

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA
METALÚRGICA E DE MATERIAIS

U. PORTO

FEUP FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO

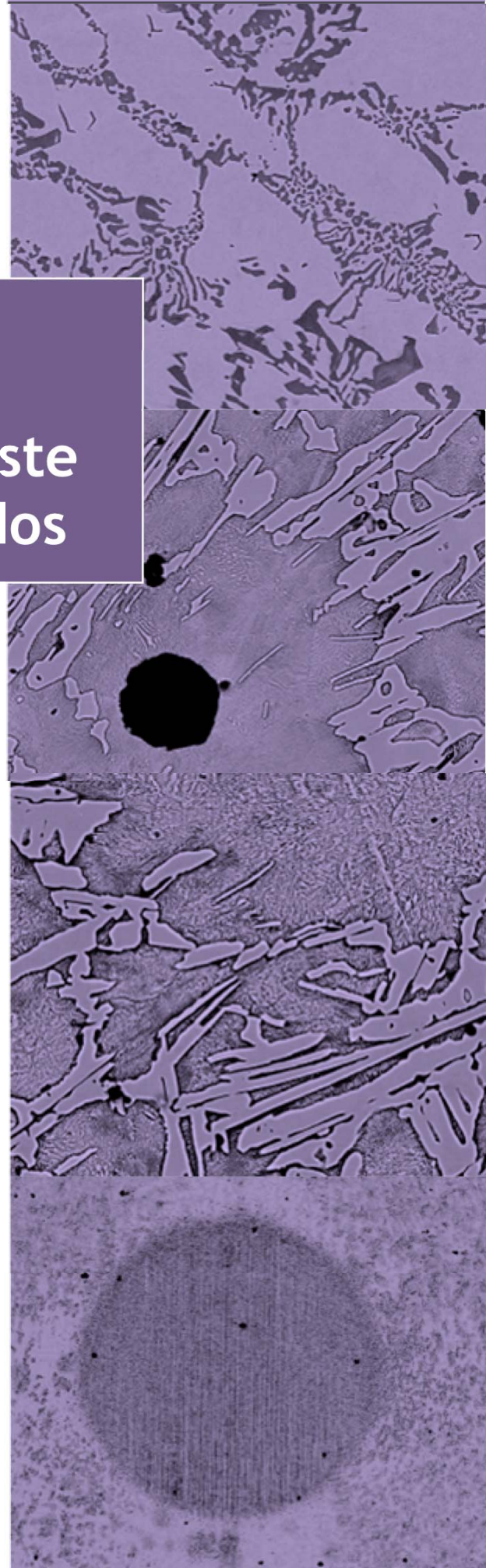
Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica
e de Materiais

Efeito do crómio na microestrutura e no comportamento ao desgaste abrasivo de ferros fundidos

Realizado por: Ana Sofia Oliveira Queirós Ferreira Barbosa

Orientado na FEUP por: Prof. Laura MM Ribeiro

Porto, Julho de 2008



FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Efeito do crómio na microestrutura e no comportamento ao desgaste abrasivo de ferros fundidos

Ana Sofia Oliveira Queirós Ferreira Barbosa

Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Dissertação realizada sob a supervisão da

Professora Doutora Laura Maria Melo Ribeiro,

do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais

da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Porto, Julho de 2008

Candidato Ana Sofia Oliveira Queirós Ferreira Barbosa

Código 020508021

Título Efeito do crómio na microestrutura em comportamento ao desgaste abrasivo de ferros fundidos

Data 22 de Outubro de 2008

Local Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala C - 603 - 17.00h

Júri **Presidente** Professor Doutor Henrique Manuel Cunha Martins dos Santos DEMM/FEUP

Arguente Professor Doutor Rui Ramos Ferreira e Silva DECV/UA

Orientador Professor Doutor Laura Maria Melo Ribeiro DEMM/FEUP

Agradecimentos

A realização do Projecto Decola seria impossível sem o financiamento da Agência de Inovação. Porém, o financiamento não é o único fomentador do desenvolvimento e do progresso. Os conhecimentos técnicos, a imaginação e a vontade de superar a si próprio são a chave para o êxito. Deste modo, agradeço a cooperação dos intervenientes no Projecto Decola e restantes pessoas, que pela sua boa vontade se demonstraram fulcrais para a realização deste trabalho, dos quais saliento:

A Prof. Laura Ribeiro e ao Prof. Silva Ribeiro, pela orientação e pelo grau de exigência que implementaram no trabalho;

O Eng. Carlos Dias e o Eng. Manuel Mendes da empresa Cruz Martins & Wahl, pela disponibilidade demonstrada;

A Prof. Filomena Viana, pelo esclarecimento de questões e acompanhamento no decorrer das actividades laboratoriais;

O Prof. A. Monteiro Baptista pela disponibilidade do equipamento de desgaste de micro-abrasão por esfera rotativa e pelo esclarecimento das dúvidas que surgiram;

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica, especialmente ao Prof. Luís Filipe Malheiros, pela disponibilidade das instalações e dos equipamentos necessários para a realização do trabalho;

À Zollern & Comandita, especialmente ao Eng. Bruno Fragoso pela ajuda na realização dos cortes dos provetes;

À Andreia Marques pelo auxílio prestado na realização das simulações dos vazamentos;

À Cláudia Lopes, Sónia Simões e Susana Martinho pelo auxílio prestado durante a execução do trabalho;

Familiares, namorado e amigos, pelo incentivo e paciência que revelaram ao longo do tempo.

Resumo

Os rolos para a laminagem de materiais cerâmicos operam em condições de desgaste moderado. A sua progressiva deterioração superficial obriga a operações frequentes de recuperação e/ou substituição às quais estão associados custos elevados de manutenção. Esta situação tem motivado a investigação e desenvolvimento de materiais com melhores propriedades de desgaste.

Os ferros brancos de alto crómio são extensivamente utilizados em variadíssimas aplicações que requerem elevada resistência ao desgaste. Este bom desempenho é atribuído à presença de elevadas quantidades de carbonetos de crómio que conferem uma elevada dureza ao material. Porém, para aplicações de desgaste sujeitas a impacto (no qual a corrosão não exerce uma grande influência), os ferros nodulares enregelados podem ser uma aposta interessante, devido à sua boa resistência ao desgaste, à sua reduzida fragilidade e baixos custos de produção. A microestrutura destes materiais pode ser modificada através da composição química, velocidade de arrefecimento ou de tratamentos térmicos posteriores. Neste trabalho é estudada a resistência à abrasão de dois ferros fundidos de alto teor em crómio (13% e 19% de Cr) e de dois ferros nodulares enregelados (0,2 e 0,6 % de Cr). As características microestruturais destes materiais foram analisados em microscopia óptica, SEM e microsonda electrónica. A dureza da matriz e dos carbonetos foi medida e correlacionada com o comportamento ao desgaste dos materiais. Foram realizados ensaios de microabrasão por esfera rotativa, com carboneto de silício, para estudar o comportamento ao desgaste das diferentes ligas. Estes ensaios foram realizados sobre provetes vazados em coquilhas metálicas.

Palavras-chave: Ferros fundidos resistentes ao desgaste, ferros nodulares enregelados, ferros brancos de alto crómio, desgaste abrasivo.

Abstract

The rolls for clay mass rolling of ceramic materials operate in conditions of moderate wear. His progressive superficial deterioration forces to frequent operations of recovery and/or substitution to which high costs of maintenance are associated. This situation has been motivating the investigation and development of materials with better wear properties. The high chromium cast irons are used extensively in varied applications that request high resistance to the wear. This good performance is attributed to the presence high amounts of chromium carbides that provide a high hardness to the material. However, for wear applications also affected by impact (in which the corrosion doesn't apply a great influence), the chilled cast irons can be an interesting option, due to his good resistance to the wear, his reduced fragility and low production costs. The microstructure of these materials can be modified through the chemical composition, by the cooling rate or subsequent heat treatments. In this project it is studied the resistance to the abrasion of two high chromium white cast irons (13% and 19% of Cr) and of two chilled cast iron (0,2 and 0,6% of Cr). The microstructural properties of these materials were analyzed in optical microscope and probe microanalyses. The hardness of the matrix and carbides it was measured and correlated with the behavior to the wear of the materials. Were effectuated ball catering test, with silicon carbide, to study the behavior to the wear in different alloys. These tests were accomplished on provetes in the as-cast condition, obtained by permanent mould casting.

Key-words: Wear resistance cast irons; chilled irons; high chromium white cast irons; abrasive wear.

Índice

Capítulo I

1.1 - Introdução	1
1.2 - Motivação para o estudo e objectivos	3
2 - Desgaste abrasivo de ferros fundidos	5
2.2 - Ferros fundidos enregelados	10
2.3 - Ferros brancos de alto crómio	15
3 - Ensaio de microabrasão por esfera rotativa	18
3.1 - Estudos de microabrasão.....	18
3.2 - Cálculo da taxa de desgaste.....	22

Capítulo II

Procedimento Experimental	23
2.1 Vazamento e Preparação dos Provetes	23
2.2 Caracterização e análise dos materiais.....	25

Capítulo III

Resultados Experimentais e Discussão	29
3.1 Microestrutura e dureza dos ferros nodulares enregelados	29
3.2 Microestrutura e dureza dos ferros brancos de alto crómio.....	37
3.3 Taxa de desgaste.....	40
3.3.1 Análise das superfícies de desgaste	45

Capítulo IV

Conclusões.....	49
Referências Bibliográficas	51

Capítulo I

1.1 - Introdução

Os ferros fundidos resistentes ao desgaste são utilizados em componentes em variadíssimas aplicações: martelos, bolas de moinho e outros equipamentos para a indústria mineira; árvores de cames, rodas dentadas e outros equipamentos de motores; componentes de bombas propulsoras e rolos de laminagem. São aplicações que requerem materiais com uma elevada resistência para suportar cargas e desgaste elevados e deformações mínimas, muitas vezes sem a presença de um agente lubrificante.

Os ferros fundidos resistentes ao desgaste abrasivo são materiais que apresentam uma microestrutura complexa da qual depende a vasta gama de propriedades mecânicas e de desgaste apresentadas. Estas características permitem um grande leque de aplicações sujeitas a ambientes bastante distintos e adversos.

Os ferros resistentes à abrasão são normalmente muito duros e frágeis; podem apresentar baixa resistência à corrosão ou características semelhantes ao aço inoxidável 304. A literatura mostra-nos um número de aplicações bastante diversas e em que pequenas alterações nas condições de fusão (composição química da liga), vazamento (velocidade de arrefecimento) ou tratamento térmico podem conduzir a propriedades de desgaste completamente diferentes [1].

Existem vários mecanismos de desgaste (desgaste por abrasão, erosão, atrito adesão e/ou reacções triboquímicas), porém, é o desgaste abrasivo aquele que é alvo de maior preocupação por parte de produtores e clientes de componentes resistentes ao desgaste. Uma vez que o processo de desgaste abrasivo é um sério problema industrial e tem sido alvo de uma preocupação crescente, têm-se desenvolvido vários ensaios laboratoriais para testar as propriedades tribológicas dos materiais. Salientam-se os tribómetros de roda de borracha, de roda de aço, de pino-disco e de microabrasão por esfera rotativa (*ball-cratering test*). Estes ensaios permitem testar um vasto leque de condições de desgaste. Os tribómetros de microabrasão apresentam algumas vantagens relativamente aos restantes já referidos, uma vez que são relativamente baratos e as amostras testadas podem ter dimensões reduzidas. Por outro lado os equipamentos são bastante simples e de fácil utilização [2, 3].

Na selecção de materiais para aplicações sujeitas a desgaste, deve-se considerar a resistência ao desgaste, outras propriedades importantes para a aplicação em causa.

Designadamente é necessário existir um compromisso entre as propriedades mecânicas e químicas e a resistência ao desgaste. Os ensaios de microabrasão são uma excelente opção nesta etapa do processo, uma vez que de um modo simples, permite tirar conclusões sobre as propriedades tribológicas dos materiais e assim seleccionar o melhor para uma dada aplicação [4]. Com base na composição química e microestrutura, podem-se classificar os ferros fundidos resistentes ao desgaste em quatro classes principais [1].:

1. Ferros brancos perlíticos ou ferros fundidos enregelados;
2. Ferros fundidos brancos ligados ao Ni e Cr (Ni-hard);
3. Ferros fundidos brancos de alto crómio;
4. Ferros fundidos brancos ligado ao crómio e molibdénio.

Existem tratamentos térmicos capazes de melhorar o desempenho ao desgaste dos ferros fundidos. Os tratamentos de endurecimento superficial constituem um bom método para conferir resistência ao desgaste nos locais mais solicitados de um determinado componente [5]. Existem também várias técnicas de fusão que podem aumentar a resistência à abrasão de um material, nomeadamente as técnicas utilizadas na produção de componentes bimetálicos. Estes componentes são sujeitos a dois vazamentos de materiais diferentes, existindo uma distinção clara entre as propriedades presentes no interior e no exterior da peça. Porém esta técnica apresenta algumas limitações, as quais se destaca a limitação dimensional.

Para além da versatilidade das ligas ferrosas, estas também apresentam um excelente binómio custo de fabrico/desempenho. De qualquer modo, o custo de um dado componente não se refere apenas aos custos associados à produção, stock e transporte, deve atender também ao custo de substituição de partes usadas e do tempo de manutenção associado com eventual perda de produção no processo onde o componente é utilizado. Refira-se que os custos de manutenção podem ser significativamente mais altos que o custo de fabrico do componente. Assim, justifica-se o desenvolvimento das ligas referidas, com o objectivo de aumentar o tempo de vida dos componentes, reduzindo o trabalho e as despesas envolvidas em manutenções de equipamentos [1].

1.2 - Motivação para o estudo e objectivos

As actividades realizadas e apresentadas neste trabalho integram-se nas actividades do projecto de investigação Decola (ideia-Adi). Este projecto foi realizado por investigadores do GMM/IMAT do Departamento de Engenharia Metalúrgica e Materiais (DEMM) em consórcio com a empresa Cruz Martins & Wahl, Lda. (CM&W). O projecto Decola, visa a selecção de materiais para a produção de rolos de laminagem e de coquilhas utilizadas na sua fabricação.

Os rolos produzidos pela CM&W destinam-se à indústria cerâmica, especificamente na laminagem de pastas cerâmicas para a produção de tijolos. Estes componentes são utilizados em duas etapas do processo produtivo. Numa fase inicial do processo, na galga, onde é feito o primeiro esmagamento do barro. Esta operação é bastante severa; para além de ocorrer uma redução significativa do tamanho das partículas, permite também separar essas mesmas partículas por tamanhos (as partículas mais pesadas e de maior dimensão têm tendência para se localizar na parte mais inferior da galga, não sendo transportadas pelos transportadores de correia). Os rolos de laminagem são também utilizados, posteriormente, no trem de laminagem da pasta cerâmica; esta operação precede a extrusão da pasta para a produção de tijolos. Periodicamente realizam-se operações de rectificação nos rolos, de modo a reduzir os efeitos do desgaste: estrias formadas no sentido da rotação do rolo, como se pode observar na figura 1.

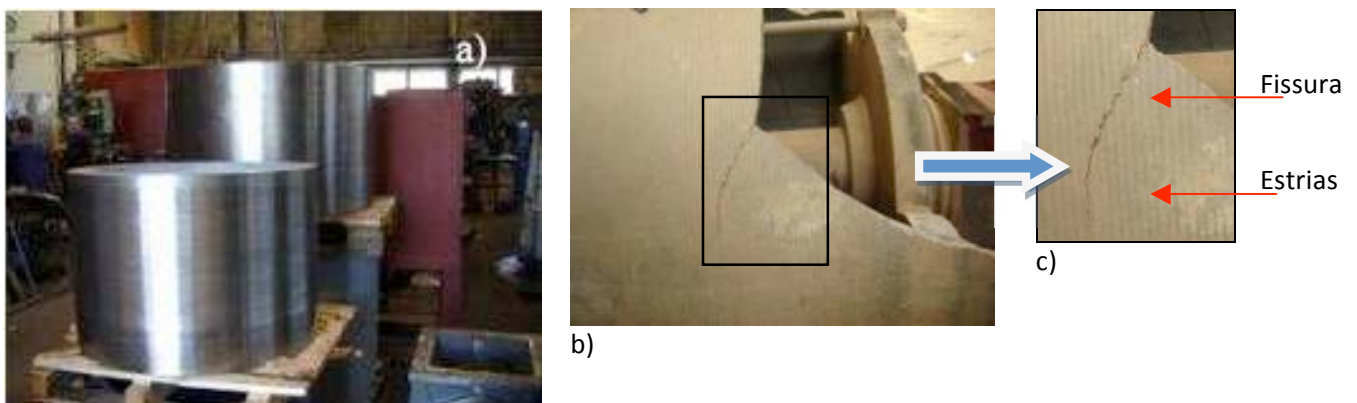


Figura 1 - a) Rolos de laminagem produzidas pela CM&W após a maquinação; b) Rolo de laminagem partido, apresentando estrias preferencialmente num dos lados; c) pormenor da fissura e das estrias.

Inicialmente a CM&W produzia estes rolos de laminagem através do vazamento em moldação de areia. Este método é bastante moroso, uma vez que o processo de moldação, devido às dimensões do rolo, não é automatizado, exigindo mais tempo para a preparação da moldação em areia (o vazamento em coquilha permite eliminar este tempo - cerca de 2

dias). O tempo de arrefecimento é igualmente superior porque o escoamento de calor através da moldação é mais lento devido à menor condutibilidade térmica da areia siliciosa. Refira-se que este arrefecimento mais lento obriga a tratar termicamente os rolos para aumentar a sua resistência ao desgaste. A tabela 1 mostra que o tempo necessário para fabricar um rolo produzido pelo processo de moldação de areia é significativamente superior (três vezes superior) ao tempo de fabrico do mesmo rolo pelo processo de vazamento em coquilha metálica.

Tabela 1 - Tempos relativos das etapas dos processos de fabrico com vazamento em moldação de areia e em coquilha metálica.

Etapas do processo	Tempo (horas)	
	Moldação em areia	Moldação em coquilha
Moldação e vazamento	t1	0.5t1
Arrefecimento	t2	0.3t2
Desmoldação	t3	t3
Decapagem	t4	t4
Rebarbagem	t5	t5
Total	t _t	0.33t _t

Refira-se que a actual tecnologia de produção com moldação em areia, apresenta outras desvantagens, designadamente: defeitos superficiais (causados pela areia e resinas - cascão, areia desprendida, gases - que obrigam a operações de recuperação dispendiosas ou mesmo à rejeição das peças) e consumo de areia e de resinas muito elevado (originando uma maior emissão de gases durante o vazamento).

Deste modo, este trabalho, visa o estudo da influência de variáveis de processamento (composição química e velocidade de arrefecimento) nas características microestruturais de provetes vazados em molde metálico. A partir daqui poderão ser estabelecidos os parâmetros ideais para a produção de rolos (em ferro fundido) vazados em coquilha metálica e sem tratamento térmico posterior.

2 - Desgaste abrasivo de ferros fundidos

Segundo a norma ASTM G 40 - 99, a definição de desgaste é dada do seguinte modo: *"wear - damage to a solid surface, generally involving progressive loss of material, due to relative motion between that surface and a contacting substance or substances"* [6]. Assim sendo, o desgaste surge como resultado do deslizamento de duas superfícies em contacto (corpo ou fluido), resultando na perda progressiva de material duma superfície em movimento relativo devido a acções mecânicas ou químicas. O desgaste pode ser controlado, no entanto, é impossível eliminá-lo. Na presença de um lubrificante, tanto o atrito como o desgaste, tendem a diminuir. Os cinco principais processos de desgaste são a abrasão, erosão, a adesão, a fricção e reacções triboquímicas [6].

O desgaste abrasivo pode ser definido como a perda de material causado pelo deslizamento de partículas ou protuberâncias de elevada dureza, contra uma superfície sólida. Alguns autores, também designam o desgaste abrasivo como desgaste por penetração, uma vez que há a penetração local de uma partícula ou superfície mais dura, noutra mais macia [6,7,8,9]. Na figura 2 observam-se esquematicamente tipos de desgaste mais frequentes.

