combinações
metal duro-ferro fundido para aplicações de
desgaste**



**Andreia Filipa
Venâncio Ribeiro**

**Características e comportamento de combinações
metal duro-ferro fundido para aplicações de desgaste**

Relatório de estágio apresentado à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, realizada sob a orientação científica do Professor Doutor Rui Ramos Ferreira e Silva, Professor Associado 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

Professora Doutora Ana Maria de Oliveira e Rocha Senos,
Professora associada do Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica da Universidade de Aveiro.

Professor Doutor José Manuel Ramos Gomes
Professor associado da Escola de Engenharia da Universidade do Minho

Professor Doutor Rui Ramos Ferreira e Silva
Professor associado do Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica da Universidade de Aveiro.

Agradecimentos

Gostaria de agradecer ao Professor Dr. Rui Silva pelo compromisso, por toda a disponibilidade e orientação neste trabalho, assim como ao Dr. Rogério Lopes pela coorientação na empresa.

Na universidade tenho a agradecer aos colegas de laboratório e ao investigador Miguel Ângelo, pela prontidão e disponibilidade necessária para a aprendizagem no manuseamento dos equipamentos.

Na empresa, à Eng. Odete Santos pela forma como me acolheu, e dinâmica estabelecida nos trabalhos desenvolvidos em conjunto, tendo sido um grande apoio e motivação.

Em geral, a toda a equipa Duritcast, por ter sido tão bem acolhida.

Por último e, não menos importante à minha Família que acompanhou por perto o meu percurso académico. Aos meus Pais, que transmitiram uma educação exemplar e possibilitaram a continuação dos estudos ao nível universitário. À minha irmã e ao Rodrigo, que nos momentos desalentadores, me fizeram acreditar que ia superar com sucesso.

A todos os meus amigos que marcaram o percurso académico.

palavras-chave

Compósitos de matriz metálica; ferro fundido nodular; carboneto de tungstênio; desgaste erosivo.

resumo

O presente estágio foi realizado na empresa Duritcast tendo como principal objetivo caracterizar um novo material compósito com vista ao prolongamento do tempo de vida útil de componentes sujeitos a desgaste.

O desgaste nestes produtos está associado ao contacto dinâmico intermitente por abrasão ou erosão, resultando na deterioração da superfície dos materiais. De modo a contornar e solucionar este entrave, foi desenvolvido um método de reforço da superfície: vazamento do ferro fundido nodular sobre partículas de sucata de metal duro colocadas *a priori* nas moldações de areia furânica.

As peças de material compósito foram caracterizadas de modo a compreender e fundamentar a influência da microestrutura nas propriedades mecânicas e de resistência ao desgaste. Para esta investigação foram realizadas as seguintes técnicas de caracterização: microscopia ótica e eletrônica de varrimento com análise química (SEM-EDS), microdureza Vickers, ensaio de flexão, avaliação do desgaste erosivo por impacto de partículas duras, observação da topografia superficial por perfilometria ótica 3D.

As combinações mais vantajosas matriz/reforço para a otimização da resistência ao desgaste revelaram-se as seguintes: i) tamanho das partículas de sucata inferior a 4 mm, proporcionam uma boa ligação entre os dois materiais; ii) utilização de partículas sinterizadas com geometria regular e faces planas em vez de partículas de sucata irregulares; iii) as matrizes martensíticas são vantajosas perante as matrizes perlíticas, quanto à matriz de ferro fundido nodular, dada a elevada dureza e resistência ao desgaste; iv) temperaturas de vazamento superiores proporcionam melhor ligação das partículas de reforço de metal duro à matriz de ferro fundido nodular, acentuando o fenómeno de interdifusão entre os dois materiais.

Keywords

Metal matrix composites; nodular cast iron; tungsten carbide; erosive wear.

abstract

The present internship was carried out at the company Duritcast with the main objective of characterizing a new composite material aiming the prolongation of the useful lifetime of components subjected to wear.

Wear on these products is associated with intermittent dynamic contact due to abrasion or erosion, resulting in material surface deterioration. In order to overcome this obstacle, a method of surface reinforcement was developed: cast iron nodular casting on hard metal scrap particles *a priori* placed in the furan resin sand moldings.

The composite material was characterized in order to understand the influence of the microstructure on the mechanical properties and resistance to wear. For this investigation, the following characterization techniques were performed: optical and scanning electron microscopy (SEM-EDS), Vickers microhardness, flexural test, erosive wear evaluation, surface topography observation by 3D optical profilometry.

The most advantageous matrix/reinforcement combinations for the optimization of wear resistance were the following: i) scrap particle size less than 4 mm, provide a good bond between the two materials; ii) use of sintered particles with regular geometry and flat faces instead of irregular scrap particles; iii) the martensitic matrices are advantageous to the perlite matrices, as regards the nodular cast iron matrix, given the high hardness and wear resistance; iv) higher casting temperatures provide better bonding of the hard metal reinforcement particles to the nodular cast iron matrix, accentuating the phenomenon of interdiffusion between the two materials.

Índice

Índice de figurasiii
Índice de tabelas.....	vi
Lista de abreviaturas.....	vii
Introdução.....	1
Capítulo 1 - Revisão Bibliográfica	5
1.1. Ferro fundido nodular	7
1.2. Metal duro	9
1.3. Compósitos de matriz metálica.....	11
1.4. Compósitos de reforço do ferro fundido e aço com metal duro.....	13
1.5. Desgaste de compósitos metal/metal duro	17
Capítulo 2 - Materiais e procedimento experimental	21
2.1. Seleção do metal duro.....	23
2.2. Seleção do ferro fundido nodular.....	25
2.3. Produção das placas de metal duro/ferro fundido nodular	25
2.4. Medição dos perfis de microdureza	27
2.5. Microscopia ótica e eletrónica de varrimento (MEV)	28
2.6. Ensaio de flexão a 3 pontos	28
2.7. Ensaio de desgaste erosivo.....	29
2.8. Perfilometria ótica 3D	30
Capítulo 3 - Resultados e discussão.....	33
3.1 Composição e microestrutura da matriz de ferro fundido nodular	35
3.1.1. Liga EN-GJS-700-2	35
3.1.2. Liga EN-GJS-600-3	38
3.2. Microdureza Vickers	40
3.3. Análise de microscopia ótica e eletrónica de varrimento (SEM).....	42
3.4. Ensaio de Flexão.....	45
3.5. Desgaste de erosão por impacto de partículas duras de SiC	47
Capítulo 4 - Conclusões.....	55

Capítulo 5 - Trabalhos Futuros	59
Referências Bibliográficas	63

Índice de figuras

FIGURA 1. ADAPTAÇÃO DA ILUSTRAÇÃO DO DIAGRAMA BINÁRIO FE-C, NO SISTEMA ESTÁVEL ⁶	7
FIGURA 2. ILUSTRAÇÃO GRÁFICA DA INFLUÊNCIA DO TIPO DE MATRIZ NAS CARACTERÍSTICAS MECÂNICAS DO FFN ¹⁰	8
FIGURA 3. CURVAS EXEMPLO OBTIDAS EM ENSAIO DE TRAÇÃO PARA COMPARAÇÃO DO COMPORTAMENTO DE DIFERENTES FERROS FUNDIDOS E AÇO ¹¹	9
FIGURA 4. ILUSTRAÇÃO GRÁFICA DA DUREZA E RESISTENCIA À FLEXÃO EM FUNÇÃO DO TEOR DE COBALTO ¹⁴	10
FIGURA 5. PROPRIEDADES MECÂNICAS DO METAL DURO EM FUNÇÃO DO TEOR DE COBALTO E TAMANHO DE GRÃO DE WC ²¹	11
FIGURA 6. ILUSTRAÇÃO DO ÂNGULO DE CONTACTO, DE UMA GOTTA DE LÍQUIDO SOBRE UMA SUPERFÍCIE SÓLIDA, γ_{SL} =TENSÃO SUPERFICIAL ENTRE SÓLIDO E LÍQUIDO, γ_{LV} = TENSÃO SUPERFICIAL ENTRE LÍQUIDO E VAPOR, γ_{SV} = TENSÃO SUPERFICIAL ENTRE SÓLIDO E VAPOR ²⁶	13
FIGURA 7. DUAS FORMAS DISTINTAS DE PRODUZIR UM MATERIAL COMPÓSITO – FERRO FUNDIDO/METAL DURO, PARTÍCULAS E PLACAS RESPETIVAMENTE ²⁸	13
FIGURA 8. (A) VISTA EM CORTE TRANSVERSAL, DO CMM METAL DURO/FERRO FUNDIDO DE ALTO CRÓMIO; (B) MICROESTRUTURA DO COMPÓSITO DE MATRIZ DE FERRO FUNDIDO ALTO CRÓMIO REFORÇADO COM PARTÍCULAS DE WC-Co ²⁹	16
FIGURA 9. MICROGRAFIA DE CORTE TRANSVERSAL DA SUPERFÍCIE DESGASTADA, DA AMOSTRA DE CONTAGEM DE NÓDULOS ELEVADA, USADA NA CARGA APLICADA DE 5,5 KGF ³⁵	18
FIGURA 10. RESISTÊNCIA AO DESGASTE DOS MATERIAIS COMPÓSITOS: VALORES RELATIVOS AO DESGASTE DE UM AÇO TEMPERADO (ADAPTADO DE ³⁷).	19
FIGURA 11. DIFERENTES TAMANHOS DE PARTÍCULA USADOS NA PRODUÇÃO DE PLACAS COMPÓSITO FFN/METAL DURO, 2 MM <MD<4 MM, MD >8 MM E BD 20, DA ESQUERDA PARA A DIREITA.	24
FIGURA 12. SEQUÊNCIA DE PRODUÇÃO DAS PLACAS COMPÓSITAS DE METAL DURO-FERRO FUNDIDO: A) PRODUÇÃO DA MOLDAÇÃO COM O MOLDE EM EPS; B) E C) APLICAÇÃO DE PARTÍCULAS DE METAL DURO, 2 MM <MD<4 MM E BD20 RESPETIVAMENTE; D) VAZAMENTO DO FFN PARA O INTERIOR DAS MOLDAÇÕES.	26
FIGURA 13. PLACAS DE COMPÓSITO FFN/METAL DURO, AINDA COM SISTEMA DE GITAGEM, COM ACRESCENTOS PARA CARACTERIZAÇÕES MECÂNICAS, RELATIVO AO ENSAIO COM A LIGA EN-GJS-700-2.	27
FIGURA 14. ESQUEMA DO ENSAIO DE FLEXÃO A TRÊS PONTOS, EM QUE P É A CARGA APLICADA SOBRE A AMOSTRA E L A DISTÂNCIA ENTRE APOIOS.	28
FIGURA 15. ESQUEMA DO TESTE DE EROSIÃO DE JATO DE GÁS SEGUNDO A NORMA ASTM G 76 ⁴⁴	29
FIGURA 16. EQUIPAMENTO DE ENSAIOS DE DESGASTE DE EROSIÃO POR IMPACTO DE PARTÍCULAS DURAS, SEGUNDO A NORMA ASTM G 76 – 02: A) ALIMENTADOR DE PARTÍCULAS EROSIVAS, DE ACORDO COM O FLUXO ESTIPULADO; B) PORTA AMOSTRAS.	30
FIGURA 17. EQUIPAMENTO DE CARACTERIZAÇÃO DE PERFILOMETRIA ÓTICA 3D, <i>SENSOFAR S-NEOX</i> ⁴⁴	30

FIGURA 18. INFORMAÇÃO OBTIDA PELA ANÁLISE TÉRMICA DA AMOSTRA DO FORNO DE EN-GJS-700-2, E0F = FINAL DE SOLIDIFICAÇÃO, CE = CARBONO EQUIVALENTE, C = PERCENTAGEM DE CARBONO, SI = PERCENTAGEM DE SILÍCIO, LIQ = TEMPERATURA <i>LIQUIDUS</i> , MIR = VELOCIDADE DE ARREFECIMENTO ENTRE <i>LIQUIDUS</i> E A REAÇÃO EUTÉTICA, EUT = TEMPERATURA EUTÉTICA, EULO =TEMPERATURA EUTÉTICA MÍNIMA, REC = NÚMERO DE ANÁLISES, SC = RECALESCÊNCIA.....	35
FIGURA 19. IMAGEM DE MICROSCÓPIA ÓTICA DA MATRIZ DO FERRO FUNDIDO EN-GJS-700-2.	37
FIGURA 20. IMAGEM DE MICROSCÓPIA ÓTICA DA MATRIZ DO FERRO FUNDIDO EN-GJS-700-2, APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA EM ÓLEO SEGUIDO DE REVENIDO.	37
FIGURA 21. INFORMAÇÃO OBTIDA PELA ANÁLISE TÉRMICA DA AMOSTRA DO FORNO DE EN-GJS- 600-3, E0F = FINAL DE SOLIDIFICAÇÃO, CE = CARBONO EQUIVALENTE, C = PERCENTAGEM DE CARBONO, SI = PERCENTAGEM DE SILÍCIO, LIQ = TEMPERATURA <i>LIQUIDUS</i> , MIR = VELOCIDADE DE ARREFECIMENTO ENTRE <i>LIQUIDUS</i> E A REAÇÃO EUTÉTICA, EUT = TEMPERATURA EUTÉTICA, EULO =TEMPERATURA EUTÉTICA MÍNIMA, REC = NÚMERO DE ANÁLISES, SC = RECALESCÊNCIA.	38
FIGURA 22. IMAGEM DE MICROSCÓPIO ÓTICO DA MATRIZ DE FERRO FUNDIDO EN-GJS-600-3.	39
FIGURA 23. IMAGEM MICROSCÓPICA DAS INDENTAÇÕES EFETUADAS NO MICRODURÓMETRO, COM CARGA 2KGF, NO METAL DURO (A), INTERFACE METAL DURO/FERRO FUNDIDO (B), E FERRO FUNDIDO (C).	40
FIGURA 24. REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DO PERFIL DE DUREZAS EM DIFERENTES ZONAS DO COMPÓSITO, EM FUNÇÃO DO VALOR MÉDIO DO COMPRIMENTO DAS DIAGONAIS DAS INDENTAÇÕES QUANDO APLICADA UMA CARGA DE 2 KGF.....	41
FIGURA 25. REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DOS PERFIS DE DUREZAS EM FUNÇÃO DAS DISTINTAS ZONAS QUE CONSTITUEM O COMPÓSITO, EM DIFERENTES ENSAIOS COM DISTINTAS MATRIZES DE FFN E DIFERENTES GRANULOMETRIAS E GRAUS DE METAL DURO.	41
FIGURA 26. IMAGEM DE MICROSCOPIA ÓTICA DA ZONA DE INTERFACE ENTRE METAL DURO E FERRO FUNDIDO (LIGA EN-GJS-600-3).	43
FIGURA 27. MICROGRAFIA SEM DA ZONA DE INTERFACE METAL DURO FERRO FUNDIDO (LIGA EN-GJS- 600-3).	43
FIGURA 28. ESPETRO EDS DA MICROGRAFIA FIGURA 27, COM OS RESPECTIVOS PICOS REPRESENTATIVOS DOS ELEMENTOS QUÍMICOS PRESENTES.	44
FIGURA 29. IMAGEM DE MICROSCOPIA ÓTICA DA ZONA DE INTERFACE ENTRE METAL DURO E FERRO FUNDIDO, QUANDO USADO PÓ DE NÍQUEL COMO LIGA DE BRASAGEM (LIGA EN-GJS-600-3).....	44
FIGURA 30. REPRESENTAÇÃO GRÁFICA TENSÃO VS DESLOCAMENTO DO APOIO SUPERIOR NO TESTE DE FLEXÃO, PARA A LIGA EN-GJS-700-2.	45
FIGURA 31. IMAGEM REPRESENTATIVA DAS FRATURAS DOS PROVETES DA LIGA EN-GJS-700-2, ASSIM COMO A INFLUÊNCIA DA LIGAÇÃO ESTABELECIDADA ENTRE AS PARTÍCULAS DE METAL DURO E A MATRIZ, QUANDO INCORPORADAS PARTÍCULAS: A) GRANULOMETRIA ENTRE 2 E 4 MM E B) BD20+Ni.	46
FIGURA 32. REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA TENSÃO DE RUTURA DOS PROVETES EM FUNÇÃO DO DESLOCAMENTO, PARA A LIGA EN-GJS-600-3.	46

FIGURA 33. IMAGEM REPRESENTATIVA DA FRATURA DOS PROVETES DA LIGA EN-GJS-600-3, PLACA 1, COM GRANULOMETRIA DE 2 MM<MD<4 MM.	47
FIGURA 34. MICROGRAFIA SEM DE PARTÍCULAS ERODENTES DE SIC ⁴⁵	48
FIGURA 35. REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA MASSA PERDIDA DO COMPÓSITO À BASE DA LIGA EN-GJS-700-2, EM FUNÇÃO DA MASSA DE ERODENTE.....	49
FIGURA 36. REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA TAXA DE EROÇÃO DO COMPÓSITO CONSOANTE A PLACA E, RESPETIVAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO, PARA A LIGA EN-GJS-700-2.....	50
FIGURA 37. REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA MASSA PERDIDA DO COMPÓSITO À BASE DA LIGA EN-GJS-600-3, EM FUNÇÃO DA MASSA DE ERODENTE.....	50
FIGURA 38. REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA TAXA DE EROÇÃO DO COMPÓSITO CONSOANTE A PLACA E, RESPETIVAS CONDIÇÕES DE PROCESSAMENTO, PARA A LIGA EN-GJS-600-3.....	51
FIGURA 39. ASPETO MACROSCÓPICO DE PLACAS REPRESENTATIVAS DOS ENSAIOS A) COM A LIGA EN-GJS-700-2; B) COM A LIGA EN-GJS-600-3.....	51
FIGURA 40. IMAGEM DE LUPA QUE ILUSTRA METAL DURO ARRANCADO DURANTE ENSAIO EROSIVO DA LIGA EN-GJS-600-3.....	52
FIGURA 41. IMAGENS DE PERFILOMETRIA 3D ANTES (A) E APÓS ENSAIO DE EROÇÃO (B).	53
FIGURA 42. IMAGEM DE PERFILOMETRIA 3D DE SULCOS ANGULARES, DEVIDO AO CONTACTO DAS PARTÍCULAS ERODENTES ANGULARES SOBRE A SUPERFÍCIE.	53