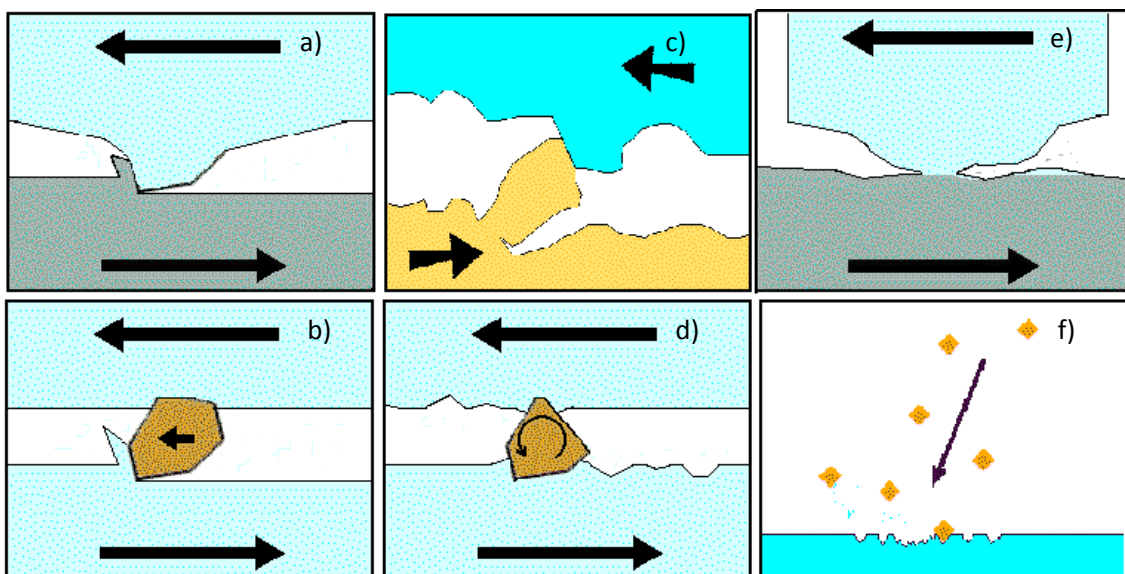


Figura 2 - Esquemas dos diferentes tipos de desgaste. a) - desgaste abrasivo por arestas cortantes existentes numa das superfícies; b) desgaste abrasivo na presença de um abrasivo que se desloca num dos sentidos do deslizamento das superfícies; c) desgaste abrasivo por arestas cortantes existentes nas superfícies que deslizam entre si; d) desgaste abrasivo na presença de um abrasivo que se encontra em rotação num dos sentidos do deslizamento das superfícies; e) desgaste adesivo; f) desgaste por erosão [11].

A resistência à abrasão não é uma propriedade do material (como a dureza ou resistência à tracção) dependendo fortemente das condições do ambiente abrasivo. O

binómio material/ambiente abrasivo é particularmente complexo e mudanças ligeiras podem resultar em variações significativas no tempo de vida em serviço do componente ou no seu desempenho relativamente a outros materiais [1].

Os ferros fundidos são materiais extensivamente utilizados em aplicações sujeitas a desgaste e possuem um considerável leque de propriedades, dependendo da microestrutura que apresentam, tais como: 1) resistência ao desgaste; 2) baixo custo; 3) boa vazabilidade; 4) estabilidade dimensional; 5) facilidade na maquinação.[5].

Actualmente, em certas aplicações de desgaste, têm-se suprimido as falhas dos ferros fundidos recorrendo-se a revestimentos dos componentes. Deste modo, os componentes, superficialmente, apresentam-se mais resistentes ao desgaste, apresentando o seu interior dúctil.

Em todas as aplicações, as variações na composição química, taxa de arrefecimento e o tratamento térmico efectuado, controlam a microestrutura e consecutivamente o nível da resistência ao desgaste abrasivo que se consegue obter. É imperativo existir uma selecção cuidada do material para uma dada aplicação, estabelecendo-se compromissos, por exemplo, entre a resistência ao desgaste, à corrosão e ao impacto. Progredir com os estudos da relação existente entre a composição química, condições de fabrico, microestrutura e as propriedades resultantes, fará com que os ferros fundidos continuem a ser extensivamente utilizados em aplicações tribológicas [5].

Com base na composição química e microestrutura, podem-se classificar os ferros fundidos resistentes ao desgaste em quatro classes principais [1].:

1. Ferros brancos perlíticos ou ferros fundidos enregelados;
2. Ferros fundidos brancos ligados ao Ni e Cr (Ni-hard);
3. Ferros fundidos brancos de alto crómio;
4. Ferros fundidos brancos ligado ao crómio e molibdénio.

A norma ASTM A 532 especifica as gamas de composição química e dureza destes ferros brancos. São produzidos muitos componentes de acordo com as especificações desta norma. No entanto, um grande número de componentes são produzidos com algumas modificações, de acordo com as necessidades da aplicação em causa.

Os carbonetos presentes num ferro fundido resistente à abrasão são dos constituintes com maior relevância nas propriedades tribológicas destes materiais e muitos estudos têm-se debruçado na sua caracterização (tipo, fracção volúmica e morfologia) e influência nas propriedades de desgaste [1]. As propriedades gerais dos carbonetos com mais interesse no campo da resistência à abrasão de ferros fundidos estão sucintamente descritas na tabela 2.

Tabela 2 - Propriedades gerais dos carbonetos M_3C e M_7C_3 presentes nos ferros fundidos resistentes ao desgaste [1].

Tipo	Elementos de liga principais	%C	Densidade (g/cm ³)	Estrutura cristalina	Morfologia	Dureza (HV)
M_3C	Maioritariamente Fe: Até 5% Cr e 1,5% Ni (Ni-Hard); Até 1% Mn (se este el. for adicionado ao banho); Até 17% Cr (se este el. for adicionado ao banho); O Mo, V e outros el. metálicos têm uma solubilidade muito reduzida.	6,7-6,9	7,4-7,6	ortorrômbica	Lamelas	800-1100
M_7C_3	Maioritariamente Cr (no entanto o Cr pode variar entre 24 e 50%).	8,6-8,9	6,6-6,9	trigonal (pseudo-hexagonal)	Barras e lâminas	1000-1800

Na figura 3 é possível observar a morfologia destes carbonetos em função da composição química da liga. Os carbonetos M_3C apresentam-se com a forma de lamelas finas. A morfologia básica deste tipo de carbonetos mantém-se independentemente de estes se formarem durante a solidificação eutética (composição hipoeutética e composição eutética) ou durante a solidificação primária como carbonetos primários (composição hipereutética). Dependendo do ângulo da secção de corte relativamente à direcção de crescimento dos carbonetos, o aspecto dos mesmos pode variar desde lamelas até uma “massa” de carbonetos ponteados a negro. Em todos os casos, a rede de carbonetos é contínua, constituindo uma característica deste tipo de carbonetos M_3C . A dureza apresentada por este tipo de carbonetos é bastante menor que a dos carbonetos do tipo M_7C_3 , situando-se na gama 1000-1800 HV [1].

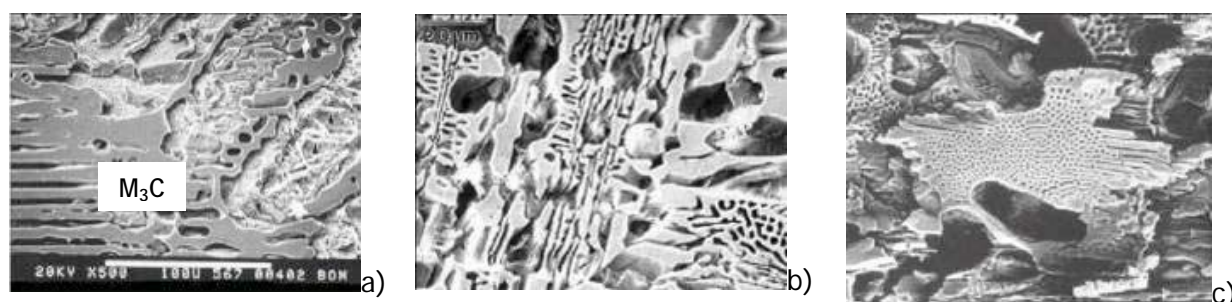


Figura 3 - Morfologia dos carbonetos do tipo M_3C , em função da composição química do ferro. Imagens SEM de microestruturas atacadas com água-régia; a) ferro fundido com composição hipoeutética; b) ferro fundido com composição eutética; c) ferro fundido com composição hipereutética. [1].

A morfologia dos carbonetos do tipo M_7C_3 é completamente distinta dos anteriores, consistindo em cristais alongados com a forma de bastonetes ou lâminas caracterizadas por apresentarem uma direcção de crescimento dominante ao longitudinal. O seu crescimento está confinado à célula eutética, no caso dos ferros hipoeutéticos e eutéticos, enquanto que nos ferros hipereutéticos apresentam-se com a forma de barras muito longas e de grande secção. Na figura 4 observa-se a morfologia destes carbonetos em três ferros (hipoeutético, eutético e hipereutético) de alto cromo.

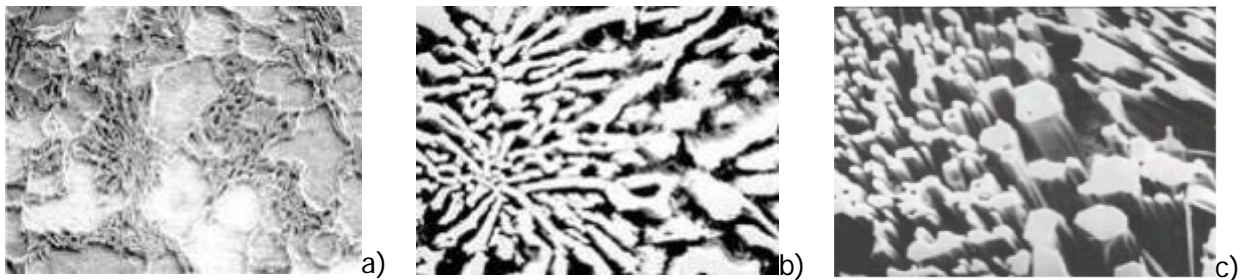


Figura 4 - Imagens SEM de carbonetos do tipo M_7C_3 em ferros de alto cromo; a) ferro hipoeutético; b) ferro eutético; c) ferro hipereutético [1].

A dureza dos carbonetos M_7C_3 pode variar entre os 1000 e 1800 HV. Refira-se que a dureza varia em função do teor em cromo presente no carboneto e da secção em que é medida. A dureza é mais alta na secção transversal do carboneto e mais baixa na secção longitudinal. Na figura 5 pode-se observar a variação da dureza destes carbonetos em função do seu teor em cromo.

Os carbonetos M_7C_3 são duros e resistentes ao desgaste, no entanto, são também frágeis. De um modo geral, a resistência ao desgaste do ferro é melhorada com o aumento da quantidade de carbonetos (aumentando o teor em C), enquanto que a tenacidade é melhorada com o aumento da fracção de matriz metálica (reduzindo o teor em carbono).

Quando o teor em carbono é superior ao carbono eutético surgem na microestrutura carbonetos com a forma de barras hexagonais (ver figura 4c e 6 a)). Estes carbonetos primários, que precipitam acima da temperatura eutética de solidificação apresentam uma resistência ao impacto reduzida, deste modo, deve ser evitada a utilização de componentes (que apresentem este tipo de carbonetos) em aplicações sujeitas a impacto [2, 19].

Os ferros de alto cromo são normalmente produzidos com composições hipoeutéticas. Na figura 6b) encontra-se representada a relação entre o C e o Cr na composição eutética do ferro branco de alto cromo. Segundo a figura, para garantir uma composição eutética, o teor em carbono deve diminuir com o aumento do teor em cromo.

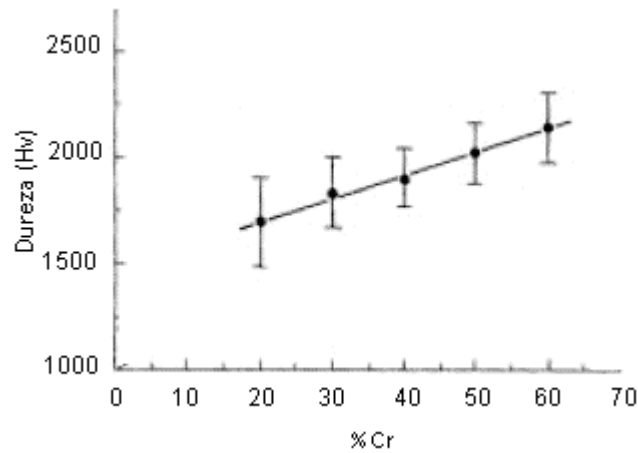


Figura 5 - Dureza HV0,1 de carbonetos do tipo M_7C_3 em função do teor em Cr (adaptado de [1]).

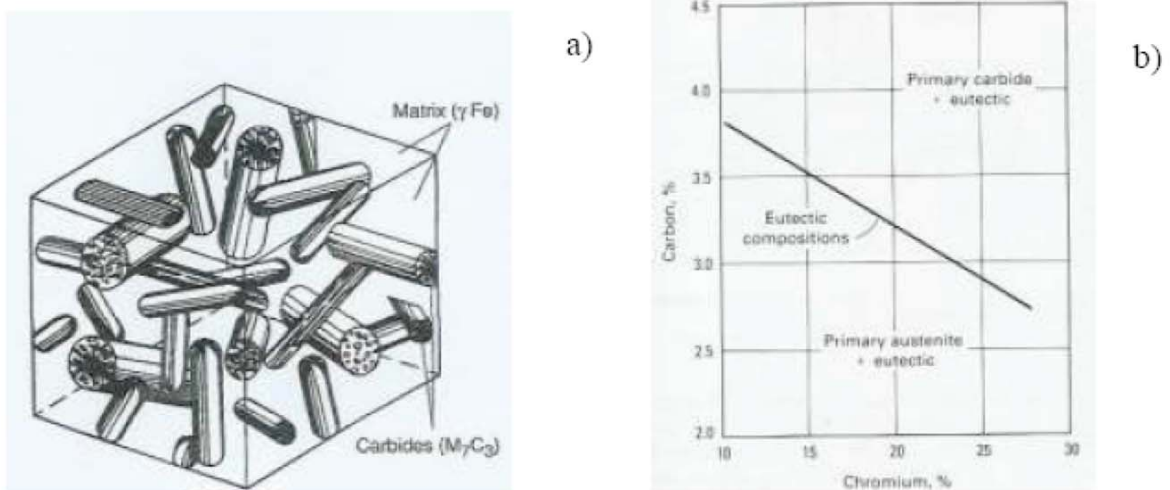


Figura 6 - a) Esquema da microestrutura de um ferro branco de alto crómio; b) Relação dos teores de crómio e carbono, com a composição eutética de ferros brancos de alto teor em crómio. [5]

Para além dos carbonetos presentes na microestrutura, a matriz metálica também desempenha um papel preponderante no comportamento ao desgaste da liga em questão. Para aplicações onde o desgaste abrasivo é crítico, é importante avaliar a microestrutura e a dureza superficial do material, devendo estas características fazer parte das especificações do respectivo processamento.

A matriz dos ferros fundidos, geralmente contém um ou mais dos seguintes constituintes: ferrite, perlite, cementite, martensite, eutético fosforoso, carbonetos, bainite, austenite e grafite [5,11].

Nos ferros fundidos, a quantidade de ferrite presente na microestrutura varia em função da estrutura da grafite, da velocidade de arrefecimento e da quantidade de silício. A percentagem de ferrite na matriz tende a aumentar com a diminuição da velocidade de arrefecimento e com o aumento da quantidade de silício da liga. Este constituinte não é desejado nos ferros resistentes ao desgaste [5].

A perlite (composta por lamelas alternadas de ferrite e cementite) pode apresentar uma morfologia fina ou grosseira (das lamelas) que varia em função da taxa de arrefecimento. Quanto mais finas forem as lamelas, mais duro será o ferro fundido. Esta estrutura é obtida pela transformação da austenite durante o arrefecimento da peça na moldação. É bastante desejada, para aplicações sujeitas a desgaste abrasivo [5].

A martensite caracteriza-se por uma estrutura fina e acicular, obtida através de um arrefecimento rápido (têmpera) e/ou pela adição de elementos de liga. Muitos dos componentes para aplicações de desgaste, apresentam este constituinte na sua microestrutura. As microestruturas martensíticas de bruto de vazamento podem ser obtidas em componentes arrefecidos lentamente na moldação, desde que o ferro fundido apresente um teor de níquel (2,5 - 2,4 %) capaz de suprimir a formação de perlite. No entanto estas microestruturas apresentam grandes quantidades de austenite residual. Para se obter a máxima dureza estas estruturas devem ser tratadas termicamente [5].

A austenite pode ser estabilizada à temperatura ambiente pela adição de elementos de liga (níquel e manganês) que baixam a temperatura crítica de transformação da austenite em ferrite. Durante o arrefecimento dos componentes obtidos por fundição, a austenite fica sobressaturada em carbono e crómio, permanecendo na estrutura no estado metaestável. Normalmente, os ferros fundidos que apresentam este tipo de estrutura não são muito utilizados em aplicações de desgaste. Em muitas aplicações as matrizes martensíticas apresentam melhores resultados. No entanto, quando prevalece o desgaste a dois corpos, a matriz austenítica pode apresentar um desempenho igual ou por vezes superior à matriz martensítica (o modo como ocorre o desgaste abrasivo, a dois ou três corpos, será descrito pormenorizadamente quando se abordar os ensaios de desgaste por microabrasão). Nos estudos realizados com o objectivo de analisar a influência da austenite residual na resistência à abrasão de ferros brancos de alto crómio, concluiu-se que pequenas quantidades de austenite residual, numa matriz martensítica, contribuem para melhorar o comportamento ao desgaste destes ferros testados com sílica (1190 HV0.2). As matrizes austeníticas apresentam melhor comportamento em ensaios de desgaste com quartzo (1257 HV0.2) [5,12, 13].

2.2 - Ferros fundidos enregelados

Os ferros fundidos enregelados são produzidos arrefecendo-se rapidamente a liga num molde metálico. Junto às paredes frias do molde (ou arrefecedor), o grau de sobre-arrefecimento é elevado e forma-se uma rede de carbonetos (que conferem resistência ao desgaste) devido à reacção eutética metaestável do sistema Fe-C. Desta reacção forma-se

austenite e carbonetos (cementite - Fe_3C). Ao conjunto de austenite e cementite dá-se o nome de ledeburite.

Nesta situação, à medida que a frente de solidificação do metal se desloca para o interior, a velocidade de solidificação diminui e o ferro tende a solidificar segundo a versão estável. Ou seja, longe da parede do molde, forma-se uma mistura eutética de austenite e grafite. Consequentemente, a microestrutura apresenta uma zona enregelada com cementite, uma zona de transição com cementite e grafite e, por último, uma zona com grafite, como se observa na figura 7. Uma das desvantagens da utilização deste tipo de ferro fundido é o facto da camada dura ter uma espessura limitada, podendo ser desgastada até a zona mais macia ficar exposta, comprometendo o desempenho do material [1].

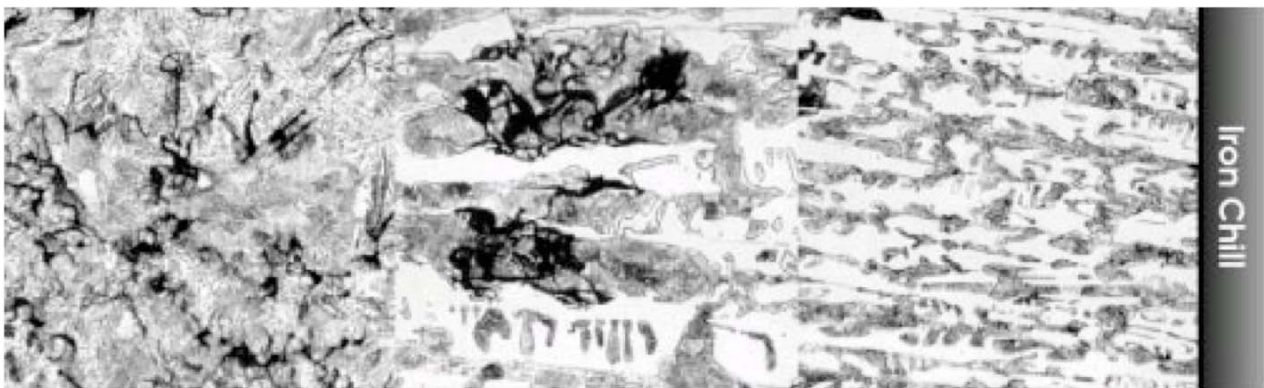


Figura 7 - Microestrutura de um ferro perlítico enregelado, observada a 100x. A rede de cementite forma-se apenas na zona em contacto com o arrefecedor. Observa-se uma transição do arrefecimento metaestável para o arrefecimento estável [1].

Após a solidificação, devido ao baixo teor de elementos de liga, a austenite transforma-se em perlite (em caso de secções muito finas pode-se obter austenite residual à temperatura ambiente). A dureza dos ferros enregelados pode ser aumentada através da formação de maior quantidade de carbonetos ou do aumento da dureza da perlite (tornando-a mais fina) [1].

Na tabela 3 compara-se a dureza da microestrutura típica dos ferros nodulares enregelados com outras microestruturas típicas dos ferros nodulares. Observa-se que a microestrutura constituída por perlite, grafite e carbonetos apresenta valores elevados (316 - 477 HV), próximos dos valores obtidos em ferros nodulares temperados e revenidos (370 - 586 HV) [14].

Tabela 3- Gama de durezas das várias combinações de microestrutura de um ferro nodular [14].

Microestrutura	Dureza (HV)
Ferrite + grafite	110-140
Perlite + grafite	200-274
Perlite + grafite + carbonetos massivos	316-477
Bainite + grafite	274-370
Martensite temperada + grafite	370-586
Austenite + grafite	140-160

O controlo do processo de fabrico de ferros nodulares enregelados não é fácil. Para além da velocidade de arrefecimento, existem outros factores que influenciam a tendência do ferro solidificar segundo a reacção estável ou metaestável, designadamente o teor em silício e o teor em elementos de liga e que, por isso, têm de ser controlados. Na tabela 4 encontram-se valores típicos da composição química de um ferro perlítico enregelado.