Índice de tabelas

TABELA 1. PROPRIEDADES DO METAL DURO GRAU BD20, SEGUNDO CATÁLOGO DA DURIT ³⁸	23
TABELA 2. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO PÓ DE NÍQUEL ⁴¹	24
TABELA 3. PROPRIEDADES DOS FERROS FUNDIDOS NODULARES, NOMEADAMENTE RP _{0,2%} - TENSÃO DE CEDÊNCIA, RM - RESISTÊNCIA MECÂNICA, A - ALONGAMENTO, Z - ESTRICÇÃO.....	25
TABELA 4. COMPOSIÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR EN-GJS-700-2 NO FORNO (% PESO).....	35
TABELA 5. COMPOSIÇÃO QUÍMICA FERRO NODULAR EN-GJS-700-2 (% PESO) OBTIDA NA COLHER. ...	36
TABELA 6. CONDIÇÕES DE ENSAIO DO VAZAMENTO DA LIGA EN-GJS-700-2, NOMEADAMENTE QUANTIDADE DE SILICATO DE SÓDIO E NÍQUEL, ESPESSURA MÉDIA DA CAMADA DE COMPÓSITO E TEMPERATURA NA COLHER.	36
TABELA 7. COMPOSIÇÃO DO FERRO FUNDIDO NODULAR EN-GJS-600-3 (% PESO) NO FORNO.	38
TABELA 8. COMPOSIÇÃO QUÍMICA FERRO NODULAR EN-GJS-600-3 NA COLHER.	38
TABELA 9. CONDIÇÕES DE ENSAIO DO VAZAMENTO DA LIGA EN-GJS-600-3, NOMEADAMENTE QUANTIDADE DE SILICATO DE SÓDIO E NÍQUEL, ESPESSURA MÉDIA DA CAMADA DE COMPÓSITO E TEMPERATURA NA COLHER.	39
TABELA 10. VALORES DE DUREZA HV2 E RESPETIVO DESVIO-PADRÃO PARA ZONAS DISTINTAS: METAL DURO, INTERFACE E MATRIZ DE FFN PARA CADA PLACA.	42
TABELA 11. CARACTERÍSTICAS DAS PARTÍCULAS DE SIC ⁴⁶ E PARÂMETROS DO ENSAIO EROSIVO.....	48

Lista de abreviaturas

FFN - Ferro fundido nodular

CMM - Compósitos de matriz metálica

CCS - Sucata de carboneto cementado

SEM - Microscopia eletrónica de varrimento

MD - Metal duro

EPS - Poliestireno

Introdução

A Duritcast é uma empresa do Grupo Durit responsável pela produção de peças de fundição em ferro fundido e aço. Os seus produtos aplicam-se em setores distintos da indústria, nomeadamente, o setor naval, ferroviário e hidráulico (bombas e válvulas), bem como a indústria de maquinaria e correspondente equipamento ¹.

No que diz respeito à majoração do requisito resistência mecânica/custo, o ferro fundido demonstra ser uma liga com grande vantagem. No entanto, as crescentes exigências dos mercados e o tópico emergente da sustentabilidade impõem continuamente a investigação e desenvolvimento de novos produtos nesta área industrial.

O presente estudo consiste na caracterização de novos materiais à base de ferro fundido nodular (FFN) combinado com partículas de metal duro proveniente de material não conforme. Trata-se de uma inovação da empresa que combina vantajosamente as propriedades do metal duro e do FFN, com o principal intuito de prolongar o tempo de vida útil de aplicações em ambientes de desgaste intenso. A associação destes materiais pode ser feita por duas formas: (i) bimatéria obtido por vazamento direto de FFN sobre placas de metal duro; (ii) revestimento do FFN por um compósito de matriz metálica de FFN com partículas de metal duro. No presente trabalho será caso de estudo a associação (ii) com uma nova formulação da matriz metálica. No que diz respeito ao compósito há reaproveitamento da sucata de metal duro proveniente da empresa-mãe do grupo Durit, sediada em Albergaria-a-Velha. O metal duro foi inicialmente desenvolvido na Alemanha em 1923 por Karl Schröter dadas as necessidades de então relativas à inexistência de materiais com elevada resistência ao desgaste, alta dureza e boa tenacidade ². É de salientar que a inclusão de metal duro nos fundidos permite por um lado explorar economicamente a sucata, resultante de peças não conformes, produzida na Durit e, por outro lado, acrescentar valor ao produto característico da fundição da Duritcast. Desta combinação surgem como principais aplicações: revestimento de condutas, baldes, pás e martelos de misturadores, torres de queda de carvão, e outras aplicações em máquinas de trituração e fragmentação.

Capítulo 1

Revisão Bibliográfica

1.1. Ferro fundido nodular

O termo ferro fundido compreende uma família de ligas ferrosas com uma variedade de propriedades metalúrgicas, mecânicas e físicas, constituídas fundamentalmente por ferro e carbono, contendo em simultâneo quantidades significativas de Si, Mn, P e S^{3,4}. Segundo a Associação Portuguesa de Fundição (APF) entende-se por ferro fundido uma liga que possui na sua composição mais de 2 % em peso de carbono, na medida em que este teor em carbono é suficiente para que a solidificação seja eutética, Figura 1⁵. Os produtos industriais possuem geralmente um teor na gama 2,4-4 %C.

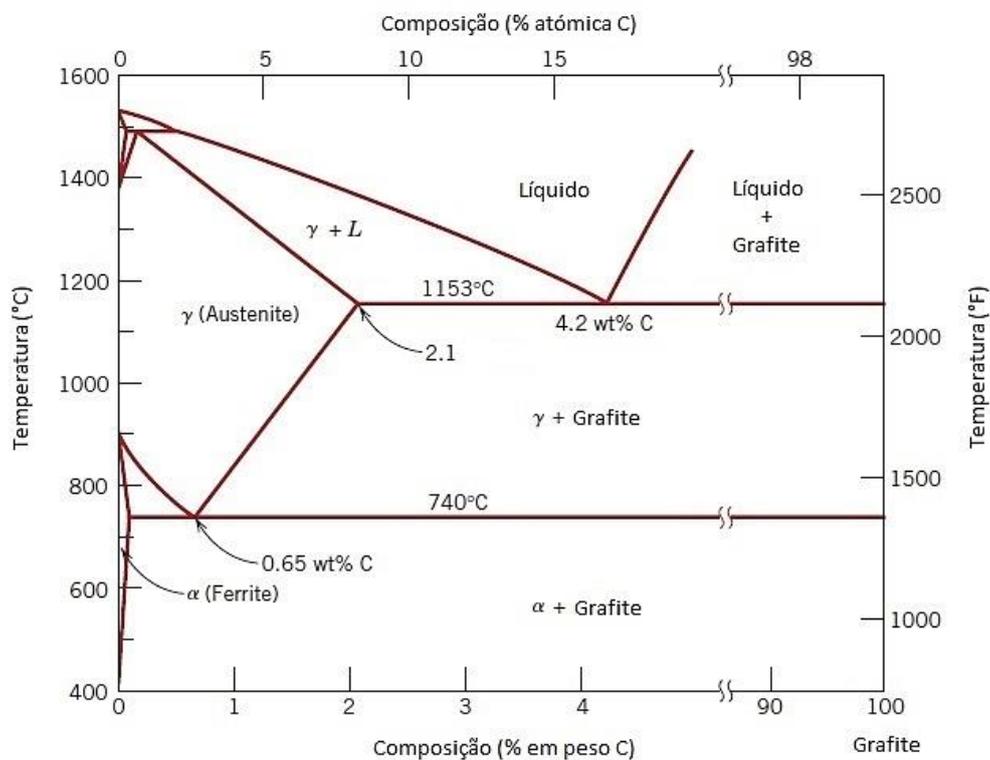


Figura 1. Adaptação da ilustração do diagrama binário Fe-C, no sistema estável⁶.

Uma particularidade das ligas Fe-C reporta-se à existência de dois sistemas em simultâneo, um estável e um metaestável, sendo que o sistema estável é caracterizado pela presença de carbono na forma de grafite, Figura 1, como ocorre para o ferro fundido cinzento, e, no sistema metaestável, na forma de cementite, Fe_3C ⁴, no caso dos aços e do ferro fundido branco.

As crescentes exigências relativas ao custo e qualidade dos metais levaram ao desenvolvimento do ferro fundido com grafite esferoidal, também conhecido por ferro fundido dúctil, ferro fundido nodular (FFN) ou ferro fundido esferoidal. Este tipo de ferro

fundido foi produzido pela primeira vez em 1948, por duas equipas, P. Gagnebin et. al. nos EUA e, H. Morrogh e W.J. Williams, em Inglaterra ^{6,7}.

O ferro fundido nodular é também definido como uma liga Fe-C-Si, constituída por grafite e uma matriz ferrítica, perlítica ou ferrítico-perlítica. Entende-se por grafite uma forma alotrópica cristalina do carbono, formada pelo empilhamento *abab...* de redes planas quasi-hexagonais, podendo apresentar-se sob a forma de lamelas, nódulos ou esferóides ⁸. O silício é o principal elemento que promove a formação de grafite devido a questões termodinâmicas, quando combinado com um agente nodularizante em determinada quantidade, o magnésio ⁹.

A grafite isolada possui características mecânicas frágeis e a sua ligação à matriz metálica é débil. No entanto, a influência positiva da grafite reside na sua morfologia, servindo como material de enchimento de vazios na matriz ou como lubrificante sólido, na medida em que quanto maior for o desvio da forma da grafite para a forma esférica ideal menor é a ductilidade e a resistência do material ¹⁰. Consequentemente, as propriedades mecânicas do produto final dependerão da forma, distribuição e da dimensão da grafite, assim como da matriz metálica inserida, quer esta seja ferrítica, perlítica ou ferrítico-perlítica ⁵.

A obtenção dos vários tipos de matriz no FFN é influenciada pela velocidade de arrefecimento do fundido na medida em que, associado a um arrefecimento lento, obtém-se uma matriz ferrítica, em oposição a um arrefecimento rápido que induz ao aparecimento de uma matriz perlítica, assim como pela adição de elementos perlizantes, por exemplo o cobre. O tipo de matriz influencia o comportamento mecânico, Figura 2, sendo que subjacente a uma matriz ferrítica são verificados valores elevados de alongamento à rotura ao invés de uma matriz perlítica que apresenta valores elevados de resistência à tração. Uma matriz perlítica-ferrítica possui valores intermédios de dureza e resistência à tração ¹⁰.

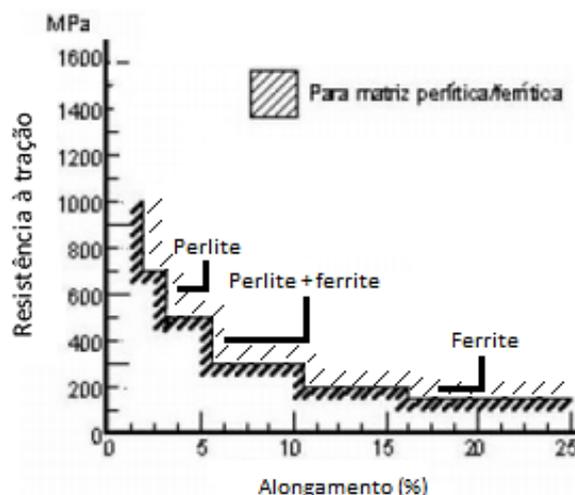


Figura 2. Ilustração gráfica da influência do tipo de matriz nas características mecânicas do FFN ¹⁰.

Uma das propriedades mecânicas mais vantajosa é o valor mais elevado do limite de elasticidade no FFN perlítico, em comparação com outros materiais, aço, ferro cinzento e maleável, Figura 3. De forma geral, o ferro nodular apresenta uma elevada resistência ao choque, contudo esta propriedade está muito dependente da matriz do material e de possíveis tratamentos térmicos aplicados ¹¹. Os ferros fundidos cinzentos com grafite lamelar possuem melhores propriedades físicas, por exemplo condutividade térmica e amortecimento à vibração, no entanto, a grafite nodular confere, em geral, melhores propriedades mecânicas¹².

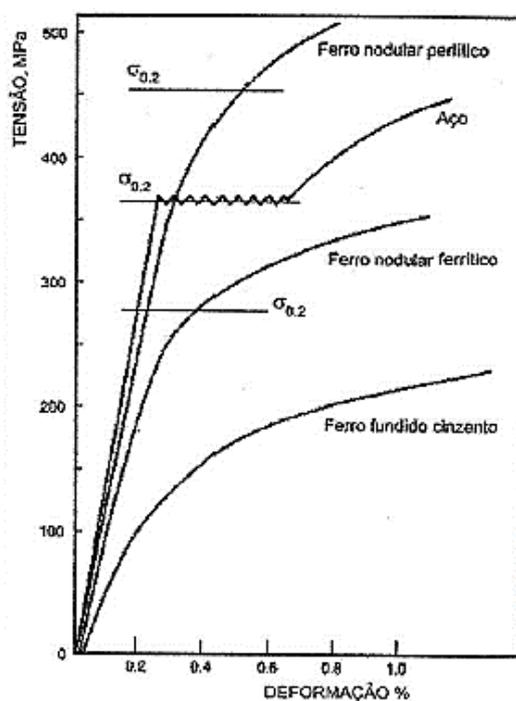


Figura 3. Curvas exemplo obtidas em ensaio de tração para comparação do comportamento de diferentes ferros fundidos e aço ¹¹.

1.2. Metal duro

Neste trabalho, outro material de interesse relevante é um *cermet*, termo oriundo da fusão das palavras “*ceramic*” e “*metal*”. Um *cermet* é um material que combina uma fase cerâmica dominante ligada por uma fase metálica. A ligação pode ser melhorada por uma ligeira solubilidade entre as fases às elevadas temperaturas utilizadas no processamento desses compósitos. Os *cermets* podem ser classificados em dois tipos: carbonetos cementados e *cermets* à base de óxido ¹³. A classe de *cermets* em que se enquadra neste trabalho são os carbonetos cementados podendo ter como base carboneto de tungstênio (WC), carboneto de titânio (TiC) e/ou carboneto de cromo

(Cr₃C₂), recorrendo aos elementos Co e Ni, como principais ligantes metálicos. Na mistura final de carboneto ligante, a percentagem de carboneto cementado pode variar entre 80 a 95%, em peso, e a percentagem de ligante pode variar entre 5 a 15% ¹⁴. O cobalto assume a quase exclusividade na produção de carboneto cementado devido à sua excelente molhabilidade e adesão, bem como às suas vantajosas propriedades mecânicas evidenciadas mesmo em baixa percentagem ^{15,16}. O *cermet* carboneto de tungstênio/cobalto (WC/Co) é vulgarmente conhecido por metal duro. Dadas as características intrínsecas, este tem adquirido crescente importância devido à sua resistência ao desgaste, em especial resistência ao desgaste abrasivo, uma vez que combina elevada dureza, boa tenacidade e baixo coeficiente de expansão térmica ^{17,18}. São ainda características deste material, um elevado ponto de fusão, boa estabilidade química, resistência à corrosão, dureza a quente e resistência ao choque térmico ^{9,17,19}.

Um fator que afeta as propriedades mecânicas deste material está inerente ao teor de cobalto, na medida em que através da análise da Figura 4, conclui-se que com o aumento do teor de cobalto a dureza diminui e a resistência à flexão (*transverse rupture strength* - TRS) aumenta.

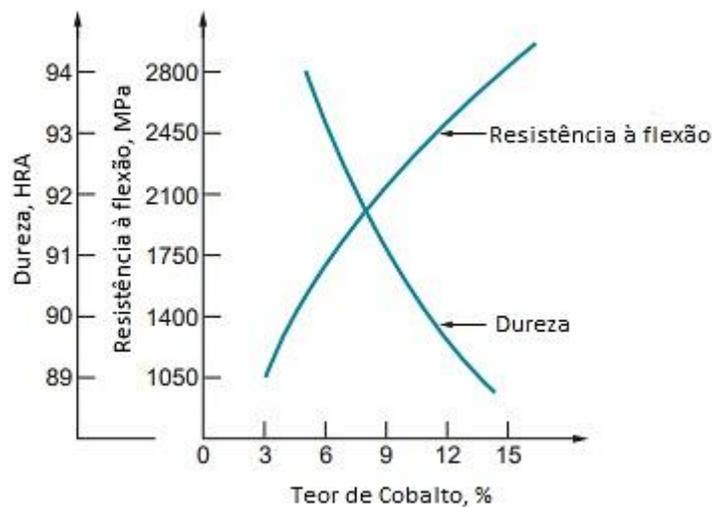


Figura 4. Ilustração gráfica da dureza e resistência à flexão em função do teor de cobalto ¹⁴.

A dureza é uma medida da resistência de um material à deformação plástica localizada ²⁰. Esta é influenciada não só pela composição mas também pela porosidade e microestrutura. Em relação às ligas WC-Co, o tamanho de grão, para além do teor em cobalto, afeta a dureza, a resistência à flexão e a tenacidade, Figura 5.

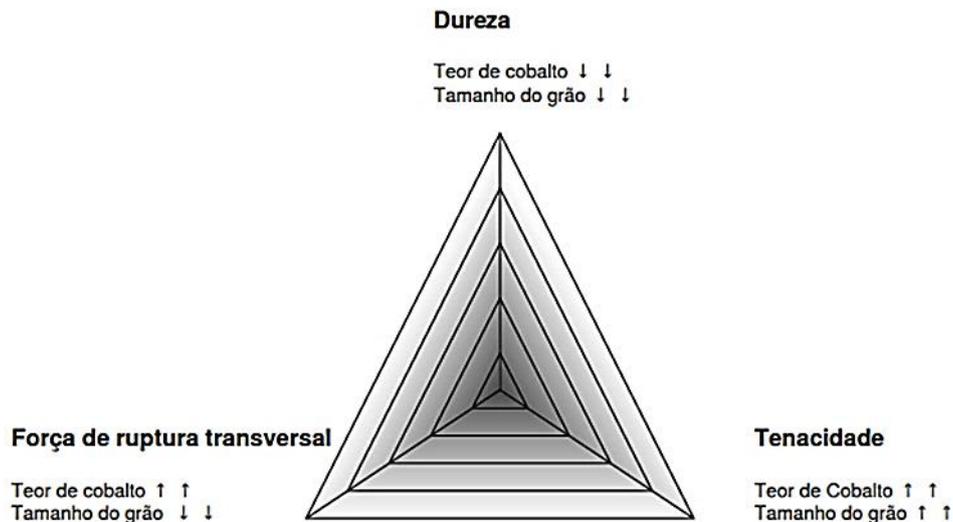


Figura 5. Propriedades mecânicas do metal duro em função do teor de cobalto e tamanho de grão de WC

21.

A tenacidade é definida como sendo a capacidade de determinado material absorver energia mecânica por unidade de volume até atingir a ruptura. Esta depende do teor de fase de ligante presente e, normalmente, aumenta com o tamanho de grão da fase de WC ¹⁵.

1.3. Compósitos de matriz metálica

Compósitos são materiais multifuncionais com propriedades mecânicas e físicas únicas, que resultam da combinação de dois ou mais materiais, possibilitando o melhoramento e alcance das propriedades requeridas. Num compósito, a fase dispersa encontra-se distribuída num meio contínuo designado de matriz, na medida em que o único requisito prende-se ao facto de a fase dispersa manter a sua identidade original durante ou após o processamento ^{22,23}.

Os compósitos de matriz metálica, vulgarmente designados por MMCs (*metal matrix composites*), consistem na incorporação de reforços rígidos numa liga metálica ou matriz metálica dúctil. Desta forma, os CMMs têm-se vindo a destacar para aplicações industriais e aeroespaciais, uma vez que as suas propriedades podem ser adaptadas através da adição de reforços adequados ²⁴. Estes reforços podem surgir na forma de partículas, fibras de curtas dimensões ou contínuas, existindo dois tipos de CMMs, um primeiro associado à presença de partículas cerâmicas e um outro associado à presença de fibras de diversos materiais, incluindo outros metais, cerâmica, carbono e boro. As propriedades dos CMMs dependem da forma, tamanho, propriedades, fração de volume e distribuição do material de reforço, assim como das propriedades da matriz

metálica e compatibilidade entre a matriz e o reforço. Estes combinam excelentes propriedades, na medida em que a matriz metálica fornece ductilidade e resistência necessárias, enquanto que a fase rígida proporciona elevada dureza e módulo de Young, boa resistência ao desgaste, promovendo maior resistência a tensões de corte e compressão, assim como temperaturas de serviço mais elevadas ^{13,23}.

Recentemente, o uso de ligas à base de ferro fundido ou aços como materiais de matriz para CMMs despertou o interesse de muitos investigadores, pois foram consideradas excelentes para usar como peças de desgaste e peças de resistência à corrosão em indústrias mecânicas, mineração, metalúrgicas, químicas e de processos ¹⁷.

Um fator que deve ser tomado em consideração na produção de um CMM está associado à distribuição das partículas do material de reforço. Devido às diferenças de densidade das partículas e do metal fundido, verifica-se um assentamento das partículas. A dispersão adequada das partículas na matriz metálica é afetada pela taxa de vazamento, temperatura de vazamento e sistemas de gitagem. É possível observar este acontecimento quando se pretende uma dispersão de partículas na matriz. O método de introdução de partículas no fundido é um dos aspetos mais importantes a ter em consideração ²⁵. Em particular no reforço de superfície, a distribuição de partículas será mais à superfície, no entanto existirá uma fase de transição entre partículas/metal fundido.

Outro fator relevante é a molhabilidade, podendo esta ser definida como a capacidade de um líquido para se espalhar sobre uma superfície sólida. A incorporação bem-sucedida de partículas cerâmicas sólidas no fundido requer que a massa fundida molhe a fase cerâmica sólida. O problema da molhabilidade da cerâmica pelo metal fundido está relacionado com a química da superfície e tensão superficial. Existem formas de melhorar a molhabilidade entre um sólido e um líquido, através do aumento da energia de superfície do sólido, diminuição da tensão superficial da matriz líquida, e, por fim, diminuição da energia interfacial sólido-líquido na interface partículas-matriz. A força de ligação entre as fases líquida e sólida pode ser expressa em termos de ângulo de contato referido na equação Young-Dupre. Na Figura 6 é ilustrado de que forma o ângulo θ pode variar, sendo que para $\theta=0^\circ$ verifica-se uma molhabilidade perfeita, para $\theta=180^\circ$ não se verifica molhabilidade e para $0^\circ < \theta < 180^\circ$ verifica-se uma molhabilidade parcial.

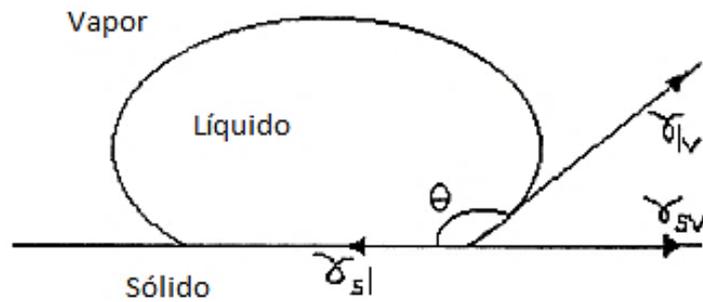


Figura 6. Ilustração do ângulo de contacto, de uma gota de líquido sobre uma superfície sólida, γ_{sl} =tensão superficial entre sólido e líquido, γ_{lv} = tensão superficial entre líquido e vapor, γ_{sv} = tensão superficial entre sólido e vapor ²⁶.

Por fim, a porosidade em compósitos de matriz metálica fundida é um dos fatores que influencia as propriedades mecânicas do material, na medida em que é relevante o controlo da fração volumétrica da porosidade, assim como do tamanho e sua distribuição no CMM ¹³. A porosidade num metal pode advir, por exemplo, da presença de hidrogénio e também da contração do metal durante a solidificação.

1.4. Compósitos de reforço do ferro fundido e aço com metal duro

Já existe alguma literatura referente ao desenvolvimento de CMMs com metal duro ou bimateriais metal duro/metal ^{17,19,20,26,27,28,29,31,32,33}. Ainda que recente, verifica-se também alguma comercialização dos mesmos por parte de grandes multinacionais de metal duro, sendo que os produtos são produzidos sob duas formas: (i) placas de metal duro incorporadas na superfície de ferros fundidos, ou (ii) na forma de partículas inseridas à superfície do ferro fundido, como se observa na Figura 7 ²⁷.

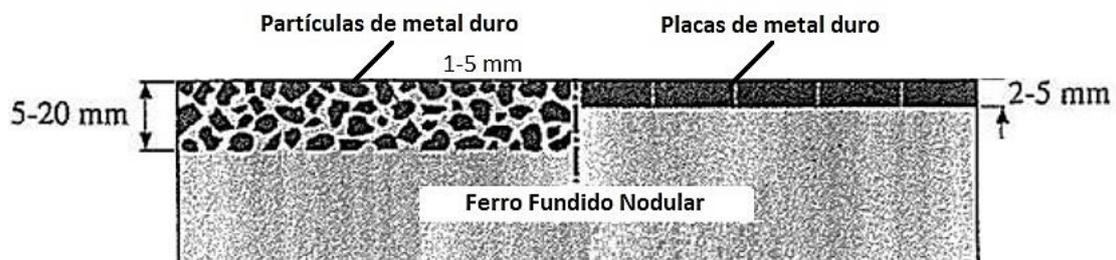


Figura 7. Duas formas distintas de produzir um material compósito – ferro fundido/metal-duro, partículas e placas respetivamente ²⁸.

Consoante a finalidade do produto, a eficiência deste é influenciada pela forma de incorporação do metal duro. Para aplicações sujeitas a um desgaste intensivo, sem intermitência e de forma contínua, e que exijam alguma resistência ao choque, o compósito produzido com partículas de metal duro dispersas na matriz de ferro fundido é o mais indicado. Por outro lado, para uma proteção contra o desgaste abrasivo e erosivo com uma resistência ao choque moderada, as placas de metal duro demonstram ser a forma mais indicada. Neste trabalho, será estudada a combinação (ii), a mais eficiente em aplicações de desgaste intensivo.

Entre os vários métodos de preparação de CMMs reforçado com partículas, o processo de fundição de infiltração foi reconhecido como um dos métodos mais utilizados devido à junção única de eficiência económica e praticabilidade, proporcionando uma boa resistência interfacial devido à ligação metalúrgica intrínseca entre a matriz e partículas de reforço ^{27,26}.

Relativamente ao produto final, pressupõe-se que a ligação estabelecida entre o metal duro e o ferro fundido deverá ser suficientemente forte para ser sujeita aos esforços severos de desgaste e impacto. Desta forma, a ligação metalúrgica deve ser promovida, através de uma boa molhabilidade do metal duro pelo ferro fundido, o que possibilita a difusão de elementos químicos para o metal duro e vice-versa ²⁸. O silicato de sódio, para além de induzir uma aglutinação das partículas de WC/Co e adesão às moldações, é mencionado na literatura como um material ideal para estabelecer contacto térmico, intitulado de “fluido térmico”, entre diferentes materiais, devido à sua fluidez e conformabilidade ¹¹.

Recentemente, têm surgido alguns avanços no que diz respeito ao desenvolvimento de partículas de carboneto para reforço de matrizes metálicas. O aço Hadfield, desenvolvido por Robert Hadfield, é uma liga resistente ao desgaste, caracterizado por uma única fase, austenite com elevado teor de manganês, na sua estrutura, adquirindo excelente resistência, após o tratamento térmico de têmpera em água ²⁹. Zhang *et al.* desenvolveram um compósito WC/aço Hadfield pelo processo de fundição centrífuga. Os resultados revelaram uma distribuição homogénea das partículas cerâmicas na matriz de aço e uma ligação metalúrgica satisfatória, decorrentes de um ângulo de molhabilidade aproximadamente zero, entre as partículas e o aço líquido. Devido às temperaturas superiores ao ponto de fusão do aço, verificou-se uma dissolução gradual dos elementos W e C, contidos nas partículas e, formação de novas fases Fe_3W_3C e $M_{23}C_6$, resultando numa interface entre partículas de WC e a matriz de aço com uma forte ligação metalúrgica ¹⁹.

Aso *et al.* estudaram a incorporação de partículas de WC em ferro fundido cinzento e em aço fundido com baixo teor de manganês ³⁰. As partículas foram

aglutinadas com silicato de sódio e colocadas na moldação, antes do vazamento. Estes autores concluíram que a formação de camadas de inserção não é apenas explicada pela teoria da molhabilidade dos aços de baixo teor em manganês e do ferro fundido, mas sim também pelas temperaturas de vazamento, levando à formação, desfavorável, de uma película de óxido. Os autores concluíram que, usando o aço de baixo manganês, a formação da camada de reforço não se formou uniformemente, em comparação com o ferro fundido. Uma justificação plausível prende-se ao facto de o ponto de fusão dos aços de baixo manganês ser superior ao dos ferros fundidos cinzentos. Desta forma, concluiu-se que o processo de inserção de metal duro é mais eficaz para reforçar a superfície dos ferros fundidos do que do aço.

Leibholz *et al.* estudaram a adição de partículas recicladas de WC numa matriz de ferro fundido nodular, através do processo de fundição recorrendo a uma moldação de poli-estireno expandido (EPS)³¹. O estudo abordou a possibilidade de incorporação de partículas de WC em simultâneo com a definição de um perfil de distribuição das mesmas na superfície do produto. Durante o processo, verificou-se alguma desagregação de micropartículas resultante de uma melhor dispersão na matriz e, conseqüentemente, um aumento do teor de W e Co. Nas regiões da matriz metálica reforçada foram evidenciadas alterações microestruturais pelo aumento da proporção perlite/ferrite em comparação às regiões não reforçadas, sendo que estas alterações podem promover uma melhoria da resistência ao desgaste da camada de compósito.

Segundo Zhang *et al.*, no estudo do ferro fundido de alto crómio reforçado com partículas de WC-Co, é observada uma dissolução parcial do Co das partículas de reforço na matriz metálica, promovendo um melhoramento da ligação metalúrgica estabelecida entre os reforços e a matriz²⁶. Através do processo de fundição por infiltração é comprovado o estabelecimento de camadas de reforço na interface entre o compósito metal duro/ferro fundido e a região somente metálica, Figura 8 (a), indicando que as partículas de reforço não são reposicionadas pelo metal líquido durante o processo de vazamento. Na Figura 8 (b) observam-se alguns precipitados na interface, que decorrem da fusão de Co seguido da precipitação na matriz durante a solidificação. A formação de partículas finas de WC-Co reforça a teoria de ligação metalúrgica entre as partículas de reforço e o material da matriz.

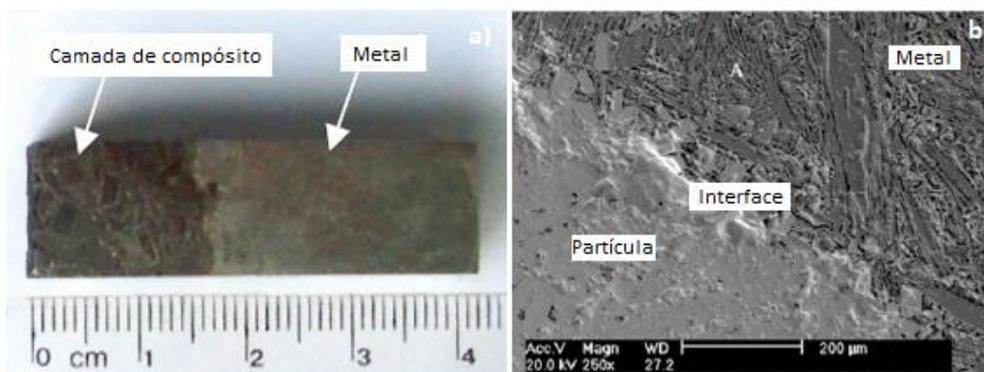


Figura 8. (a) Vista em corte transversal, do CMM metal duro/ferro fundido de alto crómio; **(b)** Microestrutura do composto de matriz de ferro fundido alto crómio reforçado com partículas de WC-Co ²⁹.

Zhang *et al.*, noutro estudo, combinaram o aço 5CrNiMo com partículas de WC como fase de reforço, recorrendo à tecnologia de fundição assistida por eletroescória. Neste estudo foi verificada a dissolução local das partículas de WC a elevadas temperaturas, induzindo a um aumento do teor de carbono e, conseqüente melhoria da dureza do substrato do aço ³². A estabilidade do composto Fe_3W_3C , na interface das partículas WC e da matriz de aço, promove uma melhoria da força de ligação da interface e da resistência mecânica dos materiais compostos. O processo de fundição a que os autores recorreram revelou uma melhoria da dureza do composto, superior ao valor obtido após tratamento térmico convencional a que o aço 5CrNiMo é normalmente sujeito.

Noutro trabalho, Ala-Kleme *et al.* estudaram a incorporação de partículas de reforço cerâmicas em ferramentas de aço Ralloy® WR6, como material de matriz ³³. A composição química do aço Ralloy® WR6 é 2,9% C, 5,25% Cr, 11,5% V, 1,3% Mo, <1% Mn, <1% Si, <0,03% P, <0,03% S e o restante de Fe, com cerca de 20% em volume de carboneto de vanádio (VC) na matriz antes da adição dos reforços. Recorreram a carbonetos cementados reciclados (WC-10Co), carbonetos de tungstênio ou carbonetos de nióbio como partículas de reforço. Os autores concluíram que a espessura da interface é dependente da camada porosa na superfície das partículas de carboneto cementadas usados, pois desta forma é facilitada a difusão dos elementos da matriz para as partículas. Verificaram ainda que a interface matriz-partícula deve ser suficientemente forte, para quando sujeitas a solicitações de desgaste correspondam satisfatoriamente.

1.5. Desgaste de compósitos metal/metal duro

O desgaste é definido como o “dano na superfície sólida, envolvendo progressiva perda de material, devido ao movimento relativo entre a superfície e substâncias com a qual está em contacto”²⁸. Dos diferentes tipos de desgaste, por exemplo de adesão, fadiga, oxidação, entre outros e, de encontro ao objetivo deste trabalho, destacam-se os desgastes por abrasão e por erosão. O desgaste não é uma propriedade intrínseca do material, como são a dureza ou resistência à tração, no entanto estas características, entre outras, determinam o seu desgaste¹⁶. Na verdade, deve falar-se de desgaste de um tribossistema que compreende: os dois materiais em contacto relativo, as condições do ambiente abrasivo e/ou erosivo, humidade, presença de lubrificantes, existência de contaminantes superficiais, ambiente químico, entre outras.