Tabela 4 - Composição química típica de um ferro enregelado [1].

Elementos de liga									
%C	%Si	% Cr	% Ni	% Cu	% Mn	% Mo	% V	% P	% S
2,4-3,9	0,4-1,5	0-2,0	0-2,0	0-1,5	0,2-1,0	0-0,5	0-0,3	1,0 máx.	0,15 máx.

O silício é um agente grafitizante poderoso e conseqüentemente deverá ser limitado a valores baixos (0,14 - 1,5 %) quando se quer produzir um ferro nodular enregelado. A adição de silício desloca a composição eutética para a esquerda no diagrama de equilíbrio; a deslocação do ponto eutético pode ser traduzida do seguinte modo:

$$C_{eutético} = \%C - \frac{\%Si + \%P}{3} \quad (\text{equação 1})$$

Conseqüentemente, afirma-se que o silício é um bom substituto do carbono nos ferros fundidos cinzentos.

Caso o silício não seja limitado a valores baixos, o aumento da velocidade de arrefecimento contribuirá para aumentar a densidade de nódulos, como se pode analisar

na figura 8, onde se apresentam-se microestruturas de um ferro nodular com um CEQ= 4,77, obtidas em provetes com diferentes espessuras. Observa-se que o provete com menor espessura (2 mm) apresenta a maior densidade de nódulos ($2025 \text{ nódulos/mm}^2$) e os nódulos mais pequenos.

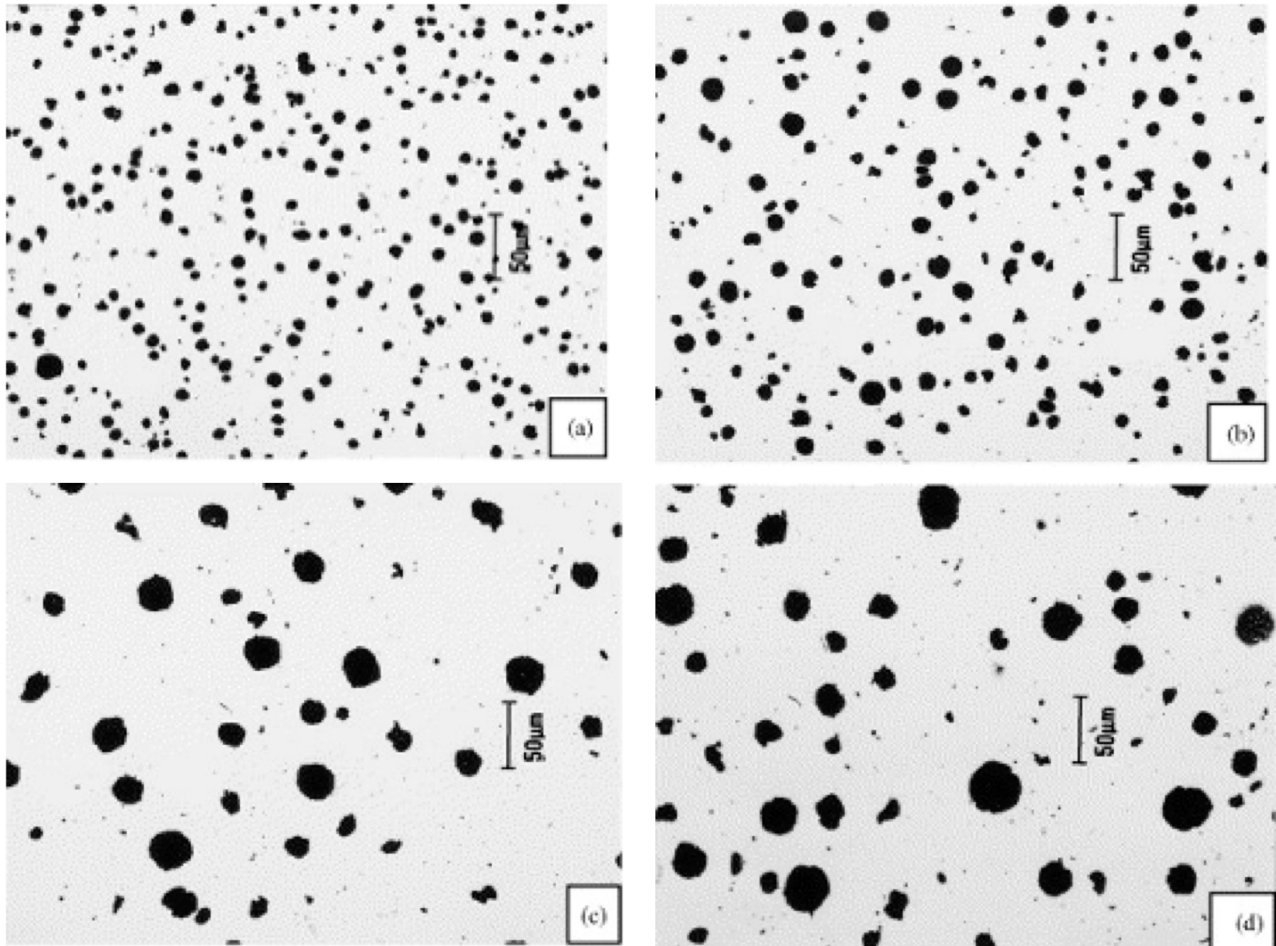


Figura 8 - Microestruturas de um ferro nodular, com um CEQ igual a 4,77, obtidas em provetes com diferentes espessuras; a) 2mm de espessura - $2025 \text{ nódulos/mm}^2$; b) 3 mm de espessura - $1150 \text{ nódulos/mm}^2$; c) 9 mm de espessura - 450 nódulos/mm^2 ; d) 25 mm de espessura - 250 nódulos/mm^2 [16].

Refira-se que a densidade de nódulos afecta as propriedades de desgaste dos ferros nodulares. Sikora *et al.* [16] concluem que quanto maior for a densidade de nódulos menor é a resistência ao desgaste abrasivo, independentemente da matriz metálica presente. Como se pode observar na figura 9, a melhor resistência ao desgaste, conferida pela matriz ausferrítica (obtida por tratamento térmico), também é afectada pela densidade de nódulos.

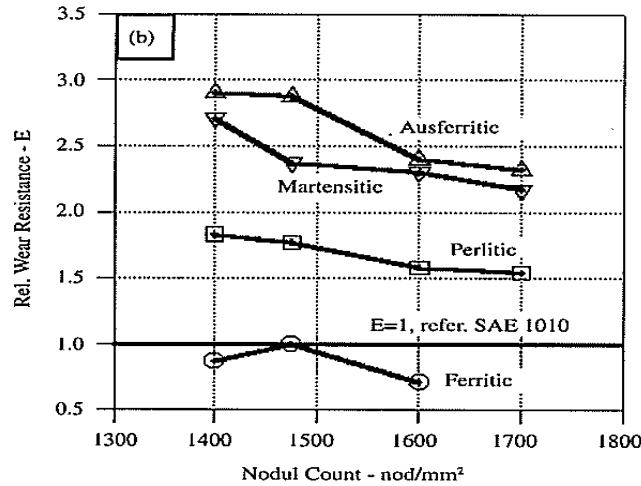


Figura 9 - Resistência ao desgaste em função da densidade nodular e das matrizes metálicas de um ferro fundido nodular [16].

A formação de carbonetos versus formação de grafite, também pode ser analisada segundo a influência exercida pelos elementos de liga. Idealmente, para produzir um ferro branco, a temperatura eutética (versão estável) deve descer e a temperatura eutética (versão metaestável) deve subir. Como se pode constatar na figura 10 b), o crómio, o vanádio e o titânio são os que melhor desempenham esta função. A adição de pequenas quantidades de Cr tem sido o método mais utilizado para a formação de carbonetos. Na sua presença é maior a tendência para formar carbonetos do que grafite, independentemente da taxa de arrefecimento. A figura 10 a) compara o papel do Cr, com o de outros elementos no aumento da camada enregelada. O Mn tem um comportamento interessante, uma vez que só tem efeito quando excede 1%. [1].

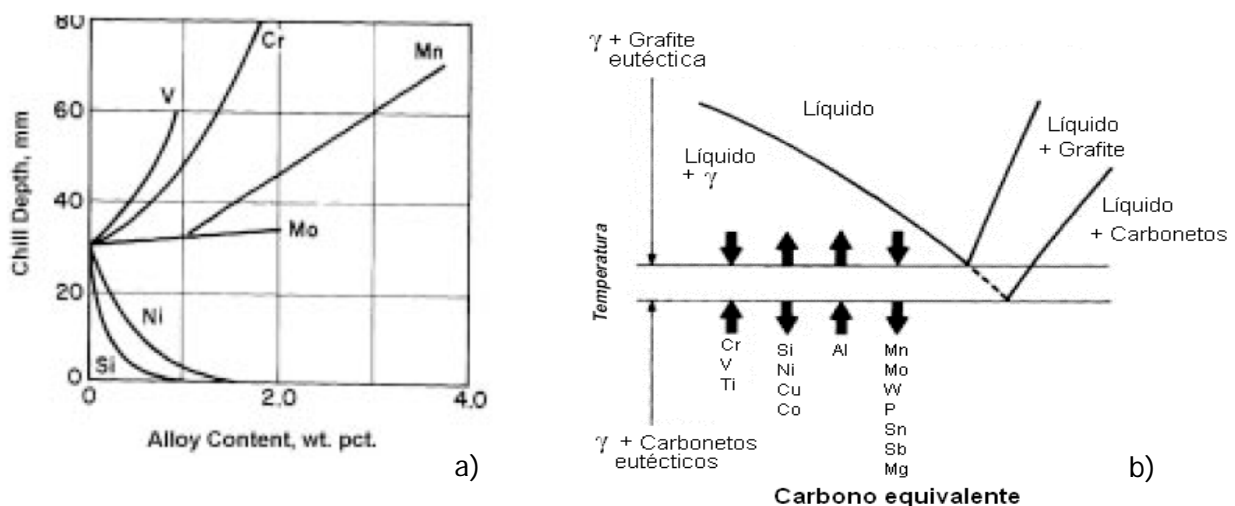


Figura 10 a) Efeito de elementos de liga na espessura da camada enregelada de um ferro com 3-3,3% C; b) Influência dos elementos de liga no deslocamento da temperatura eutética (versão metaestável - carbonetos e versão estável - grafite) [1].

2.3 - Ferros brancos de alto crómio

Os ferros brancos de alta liga são aplicados em variadíssimos componentes sujeitos a ambientes bastantes abrasivos, tal como acontece na indústria mineira, cimenteira e cerâmica. De referir que os custos de produção relativamente baixos, tornam estes materiais particularmente atractivos para as indústrias referidas [5, 18].

Os ferros brancos de alta liga são classificados em três grandes grupos: a) ferros brancos ligados ao níquel e ao crómio (designados comercialmente por Ni-Hard), b) ferros brancos ligados ao crómio e ao molibdénio e c) ferros brancos de alto crómio. As composições químicas destes materiais estão descritas na tabela 5 [5].

Tabela 5 - Composições típicas de três tipos de ferros brancos resistentes ao desgaste [5].

Ferro branco	C (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)
Níquel - Crómio	2,5-3,6	1,4 -4	3,3 -5	-
Alto Crómio	2,0-3,3	12 -28	1,5 máx	1,5 máx
Crómio - Molibdénio	3,0-3,5	15 - 18	-	2,8 - 3,3

Quando a quantidade de crómio excede os 10%, formam-se carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 , em vez dos carbonetos M_3C , predominantes nos ferros de baixo crómio. Ferros com este teor em crómio, apresentam uma microestrutura constituída por carbonetos do tipo M_7C_3 numa matriz de austenite ou de produtos da sua transformação.

A boa resistência à abrasão, tenacidade, e a resistência à corrosão dos ferros brancos de alto crómio, levaram ao desenvolvimento de ferros comerciais martensíticos ou austeníticos, com teores de Cr entre os 12 e os 28%. Devido ao facto de grande parte do crómio presente nestes ferros se encontrar combinado, este elemento de liga é menos efectivo na supressão da transformação eutectóide em perlite, comparativamente com outros elementos de liga como o molibdénio, níquel, manganês ou cobre [5].

Um fenómeno interessante que deve ser considerado durante a análise microestrutural dos ferros resistentes ao desgaste é a segregação dos elementos químicos que ocorre durante a solidificação. Os elementos de liga repartem-se pelos carbonetos e pela matriz. A partir do momento em que um elemento de liga é absorvido pelo carboneto, perde o seu efeito na matriz. Isto significa que o endurecimento da matriz metálica é determinado pelos elementos nela contidos. Durante o crescimento das dendrites de austenite (pró-eutética ou eutética) o carbono e o crómio são segregados para o líquido. Segregam-se também o molibdénio, o vanádio, o tungsténio e o nióbio (elementos estabilizadores de carbonetos). O manganês é um fraco estabilizador de carbonetos, não sendo muito segregado pelas dendrites de austenite. Para um teor de manganês de 1%

(teor normalmente encontrado na composição química de ferros fundidos resistentes ao desgaste abrasivo) encontra-se dividido entre os carbonetos e as dendrites [1].

O oposto ocorre na formação dos carbonetos M_3C ou M_7C_3 : o silício, cobre e níquel são completamente segregados para o líquido (o silício é insolúvel nos carbonetos e o cobre e níquel apresentam uma solubilidade bastante limitada). Na figura 11 é possível observar de um modo qualitativo a partição dos vários elementos de liga.

Refira-se que o cromo dissolvido na matriz aumenta com o rácio cromo/carbono, podendo ser, teoricamente, determinado pela seguinte equação:

$$\% \text{ Cr matriz} = 1,95 \times (\% \text{ Cr} / \% \text{ C}) - 2,47 \text{ (equação 2) [25]}$$

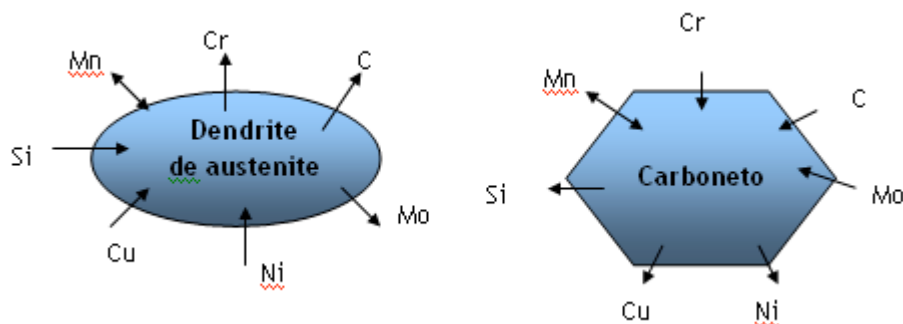


Figura 11 - Partição dos principais elementos de liga durante a solidificação de um ferro de alta liga [1].

A boa resistência ao desgaste destes ferros é conferida pela presença de grandes quantidades de carbonetos ricos cromo (20 a 40%) muito duros (M_3C ou M_7C_3 em que M representa o elemento metálico, Fe ou Cr) [19,20].

A percentagem de carbonetos pode ser calculada de uma forma empírica a partir da quantidade de carbono e de cromo, de acordo com a seguinte equação:

$$\% \text{ carbonetos} = 12,33(\% \text{ C}) + 0,55(\% \text{ Cr}) - 15,2 \text{ (equação 3) [25]}$$

Vários estudos realizados concluem que a resistência à abrasão dos ferros brancos de alto cromo também é influenciada pelas características dos carbonetos (fracção volúmica, dureza, morfologia e orientação) e pela matriz que suporta estes carbonetos. Segundo vários autores, os ferros brancos com carbonetos eutéticos interdendríticos do tipo M_7C_3 muito finos apresentam melhor resistência ao desgaste do que os ferros brancos com carbonetos primários frágeis e de grandes dimensões. Neste caso a matriz é preferencialmente desgastada e os carbonetos do tipo M_7C_3 que ficam salientes na superfície e fracturam [13, 21, 22, 23].

Como já foi referido anteriormente o excelente desempenho ao desgaste dos ferros de alto crómio não é apenas devido à existência de carbonetos, outro factor importante é a natureza da matriz. Esta pode ser austenítica, martensítica ou perlítica (ou a combinação entre elas) [26]. Estas matrizes são obtidas pela adição de elementos de liga (cuja influência já foi referida) ou por tratamento térmico. A matriz mais observada em ferros fundidos de alto crómio no seu estado de bruto de vazamento é a austenite, podendo ser alterada por tratamento térmico, para parcialmente ou totalmente martensítica.

Outro aspecto que influencia a microestrutura dos ferros fundidos de alto crómio é a velocidade de arrefecimento. Analisando a figura 12, observa-se que junto do arrefecedor a microestrutura é mais fina, composta por lâminas ou bastonetes de carbonetos do tipo M_7C_3 e pequenas dendrites de austenite pró-eutética. À medida que aumenta a distância ao arrefecedor, as dendrites tornam-se mais grosseiras e os carbonetos passam a ter a forma de lâminas [1].

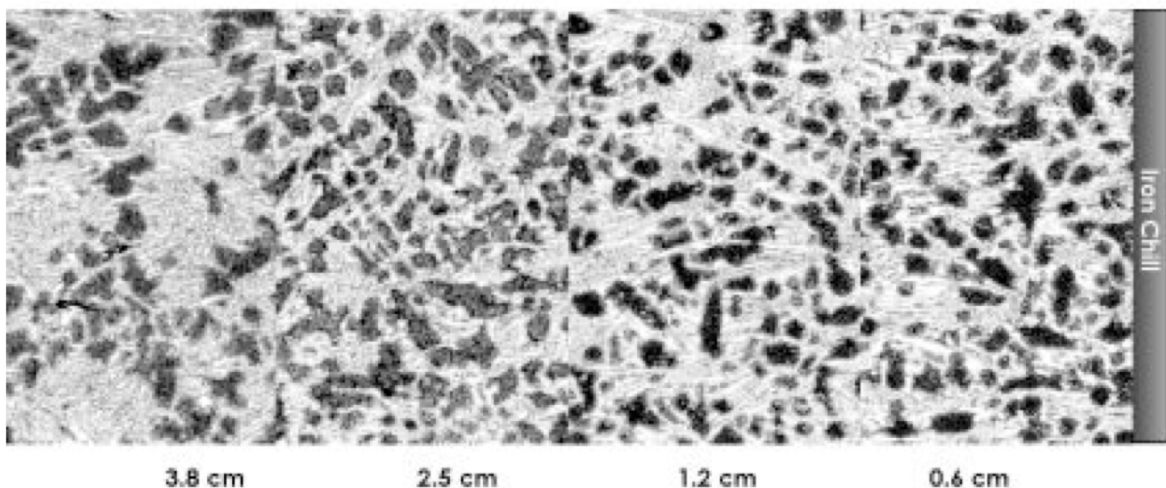


Figura 12 - Microestrutura de um ferro branco de alto crómio, observada a 100x, em função da distância ao arrefecedor [1].

3 - Ensaio de microabrasão por esfera rotativa

3.1 - Estudos de microabrasão

Uma forma de caracterizar um material quanto às suas propriedades tribológicas é através de ensaios de desgaste. Como o desgaste dos materiais tem sido alvo de uma preocupação crescente, desenvolveram-se inúmeros ensaios para a avaliação de taxas de desgaste dos materiais, dos quais podem ser destacados o ensaio de roda de borracha, de roda de aço, de pino-disco e de microabrasão por esfera rotativa (ball-cratering test). Com a utilização destes ensaios podem ser simuladas diferentes situações e previstos os comportamentos dos materiais face às características dos processos industriais. Estes ensaios permitem testar um vasto leque de condições de desgaste. No que concerne ao agente abrasivo, pode-se variar a natureza, a forma e o tamanho das partículas abrasivas [21].

Inicialmente, o ensaio de microabrasão por esfera rotativa, era apenas utilizado para a determinação de espessuras de revestimentos, nomeadamente em PVD. Posteriormente, confirmou-se a sua capacidade para a determinação de taxas de desgaste de componentes metálicos utilizados em processos de laminagem, turbinas, engrenagens, próteses biomédicas, entre outras aplicações. Deste modo, tem-se observado uma crescente utilização dos ensaios de microabrasão por esfera rotativa. Esta técnica foi desenvolvida na Universidade de Cambridge por K.L. Rutherford e I.M. Hutchings [27], consistindo genericamente, em provocar no material que se pretende ensaiar, um desgaste acelerado. Para tal, é realizado um provete metálico do material em estudo. Sobre a superfície do provete faz-se rodar uma esfera de aço na presença de uma suspensão abrasiva de partículas bastante finas. Desta acção abrasiva resulta uma calote de desgaste na superfície do provete. Pelo conjunto de características específicas deste ensaio foi-lhe concedido o nome de microabrasão por esfera rotativa. Neste ensaio é necessário controlar a velocidade de rotação da esfera, a carga aplicada, a distância de escorregamento (rotações realizadas pela esfera na superfície do provete) e o débito da suspensão abrasiva. Uma vez que o desgaste é uma resposta comportamental do material e não uma propriedade do material, a resistência ao desgaste de um material pode variar numa determinada gama, quando se alteram as condições do ensaio de desgaste. Assim sendo, para que os resultados tenham reprodutibilidade, é necessário normalizar os ensaios e as condições devem ser rigorosamente controladas. Existe um número considerável destes equipamentos espalhados pelo mundo, especialmente na Europa (estima-se que existam entre 50 a 150 equipamentos). O ensaio de microabrasão por esfera rotativa ainda não se

encontra normalizado; a norma está a ser redigida conjuntamente entre investigadores da Europa e dos Estados Unidos da América. A proposta de pré-normalização europeia (ENV-1071-2) foi submetida à organização de normalização europeia, a CEN. Os investigadores americanos envolvidos neste assunto enviaram o processo de normalização para o comité G2 da ASTM [2, 9, 21,27,28, 29].