Na literatura surgem algumas pesquisas relativas ao comportamento mecânico dos materiais estudados no presente trabalho, concretamente do ferro fundido e de compósitos de matriz metálica reforçada, face aos tipos de desgaste a que são sujeitos.

Dommarco *et al.* estudaram o desgaste abrasivo de diferentes ferros fundidos nodulares, avaliando de que modo é influenciado pelo tipo de matriz e quantidade de nódulos³⁴. Estes autores concluíram que o aumento do número de nódulos causa uma diminuição da resistência ao desgaste à abrasão como consequência do aumento da área total da superfície dos nódulos expostos à abrasão, promovendo o aumento da taxa geral de desgaste.

Noutro estudo, Abedi *et al.* ensaiaram o comportamento de desgaste em deslizamento no ferro fundido nodular ferrítico-perlítico com diferente densidade de nódulos³⁵. Estes efetuaram testes de desgaste pino-sobre-disco (FFN-sobre-aço) com base na norma ASTM-G99³⁶ em condições de deslizamento a seco, aplicando diferentes cargas (1,5, 3,5 e 5,5 kgf). Verifica-se desgaste por oxidação quando aplicadas cargas baixas, na medida em que a resistência ao desgaste por oxidação aumenta com o número de nódulos. Este facto pode ser justificado pela característica inerente aos nódulos de grafite em atuarem como lubrificante. A área específica dos nódulos de grafite em contacto com a superfície desgastada aumenta com o seu número, melhorando, desta forma, o efeito de lubrificação e a dissipação de calor na superfície desgastada. No entanto, quando são aplicadas cargas elevadas o mesmo comportamento não é verificado. Uma justificação plausível remete-se ao aumento da temperatura das superfícies em contacto, inibindo a capacidade de lubrificação por parte da grafite. Quando aplicada uma carga de 5,5 kgf, verificou-se ainda deformação plástica da matriz e instabilidade dos nódulos de grafite, assim como da matriz dúctil circundante, a ferrite, resultando no aparecimento de fissuras e propagação das

mesmas, Figura 9. As interfaces matriz/grafite são regiões possíveis para iniciação e propagação de fissuras, resultando num aumento da taxa de desgaste com o aumento da área de interface grafite/matriz. Para distâncias longas de deslizamento, a presença de camada de transferência formada a partir dos resíduos de desgaste; para cargas elevadas, sugere ainda a ocorrência de desgaste adesivo.

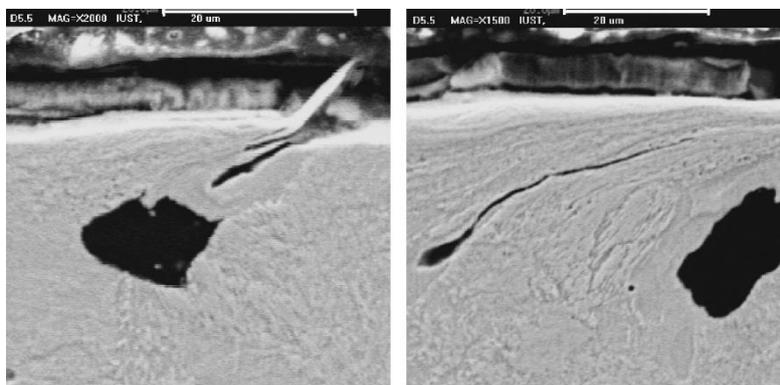


Figura 9. Micrografia de corte transversal da superfície desgastada, da amostra de contagem de nódulos elevada, usada na carga aplicada de 5,5 kgf ³⁵.

Relativamente ao desgaste de compósitos de matriz metálica com reforço de partículas de metal duro destaca-se o estudo de Ala-Kleme *et al.* ³³. Nele constatou-se que para a melhoria da resistência ao desgaste abrasivo de compósitos de matriz de aço, através da adição de partículas rígidas, é necessária uma interface suficientemente forte para evitar o desprendimento de partículas, devendo a quantidade de partículas ser suficientemente alta para compensar o desgaste da matriz devido ao desgaste de partículas rígidas. O material de reforço não deve possuir falhas internas e ter uma boa resistência ao desgaste face à abrasão.

Noutro estudo, Rojacz *et al.* avaliaram a influência das distintas formas de incorporação de partículas de sucata de carboneto cementado (CCS) com tamanho médio de partícula de $5\pm 2\text{mm}$, numa matriz de ferro fundido cinzento nodular resistente ao calor, GJS-SiMo40-10, e numa ferramenta de trabalho a quente, aço X30WCrV9-3, recorrendo ao processo de fundição ³⁷. Estes avaliaram três procedimentos: 1) a incorporação das partículas à superfície, colocando-as na base da moldação seguido de vazamento do metal fundido; 2) a incorporação das partículas no fundido seguido de vazamento para o interior da moldação e, a última técnica 3) remete à incorporação em simultâneo, das partículas durante o vazamento para a moldação. De todos os métodos de incorporação, o 2) não revelou ser o mais adequado devido ao assentamento das partículas no cadinho. Todos os procedimentos foram realizados com 5kg de fundido, utilizando diferentes quantidades (0,25-0,5kg) de CCS. Os resultados de testes de desgaste abrasivo para os casos mais relevantes apresentam-se na Figura 10.

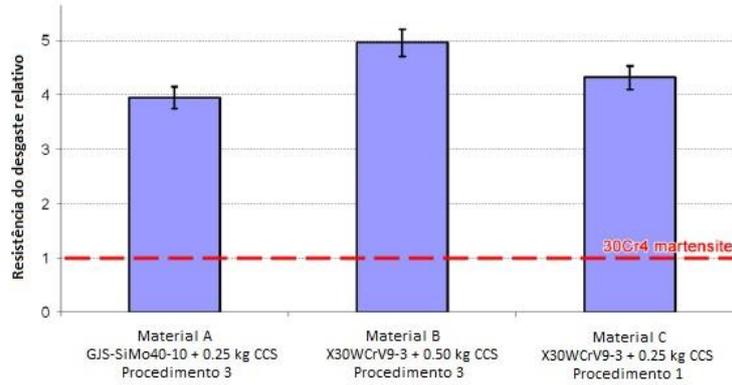


Figura 10. Resistência ao desgaste dos materiais compósitos: valores relativos ao desgaste de um aço temperado (adaptado de ³⁷).

Os autores concluíram que a resistência ao desgaste dos materiais compósitos é muito superior comparativamente à de um aço temperado (30Cr4), usado como referência. Também as amostras com maior quantidade de partículas de CCS proporcionam maior resistência à abrasão.

Capítulo 2

Materiais e procedimento experimental

O decorrer deste trabalho teve por base alguns estudos já desenvolvidos ^{11,16,19,28,27,26} tendo como principal finalidade o estabelecimento de uma ligação satisfatória entre as partículas de metal duro e o ferro fundido, através do processo tradicional de fundição/infiltração. Desta forma, procedeu-se ao vazamento direto de ferro fundido nodular sobre as partículas de metal duro dispostas *a priori* na moldação inferior, as quais foram previamente revestidas com um ligante e uma liga de brasagem.

Os provetes obtidos foram seguidamente caracterizados por diversas técnicas: i) microdureza Vickers de modo a obter perfis de dureza desde a matriz de ferro fundido até à zona superficial de compósito FFN/metal duro; ii) microscopias ótica e microscopia eletrónica de varrimento; iii) ensaios de flexão à temperatura ambiente; iv) ensaios para avaliação do desgaste erosivo por impacto de partículas duras; v) observação e medida da topografia superficial por perfilometria ótica 3D.

2.1. Seleção do metal duro

A seleção do grau de metal duro para elaboração do compósito teve por base o tipo de aplicação em que normalmente é empregue, tendo-se utilizado sucata de graus de metal duro próximos de aplicações de mineração. As partículas de sucata recebidas da Durit estavam separadas em diferentes classes, conforme o tamanho de partícula, contendo na sua composição teores em cobalto entre 4 e 13% em peso. Para além da sucata, foram recebidas da Durit partículas do grau BD20 com 10% de cobalto, com vista à realização de testes comparativos.

O grau BD 20 é usado para aplicações de conformação e tecnologias de mineração, apresentando as propriedades físicas descritas na Tabela 1:

Tabela 1. Propriedades do metal duro grau BD20, segundo catálogo da Durit ³⁸.

Dureza	1215 ± 30 HV ₃₀
% Ferrite	10 ± 1 %
Densidade (ρ)	14,55 ± 0,1 g/cm ³
Coefficiente de expansão térmica	5,5 x 10 ⁻⁶ /K
Condutividade térmica	90 W.(mK) ^{-1/2}
Rutura transversa	2700 N/mm ²

O conteúdo da ferrite revela a qualidade do metal duro no que diz respeito à percentagem de material ferromagnético dos componentes sinterizados em comparação ao valor que se obteria num material 100 % ferrítico. Desta forma, este

valor reflete a quantidade relativa de cobalto que está presente na microestrutura do metal duro ³⁹.

Relativamente à sucata de metal duro (MD), utilizaram-se três classes granulométricas: i) entre 2 mm < MD < 4 mm; ii) 4 mm < MD < 8 mm; iii) MD > 8 mm. Do grau BD20 as partículas apresentam dimensões de 9x6x4 mm, Figura 11.



Figura 11. Diferentes tamanhos de partícula usados na produção de placas composto FFN/metal duro, 2 mm <MD<4 mm, MD >8 mm e BD 20, da esquerda para a direita.

As partículas de metal duro foram misturadas com um ligante, silicato de sódio, em cerca de 5% de massa em relação ao peso total de sólidos, de modo a envolver homogeneamente as partículas com um filme que responderá pela fixação destas à superfície da moldação inferior ⁴⁰. Desta forma, foi usado o silicato comercial designado por WASILITE 025, caracterizado por uma massa volúmica 1,476 kg/dm³ e uma viscosidade, a 25 °C, de 206 mPa.s.

Para além do silicato, uma das variáveis estudadas foi a adição de pó de níquel, uma liga de brasagem, com uma granulometria de 2,30 µm e com a composição apresentada na Tabela 2:

Tabela 2. Composição química do pó de Níquel ⁴¹.

Composição química do pó de Ni (%)	
Carbono	0,150%
Cobre	0,0001%
Enxofre	0,0002%
Ferro	0,003 %
Oxigénio	0,064%

O níquel é um metal de transição de coloração branco prateado, caracterizado por possuir boa afinidade com o ferro fundido, proporcionando resistência à corrosão

em ambientes salinos, assim como, resistência ao desgaste. Por outro lado, o níquel, como já referido pode ser usado como ligante metálico alternativo ao cobalto, na produção de metal duro. Este possui melhor resistência à oxidação em comparação ao cobalto, no entanto não propicia as melhores propriedades mecânicas do *cermet* final

42.

2.2. Seleção do ferro fundido nodular

Para este trabalho selecionaram-se dois tipos de ferro nodular (FFN) cuja escolha incidiu nas propriedades mecânicas que estes proporcionam, Tabela 3, no que diz respeito à dureza, ductilidade e resistência mecânica. Ambos os ferros nodulares possuem uma matriz perlítica, caracterizada por durezas superiores às matrizes ferríticas ou mistas.

Tabela 3. Propriedades dos ferros fundidos nodulares, nomeadamente $RP_{0,2\%}$ - tensão de cedência, RM - resistência mecânica, A - alongamento, Z - estricção.

Designação	$RP_{0,2\%}$ (MPa)	RM (MPa)	A (%)	Z (%)	Dureza (HB)
EN-GJS-700-2	420-600	700-850	2-6	2-6	225-305
EN-GJS-600-3	370-480	600-750	3-8	3-8	190-270

2.3. Produção das placas de metal duro/ferro fundido nodular

O processo de produção das partículas de metal duro na empresa fornecedora Durit, consistiu na fragmentação de peças de sucata com recurso a choque térmico seguido da passagem por um moinho de maxilas.

Para a incorporação de partículas de metal duro no ferro fundido nodular realizou-se o seguinte procedimento na Duritcast:

- Peneiração do metal duro proveniente da sucata de modo a evitar a presença de finos;
- Preparação dos moldes perdidos, em EPS, e canais de gitagem para a produção de placas e respetivos acrescentos para ensaios de caracterização mecânica,
- Preparação das moldações em areia furânica auto-secativa;
- Mistura do metal duro com silicato de sódio, ligante que promove a fixação das partículas de metal duro;

- Adição de pó de níquel à mistura metal duro + silicato de sódio numa das placas produzidas em cada ensaio;
- Colocação das partículas de metal duro sobre a moldação inferior;
- Vazamento do ferro fundido. Foram ensaiadas duas ligas: EN-GJS-700-2 e EN-GJS-600-3;
- Desmoldação, após arrefecimento;
- Granalhagem das placas, seguido de corte do sistema de gitagem;
- Separação dos acrescentos para obtenção dos provetes de ensaios mecânicos.

Na Figura 12 observa-se o resumo da sequência de operações para a produção das placas metal duro/FFN.



Figura 12. Sequência de produção das placas compósitas de metal duro-ferro fundido: a) produção da moldação com o molde em EPS; b) e c) aplicação de partículas de metal duro, 2 mm <MD<4 mm e BD20 respetivamente; d) vazamento do FFN para o interior das moldações.

Na Figura 13, observa-se o produto final, obtido pela técnica tradicional de fundição, no entanto de valor acrescentado através da incorporação de partículas de metal duro.



Figura 13. Placas de compósito FFN/metal duro, ainda com sistema de gitagem, com acrescentos para caracterizações mecânicas, relativo ao ensaio com a liga EN-GJS-700-2.

2.4. Medição dos perfis de microdureza

Para a medição da microdureza, as amostras foram cortadas com rebarbadora manual com discos de corte, seguida de retificação com mó diamantada (granulometria 46 μm). As superfícies do corte transversal foram sujeitas a polimento na sequência de lixas 220 e 500 e panos de polimento com pasta de diamante de 2 a 4 μm . Nos testes usou-se um microdurómetro *Scansi Buehler, modelo Wilson VH 1102-01-0029*, com carga de 2kgf, durante 10 segundos, de modo a avaliar as diagonais da indentação, possibilitando a caracterização das diferentes zonas/interfaces existentes, metal duro, zona de interface e FFN. Através da fórmula seguinte, foi possível a quantificação da dureza:

$$HV2 = 1,8544 \frac{P}{d^2}$$

em que:

HV2– Dureza Vickers (kgf/mm²) obtida com uma carga de 2 kgf;

P – Carga aplicada em kgf (2 kgf); e

d – Média das diagonais da indentação (mm).

De ressaltar que para cada placa foram ensaiadas 5 durezas em cada zona do compósito, de modo a obter uma média mais real dos valores obtidos.

2.5. Microscopia ótica e eletrónica de varrimento (MEV)

As amostras dos cortes transversais referidas anteriormente foram preparadas para observação ao microscópio ótico *Nikon Eclipse MA 100* e eletrónico de varrimento *Hitachi - S4100*, acoplado a um sistema de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) que permite identificar os elementos químicos presentes. Estas foram sujeitas a um ataque químico com Nital 4%, solução esta preparada com 4 ml de ácido nítrico e 96 mL de etanol. As regiões com metal duro foram também atacadas com reagente Murakami, contendo na sua composição 100 ml de H₂O, 10 g Hidróxido de potássio, 10 g Hexacianoferrato de potássio (III).

2.6. Ensaio de flexão a 3 pontos

O ensaio de flexão consiste na aplicação de uma carga crescente em pontos pré-definidos, possibilitando a avaliação da deformação do material a ensaiar em função da carga aplicada, assim como a tensão de rutura do material. A força aplicada provoca na amostra a ensaiar uma contração localizada na parte superior do provete devido à compressão que se faz sentir, ao invés região inferior que sofre alongamento, devido à condição de tração, Figura 14. Este ensaio foi realizado num equipamento de marca *Shimadzu modelo AG-25TA*, com uma célula de carga de 250 kN.

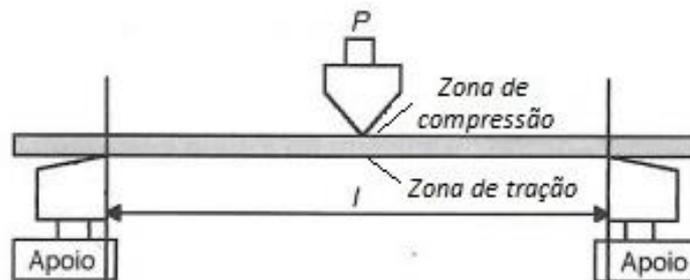


Figura 14. Esquema do ensaio de flexão a três pontos, em que P é a carga aplicada sobre a amostra e l a distância entre apoios.

A tensão de rutura dos provetes indica-nos a resistência à flexão dos mesmos e pode ser determinada a partir da equação:

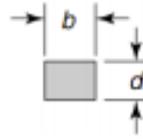
$$\sigma = \frac{3 Fl}{2 d^2 b},$$

Em que:

F= carga aplicada (N);

d e b seção transversal do provete (mm); e

l= distância entre apoios (mm)



Os provetes foram dimensionados de modo a garantir que o equipamento de ensaios mecânicos com uma célula de carga de 250 kN garantia a flexão dos mesmos; desta forma produziram-se provetes com 25 mm de espessura (d) e 35 mm de largura (b), com uma distância entre apoios de 115 mm (l). Os provetes foram colocados sobre os apoios inferiores de modo a que zona preenchida com partículas de metal duro ficasse situada na zona inferior, solicitada à tração para aferir o comportamento sob condição mecânica mais severa.

2.7. Ensaios de desgaste erosivo

De modo a conhecer o comportamento de resistência ao desgaste dos materiais em estudo, procedeu-se ao teste de desgaste erosivo ASTM G76 ⁴³ no qual, através da energia cinética conferida às partículas duras pelo jato de gás, se dá a colisão das mesmas contra a superfície a estudar, como é ilustrado na Figura 15. Em particular, no desgaste erosivo, o contacto entre as partículas duras e a superfície é de curta duração, ao contrário de outras técnicas de desgaste, mas a qualidade do material do ponto de vista da resistência ao desgaste revela-se de um modo semelhante quando solicitado nos modos abrasivo ou erosivo.

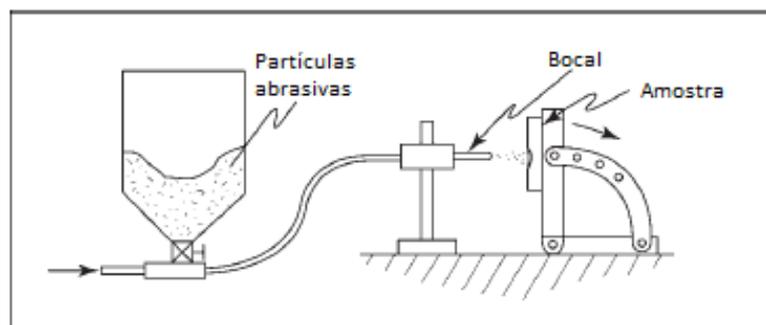


Figura 15. Esquema do teste de erosão de jato de gás segundo a norma ASTM G 76 ⁴⁴.

O teste foi realizado num equipamento existente no DEMaC-Universidade de Aveiro, Figura 16, sendo usadas partículas duras de SiC com 150 μm de diâmetro que colidem contra um alvo a 5 mm de distância de um bocal em metal duro com cerca de 4,5 mm de diâmetro interno e 50 mm de comprimento. As partículas adquirem uma

determinada velocidade devido à corrente de gás aplicada, com uma taxa de fluxo de partículas de 8g/min, sendo que o teste teve uma duração de 60 min, em etapas de 15 min. O ângulo entre o eixo do bocal e a superfície da amostra foi de 90°.

A taxa de erosão foi avaliada pela perda de massa das amostras, na medida em que estas foram pesadas antes e depois de ensaiadas numa balança *A&D modelo GR-200-EC*, com carga máxima de 210 ± 0.0001 gr. Entre cada pesagem, as amostras foram sujeitas a uma limpeza por ultrassons, de modo a evitar possíveis erros decorrentes da inclusão de partículas erodentes, no material em estudo.

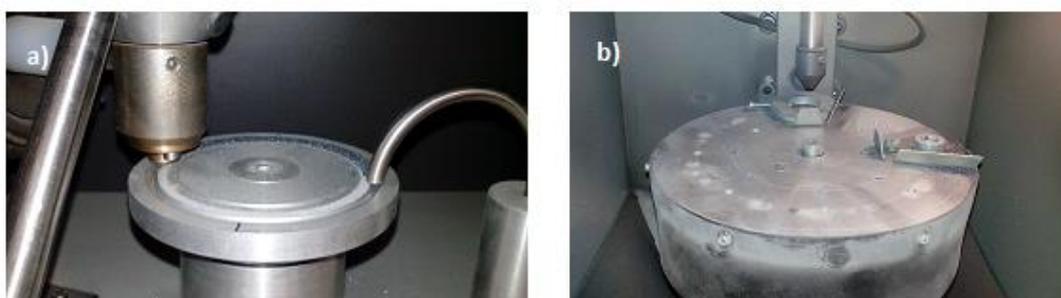


Figura 16. Equipamento de ensaios de desgaste de erosão por impacto de partículas duras, segundo a norma ASTM G 76 – 02: a) Alimentador de partículas erosivas, de acordo com o fluxo estipulado; b) Porta amostras.

2.8. Perfilometria ótica 3D

Uma técnica de caracterização que permite a avaliar a topografia por perfilometria ótica 3D, tendo-se recorrido a um perfilómetro *Sensofar S-neox*, acoplado com um software *SensoSCAN*, Figura 17.



Figura 17. Equipamento de caracterização de perfilometria ótica 3D, *Sensofar S-neox*⁴⁴.

Esta técnica destaca-se por ser uma técnica ótica não destrutiva, que realiza análises topográficas com resolução sub-nanométrica, associada a outras vantagens. A perfilometria ótica 3D reúne três tecnologias de alto desempenho nomeadamente: a microscopia confocal (melhor para superfícies com elevada inclinação), a interferometria (produz uma maior resolução vertical) e a variação de foco (formato de medida, em poucos segundos, de superfícies rugosas), tudo na mesma cabeça do sensor ⁴⁴.

Capítulo 3

Resultados e discussão

3.1 Composição e microestrutura da matriz de ferro fundido nodular

3.1.1. Liga EN-GJS-700-2

O primeiro ensaio consistiu na produção de ferro fundido nodular EN-GJS-700-2, com a composição química no forno referida na Tabela 4, avaliada por espectroscopia de emissão atômica (OES).

Tabela 4. Composição do ferro fundido nodular EN-GJS-700-2 no forno (% peso).

%	C	Si	Mn	Cu	Sn
Composição utilizada	3,40	2,50	0,75	0,75	0,20

Para a medição do teor de carbono no forno recorreu-se à técnica de análise térmica diferencial num equipamento existente na Duritcast (*OCC – Octogon Computer Concepts, GmbH*) já calibrado para este efeito e acoplado a um software PhaseLab, o qual permitiu a determinação do teor de carbono de 3,40% e correspondente temperatura *liquidus* de 1213 °C, Figura 18.

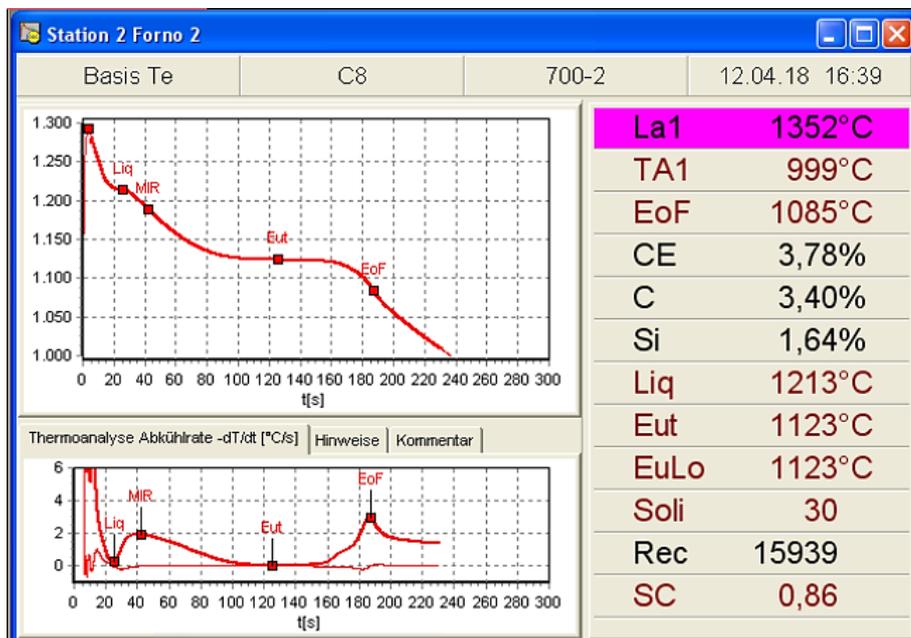


Figura 18. Informação obtida pela análise térmica da amostra do forno de EN-GJS-700-2, EoF = Final de solidificação, CE = Carbono equivalente, C = percentagem de carbono, Si = Percentagem de silício, Liq = Temperatura *liquidus*, Mir = Velocidade de arrefecimento entre liquidus e a reação eutética, Eut = Temperatura eutética, EuLo = Temperatura eutética mínima, Rec = Número de análises, SC = Recalescência

A temperatura na colher de vazamento pretendida, para este FFN, teria de se encontrar no intervalo de 1450-1470 °C. Deste modo, elevou-se a temperatura do forno de fusão a uma temperatura de 1550 °C, após todos os acertos, de modo a garantir a composição desejada na colher, Tabela 5.

Tabela 5. Composição química ferro nodular EN-GJS-700-2 (% peso) obtida na colher.

%	C	Si	Mn	Mg	Cu
Composição obtida	3,40	2,53	0,76	0,035	0,78

Através da composição obtida, e empregando a fórmula do carbono equivalente, obtém-se um ferro fundido hipoeutético, com um teor em carbono ligeiramente inferior a 4,3%, o valor do eutético.

$$C_{eq} = \%C + \frac{1}{3}(\%Si + \%P) = 3,4 + \frac{1}{3}(2,529 + 0,0159) = 4,25 \%$$

Em cada ensaio de vazamento foram necessários cerca de 700kg de FFN, tendo sido produzidas várias placas de compósito FFN/metal duro cujas características nominais estão discriminadas na Tabela 6.

Tabela 6. Condições de ensaio do vazamento da liga EN-GJS-700-2, nomeadamente quantidade de silicato de sódio e níquel, espessura média da camada de compósito e temperatura na colher.

Placa N°	Tamanho de partícula (mm)	Metal duro (%)	Silicato de sódio (%)	Níquel (%)	Espessura (mm)	Temperatura (°C)
1	2 < MD < 4	12	5	-	4,5	1478
2	4 < MD < 8	17	5	-	6	1463
3	BD20	20	5	-	7	1460
4	BD20 + Ni	16	6	8	7	1458
5	MD > 8	15	5	-	12	1475

Neste ensaio, pela análise ao microscópio ótico, obteve-se uma matriz de ferro fundido perlítico enriquecida em cementite, fase esta característica do ferro fundido branco, como é possível observar na Figura 19. Surgiu então a necessidade de efetuar um tratamento térmico, de modo a reduzir a quantidade de cementite na matriz do compósito, uma fase dura e frágil, indesejada. O tratamento térmico foi efetuado em atmosfera controlada, inicialmente enriquecida em metanol seguida de uma atmosfera redutora de azoto, de modo a evitar possíveis oxidações, sobretudo do metal duro.

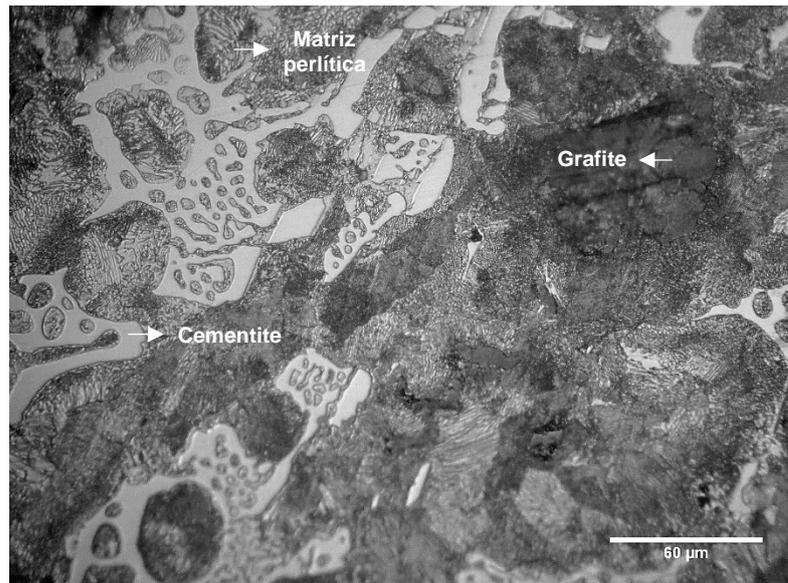


Figura 19. Imagem de microscopia ótica da matriz do ferro fundido EN-GJS-700-2.

Resultante da têmpera em óleo, induziu-se ao aparecimento de uma estrutura martensítica. Na Figura 20 é possível observar a estrutura resultante da têmpera em óleo, seguido de revenido. O revenido provoca um arredondamento das agulhas de martensite, não proporcionando uma matriz tão frágil em comparação à têmpera.

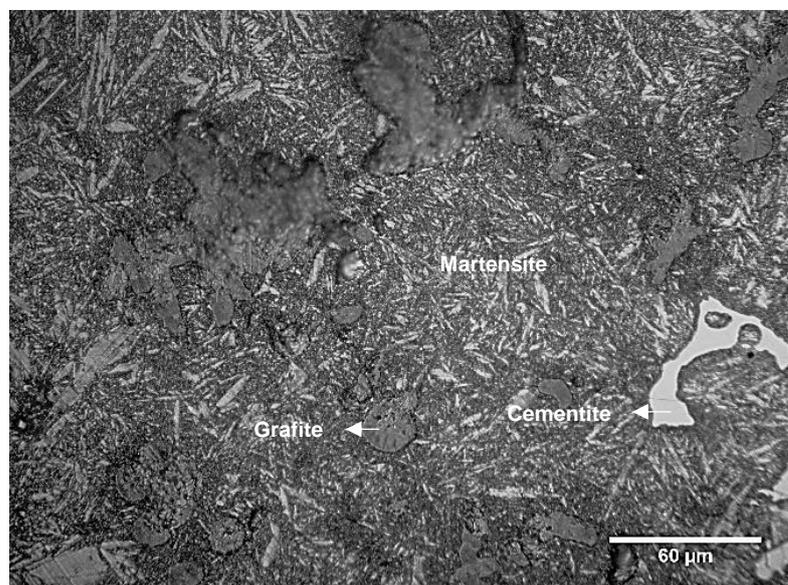


Figura 20. Imagem de microscopia ótica da matriz do ferro fundido EN-GJS-700-2, após tratamento térmico de têmpera em óleo seguido de revenido.

3.1.2. Liga EN-GJS-600-3

O segundo ensaio consistiu na produção de um ferro nodular EN-GJS-600-3, com a composição química contida na Tabela 7.

Tabela 7. Composição do ferro fundido nodular EN-GJS-600-3 (% peso) no forno.

%	C	Si	Mn	Mg	Cu
Composição utilizada	3,55-3,75	2,30-2,50	0,6-0,7	0,050-0,070	0,3-0,4

A temperatura na colher de vazamento pretendida era de 1450 +/- 10 °C, de modo a garantir a difusão entre as partículas de metal duro e o ferro fundido. Após os acertos, elevou-se a temperatura do forno para 1530 °C. A amostra do forno analisada permitiu determinar a temperatura *liquidus* de 1155°C, para a composição de 3,75% de C, Figura 21.

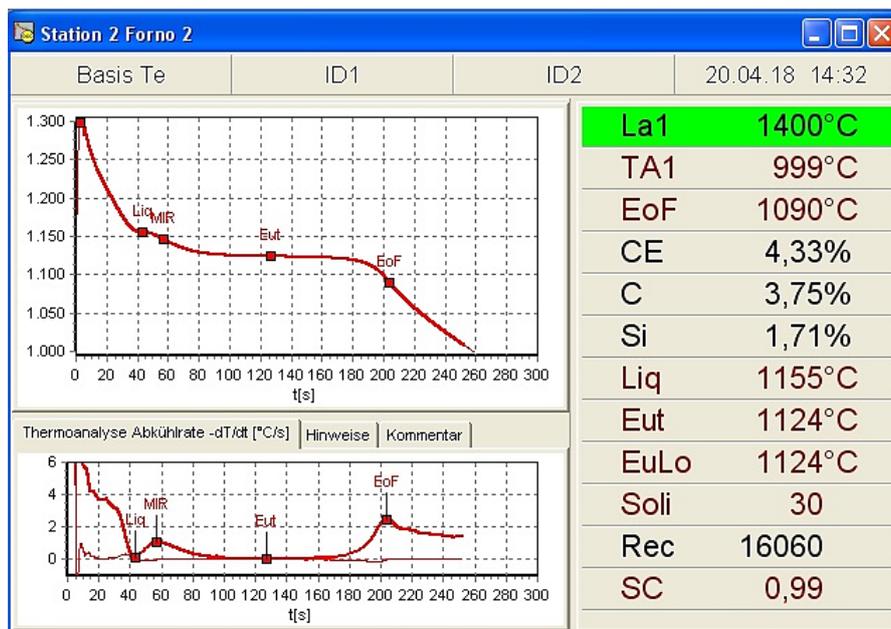


Figura 21. Informação obtida pela análise térmica da amostra do forno de EN-GJS- 600-3, EoF = Final de solidificação, CE = Carbono equivalente, C = percentagem de carbono, Si = Percentagem de silício, Liq = Temperatura *liquidus*, Mir = Velocidade de arrefecimento entre liquidus e a reação eutética, Eut = Temperatura eutética, EuLo = Temperatura eutética mínima, Rec = Número de análises, SC = Recalescência.

Da amostra da colher retirou-se uma amostra na coquilha e permitiu a determinação da composição do ferro fundido, Tabela 8.

Tabela 8. Composição química ferro nodular EN-GJS-600-3 na colher.

%	C	Si	Mn	Mg	Cu
Obtida	3,75	2,55	0,668	0,061	0,446

Reunidas todas as condições, obteve-se um ferro fundido hipereutético, com um carbono equivalente de 4,61%.

$$C_{eq} = \%C + \frac{1}{3} (\%Si + \%P) = 3,75 + \frac{1}{3} (2,55 + 0,017) = 4.61 \%$$

Semelhante ao ensaio anterior, foram produzidas placas de compósito FFN/metal duro cujas características nominais estão discriminadas na Tabela 9.

Tabela 9. Condições de ensaio do vazamento da liga EN-GJS-600-3, nomeadamente quantidade de silicato de sódio e níquel, espessura média da camada de compósito e temperatura na colher.