Tem-se registado uma crescente utilização dos ensaios de microabrasão por esfera rotativa, sendo os equipamentos mais utilizados: os tribómetros CSEM Calowear e os Plint TE-66 da Phoenix Tribology. Os tribómetros de microabrasão apresentam algumas vantagens relativamente aos restantes já referidos, uma vez que são relativamente baratos e as amostras podem ser de dimensões reduzidas, visto que as zonas de desgaste são pequenas. Os equipamentos são bastantes simples, tal como a sua utilização [2, 28].

Existem possíveis variações neste tipo de ensaio e o aspecto geral dos equipamentos pode ser diferente. Os equipamentos de microabrasão podem dividir-se em duas grandes classes, segundo a disposição da esfera rotativa, podendo esta ter uma rotação livre ou fixa. Nos sistemas de esfera fixa, a esfera é conduzida positivamente, por exemplo, através de suportes coaxiais de rotação. O provete é colocado contra a esfera com uma carga controlada por um sistema de braços, este tipo de equipamento pode ser observado na figura 13 [30].

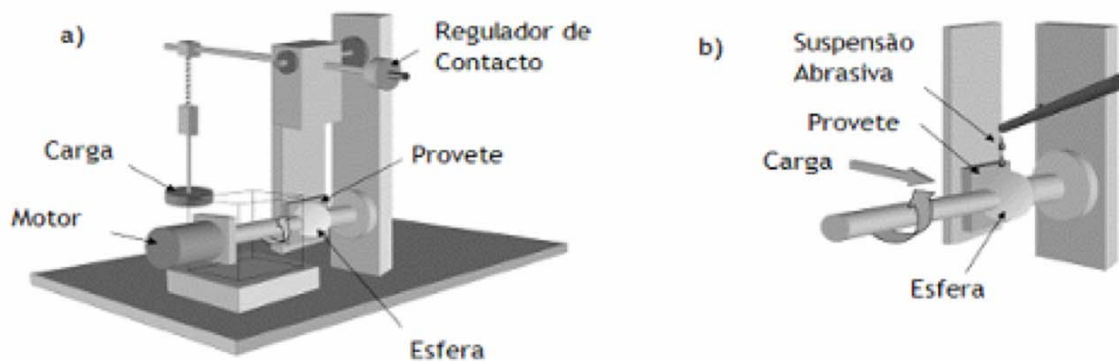


Figura 13 - Esquema representativo do tribómetro utilizado no ensaio de desgaste de microabrasão por esfera rotativa; a) visão geral do equipamento de ensaio; b) visão pormenorizada da zona de contacto provete/esfera [13].

Segundo *Adachi* [31], nos ensaios de microabrasão, pode-se identificar dois modos distintos de desgaste. O processo dominante é controlado pela natureza do movimento das partículas abrasivas em contacto com a zona de contacto esfera/provette. Se as partículas não se moverem relativamente à superfície da esfera, actuam como identadores fixos causando estrias paralelas na superfície do provete. Gera-se, então o chamado desgaste a dois corpos. Este fenómeno pode ser melhor compreendido através da figura 14 a) e b).

Estas marcas são geralmente originadas em situações de desgaste caracterizadas por cargas elevadas e soluções abrasivas de baixa concentração. Quando as partículas se movimentam entre as duas superfícies, surgem múltiplas identações em qualquer direcção. O mecanismo de desgaste neste caso designa-se por desgaste a três corpos (ver figura 14c) e d) e ocorre em situações de carga baixa e elevada concentração da solução abrasiva. A análise SEM das superfícies de desgaste é importante para se entender o mecanismo de desgaste presente. Segundo vários autores, os ensaios em que o principal modo é o de três corpos apresentam maior reprodutibilidade de resultados, porém nem sempre é possível garantir este tipo de desgaste. Segundo um estudo realizado por *Adachi et al.*[32], a taxa de desgaste determinada na situação de três corpos apresenta uma relativa insensibilidade às condições do teste (carga, fracção volúmica do abrasivo, etc.), sendo deste modo os resultados mais reprodutíveis [30,31, 32].

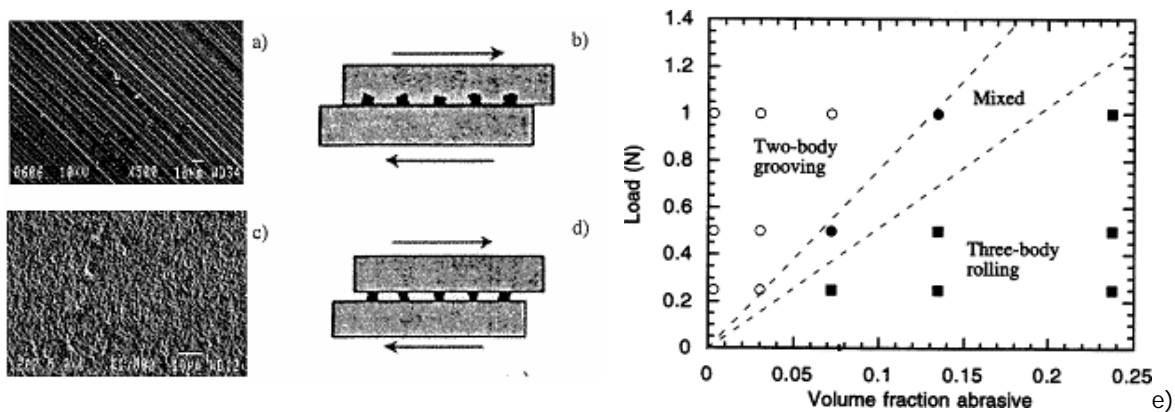


Figura 14 -a) Imagem SEM da superfície de um provete de aço ferramenta temperado e revenido após desgaste abrasivo a dois corpos, com uma carga de 0,25N e sob uma suspensão abrasiva de partículas de diamante de 3 mm de diâmetro e com uma fracção volúmica de $0,003 \text{ gcm}^{-3}$; b) respectivo esquema de desgaste; c) Imagem SEM da superfície do mesmo do provete após desgaste abrasivo a três corpos, sob uma suspensão abrasiva de SiC F1200 e com uma fracção volúmica de $1,0 \text{ gcm}^{-3}$; d) respectivo esquema de desgaste; e) Mecanismos de desgaste em função da carga aplicada e da concentração do abrasivo de SiC [33].

O modo de desgaste pode ser alterado, com facilidade, de dois corpos para três corpos, bastando para tal pequenas alterações na carga aplicada ou na fracção volúmica do abrasivo da suspensão (ver figura 14 e)), nas partículas abrasivas, no material da esfera e nas suas condições superficiais. Assim sendo estes parâmetros devem ser devidamente controlados para se garantir a reprodutibilidade dos resultados dos ensaios realizados [30,32].

Tal como em qualquer ensaio de desgaste, existem vários parâmetros que afectam os resultados dos testes de microabrasão. Dos quais se salientam as características do abrasivo (natureza, tamanho, forma), concentração da suspensão abrasiva, carga aplicada, velocidade e características da esfera (material e condições de superfície).

Segundo Stachowiak *et al.* [13] em ensaios de ferro fundido de alto crómio, a utilização de grãos de areia de sílica mais pequenos ou mais redondos causam menos desgaste do que grãos maiores ou mais angulares. Os mesmos autores referem que as partículas de quartzo causam mais desgaste do que partículas de areia de sílica com o mesmo tamanho. No segundo caso o desgaste ocorre preferencialmente na matriz (austenítica ou martensítica), ficando em saliência (na superfície de desgaste) os carbonetos de crómio. Este comportamento de desgaste preferencial da matriz não se verifica quando se utilizam partículas angulares de quartzo [13].

O estado superficial da esfera, a superfície deve ser cuidadosamente analisada e controlada, uma vez que influencia os resultados de desgaste. A superfície da esfera tem que apresentar alguma rugosidade. Assim, recomenda-se o ataque químico da superfície [1]. Estudos realizados por Stachowiak *et al.* [65] revelam que a rugosidade da superfície da esfera é também responsável pela transição do mecanismo de três para dois corpos, quanto mais sulcos apresentar a esfera maior será a tendência para o desgaste ser a dois corpos.

Existem também factores que influenciam a medição das calotes formadas. Por vezes surgem dificuldades em identificar as fronteiras, o que é necessário para medir os diâmetros das calotes. Relativamente aos métodos utilizados para a medição das calotes, estes podem ser efectuados com o auxílio de microscopia óptica ou por perfilometria [2].

Com base em estudos realizados, pode-se afirmar que o ensaio de microabrasão consegue distinguir o comportamento ao desgaste de materiais com propriedades mecânicas semelhantes. Num estudo realizado por Ribeiro *et al.* [21], o ensaio de microabrasão permitiu distinguir as propriedades tribológicas de ferros fundidos de alto crómio. Este ensaio pode ser utilizado para efectuar avaliações preliminares e rápidas aos materiais, antecedendo testes mais complexos que simulam de uma forma mais real as condições de serviço dos componentes [2, 21, 13].

Num estudo realizado por Stachowiak *et al.* [13] sobre o comportamento ao desgaste abrasivo de três ferros de alto crómio com teores de crómio crescente (25, 27 e 30) analisou-se o grau de correlação entre os resultados de ensaios realizados em laboratório e os obtidos em serviço. Os autores concluem que o ensaio de microabrasão é capaz de fazer uma avaliação prévia e expedita, porém, como todos os ensaios laboratoriais de desgaste, também este não contempla todos as variáveis presentes em

serviço. O autor recomenda que este ensaio deve ser complementado com ensaios mais específicos, atendendo à aplicação em causa. Stachowiak *et al.* [3], noutro estudo realizado, enfatizam que a principal limitação deste ensaio é o tamanho reduzido das partículas abrasivas utilizadas, sendo impraticável a utilização de partículas de grandes dimensões.

3.2 - Cálculo da taxa de desgaste

No ensaio de microabrasão uma esfera de raio R (mm) é colocada a rodar contra a superfície de um provete, na presença de uma solução abrasiva, tal como já foi referido. A geometria da calote produzida está relacionada com o volume de material desgastado e pode ser calculada, medindo-se o diâmetro da calote ou a sua profundidade. O volume desgastado - V (mm^3), pode ser relacionado com a distância total de escorregamento - S (m) e a carga utilizada no ensaio - N (N), através da equação de Archard:

$$V = K_s \times S \times N \text{ (equação 4) [30]}$$

Em que K_s é a taxa de desgaste ($\text{m}^3(\text{N.m})^{-1}$). O volume desgastado V pode ser calculado pela análise das dimensões da calote, designadamente, através do diâmetro da calote - b ou da sua profundidade - h .

$$V \approx \frac{\pi \cdot b^4}{64 \cdot R} \text{ para } b \ll R \text{ (equação 5) [2, 30]}$$

$$V \approx \pi \cdot h^2 \cdot R \text{ para } h \ll R \text{ (equação 6) [2, 30]}$$

Deste modo, a taxa de desgaste K_s pode ser apresentada da seguinte forma:

$$K_s = \frac{\pi \cdot b^4}{64R} \times \frac{1}{SN} \text{ (equação 7) [2, 34]}$$

Capítulo II

Procedimento Experimental

Como já foi referido a CM&W produz rolos de laminagem para pastas cerâmicas. As propriedades microestruturais e tribológicas das ligas escolhidas foram analisadas em provetes realizados especificamente para este efeito. Estes provetes apresentam uma geometria paralelepédica quadrangular (como se pode ver na figura 15) e foram produzidos com dimensões diferentes para simular espessuras diferentes dos rolos reais (100 e 70 mm).

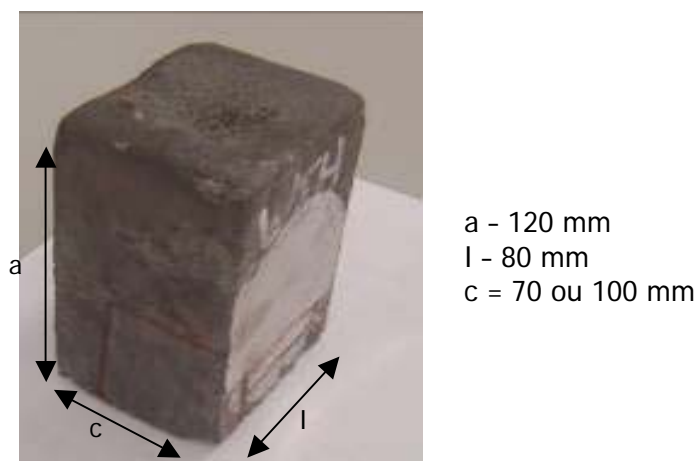


Figura 15 - Geometria dos provetes fabricados para estudar o comportamento dos rolos.

Produziram-se provetes em quatro ligas ferrosas diferentes para avaliar a respectiva resistência ao desgaste: dois ferros nodulares enregelados (DI) com teores em crómio de 0,2 e 0,6% e dois ferros brancos (WCI) com teores em crómio de 13% e de 19%.

2.1 Vazamento e Preparação dos Provetes

As ligas escolhidas foram fundidas num forno eléctrico de indução com refractário aluminoso e vazadas numa coquilha metálica com 120 mm de altura, 110 mm de largura e 240 mm de comprimento, como se mostra na figura 16. Foi colocado um macho de areia autosecativa e a coquilha foi assente numa base de areia verde. Para obter os provetes maiores utilizou-se um macho com uma espessura de 30 mm e para os provetes mais pequenos, um macho de 60 mm. Após o vazamento, os provetes arrefeceram no molde metálico.

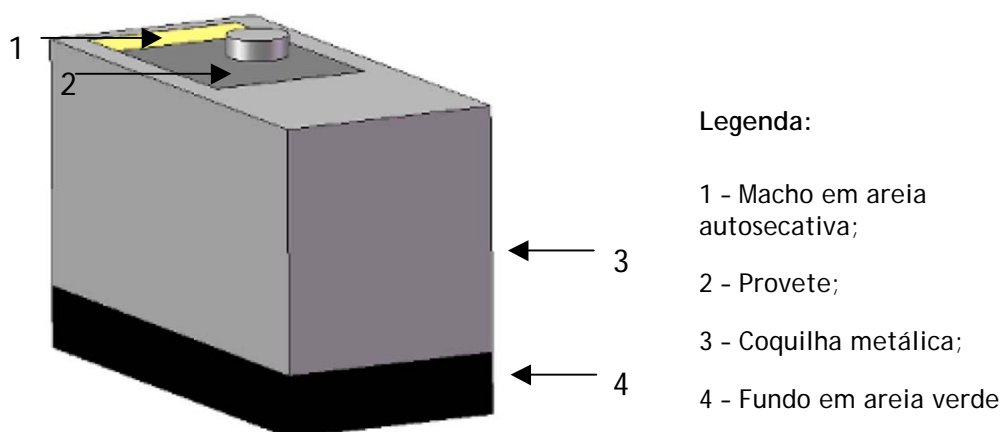


Figura 16 - Esquema da coquilha, macho e provete.

As composições químicas das ligas vazadas encontram-se descritas na tabela 6. No caso dos ferros fundidos nodulares foram realizadas análises espectrométricas antes e após a nodularização. Utilizou-se como nodularizante uma liga à base de silício, magnésio e terras raras (46,4% Si, 5,6% Mg, 1,75% Ca, 0,6% Al e 1% terras raras). As análises foram realizadas num espectrómetro de emissão atómica.

Tabela 6 - Valores médios da composição química (em % ponderal) das ligas preparadas.

Liga	Elemento de liga (%)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Mg	Ceq
DI-0,2	2,40- 2,60	0,95- 1,15	0,35- 0,55	0,01- 0,03	0,01- 0,03	0,2-0,3	0,01- 0,03	0,10- 0,20	2,85- 3,00	0,05- 0,06	2,90
DI-0,6	2,40- 2,60	1,00- 1,20	0,35- 0,55	0,01- 0,03	0,01- 0,03	0,6-0,8	0,01- 0,03	0,10- 0,20	2,85- 3,00	0,03- 0,04	2,90
WCI-13	2,50- 2,70	0,50- 0,70	0,70- 0,90	0,03- 0,05	0,03- 0,05	12,00- 14,00	0,08- 0,10	0,5-0,7	0,10- 0,20	-	2,80
WCI-19	2,70- 2,90	0,40- 0,6	0,80- 1,00	0,02- 0,04	0,03- 0,05	18,00- 20,00	0,05- 0,07	0,20- 0,40	0,10- 0,30	-	3,00

Os ferros fundidos nodulares foram vazados no intervalo de temperatura 1450 - 1475°C. As ligas de ferro branco de alto crómio foram vazadas no intervalo de 1490 - 1500°C. A temperatura da coquilha variou entre a temperatura ambiente e os 80°C. O tempo de vazamento foi aproximadamente 10 segundos, em todos os vazamentos. Os provetes foram cortados para se retirarem amostras para os ensaios de desgaste, dureza e análise microestrutural. Estes cortes foram realizados numa máquina de corte orbital com discos de alumina, a uma velocidade de rotação de 0,05 mm/s.

2.2 Caracterização e análise dos materiais

A preparação da superfície dos provetes para análise microestrutural e ensaios de dureza e desgaste incluiu o desbaste com lixas de granulometria decrescente (120, 320, 500, 1000) e acabamento com suspensão de diamante de 6 μm e 1 μm . Foi utilizado Nital 2% seguido de Picral 5% para revelar a microestrutura dos ferros nodulares (DI-0,2 e DI-0,6). Para os ferros brancos de alto crómio (WCI-13 e WCI-19), utilizou-se o reagente Murakami (10 g de NaOH, 10g de $\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6$ e 100 ml de água destilada) seguido de uma solução de hidróxido de sódio sobressaturada em permanganato de potássio (10g de NaOH em 100 ml de água). Para se analisar a microestrutura, foram referenciadas seis linhas de observação a distâncias crescentes da parede da coquilha, tal como se indica na figura 17.

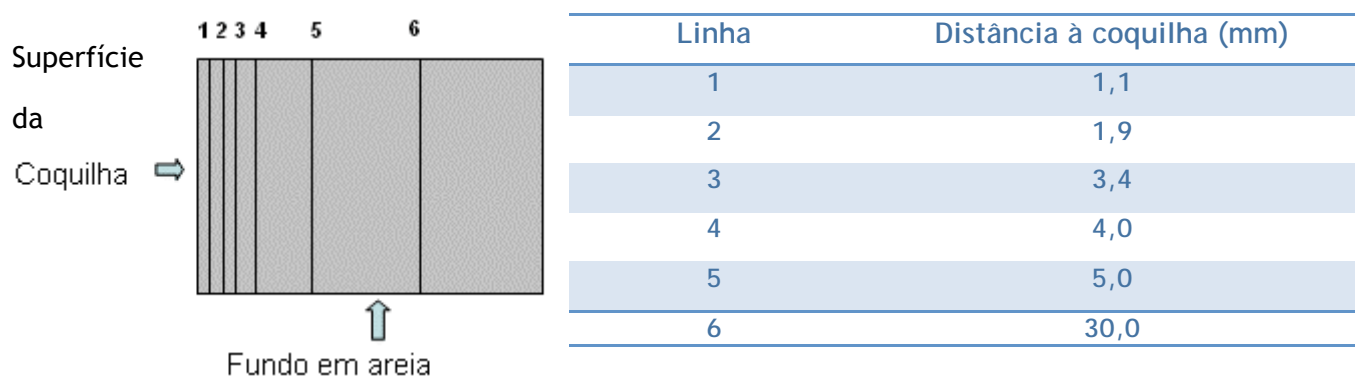


Figura 17 - Esquema das linhas de observação da microestrutura.

Foram realizados ensaios de dureza Vickers HV30 (6 incisões ao longo das linhas assinaladas) e ensaios de microdureza Vickers HV0,025 (10 incisões em cada constituinte metalográfico). A percentagem de carbonetos, densidade de nódulos e a percentagem de grafite dos ferros nodulares foram determinados, com o auxílio de um software de análise de imagem, em 30 campos distribuídos por cada linha de observação. A microestrutura e a superfície das marcas de desgaste, foram analisadas em microscopia óptica e de varrimento.

O comportamento ao desgaste dos materiais foi avaliado num tribómetro TE66 da marca Plint & Partners, Ltd. Para a realização dos ensaios de desgaste foi necessário estabelecer um conjunto de parâmetros de modo a garantir a reprodutibilidade dos resultados (ver tabela 7).

Tabela 7 - Parâmetros do ensaio de desgaste de microabrasão por esfera rotativa.

Características do provete	Espessura	± 3 mm	Características da suspensão	Caudal	3-4 mL.min ⁻¹
	Acabamento superficial	Superfície desbastada com lixas de SiC (120, 320, 500, 1000 mesh) e polidas com diamante (6 e 1 µm)		Natureza	SiC
Características da esfera	Material	Aço ligado	Características da suspensão	Concentração	0,2 g.cm ⁻³
	Dureza	60 HRC		Diâmetro médio dos grãos	3,0 ± 0,5 µm
	Diâmetro	Ø 25 mm	Características do ensaio	Distâncias de escorregamento	100, 200, 300, 400 e 500 voltas
	Velocidade de rotação	80 r.p.m		Força aplicada	0,25 N

O carboneto de silício utilizado (SiC F1200) foi analisado do ponto de vista da distribuição granulométrica (ver figura 18) e da forma dos grãos (ver figura 19). A distribuição do tamanho das partículas de carboneto de silício é bi-modal; o valor médio é 2,826 µm. Os grãos apresentam uma geometria angular.

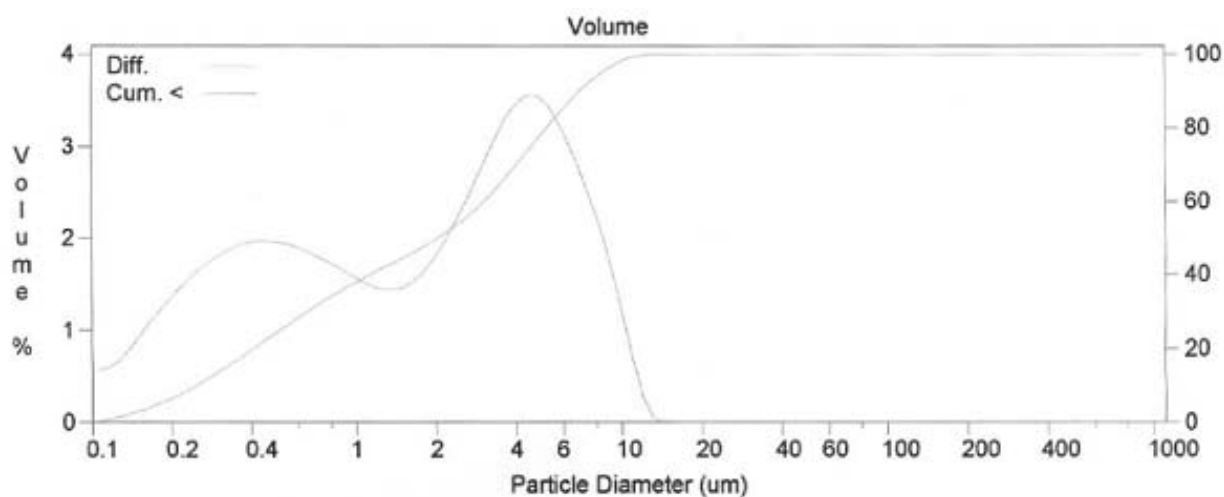


Figura 18 - Distribuição granulométrica do carboneto de silício utilizado nos ensaios de desgaste.

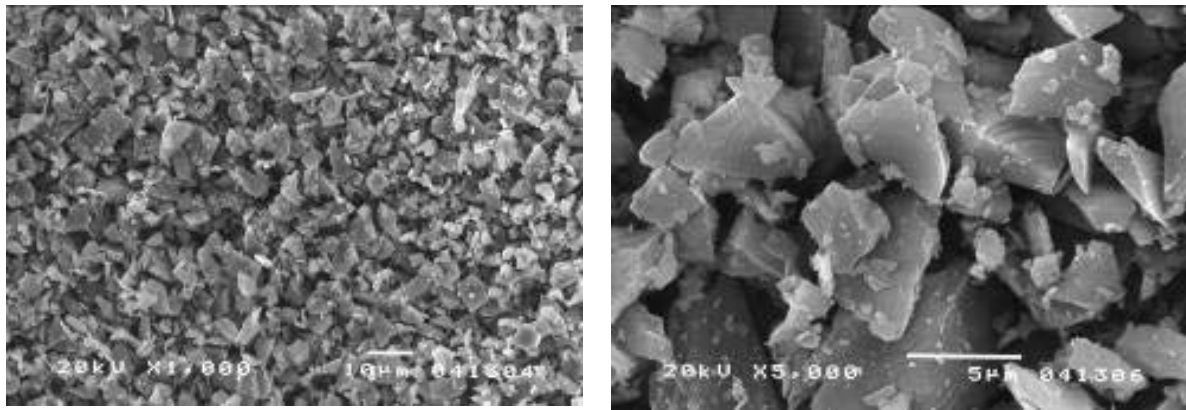


Figura 19 - Imagens SEM do carboneto de silício utilizado nos ensaios de desgaste.

O esquema do ensaio de desgaste de microabrasão por esfera rotativa encontra-se ilustrado na figura 20 a). Durante a realização dos ensaios (3 por provete) foi necessário controlar a agitação da suspensão abrasiva, o estado superficial da esfera e a carga aplicada. A agitação da suspensão é essencial para evitar que o SiC sedimente e consequentemente se altere a concentração da solução abrasiva ao longo do ensaio. Cada esfera foi utilizada no máximo em oito ensaios, uma vez que a partir daqui formam-se sulcos muito profundos que causam calotes irregulares e alongadas transversalmente ao sentido de rotação da esfera, como se pode ver na figura 21.

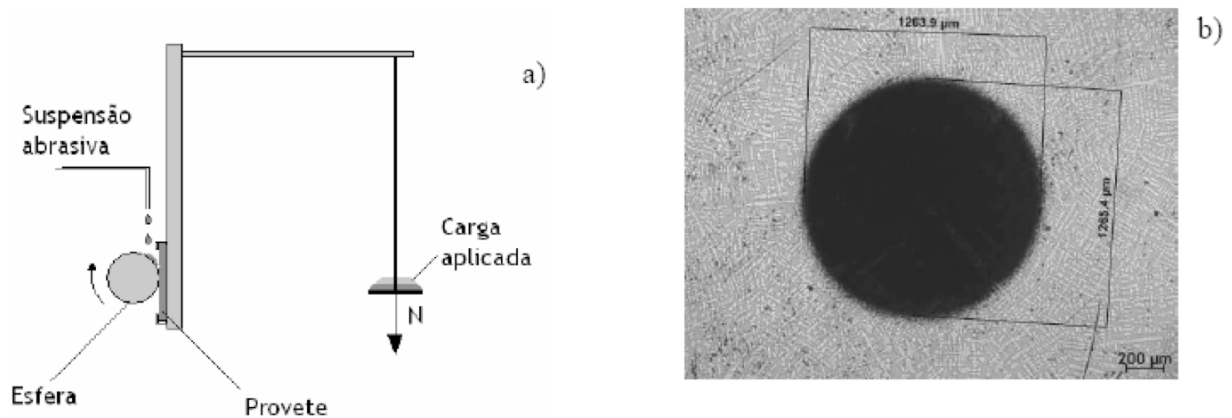


Figura 20 - a) Esquema do tribómetro utilizado nos ensaios de microabrasão; b) medição de diâmetros de uma calote utilizados no cálculo do volume de material desgastado.

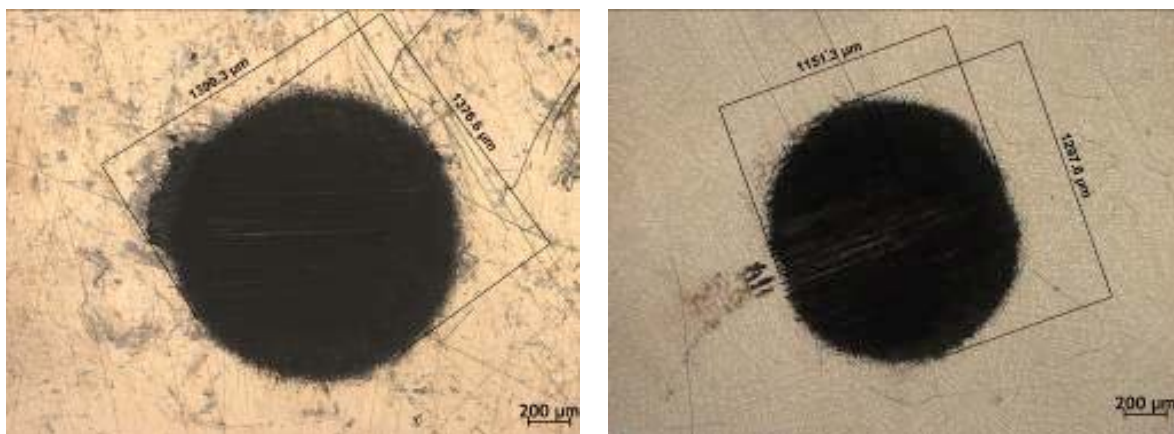


Figura 21 - Exemplos de calotes irregulares devido à utilização de esferas com sulcos na superfície.

A aplicação da força no ensaio é também um aspecto crítico. O equipamento possui um sistema de contrapeso que permite controlar a força aplicada durante o ensaio.

Após a realização do ensaio é necessário analisar as calotes formadas. O volume de material desgastado e a respectiva taxa de desgaste são calculados através da medição de dois diâmetros perpendiculares de cada calote impressa na superfície do provete. Esta medição foi feita em microscopia óptica a 50x, tal como indica a figura 20 b).

Capítulo III

Resultados Experimentais e Discussão

3.1 Microestrutura e dureza dos ferros nodulares enregelados

Durante a análise das microestruturas (sem ataque químico) dos ferros nodulares enregelados foi possível observar nódulos (nalguns casos irregulares) de grafite e outras partículas também escuras. Através de análises por EDX, pode-se confirmar que as partículas escuras de maior dimensão (superiores a $25 \mu\text{m}^2$) são efectivamente grafite, sendo as partículas de menor dimensão (e mais irregulares), sulfureto de magnésio. Estes sulfuretos têm origem no tratamento de nodularização e podem aparecer na microestrutura quando não são utilizados filtros no vazamento. As imagens da figura 22 mostram a correspondência entre duas partículas da imagem a) e o elemento carbono da imagem b) e entre as restantes partículas e os elementos enxofre e magnésio das imagens c) e d).

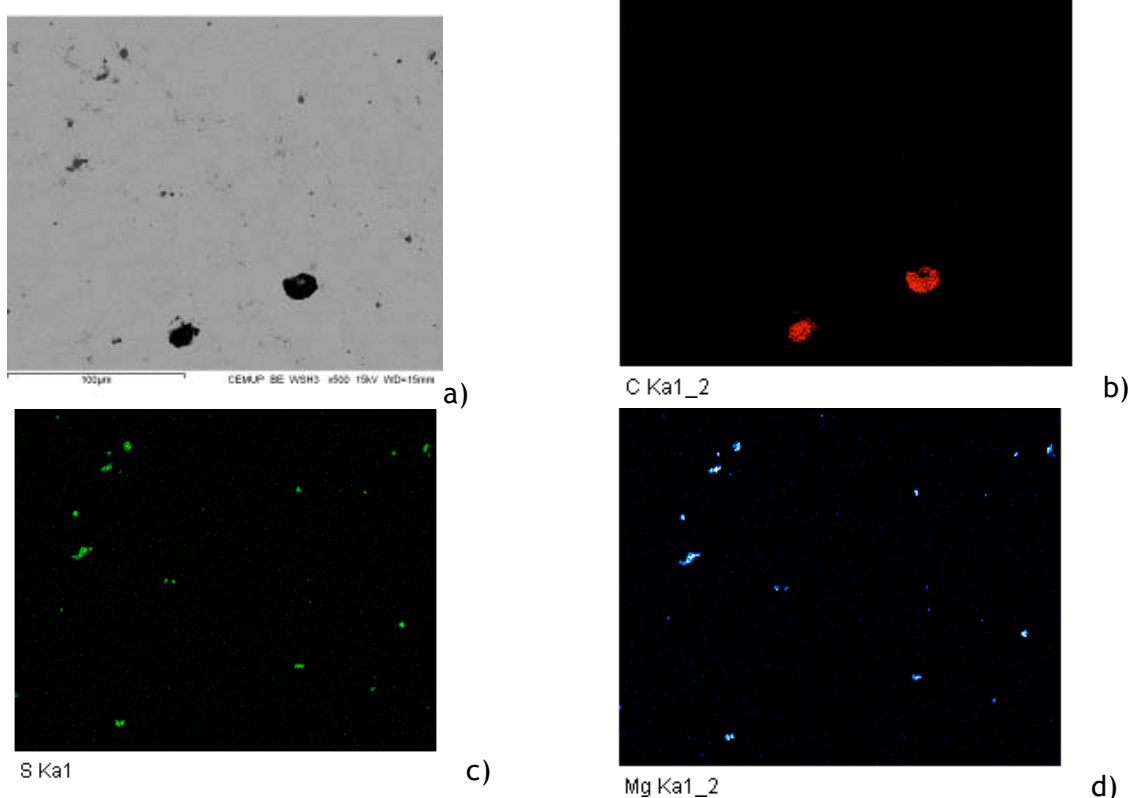


Figura 22 - a) Imagem SEM da liga DI_0,2 e resultados da análise de EDX; b) carbono; c) enxofre; d) magnésio.

No gráfico 1 apresentam-se os valores da densidade nodular em função da distância à parede da coquilha. Verifica-se que a densidade nodular é muito baixa na liga DI_0,6: 21 nódulos/mm² a 1,1 mm da parede e 24 nódulos/mm² a 30 mm da parede. O aumento da espessura do provete para 100 mm praticamente não influencia esta característica. Nas figuras 23 e 24 apresentam-se imagens representativas destas zonas para os dois provetes analisados.

A liga DI_0,2 (com um CEQ idêntico e menor teor em crómio) apresenta valores ligeiramente mais altos: 88 nódulos/mm² a 1,1 mm da parede e 116 nódulos/mm² a 30 mm. Neste caso o aumento do provete reduz ligeiramente os valores obtidos. Nas figuras 23 e 24 apresentam-se imagens representativas destas zonas para os dois provetes analisados. Nesta liga nota-se um aumento da densidade nodular à medida que aumenta a distância à parede da coquilha. Como se sabe a microestrutura dos ferros nodulares enregelados no estado bruto de vazamento é determinada pela composição química e pela velocidade de arrefecimento a partir do estado líquido. O metal em contacto com a parede da coquilha fica sujeito a uma maior velocidade de arrefecimento, o que conduzirá a uma taxa de nucleação da grafite mais baixa e, inversamente, uma taxa de nucleação de carbonetos mais elevada.

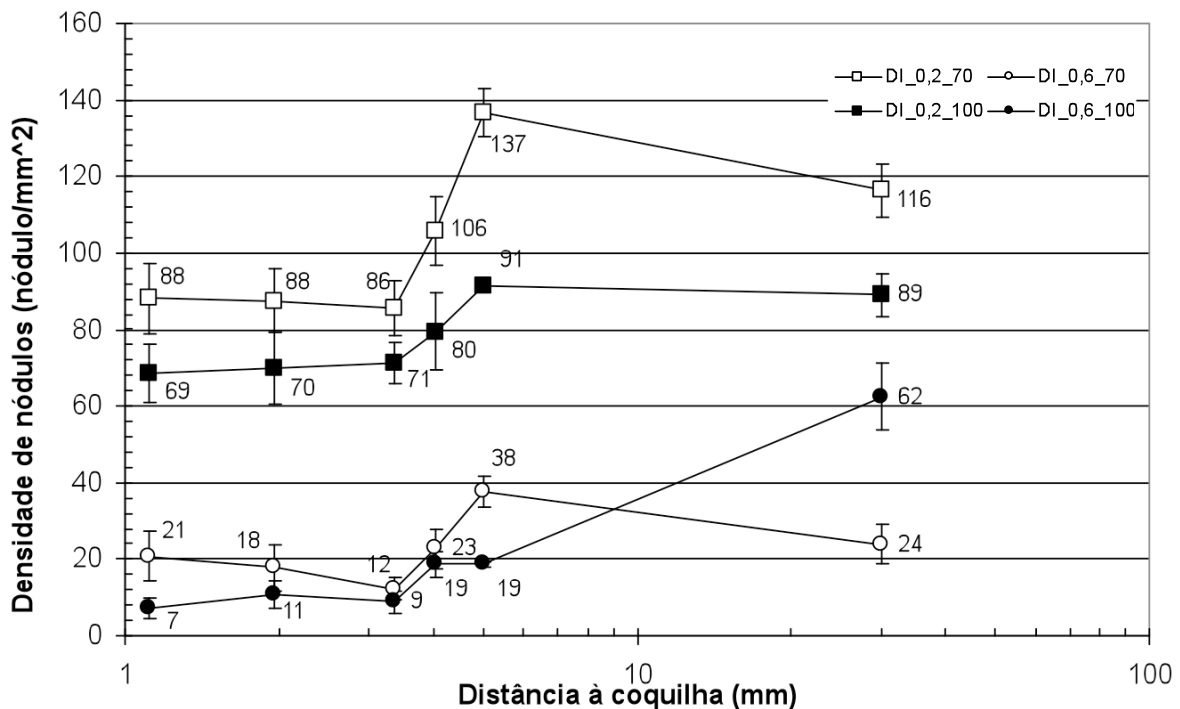


Gráfico 1 - Densidade de nódulos das ligas DI_0,2 e DI_0,6 em função da distância à parede da coquilha.

Este comportamento pode também ser analisado através do gráfico 2 que apresenta a fracção volúmica de carbonetos em função da distância à parede da coquilha. Verifica-se que a fracção de carbonetos é maior junto desta parede, diminuindo para o interior, onde atinge um valor mais próximo do valor teórico (18 %) calculado com base no diagrama Fe-C (ver diagrama e cálculos em Anexo). Esta diferença é consideravelmente maior na liga DI_0,6 (29% a 1,1 mm de distância e 20% a 30 mm de distância. A liga DI_0,2 apresenta valores inferiores (22% a 1,1 mm de distância e 18% a uma distância de 30mm). A dispersão de resultados é alta, não permitindo concluir sobre o efeito do aumento do provete na fracção volúmica de carbonetos. Nas figuras 25 e 26 apresentam-se imagens de microestruturas representativas destas zonas para os dois provetes analisados.

Este comportamento é acompanhado por uma redução da dureza do material, da periferia para o interior, como se pode ver no gráfico 3. A zona mais periférica (até 4,4 mm da parede) com maior fracção de carbonetos, apresenta-se mais dura (DI_0,6: 445/461 HV) e DI_0,2:440/451 HV). A zona mais interior (à distância de 30 mm da parede), caracterizada por uma mistura de carbonetos, perlite e maior quantidade de grafite, apresenta valores de dureza mais baixos (DI_0,6: 400/413 HV e DI_0,2: 388/392 HV).

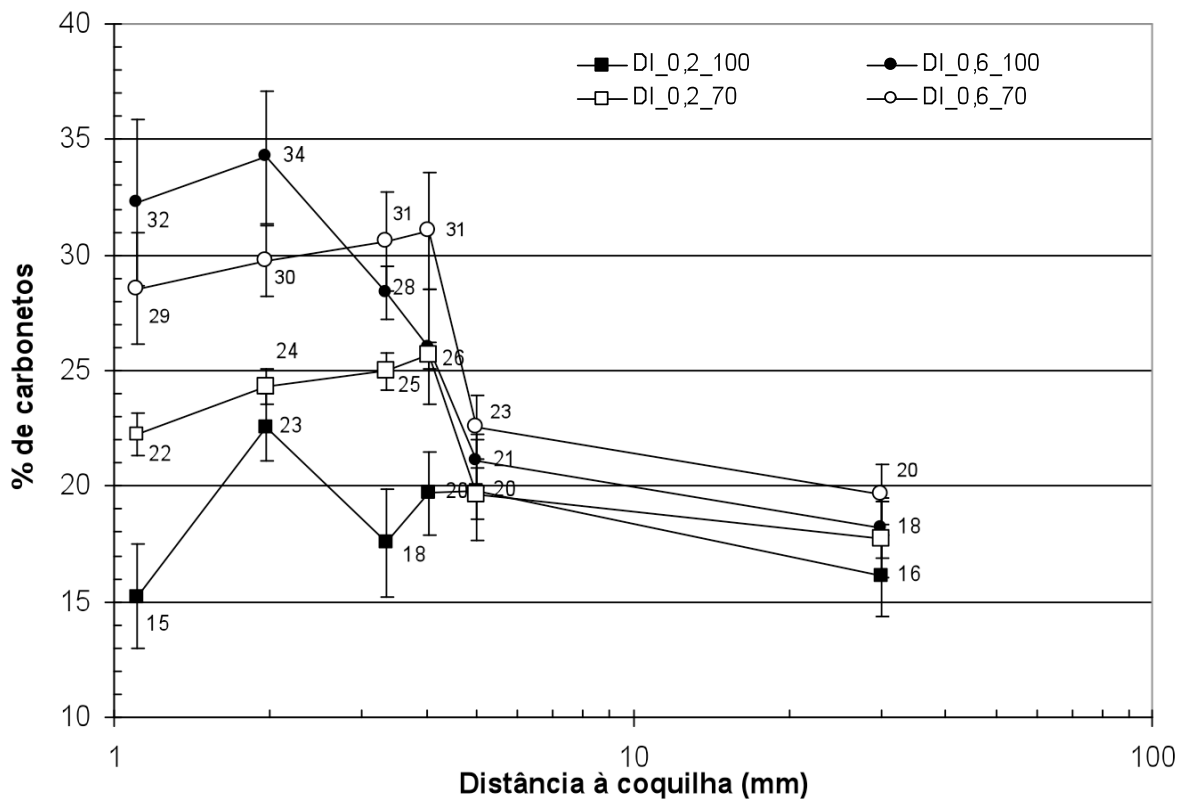


Gráfico 2 - Percentagem de carbonetos das ligas Di_0,2 e Di_0,6 em função à distância da coquilha.