Placa N°	Tamanho de partícula (mm)	Metal Duro (%)	Silicato de sódio (%)	Níquel (%)	Espessura (mm)	Temperatura (°C)
1	2 < MD < 4	13	5	-	5	1394
2	2 < MD < 4	17	4	-	6	1383
3	4 < MD < 8	13	5	-	6	1388
4	BD 20 + Ni	18	6	1,5	7	1376
5	MD > 8	22	5	-	12	1404

Neste ensaio, obteve-se uma matriz de ferro fundido predominantemente perlítica, com cerca de 6% de ferrite, ver Figura 22.

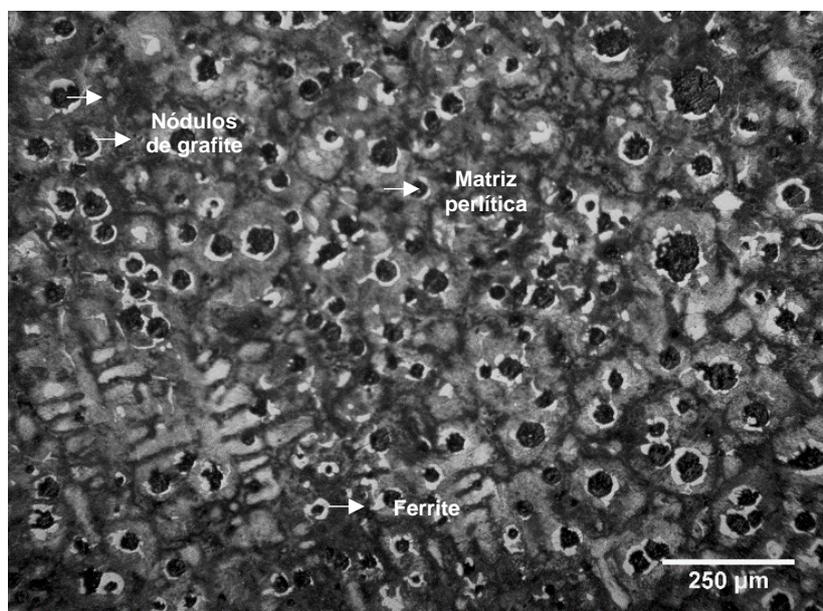


Figura 22. Imagem de microscópio óptico da matriz de ferro fundido EN-GJS-600-3.

3.2. Microdureza Vickers

As amostras foram sujeitas a ensaios de microdureza de modo a avaliar a evolução da dureza ao longo do perfil transversal da amostra, nomeadamente metal duro, interface metal duro/ferro fundido e ferro fundido. Na Figura 23 é possível observar as indentações quando aplicada uma carga de 2kgf, no material produzido com a liga EN-GJS-600-3.

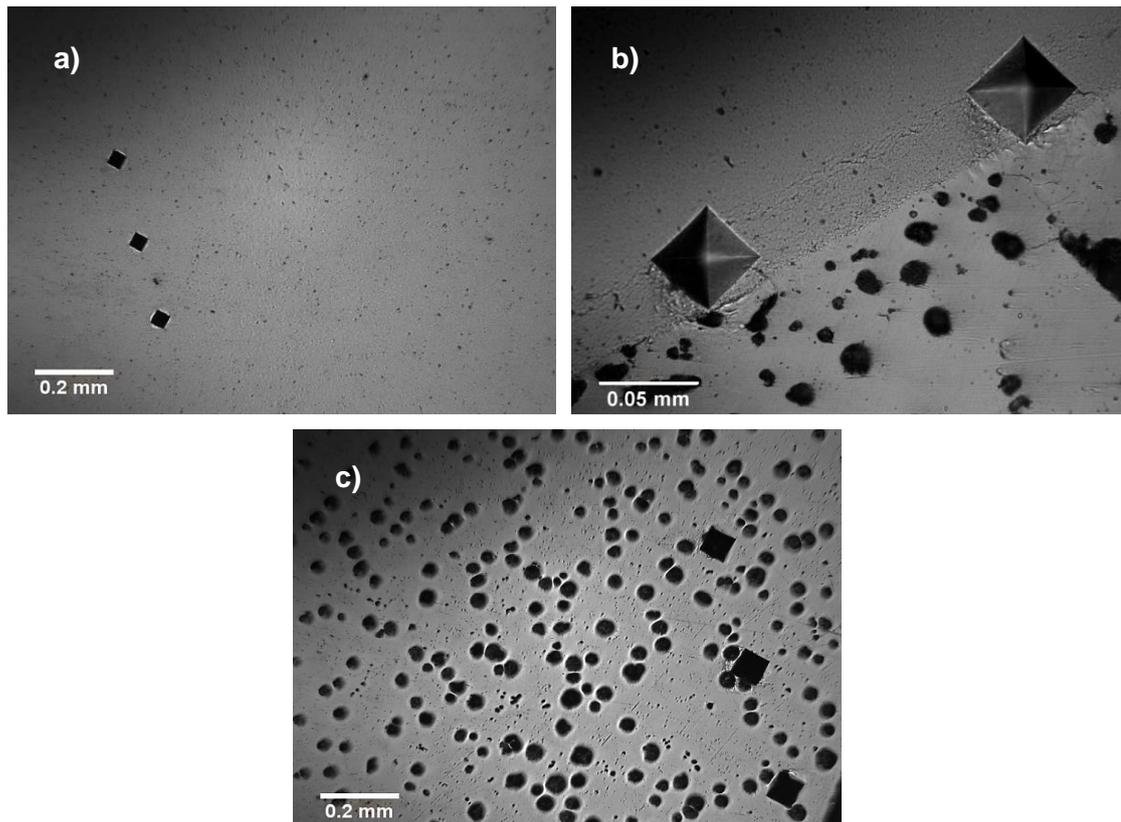


Figura 23. Imagem microscópica das indentações efetuadas no microdurómetro, com carga 2kgf, no metal duro (a), interface metal duro/ferro fundido (b), e ferro fundido (c).

Na Figura 24 é possível observar a variação da dureza em diferentes amostras de compósito. Selecionaram-se os casos que evidenciam melhor o comportamento distinto nas várias zonas. Conclui-se que a dureza diminui desde as partículas de metal duro até à matriz de FFN, alcançando valores intermédios na zona de interface metal duro/ferro fundido.

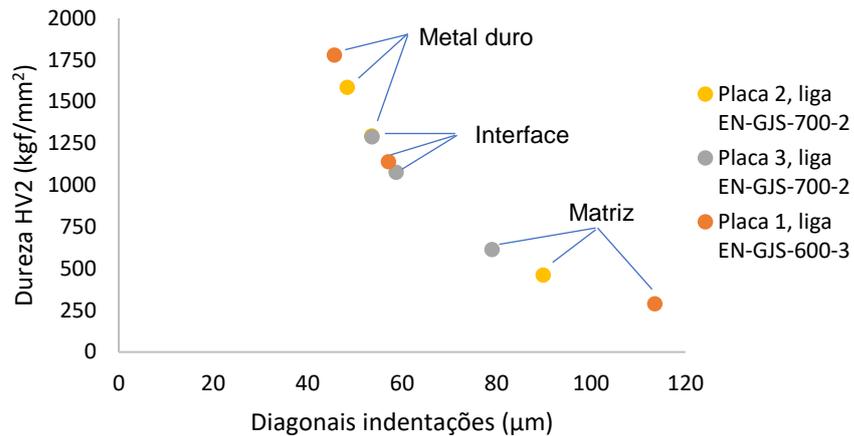


Figura 24. Representação gráfica do perfil de durezas em diferentes zonas do compósito, em função do valor médio do comprimento das diagonais das indentações quando aplicada uma carga de 2 kgf.

A Figura 25 complementa a figura anterior no sentido de se acentuar a diminuição da dureza ao longo do perfil de metal duro, interface e matriz de FFN. A matriz da liga EN-GJS-700-2, sendo martensítica, possui uma dureza superior em comparação com a dureza da liga EN-GJS-600-3, que possui uma matriz predominantemente perlítica. Esta tendência de diminuição de dureza é observada em todas as placas, em ambos os ensaios. Relativamente ao metal duro, a menor dureza resulta de um teor de cobalto maior correspondendo às partículas usadas na placa 3, com BD20. No que diz respeito ao metal duro usado nas placas 1 e 2 resultam durezas superiores resultantes de sucatas com teor de cobalto no intervalo 4 a 13%.

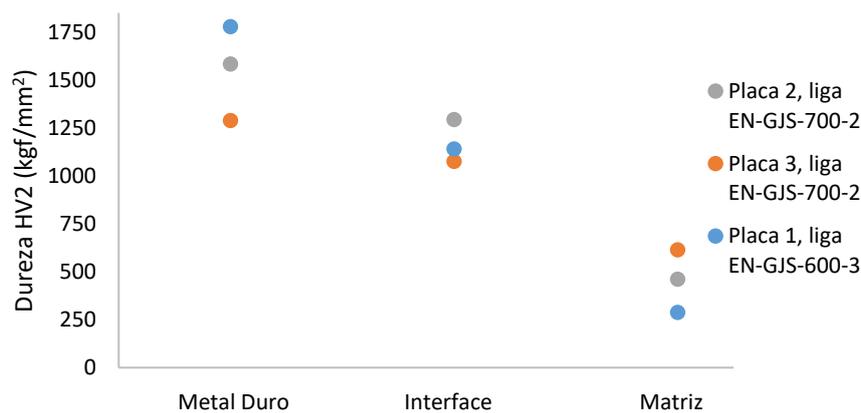


Figura 25. Representação gráfica dos perfis de durezas em função das distintas zonas que constituem o compósito, em diferentes ensaios com distintas matrizes de FFN e diferentes granulometrias e grau de metal duro.

Para o gráfico das Figuras 24 e 25 os valores mais significativos da totalidade das medições de dureza são apresentados na Tabela 10.

Tabela 10. Valores de dureza HV2 e respetivo desvio-padrão para zonas distintas: metal duro, interface e matriz de FFN para cada placa.

			Dureza HV2 (kgf/mm ²)	Desvio-padrão
EN-GJS-700-2	Placa 1	Metal Duro	1779	62
		Interface	1127	90
		Matriz	464	21
	Placa 2	Metal Duro	1585	32
		Interface	1294	40
		Matriz	461	35
	Placa 3	Metal Duro	1289	8
		Interface	1077	58
		Matriz	614	127
	Placa 5	Metal Duro	1777	16
		Interface	1145	78
		Matriz	372	27
EN-GJS-600-3	Placa 1	Metal Duro	1778	17
		Interface	1140	81
		Matriz	289	20
	Placa 4	Metal Duro	1365	30
		Interface	1186	90
		Matriz	378	25

3.3. Análise de microscopia ótica e eletrónica de varrimento (SEM)

De modo a caracterizar a inserção das partículas de metal duro na matriz de FFN e a transição para a região 100% metálica, recorreu-se à caracterização microscópica. Complementando os resultados de microdureza Vickers com microscopia ótica, é possível verificar pela Figura 26 que existe uma zona de transição (interface) entre o metal duro e ferro fundido, caracterizado por valores de dureza intermédios entre a dureza do metal duro e do FFN, como se mostrou anteriormente.

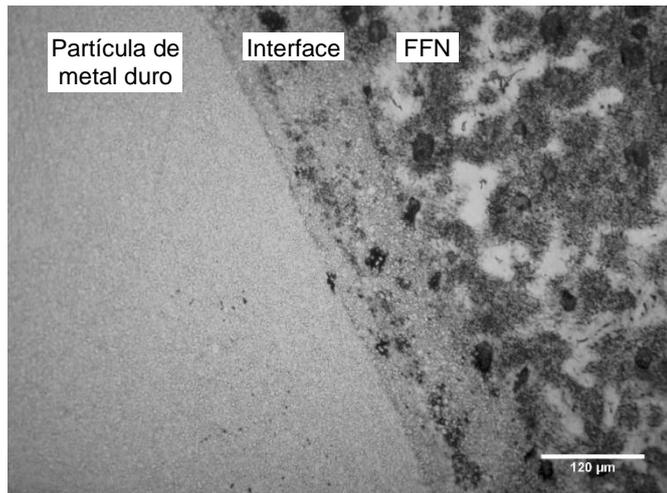


Figura 26. Imagem de microscopia ótica da zona de interface entre metal duro e ferro fundido (liga EN-GJS-600-3).

A observação da interface em SEM com maior resolução, Figura 27, permite observar a desagregação da partícula de WC para a matriz de FFN com difusão dos elementos da liga metálica para o sentido oposto, envolvendo as micropartículas desagregadas de WC.

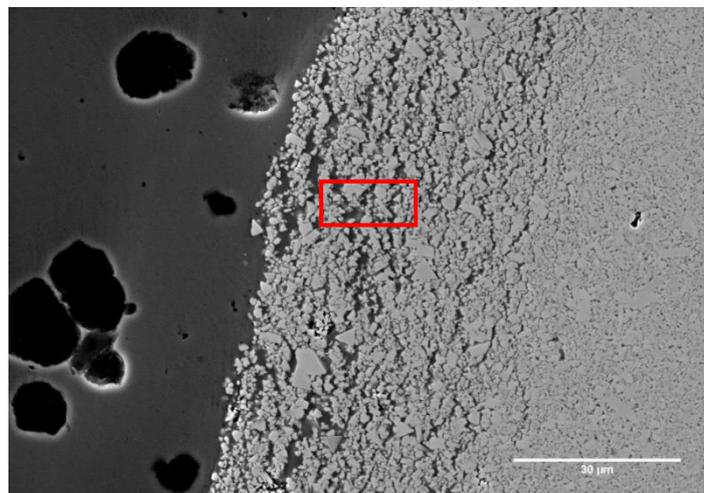


Figura 27. Micrografia SEM da zona de interface metal duro ferro fundido (liga EN-GJS-600-3).

A Figura 28, mostra a composição química existente na camada de interdifusão, região assinalada na Figura 27 a vermelho, certificando que existe o elemento Fe na região de desagregação do metal duro. Dado que o diagrama de fase Fe-Co apresenta zonas extensas de solução sólida entre os dois metais, pode-se colocar a hipótese de forte ligação química nesta região de interface.

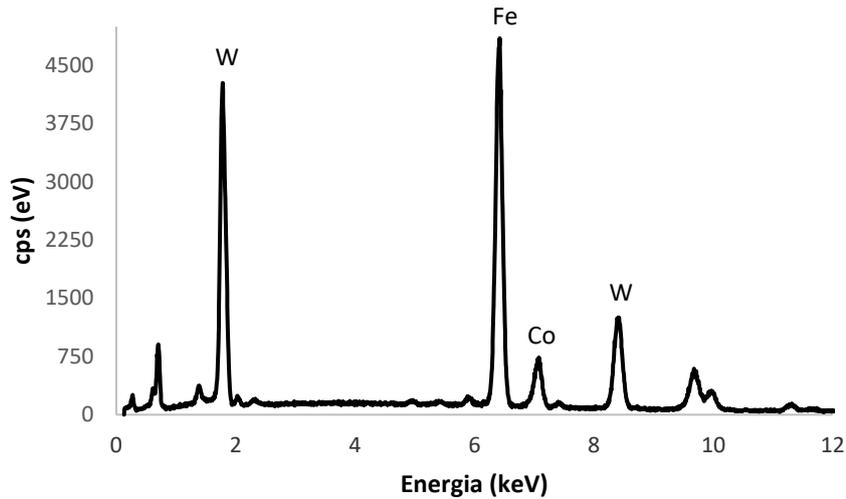


Figura 28. Espectro EDS da micrografia Figura 27, com os respectivos picos representativos dos elementos químicos presentes.

Na Figura 29 observa-se uma micrografia do compósito quando usado o pó de níquel, em simultâneo com o silicato de sódio. Conclui-se que a adição deste elemento não favorece no estabelecimento de ligação entre o metal duro e a matriz de FFN.

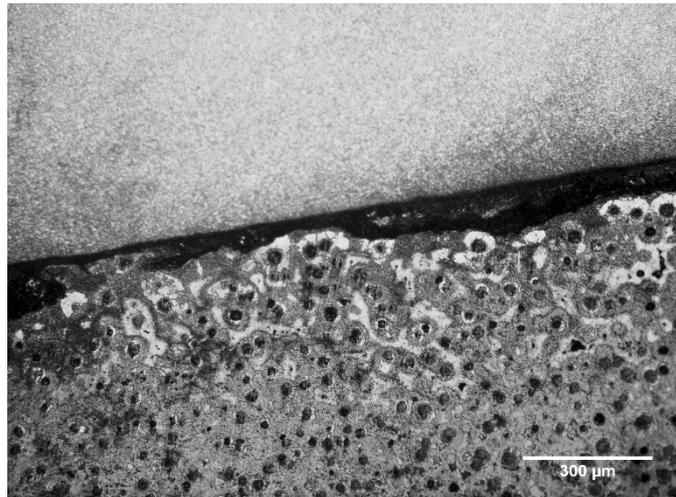


Figura 29. Imagem de microscopia ótica da zona de interface entre metal duro e ferro fundido, quando usado pó de níquel como liga de brasagem (liga EN-GJS-600-3).

3.4. Ensaio de Flexão

De modo a avaliar a tensão de rutura dos provetes foram ensaiados provetes de FFN e provetes do compósito, permitindo comparar as propriedades mecânicas e de que forma a incorporação das partículas influencia este tipo de solicitação. Na Figura 30 observam-se diferentes curvas obtidas no vazamento da liga EN-GJS-700-2, que traduzem a influência das diferentes granulometrias de partículas de metal duro.