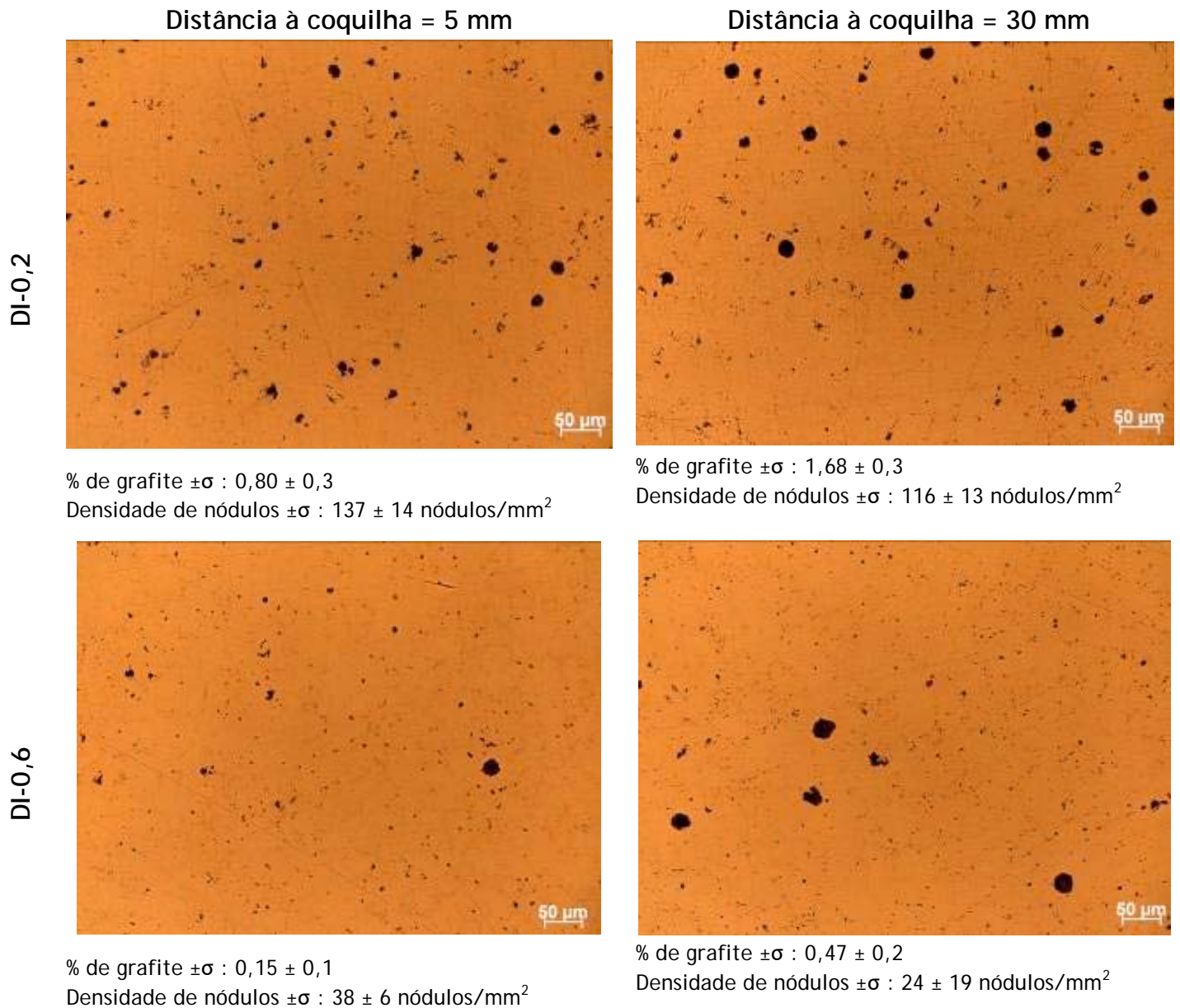


Figura 23 - Microestruturas das ligas DI_0,2 e DI_0,6 (sem ataque químico), analisadas à distância de 5 mm e de 30 mm da parede da coquilha (provete com 70 mm de espessura).

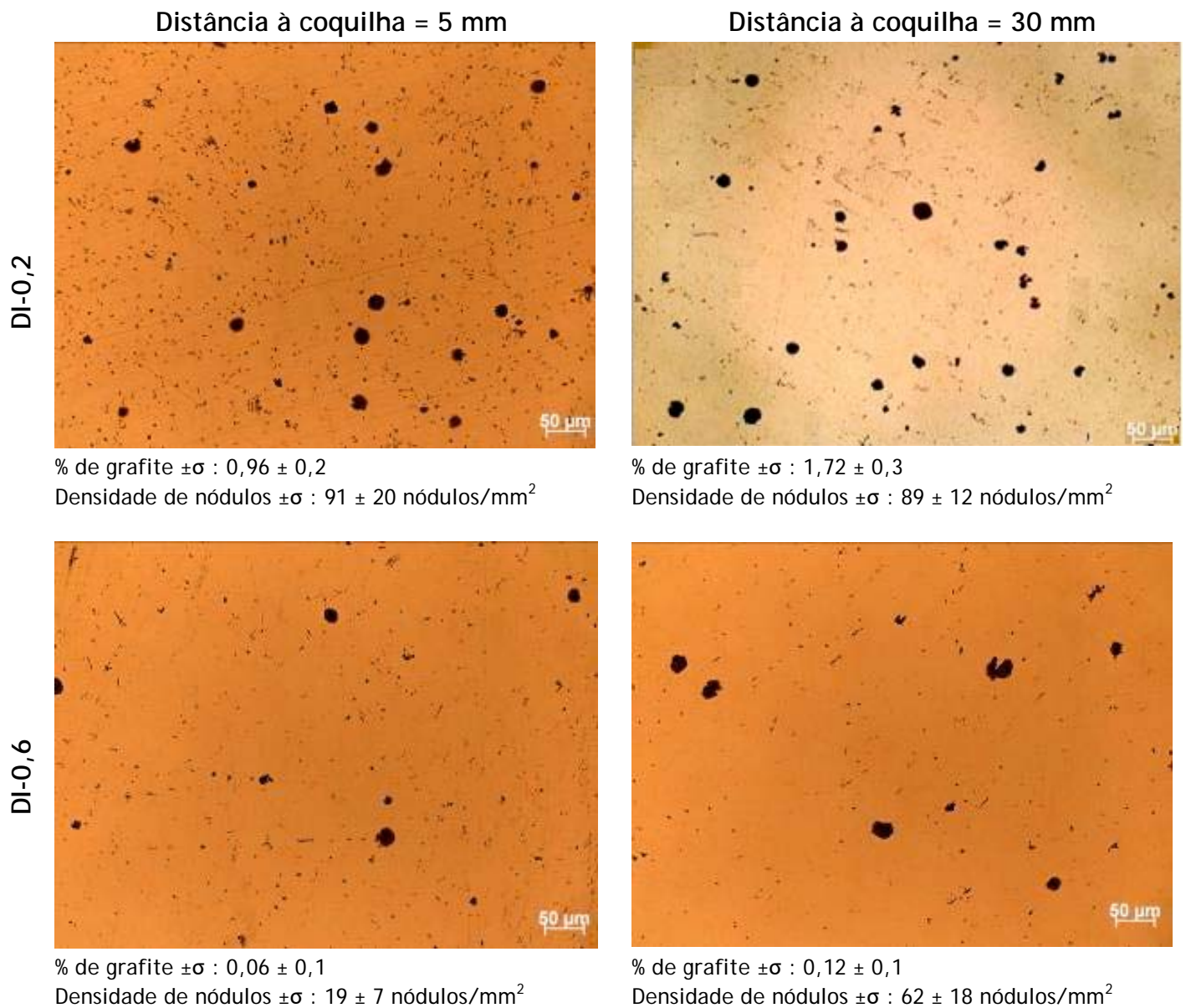


Figura 24 - Microestruturas das ligas DI_0,2 e DI_0,6 (sem ataque químico), analisadas à distância de 5 mm e de 30 mm da parede da coquilha (provete com 100 mm de espessura).

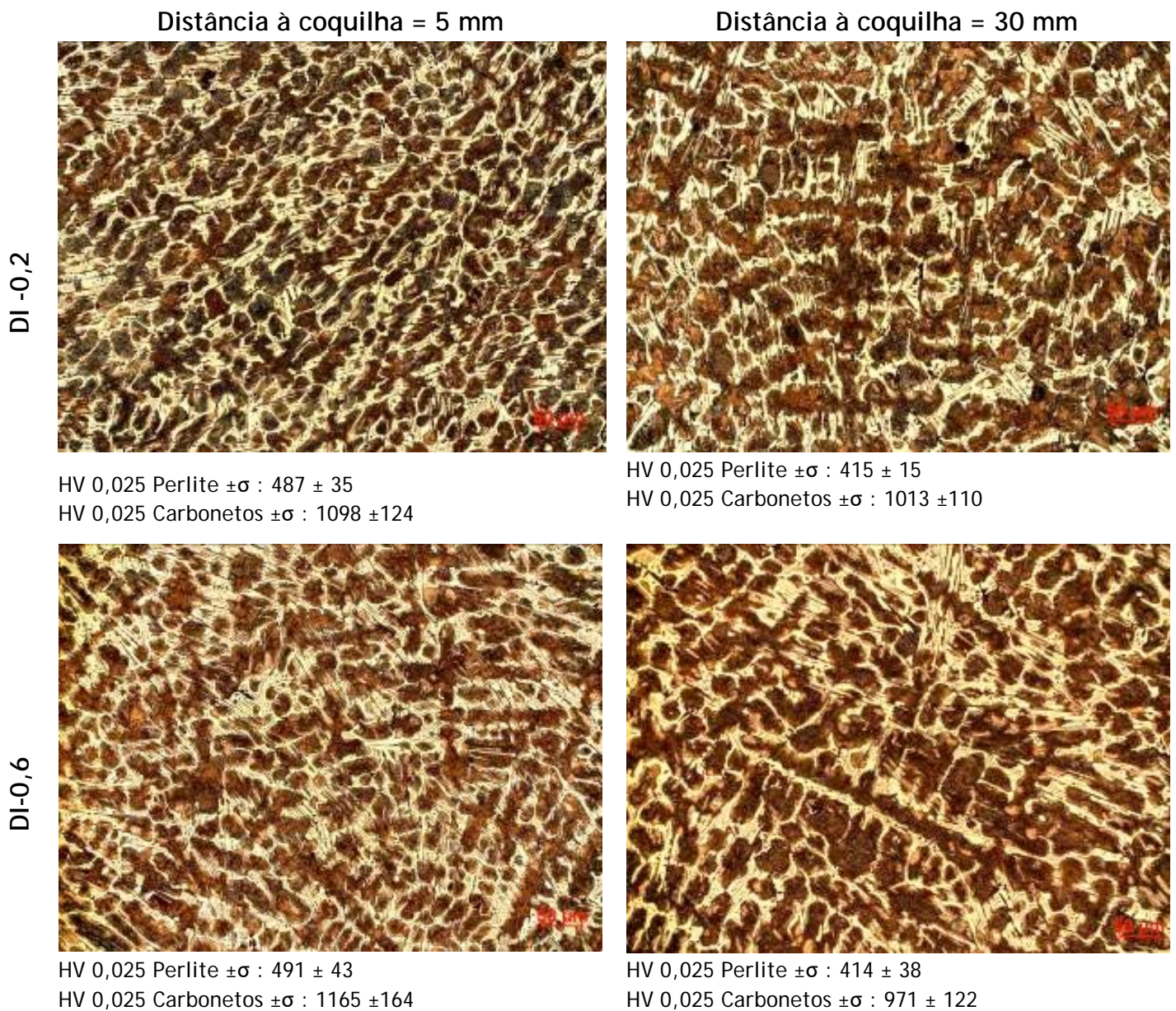


Figura 25 - Microestruturas das ligas DI_0,2 e DI_0,6 (ataque químicos com Nital 2% e Picral 2%), analisadas à distância de 5 e 30 mm da parede da coquilha num provete com 70 mm; observaram-se carbonetos eutéticos (fase clara) numa matriz perlítica (fase escura).

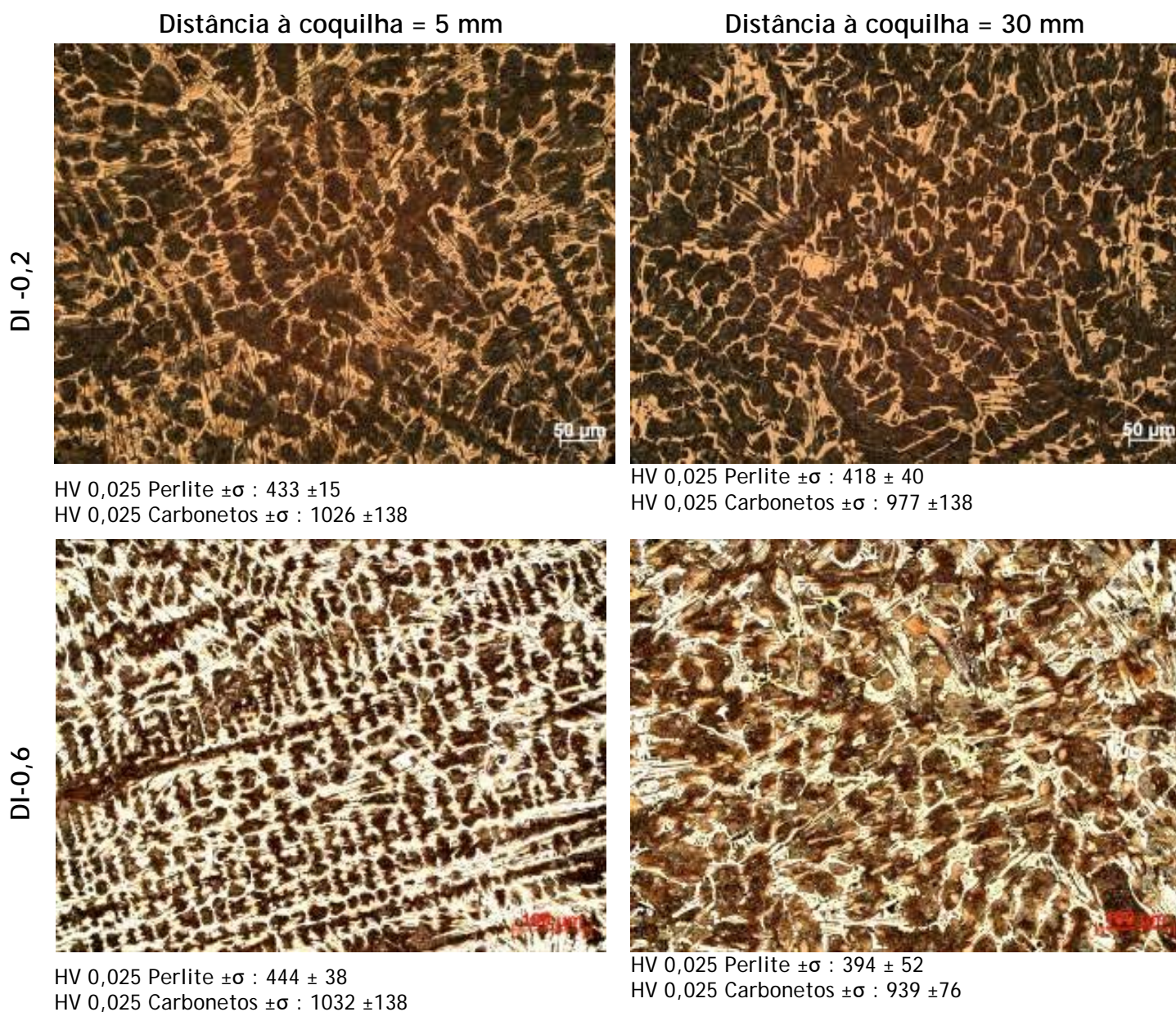


Figura 26 - Microestruturas das ligas DI_0,2 e DI_0,6 (ataque químicos com Nital 2% e Picral 2%), analisadas à distância de 5 e 30 mm da parede da coquilha num provete com 100 mm; observaram-se carbonetos eutéticos (fase clara) numa matriz perlítica (fase escura).

Os resultados da microanálise de Cr e C nos carbonetos e na perlite estão disponíveis na tabela 8. Verifica-se a tendência dos dois elementos para se concentrarem nos carbonetos. A relação C/M(Fe+Cr) assume um valor de 0,30 para a liga DI_0,2 e de 0,32 para a liga DI_0,6, muito próximo da estequiometria dos carbonetos do tipo $(Fe,Cr)_3C$. A

concentração de crómio nos carbonetos passa de 0,79% na liga DI_0,2 para 1,6% na liga DI_0,6. Quanto à matriz, a concentração de crómio passa de 0,20% na liga DI_0,2 para 0,57% na liga DI_0,6. Este enriquecimento não resulta num aumento de dureza em nenhuma das zonas analisadas (ver figura 25 e 26).

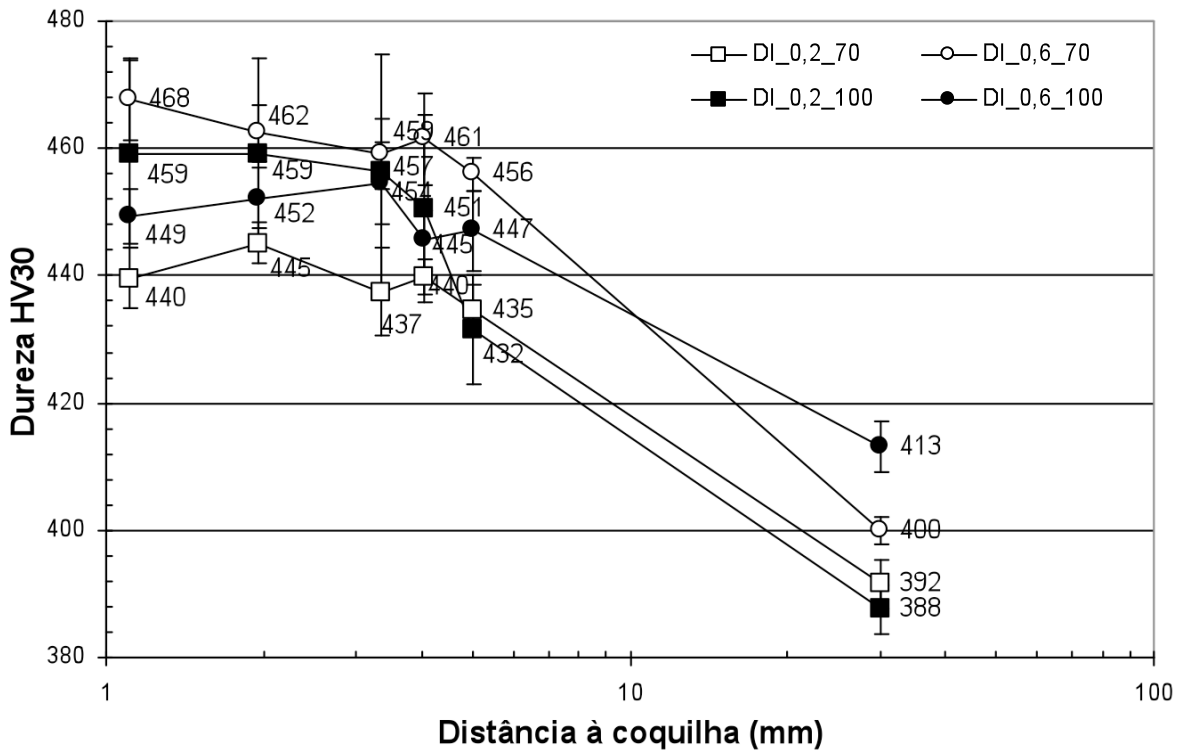


Gráfico 3 - Dureza HV30 das ligas estudadas de ferro nodular, relativamente à distância da coquilha, para os provetes de 70 e 100 mm de espessura.

Tabela 8 - Composição química (% ponderal) dos carbonetos e da perlite das ligas DI_0,2 e DI_0,6.