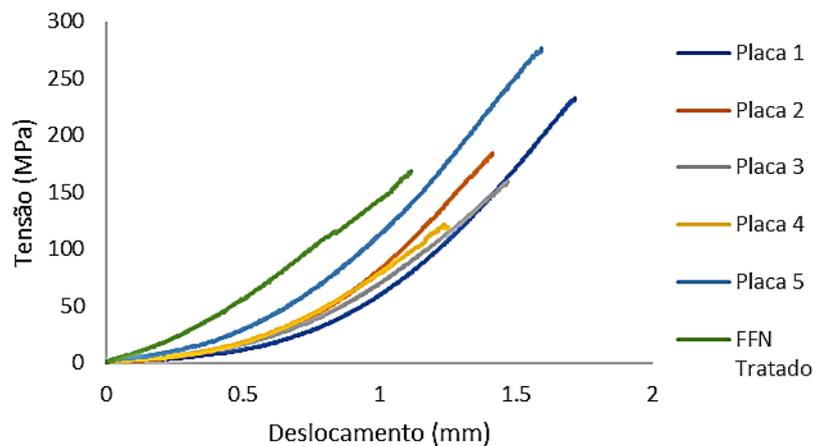


Figura 30. Representação gráfica tensão vs deslocamento do apoio superior no teste de flexão, para a liga EN-GJS-700-2.

Comparando as curvas relativas ao compósito com adição de partículas de sucata (placas 1, 2 e 5, Tabela 6), a primeira constatação é a de que a maior espessura da camada de metal duro (placa 5) conduz à maior resistência mecânica. Este comportamento pode advir da maior quantidade de metal duro adicionado e da própria dimensão das partículas. Qualquer destes compósitos com partículas de sucata de metal duro conduziu a uma melhoria da resistência mecânica relativamente ao material 100% FFN. De notar que as matrizes de FFN no caso desta liga mantêm alguma cementite apesar do tratamento térmico (Figura 20), pelo que a fragilidade intrínseca desta fase confere uma resistência mecânica relativamente baixa. Já no caso da adição de partículas sinterizadas BD20 (placas 3 e 4), em vez de partículas de sucata, a resistência mecânica é ainda menor que a do material 100% FFN. Relativamente à curva da placa 4 (BD20+Ni), o seu baixo valor é provavelmente devido à inexistente ligação das partículas de metal duro à matriz de níquel, assim como à existência de porosidade.

Na Figura 31 a) é possível observar as superfícies de fratura das duas metades do provete da placa 1. É possível concluir que claramente existiu ligação entre a matriz

e as partículas, existindo continuidade da superfície de fratura desde a zona do topo, correspondente ao compósito metal duro/FFN, até à região inferior 100% FFN. Na Figura 31 b), uma vista de topo do provete fraturado da placa 4, constata-se que quando usado o Ni não se verifica ligação e, conseqüentemente existe arrancamento das partículas na zona da fratura. Este acontecimento reforça a ideia da inexistência de ligação química, observada na imagem de microscopia contida na Figura 29.

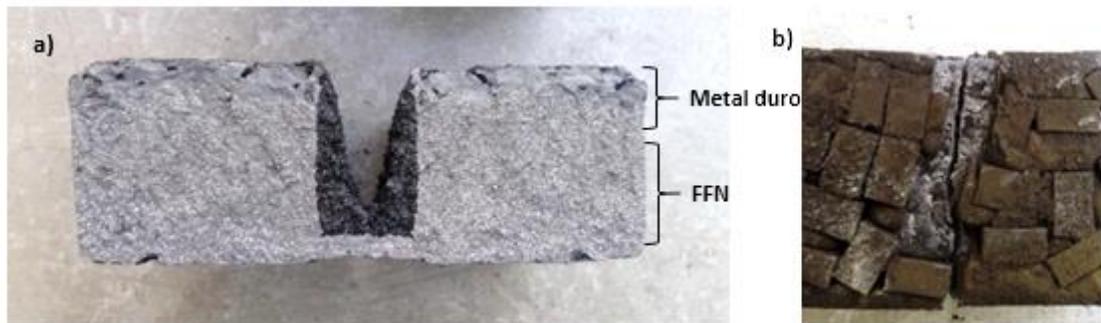


Figura 31. Imagem representativa das fraturas dos provetes da liga EN-GJS-700-2, assim como a influência da ligação estabelecida entre as partículas de metal duro e a matriz, quando incorporadas partículas: a) granulometria entre 2 e 4 mm e b) BD20+Ni.

Na Figura 32 estão condensados os resultados relativos à liga EN-GJS-600-3. É expectável o valor de tensão de rutura da matriz desta liga ser superior ao da liga EN-GJS-700-2 devido à presença de uma matriz predominantemente perlítica, que confere melhor resistência mecânica em relação a uma matriz martensítica, extremamente frágil. Deste modo, todos os valores de tensão de rotura obtidos com esta liga são significativamente superiores aos verificados nos materiais à base de EN-GJS-700-2.

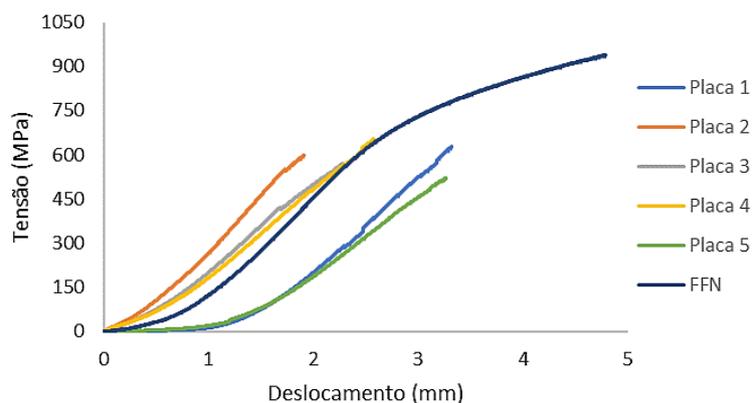


Figura 32. Representação gráfica da tensão de rutura dos provetes em função do deslocamento, para a liga EN-GJS-600-3.

Ao contrário dos resultados anteriores, a incorporação de partículas prejudica os valores de tensão de rutura quando se compara com os provetes 100% FFN, reforçando a diminuta ligação das partículas à matriz. Este facto pode ser justificado pela menor temperatura de vazamento do FFN em comparação ao ensaio anterior, em cerca de 80°C, quando se comparam os valores nas tabelas 6 e 9. Também a matriz da liga EN-GJS-600-3 é mais dúctil e a inserção de partículas duras de WC aumentará a fragilidade do material. Na Figura 33 é possível observar a ligação das partículas de metal duro, com um tamanho $2\text{ mm} < MD < 4\text{ mm}$, corroborando o argumento da fraca ligação partículas/matriz. Nestes materiais os valores de tensão de rotura não apresentam diferenças significativas.



Figura 33. Imagem representativa da fratura dos provetes da liga EN-GJS-600-3, placa 1, com granulometria de $2\text{ mm} < MD < 4\text{ mm}$.

3.5. Desgaste de erosão por impacto de partículas duras de SiC

De modo a avaliar o desgaste do compósito e qual o tipo de partículas de metal duro que favorecem a resistência ao desgaste, sujeitaram-se as diferentes amostras a testes de erosão por jato de partículas de carboneto de silício (SiC). As condições de ensaio não variaram nos ensaios sobre os diferentes materiais. Na Figura 34, é possível visualizar a morfologia e tamanho das partículas de SiC, cujas características, juntamente com os parâmetros de ensaio são apresentadas na Tabela 11.



Figura 34. Micrografia SEM de partículas erodentes de SiC ⁴⁵.

Tabela 11. Características das partículas de SiC ⁴⁵ e parâmetros do ensaio erosivo.

Erodente	Partículas de SiC
Diâmetro	150 µm
Densidade	3200 kg m ⁻³
Módulo de Young	700 GPa
Coefficiente de Poisson	0.14
Fluxo de erodente	8 g min ⁻¹
Diâmetro do bocal	4.5 mm
Distância do bocal à superfície	5 mm
Ângulo de incidência	90 °

Na Figura 35, encontram-se condensados os valores relativos à liga EN-GJS-700-2 sendo que é possível comparar as solicitações de resistência ao desgaste do material 100% FFN (tratado) com o compósito metal duro/FFN produzido. Destacam-se dois materiais com pior comportamento: i) o compósito da placa 4 (BD20+Ni) cujo comportamento à flexão já revelou baixa resistência mecânica, atribuída anteriormente à fraca ligação das partículas de metal duro à matriz de níquel, assim como à existência de porosidade; ii) os compósitos com maiores partículas (placa 5, partículas de MD>8 mm), nos quais a maior perda de massa em comparação com a dos outros compósitos pode ser justificada por uma distribuição menos homogênea das partículas e menor área total de interface reativa. Estes dois materiais compósitos têm pior comportamento que o da liga metálica (FFN Tratado).

A placa com partículas de BD20 (placa 3) é a que apresenta melhor resistência à erosão, porventura devido à disposição uniforme e paralela das faces das partículas de WC (Figura 12c) relativamente à superfície sujeita ao impacto das partículas de SiC.

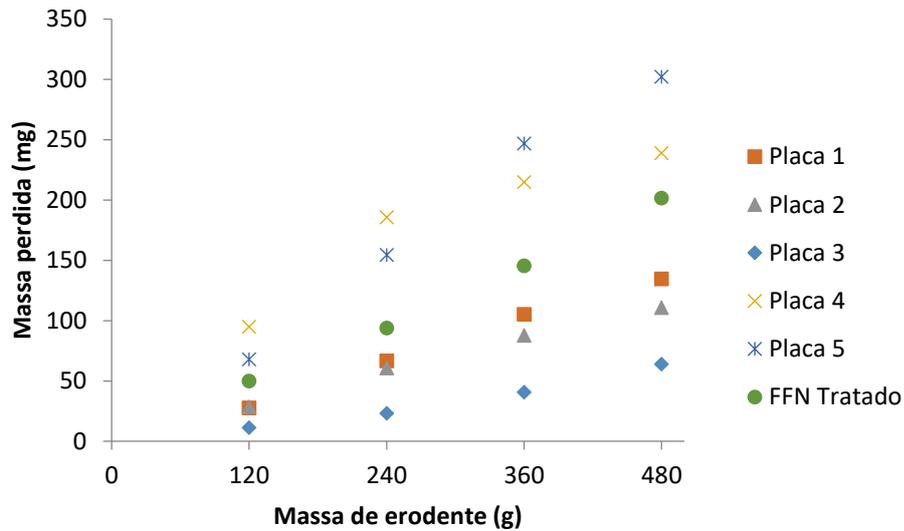


Figura 35. Representação gráfica da massa perdida do compósito à base da liga EN-GJS-700-2, em função da massa de erodente.

Na Figura 36 é possível observar a variação da taxa de erosão (mg massa perdida/ Kg massa de erodente), conforme o tipo de placa, resultado do declive da linha de tendência dos pontos assinalados no gráfico anterior. Em todas as placas a perda de massa é progressiva e constante, com exceção da placa 4 (BD20+Ni) para a qual se identificaram dois regimes de erosão, inicialmente com uma taxa bastante superior. As placas 1 (2mm<MD<4mm) e 2 (4mm<MD<8mm) são semelhantes no que diz respeito à taxa de erosão revelando-se uma solução eficiente em comparação a partículas de maiores dimensões (placa 5, MD>8 mm), como foi referido.

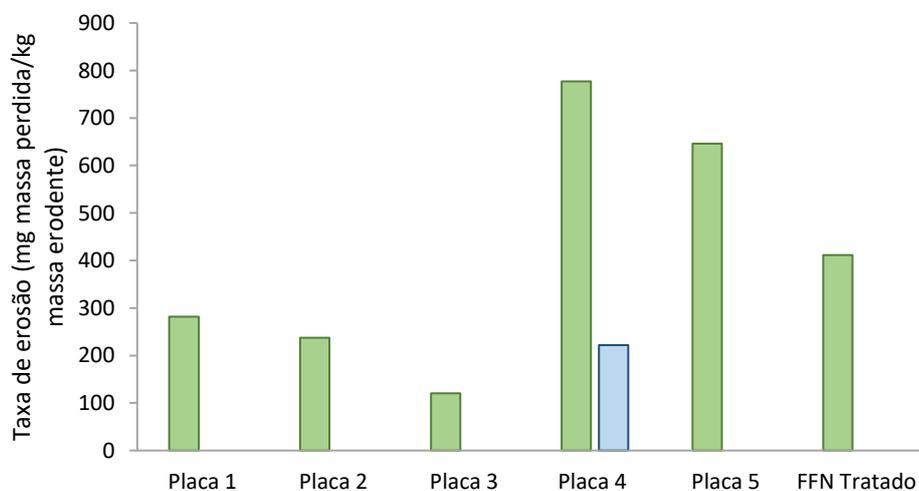


Figura 36. Representação gráfica da taxa de erosão do compósito consoante a placa e, respetivas condições de processamento, para a liga EN-GJS-700-2.

Na Figura 37 encontram-se os resultados relativos à liga EN-GJS-600-3, ensaio este que resultou de temperaturas de vazamento do ferro fundido mais baixas.

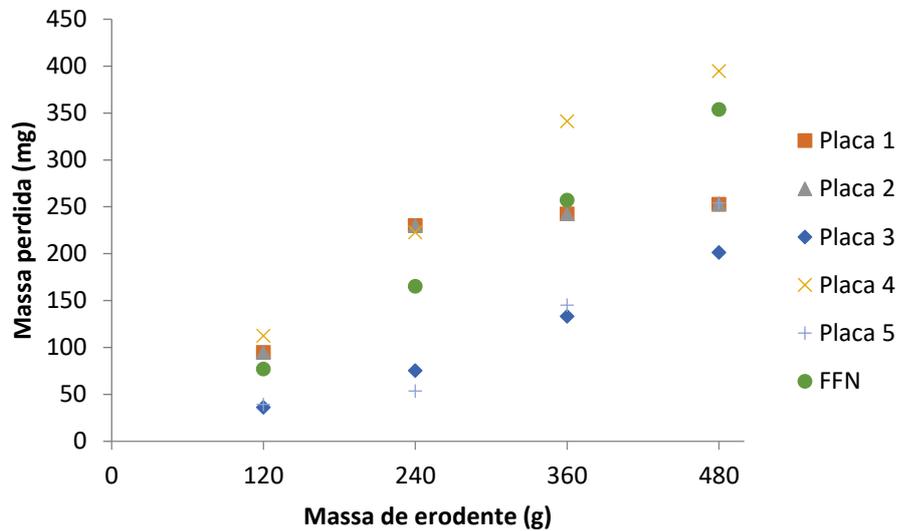


Figura 37. Representação gráfica da massa perdida do compósito à base da liga EN-GJS-600-3, em função da massa de erodente.

Tal como para a liga anterior, o compósito com níquel (placa 4) apresenta baixa resistência à erosão. Na Figura 38 é possível observar a variação da taxa de erosão (mg massa perdida / kg massa erodente), em função do tipo de placa relativo ao ensaio da liga EN-GJS-600-3. O compósito com partículas de maiores dimensões (placa 5, MD>8 mm) e com maior quantidade de partículas de WC adicionadas (7kg, Tabela 9), apresenta inicialmente uma taxa de erosão reduzida, mas o seu comportamento degrada-se ao longo do tempo, revelando pior comportamento ao desgaste tal como se verificou na liga EN-GJS-700-2. Com partículas menores (placas 2 e 3) obtém-se uma melhor resistência quando se compara com a liga 100% FFN. Um comportamento anómalo foi verificado para a placa 1 (2mm< MD<4mm) que inicialmente se desgasta bastante, mas que evolui para a taxa de desgaste mais baixa nos compósitos desta liga.

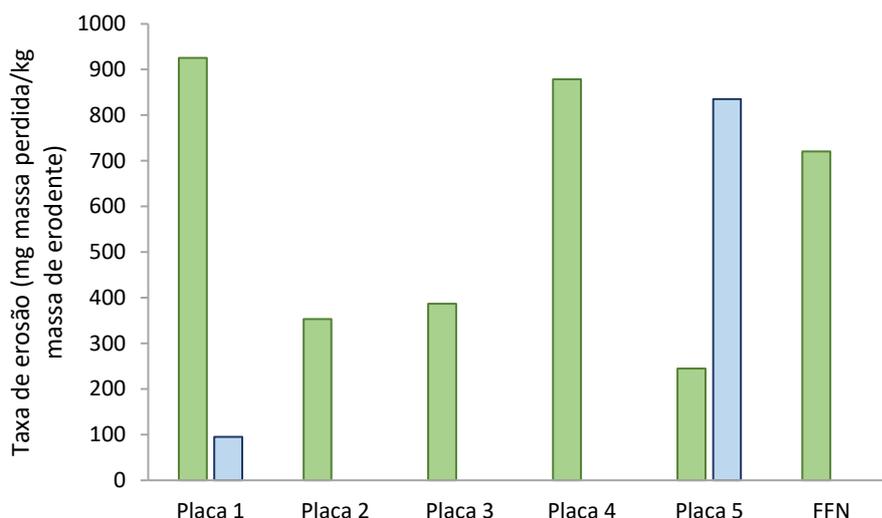


Figura 38. Representação gráfica da taxa de erosão do compósito consoante a placa e, respetivas condições de processamento, para a liga EN-GJS-600-3.

Um resultado significativo é o da generalidade das taxas de erosão nos compósitos desta liga EN-GJS-600-3 serem cerca de duas vezes superiores aos valores obtidos para a liga EN-GJS-700-2. Este facto justifica-se pela própria resistência da matriz nos ensaios de erosão, perlítica, no primeiro caso, e martensítica, no segundo. Este resultado está de acordo com o trabalho de *Luo et al.* que documentam que uma estrutura martensítica tem excelentes propriedades de resistência ao desgaste ⁴⁶, dada a dureza superior. Acresce ainda o facto de que o vazamento da liga EN-GJS-600-3 foi feito a uma temperatura mais baixa e os compósitos apresentam zonas com partículas desincorporadas (Figura 39 b) face à maior homogeneidade e melhor ligação nos compósitos à base da liga EN-GJS-700-2 (Figura 39 a). Os ensaios realizados nos compósitos da liga EN-GJS-600-3 ficaram caracterizados pelo arrancamento de algumas partículas de metal duro durante o ensaio erosivo, como se pode observar na Figura 40.