	DI_0,2		DI_0,6	
	Perlite	Carbonetos	Perlite	Carbonetos
C	1,58	5,96	1,41	6,25
Cr	0,20	0,79	0,57	1,61
$\frac{C}{M}$	-	0,30	-	0,32

$$\frac{C}{M} = \frac{\%at.C}{\%at.(Fe + Cr)}$$

3.2 Microestrutura e dureza dos ferros brancos de alto crómio

Nas figuras 27 e 28 apresentam-se as microestruturas das ligas com 13% e 19% de Cr. Ambas são constituídas por uma matriz austenítica com carbonetos eutéticos ricos em crómio. Observa-se no entanto, que as dendrites de austenite na liga WCI_13 são ligeiramente mais grossas e menos orientadas, possivelmente devido a uma menor velocidade de solidificação. A microestrutura da liga WCI_13 contém uma fracção de carbonetos eutéticos inferior (24 a 27%) à liga WCI_19 (31 a 34%) (ver gráfico 4). Os valores encontrados são coerentes com os valores calculados segundo a equação 3 referida por Breyer *et al.* [25] (24% para a liga WCI_13 e 30% para a liga WCI_19 - ver cálculos em Anexo). Refira-se que nas duas ligas a percentagem de carbonetos não varia até uma distância de 5 mm da parede da coquilha, como se pode analisar no gráfico 4.

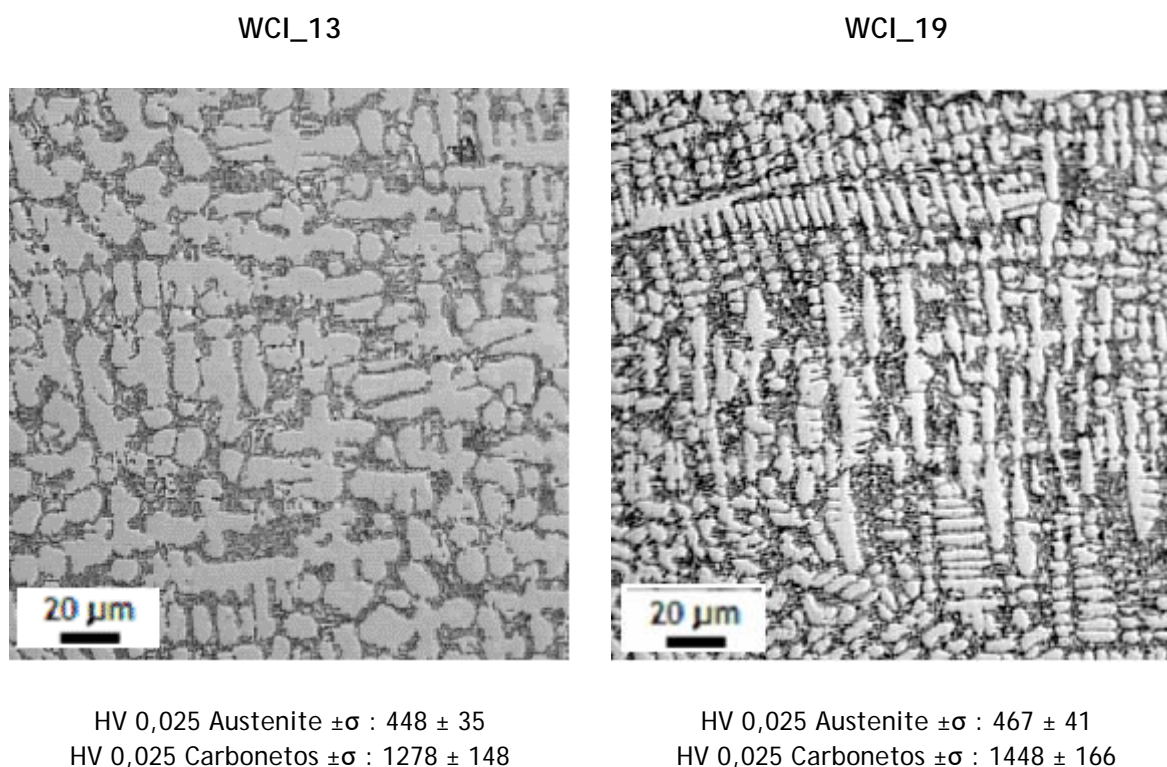


Figura 27 - Microestruturas das ligas WCI_13 e WCI_19 (ataque químico com Murakami e uma solução de hidróxido de sódio sobressaturada em permanganato de potássio) analisadas num provete de 100 mm; observam-se carbonetos eutéticos (fase escura) numa matriz austenítica (fase clara).

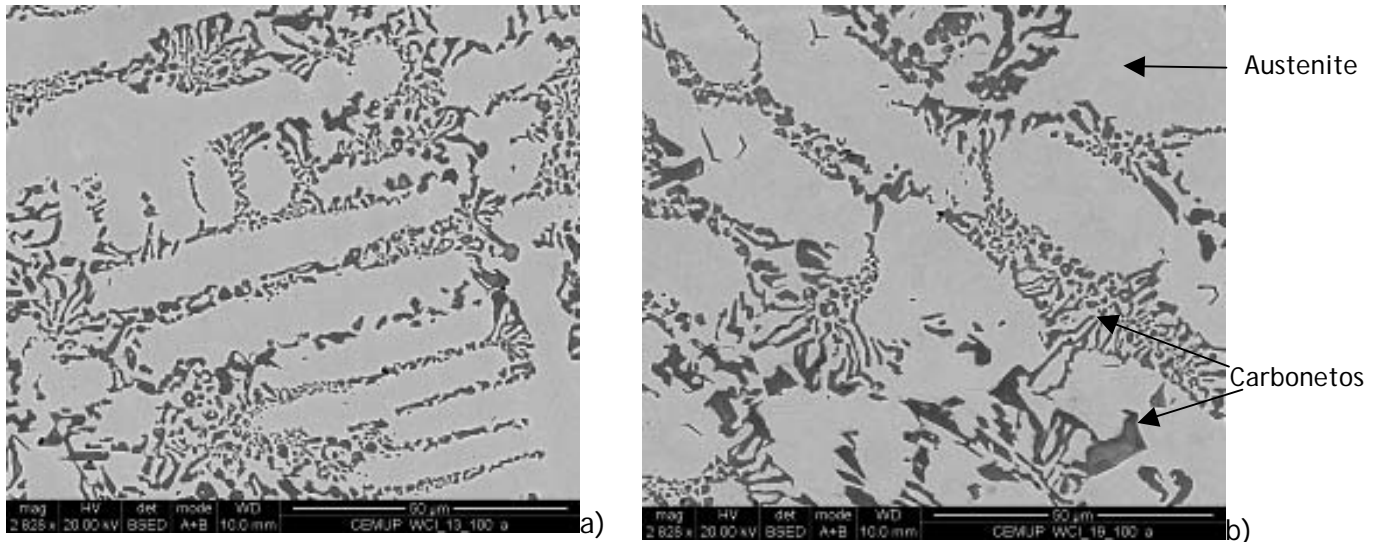


Figura 28 - Microestrutura das ligas WCI_13 - a) e WCI_19 - b) em provetes com 100 mm; as imagens de electrões retrodifundidos permitem distinguir os carbonetos eutéticos $(Fe,Cr)_7C_3$ precipitados entre as dendrites de austenite (fase clara)

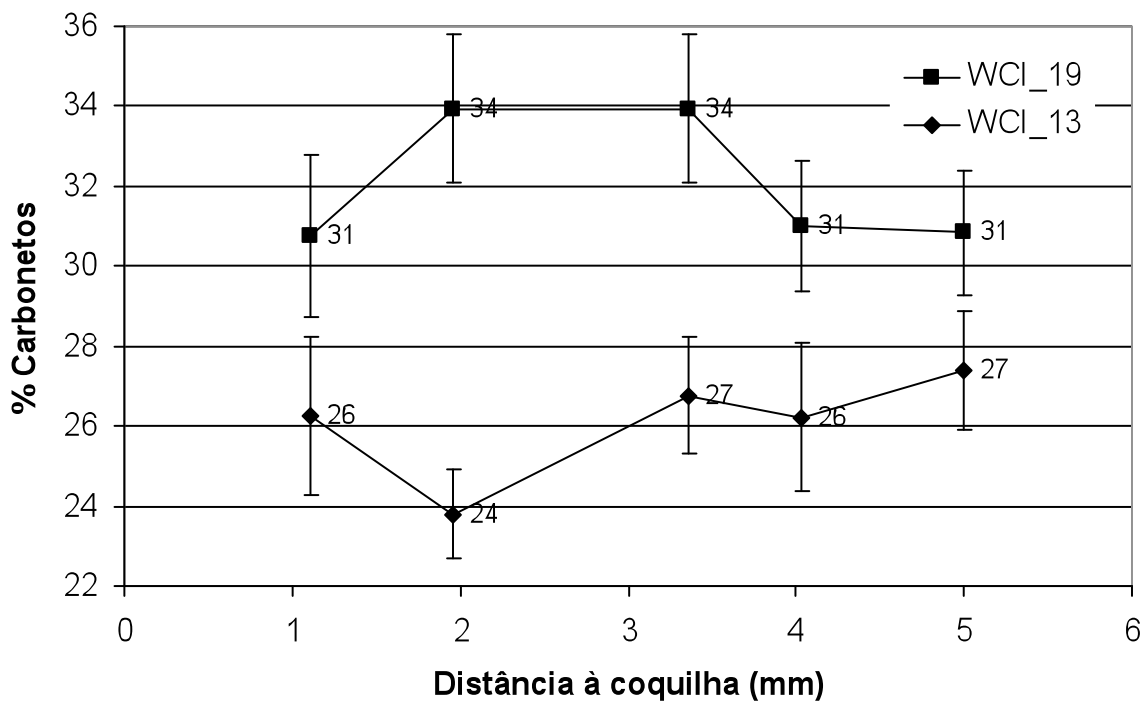


Gráfico 4 - Fracção de carbonetos presente nas ligas WCI_13 e WCI_19 em função da distância à parede da coquilha.

Os resultados da microanálise de Cr e C nos carbonetos e na austenite estão disponíveis na tabela 9. Verifica-se a tendência dos dois elementos para se concentrarem nos carbonetos. A relação $C/M(Fe+Cr)$ assume um valor 0,38 para a liga WCI_13 e 0,37 para a liga WCI_19, valores próximos da estequiometria dos carbonetos do tipo $(Fe,Cr)_7C_3$.

Verifica-se também que a concentração de Cr nos carbonetos aumenta com a relação Cr/C da liga. O teor em crómio dos carbonetos é de 35,31% na liga WCI_13 (com uma relação Cr/C = 4,7) e de 42,89% na liga WCI_19 com uma relação Cr/C = 5,7). Estes resultados são consistentes com estudos anteriores [1, 35]. Este enriquecimento resultou num aumento da dureza dos carbonetos eutéticos como se pode ver na legenda da figura 27. Os carbonetos da liga WCI_13 apresentam um valor médio de 1278 HV0,025. Estes valores são consideravelmente mais baixos que os referidos na bibliografia (1500 - 1800 HV) [5], possivelmente devido ao facto das incisões de dureza, mesmo com cargas baixas (25g), abrangerem simultaneamente os carbonetos (de dimensões reduzidas - 1 a 5 µm) e matriz austenítica. Os carbonetos da liga WCI_19 apresentam um valor médio de dureza (1448 HV0,025) próximo dos valores típicos destes materiais.

A liga WCI_19 apresenta maiores valores de dureza, resultado da maior fracção de carbonetos eutéticos (e também mais duros) e da matriz austenítica também ligeiramente mais dura. No gráfico 5 observa-se que as ligas não apresentam variações significativas de dureza em função da distância à parede da coquilha, o que está de acordo com os resultados obtidos relativamente à fracção de carbonetos (ver gráfico 4). Os valores apresentados (WCI_13: 546/555 e WCI_19: 565/579) estão de acordo com a bibliografia.

De igual modo a concentração de Cr na austenite aumenta com o teor de Cr da liga, passando de 8,59% na liga WCI-13 para 12,23% na WCI-18. Os valores obtidos são consistentes com os valores calculados segundo a equação 3 proposta por Breyer *et al.*. Segundo esta equação a liga WCI_13 deveria apresentar uma percentagem de crómio na matriz inferior à liga WCI_19, respectivamente 7,3 e 10,8%. Este aumento resulta num ligeiro aumento da dureza da matriz, passando de 448 para 467 HV0,025, na zona mais periférica.

Tabela 9 - Composição química (% ponderal) dos carbonetos e da matriz das ligas WCI_13 e WCI_19.

	WCI-13		WCI-19	
	Austenite	Carbonetos	Austenite	Carbonetos
C	1,05	7,53	0,97	7,43
Cr	8,59	35,31	12,23	42,89
$\frac{C}{M}$	-	0,38	-	0,37

$$\frac{C}{M} = \frac{\%at.C}{\%at.(Fe + Cr)}$$

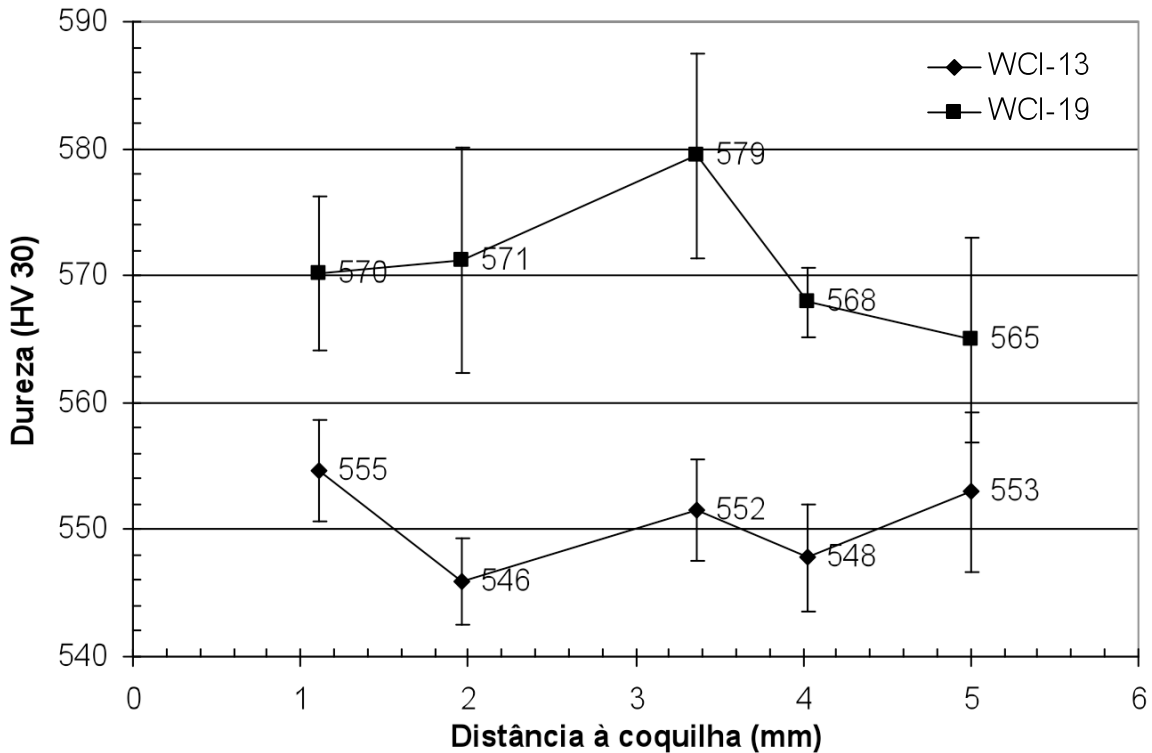


Gráfico 5 – Dureza HV30 das ligas WCI_13 e WCI_19 em função da distância à parede da coquilha.

3.3 Comportamento ao desgaste

Os resultados dos ensaios de desgaste de cada liga foram lançados num gráfico “volume desgastado (V) versus distância de escorregamento (S) x carga aplicada (N)” e determinaram-se os parâmetros da recta com melhor ajuste aos pontos experimentais. Os declives destas rectas correspondem às taxas de desgaste K_s (mm^2/N). Verifica-se, para todos os materiais testados, que o volume de material desgastado aumenta linearmente com a distância de escorregamento, como se pode observar nos gráficos 6, 7 e 8.

Nos gráficos 6 e 7 encontram-se os resultados de desgaste dos ferros fundidos enregelados, realizados a uma distância próxima de 5 mm e a uma distância superior a 30 mm da parede da coquilha metálica. De facto, pretendia-se estudar o desgaste numa zona mais próxima da parede da coquilha, mas devido às limitações do posicionamento do provete no tribómetro, não foi possível realizar ensaios nessa zona.

Observa-se que no primeiro caso (ver gráfico 6), o comportamento dos materiais é muito semelhante, no entanto a taxa de desgaste é ligeiramente superior nos provetes de maior dimensão. Este comportamento pode ser explicado pela microestrutura presente: nesta zona (aproximadamente a 5 mm da parede da coquilha) as duas ligas apresentam uma fracção de carbonetos idêntica (DI_0,2: 20 e 20; DI_0,6: 23 e 21), no entanto, as

diferenças de dureza da matriz (DI_0,2: 487 e 433; DI_0,6: 491 e 444) e da cementite (DI_0,2: 1098 e 1026; DI_0,6: 1165 e 1032) podem contribuir para a ligeira redução da taxa de desgaste, verificada nos provetes de maior dimensão (ver tabela 10).

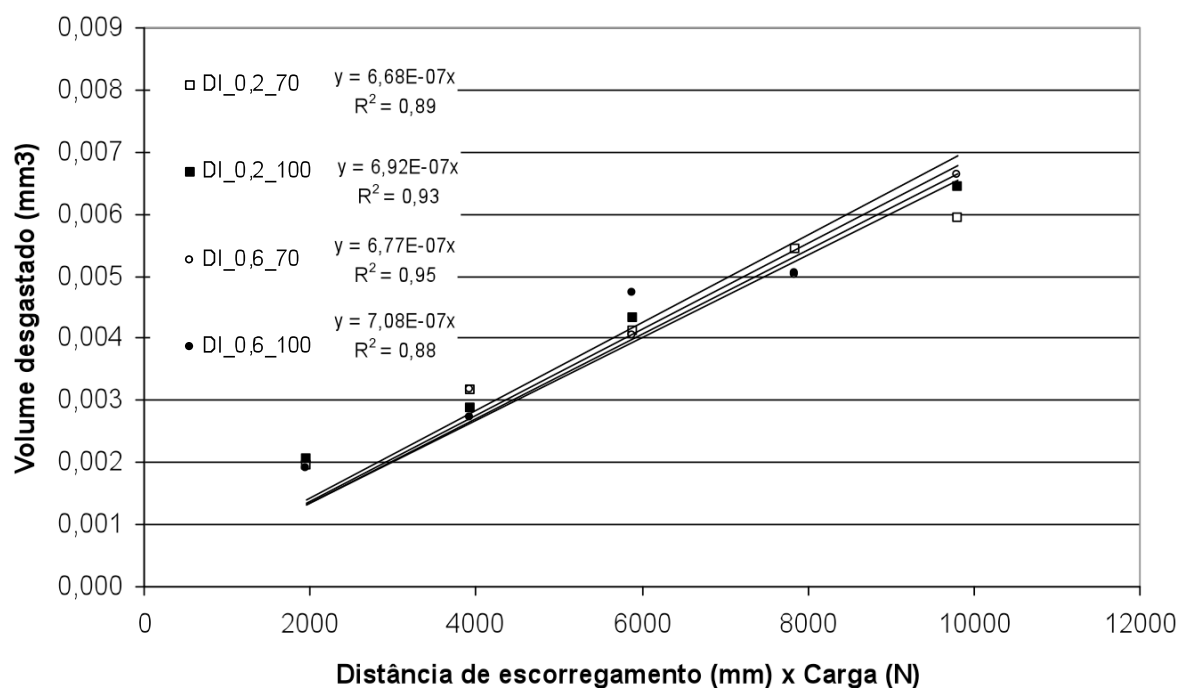


Gráfico 6 - Volume de material desgastado em função da distância de escorregamento com 0,25N de carga; ensaios realizados uma distância próxima de 5 mm da parede da coquilha, em provetes (com 70 e 100 mm de espessura) das ligas DI_0,2 e DI_0,6.

Tabela 10 - Resumo dos resultados de desgaste, dureza e microestrutura das ligas DI_0,2 e DI_0,6 a uma distância de 5 mm da parede da coquilha.

	Ks	% carbonetos	HV 0,025 perlite	HV 0,025 cementite
Provete com 70 mm				
DI_0,2	$6,68 \times 10^{-7}$	20	487 ± 35	1098 ± 124
DI_0,6	$6,77 \times 10^{-7}$	23	491 ± 43	1165 ± 164
Provete com 100 mm				
DI_0,2	$6,92 \times 10^{-7}$	20	433 ± 15	1026 ± 138
DI_0,6	$7,08 \times 10^{-7}$	21	444 ± 38	1032 ± 138

Os resultados dos ensaios de desgaste realizados acerca de 30 mm de distância da parede da coquilha estão apresentados no gráfico 7. A taxa de desgaste é consideravelmente superior nas duas ligas. Nesta zona as ligas apresentam uma microestrutura constituída por carbonetos menos duros (DI_0,2: 1013; DI_0,6:939) e matrizes perlíticas também mais macias (DI_0,2: 415; DI_0,6: 394), como se pode observar na tabela 11. A liga DI_0,2 é a que apresenta maior taxa de desgaste, possivelmente devido à maior densidade de nódulos (os nódulos ao “saltarem” da matriz podem criar locais preferenciais de desgaste).