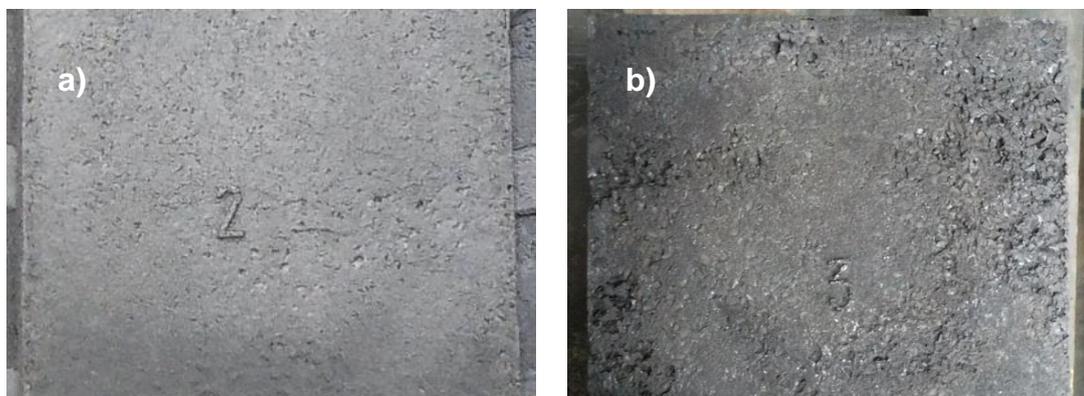


Figura 39. Aspeto macroscópico de placas representativas dos ensaios a) com a liga EN-GJS-700-2; b) com a liga EN-GJS-600-3.

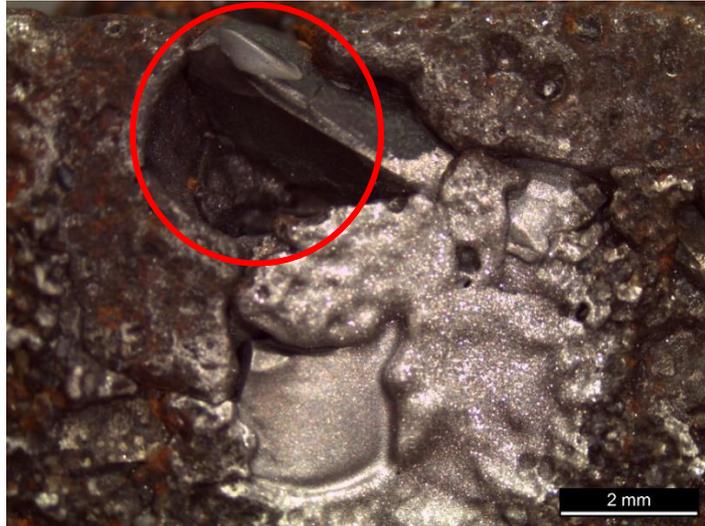


Figura 40. Imagem de lupa que ilustra metal duro arrancado durante ensaio erosivo da liga EN-GJS-600-3.

De forma a complementar a caracterização das superfícies expostas à erosão, utilizou-se a perfilometria ótica 3D para avaliar a topografia e o desgaste. Apesar das amostras apresentarem alguma rugosidade à partida (Figura 41 a), observa-se claramente que após erosão, a superfície fica muito mais lisa (Figura 41 b), como resultado do desgaste.

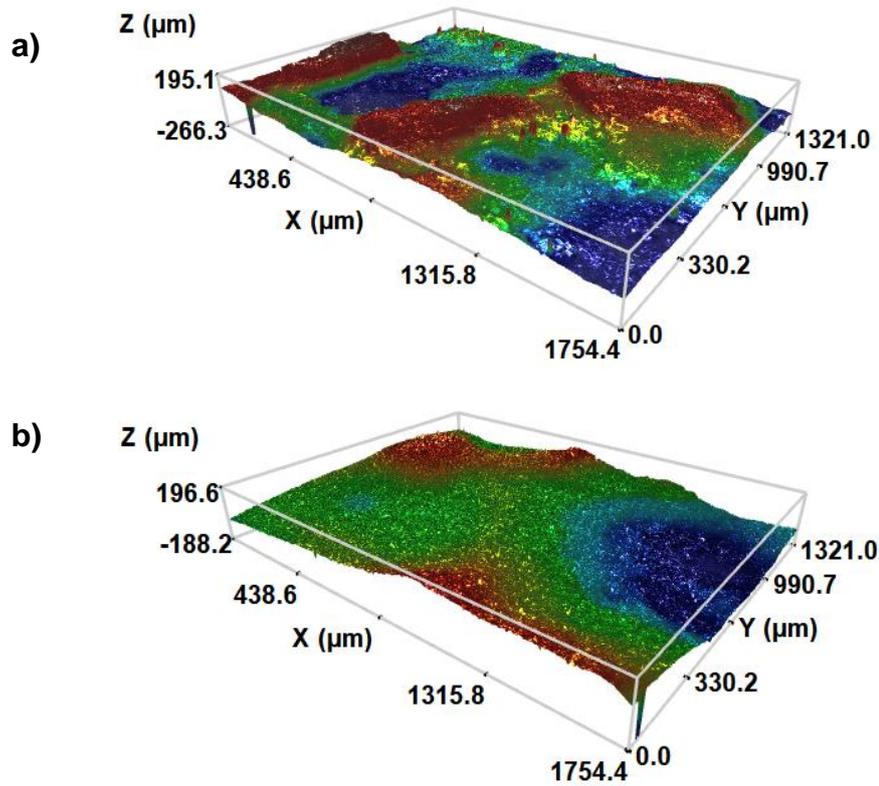


Figura 41. Imagens de perfilometria 3D antes (a) e após ensaio de erosão (b).

Do impacto de partículas duras de SiC com forma angular e os efeitos que estas provocam na superfície são possíveis de observar com pormenor na imagem 3D da Figura 42.

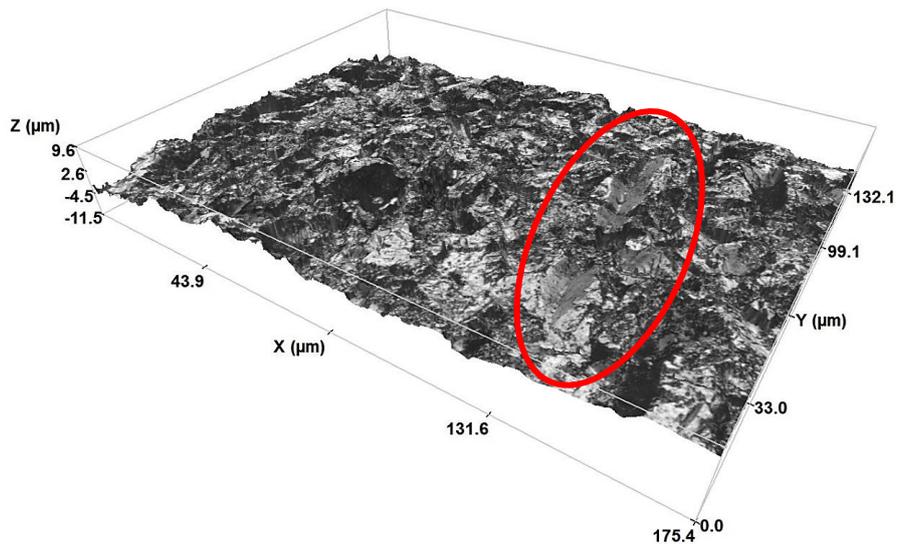


Figura 42. Imagem de perfilometria 3D de sulcos angulares, devido ao contacto das partículas erodentes angulares sobre a superfície.

Capítulo 4

Conclusões

Tendo em vista o objetivo principal deste trabalho – a incorporação de partículas de metal duro em matrizes de ferro fundido nodular visando a produção de componentes com elevada resistência ao desgaste -, pode-se afirmar que o mesmo foi alcançado. As principais características das partículas de reforço e da matriz que permitem alcançar este fim são as seguintes:

- a dimensão das partículas de reforço não deve ser excessiva, tendo-se provado que partículas de sucata com tamanho inferior a 4 mm proporcionam uma boa distribuição e uma área total de interface reforço/matriz suficiente para uma boa ligação entre os dois materiais;

- a utilização de partículas sinterizadas com geometria regular e faces planas é benéfica em comparação com a incorporação de partículas de sucata. No entanto, em termos económicos esta opção encarecerá o produto final;

- a adição de níquel às partículas de metal duro sinterizado prejudicou o comportamento quer nos ensaios erosivos, quer nos de ensaios de flexão, dada a fraca ligação entre a matriz e estas partículas;

- a escolha de uma matriz martensítica de ferro fundido nodular (liga EN-GJS-700-2) revelou-se vantajosa em relação a uma matriz perlítica (liga EN-GJS-600-3). Uma matriz martensítica proporciona maior dureza e resistência ao desgaste superior, apesar de uma resistência à flexão inferior por ser mais frágil. No entanto, os componentes em causa destinam-se a forras de equipamentos, torres de queda de carvão, etc, cuja solicitação à flexão não é fulcral;

- a utilização da liga EN-GJS-700-2, com maior temperatura de vazamento do que com a liga EN-GJS-600-3, proporcionou uma melhor ligação das partículas à matriz. A observação por microscopia da interface reforço/matriz revelou a desagregação das partículas de metal duro e o seu envolvimento pela matriz por um fenómeno de interdifusão, promovendo a ligação. Nesta região de interface resultam valores intermédios de dureza entre a matriz e o reforço.

Capítulo 5

Trabalhos Futuros

A título de trabalhos futuros:

- a incorporação de partículas de metal duro com outras composições de cobalto e WC;
- avaliar a influência da relação entre percentagem de partículas de metal duro e área transversal da matriz;
- ensaiar outras ligas para a matriz com elevada resistência mecânica e tenacidade, sem recorrer a tratamentos térmicos;
- avaliar o comportamento do produto em serviço, com solicitações mais severas, em comparação aos testes laboratoriais efetuados;
- avaliar e comparar o comportamento mecânico do compósito produzido com materiais concorrentes;
- avaliar qual o efeito e comportamento da interface quando se sujeita a matriz de ferro fundido nodular à soldadura, resultando na elevação da temperatura do material;
- estudar a zona de interface e perceber se esta se comporta à compressão ou à tração;
- ensaiar os provetes em ensaios de flexão, sujeitando a zona de metal duro à compressão ao invés do estudado.

Referências Bibliográficas

1. <http://www.duritecast.pt/areanegocio/>, acessado a 04/10/2017.
2. Torres, C. S. & Schaeffer, L. *Sinterização do composto metal duro WC-Co*. Rev. Eletrônica Mater. e Process. 4.3, 58–63 (2009).
3. Society, A. W. (AWS). Guide for Welding Iron Castings. 89, (1988).
4. Costa, J. D. Ferros Fundidos - composição química, estruturas e propriedades. (Instituto Nacional de Investigação Industrial, 1972).
5. Seabra, A. V. Metalurgia Geral, Volume II. (Laboratório Nacional de Engenharia Civil, Lisboa, 1981).
6. Costa, J. D. Ferro fundido com grafite esferoidal. (Instituto Nacional de Investigação Industrial, 1972).
7. Berns, H. & Theisen, W. Ferrous Materials - Steels and Cast Iron. 45, (2008).
8. Costa, J. D. Metalurgia do ferro fundido cinzento. (Instituto Nacional de Investigação Industrial, 1971).
9. Lopes, A. L. B. & Silva, R. R. F. Metal Casting, Apontamentos da disciplina Tecnologia Metalúrgica, do curso de Engenharia de Materiais da Universidade de Aveiro. (2012).
10. Teixeira, R. P. O. *Tese de Mestrado: Inoculação de banhos de ferro fundido nodular na Funfrap - Grupo Teksid*. (Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2002).
11. Lourenço, N. M. O. *Tese de Mestrado: Enxertos de metal duro em ligas ferrosas*. (Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2006).
12. Elliott, R. Cast iron technology. Butterworth & Co (1988).
13. <http://www.mechscience.com/metal-matrix-composites-fiber-reinforced-metal-matrix-composites/>, acessado a 13/11/2017.
14. Groover, M. P. Fundamentals of Modern Manufacturing - Material, Processes and Systems. John Wiley & Sons (2010).
15. Cabral, E. G. S. dos S. *Tese de mestrado: Desenvolvimento e aplicação de revestimentos de diamante para ferramentas de corte de eléctrodos para EDM da indústria de moldes*. (Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro, 2006).
16. Jones, C. L. The manufacture and wear of a cast iron matrix / WC-Co composite material. (2014).

17. Song, Y. P., Yu, H., He, J. G. & Wang, H. G. *Elevated temperature sliding wear behavior of WCP-reinforced ferrous matrix composites*. J. Mater. Sci. 43, 7115–7120 (2008).
18. Chawla, N. e Chawla, K. K. *Microstructure-based modeling of the deformation behavior of particle reinforced*. J. Mater Sci 41, 913–925 (2006).
19. Li, Z., Wei, H., Shan, Q., Jiang, Y. & Zhou, R. *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).
20. Callister, W. D. & Rethwisch, D. G. *Materials Science and Engineering: An introduction*. John Wiley & Sons. (2007).
21. Catálogo toolmaker solutions by CERATIZIT.
22. Kutz, M. *Handbook of Materials selection*. John Wiley & Sons. (2002).
23. Balasubramanian, M. *Composite Materials and Processing*. Taylor & Francis Group, LLC. (2014).
24. Gowda, K. P., Prakash, J. N., Gowda, S. & Babu, B. S. *Effect of Particulate Reinforcement on the Mechanical Properties of Al2024-WC MMCs*. J. Miner. Mater. Charact. Eng. 3, 469–476 (2015).
25. Hashim, J., Looney, L. & Hashmi, M. S. J. *Metal matrix composites: production by the stir casting method*. J. Mater. Process. Technol. 92–93, 1–7 (1999).
26. Zhang, P., Zeng, S., Zhang, Z. & Li, W. *Microstructure and hardness of WC-Co particle reinforced iron matrix surface composite*. China Foundry 10, 374–379 (2013).
27. Barbosa, A. M. A. *Tese de Mestrado: Incorporação de placas de metal duro em peças fundidas*. (Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2008).
28. Sousa, R. M. O. *Tese de Mestrado: Incorporação de metal duro em fundidos*. (Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, 2013).
29. Zhang, G. S., Xing, J. D. & Gao, Y. M. *Impact wear resistance of WC/Hadfield steel composite and its interfacial characteristics*. Wear 260, 728–734 (2006).
30. Aso, S., Goto, S., Komatsu, Y., Ike, H. & Shimizu, K. *Composite reinforcement of the surface of cast iron by WC powder inserts*. Int. J. Cast Met. Res. 16:1-3, 345–350 (2003).
31. Leibholz, R., Robert, M. H., Leibholz, H. & Bayraktar, E. *Development of Functionally Graded Nodular Cast Iron Reinforced with Recycled WC Particles*. in Experimental and Applied Mechanics 241–249 (2016).
32. Zhang, N., Qiang, Y., Zhang, C. & Ding, G. *Microstructure and property of WC / steel matrix composites*. Emerg. Mater. Res. 4, 149–156 (2015).

33. Ala-kleme, S., Kivikytö-reponen, P., Liimatainen, J., Hellman, J. & Hannula, S.-P. *Abrasive wear properties of metal matrix composites produced by hot isostatic pressing*. Proc. Est. Acad. Sci. Eng 12, 445–454 (2006).
34. Dommarco, R. C., Sousa, M. E. & Sikora, J. A. *Abrasion resistance of high nodule count ductile iron with different matrix microstructures*. Wear 257, 1185–1192 (2004).
35. Abedi, H. R., Fareghi, A., Saghafian, H. & Kheirandish, S. H. *Sliding wear behavior of a ferritic-pearlitic ductile cast iron with different nodule count*. Wear 268, 622–628 (2010).
36. ASTM G 99 - Teste pino sobre disco.
37. Rojacz, H., Varga, M., Kerber, H. & Winkelmann, H. *Processing and wear of cast MMCs with cemented carbide scrap*. J. Mater. Process. Technol. 214, 1285–1292 (2014).
38. Catálogo DURIT, Especificações de Graus para Aprovação de Material Sinterizado.
39. Marques da Silva, J. M. *Tese de mestrado: Atomização de suspensões de metal duro em etanol*. (Departamento de Engenharia Cerâmica e do Vidro da Universidade de Aveiro, 2011).
40. Bonding and Coating Applications of PQ® Soluble Silicates, PQ Corporation, Bulletin 12-31.
41. Certificado de qualidade, WASILITE 025.
42. Cabral, A. B. *Tese de mestrado: Avaliação da influência de adições de molibdênio, ferro e como no comportamento de sinterização e nas propriedades mecânicas do metal à base de níquel*. (Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina, 2014).
43. ASTM G76 “Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement Using Gas Jets”.
44. www.sensofar.com/metrology/sneox/, (accedido a 21/06/2018).
45. Salgueiredo, E. et al. *A multilayer approach for enhancing the erosive wear resistance of CVD diamond coatings*. Wear 297, 1064–1073 (2013).
46. Luo, Q., Xie, J. & Song, Y. *Effects of microstructures on the abrasive wear behaviour of spheroidal cast iron*. Wear 184, (1995).