Tabela 11 - Resumo dos resultados de desgaste, dureza e microestrutura das ligas DI_0,2 e DI_0,6 a uma distância de 30 mm da parede da coquilha.

	Ks	% carbonetos	HV 0,025 austenite	HV 0,025 carbonetos
	Provete com 70 mm			
DI_0,2	$9,70 \times 10^{-7}$	18	415 ± 15	1013 ± 110
	Provete com 100 mm			
DI_0,6	$8,33 \times 10^{-7}$	21	394 ± 52	939 ± 76

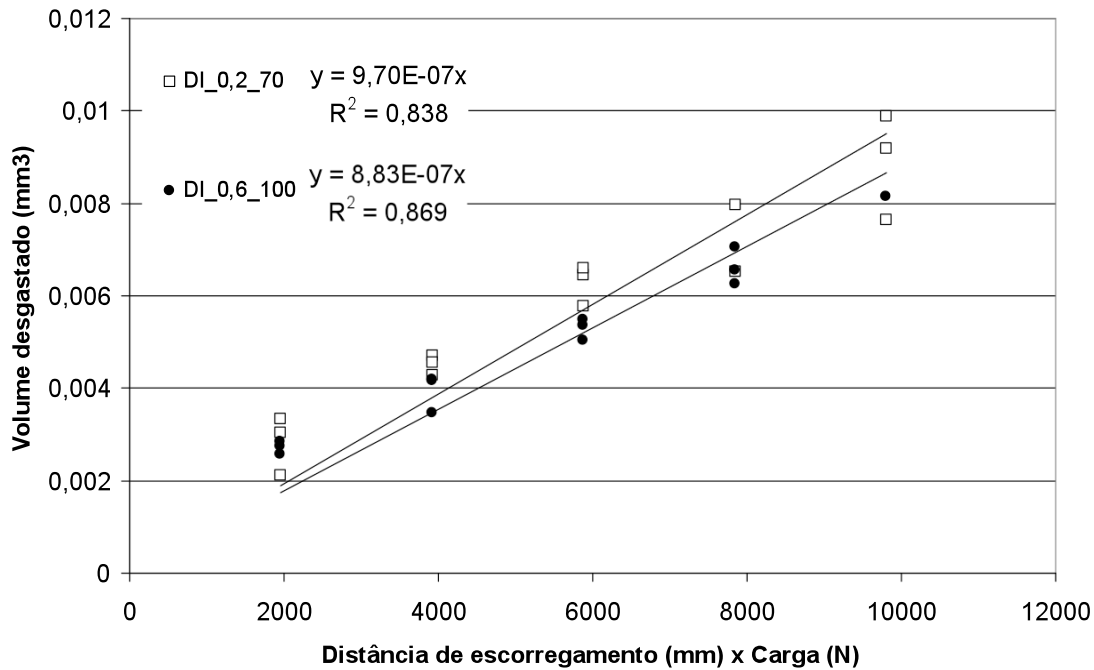


Gráfico 7 - Volume de material desgastado em função da distância de escorregamento com 0,25N de carga; ensaios realizados uma distância próxima de 30 mm da parede da coquilha, em provetes (com 70 e 100 mm de espessura) das ligas DI_0,2 e DI_0,6.

Refira-se que os ferros nodulares estudados sofreram uma oxidação considerável durante os ensaios devido à presença de água na suspensão abrasiva. A resistência à corrosão não foi avaliada neste trabalho, no entanto, este é um fenómeno que deve ser considerado na selecção de materiais para a aplicação em causa, uma vez que os rolos para laminagem de materiais cerâmicos operam em ambientes húmidos.

Analisando agora o comportamento ao desgaste dos ferros brancos de alto crómio (ver gráfico 8), verifica-se, como esperado, que o ferro com 19% de crómio apresenta a taxa de desgaste mais baixa, atribuída à maior percentagem de carbonetos eutéticos finos e mais duros (ver tabela 12).

Apesar do WCI_13 apresentar um teor em crómio mais elevado que os ferros enregelados, o seu comportamento face ao desgaste é muito semelhante. Este comportamento é estranho atendendo á sua microestrutura, podendo estar na sua origem defeitos de fundição (ex: inclusões). No gráfico 9 apresenta-se o resumo dos resultados obtidos para todos os materiais testados.

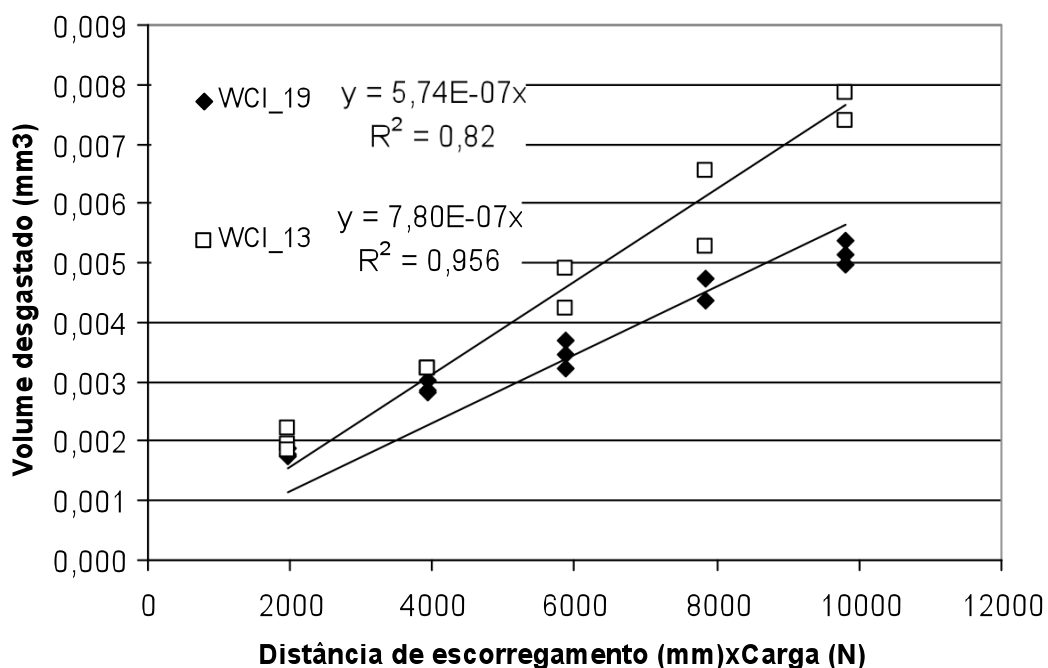


Gráfico 8 - Volume de material desgastado em função da distância de escorregamento com 0,25N de carga; ensaios realizados uma distância próxima de 5 mm da parede da coquilha, em provetes (com 70 e 100 mm de espessura) das ligas WCI_13 e WCI_19.

Tabela 12 - Resumo dos resultados de desgaste, dureza e microestrutura das ligas WCI_13 e WCI_19 a uma distância de 5 mm da parede da coquilha.

	Ks	% carbonetos	HV 0,025 austenite	HV 0,025 cementite
WCI_13	$7,08 \times 10^{-7}$	27	448 ±35	1278 ±148
WCI_19	$5,74 \times 10^{-7}$	31	467 ±41	1448 ±166

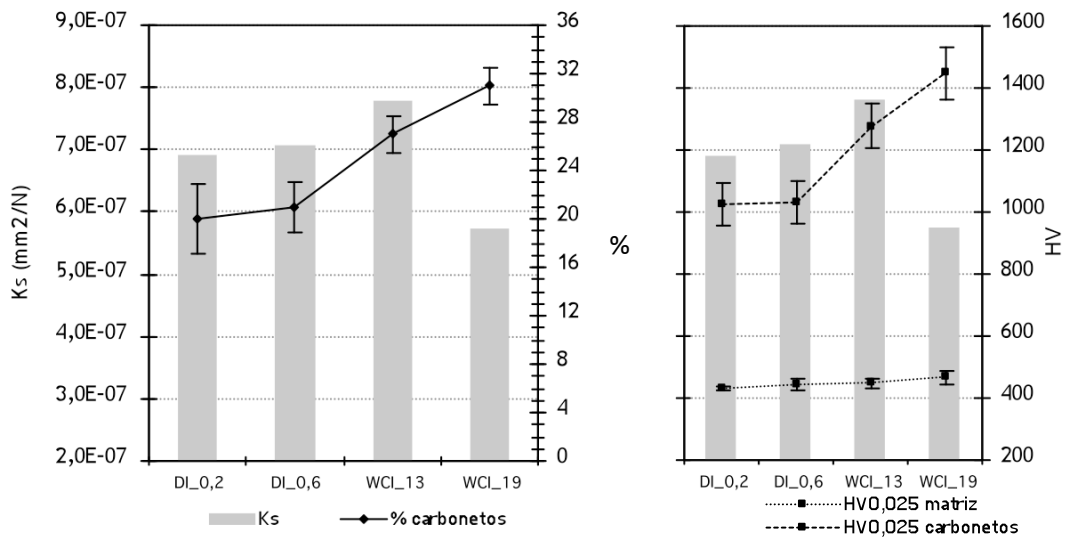


Gráfico 9 - Taxa de desgaste (Ks) em função da fracção de carbonetos e da dureza para as ligas testadas, analisados a uma distância de 5 mm da parede da coquilha metálica, provetes com 100 mm de espessura.

3.3.1 Análise das superfícies de desgaste

A análise em microscopia electrónica de varrimento das superfícies após ensaios de microabrasão permite caracterizar o mecanismo de desgaste verificado nos materiais.

Os dois ferros enregelados apresentam um comportamento semelhante. Na figura 32 pode-se analisar a superfície de desgaste da liga DI_0,2. Em a) observa-se uma calote de desgaste com uma geometria regular e com pistas de desgaste bastante pronunciadas, o que significa que estão presentes os dois mecanismos de desgaste (a dois e a três corpos).

Analisando uma zona periférica da calote, é possível verificar que o desgaste ocorre preferencialmente na matriz perlítica, ficando os carbonetos de ferro intactos (ver figura 32 c).

Quanto aos nódulos de grafite, estes “saltam” das suas posições durante o ensaio de desgaste, deixando pequenas cavidades na matriz, como se observa na figura 32 b). Neste caso não se verificam deformações localizadas nas cavidades, ao contrário do que é referido na bibliografia e designado por caudas de cometa (uma vez que há um arrastamento do nódulo ao longo da matriz).

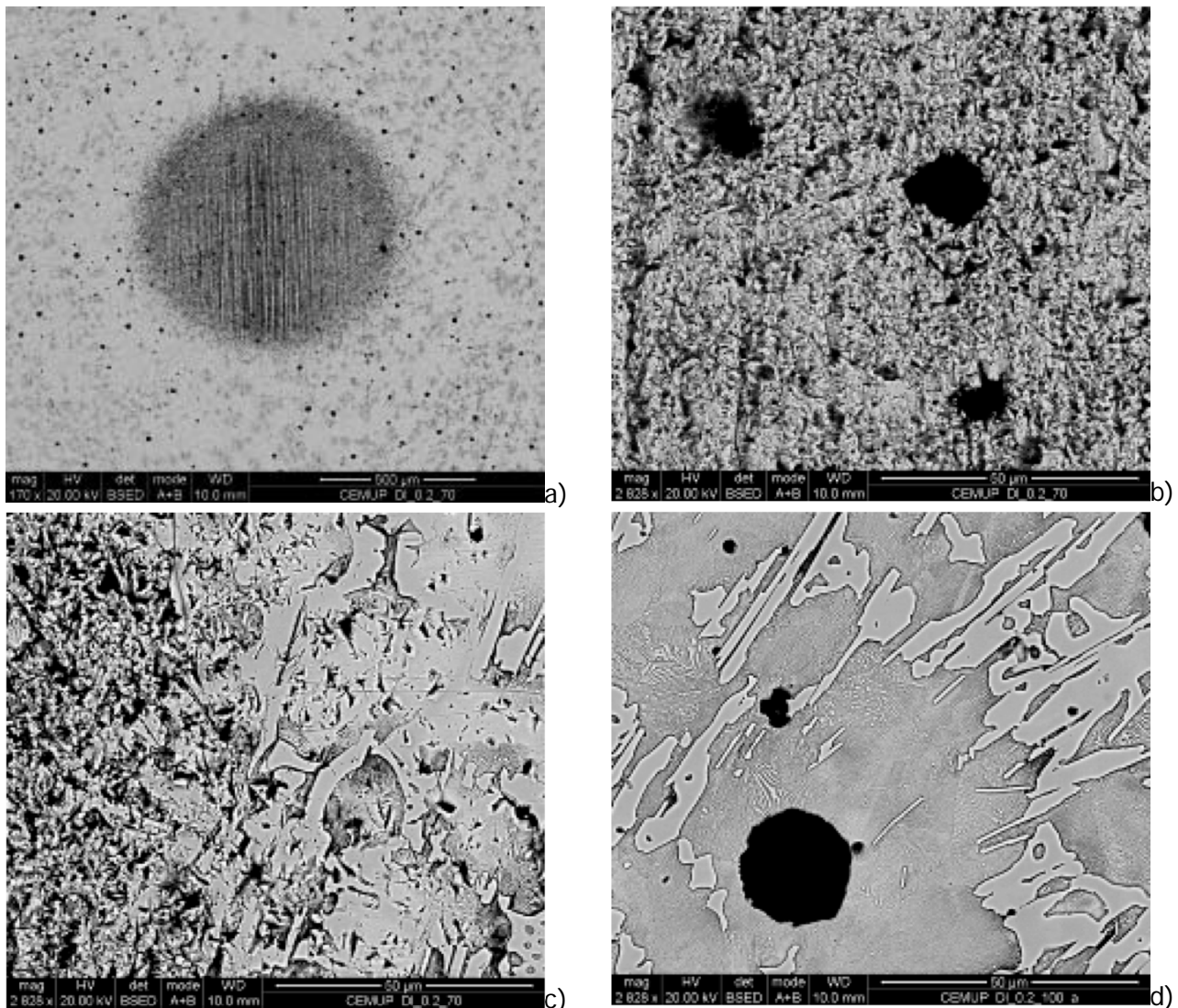


Figura 32 - Imagens SEM da superfície desgastada de um ferro fundido nodular com 0,2% de crómio; a) calote de desgaste formada no ensaio de microabrasão; b) Pormenor da zona desgastada com cavidades de nódulos de grafite que “saltam” das suas posições; c) Pormenor da zona periférica da calote mostrando os carbonetos intactos e a matriz perlítica preferencialmente desgastada. d) Pormenor da microestrutura sem desgaste.

As superfícies de desgaste dos ferros brancos de alto crómio, apresentam calotes bem definitas e com pistas de desgaste bem pronunciadas, indicação da presença dos mecanismos de desgaste a dois e a três corpos (ver figura 33 a) e b)). Nas duas ligas o desgaste ocorre preferencialmente na matriz metálica, como se pode observar na figura 33 c) e d). Nas zonas periféricas das calotes de desgaste é possível observar carbonetos intactos enquanto que a matriz austenítica já apresenta sinais evidentes de desgaste.

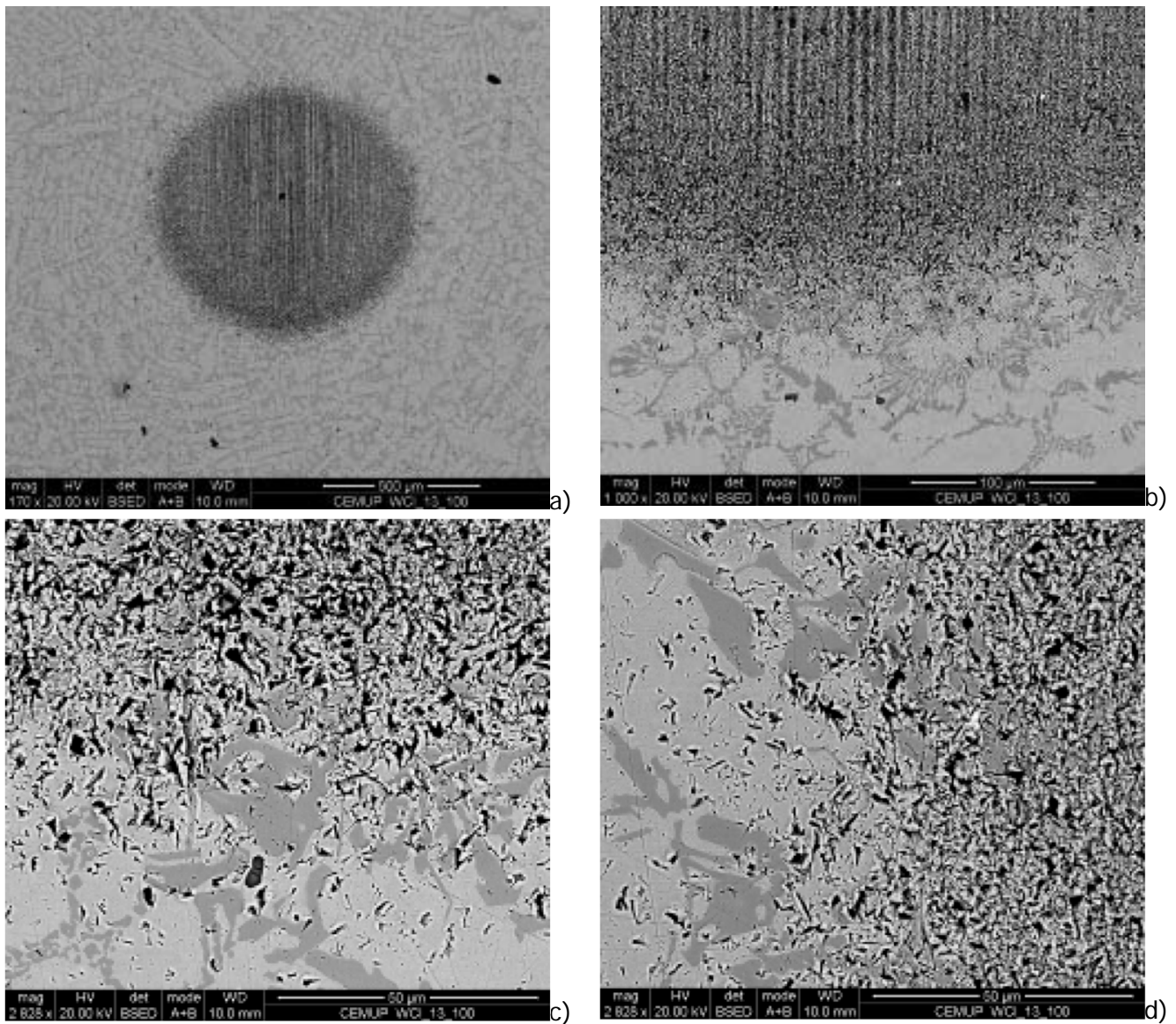


Figura 33 - Imagens SEM da superfície desgastada de um ferro branco de alto crómio com 13% de crómio; a) calote de desgaste formada no ensaio de microabrasão; b) Pormenor da zona inferior da calote onde se observa o final das pistas de desgaste; c) Pormenor da zona inferior das pistas de desgaste onde se observa que o desgaste não ocorre do mesmo modo na superfície; d) Pormenor da zona lateral da cratera onde se observa os carbonetos de ferro e a matriz preferencialmente desgastada.

Capítulo IV

Conclusões

A produção de ferros fundidos com diferentes teores em Cr e velocidades de solidificação originou microestruturas no estado bruto de vazamento com carbonetos de natureza diferente e matrizes metálicas distintas.

Para a laminagem de pastas cerâmicas, exige-se que o material apresente uma taxa de desgaste baixa e custos de produção igualmente baixos. Ou seja, é necessário um compromisso entre a qualidade do fundido e o seu custo. As ligas WCI-19 e DI_0,6 poderão ser uma boa opção consoante as condições específicas de serviço.

O WCI-19 é o material que apresenta o melhor desempenho nos ensaios realizados, podendo ser considerado um material de média gama. Esta liga, apesar de apresentar bons resultados não deverá ser classificada como um material de alta gama, uma vez que o seu desempenho poder ser ainda melhorado, recorrendo-se a tratamentos térmicos de endurecimento da matriz, designadamente, têmpera e revenido (claro que com consequências no custo final e no tempo de entrega ao cliente).

A liga DI-0,6 apresenta resultados de desgaste interessantes, no entanto, não pode ser aplicada em condições de desgaste severas porque possui uma camada enregelada inferior a 5 mm. Um aspecto importante que deverá ser analisado é a operação de maquinação. Espera-se que os rolos vazados em coquilha metálica sofram um desbaste superficial muito reduzido. Caso tal não se verifique, arrisca-se que a camada enregelada possa ser eliminada nesta operação. Nas aplicações em que a corrosão não seja um processo importante a escolha deste material, pode ser uma boa opção, atendendo ao seu comportamento no ensaio de desgaste e aos custos de produção reduzidos. Refira-se que, nos últimos 5 anos tem-se observado um aumento crescente do preço das ligas Fe-Cr (matéria-prima utilizada no fabrico dos rolos). Assim, a produção de rolos com teores em cromo elevados torna-se cada vez mais dispendiosa e conseqüentemente, reduz a margem de lucro ou aumenta o seu preço no mercado. Atendendo que os rolos, produzidos pela CM&W, pesam algumas toneladas, a redução de quantidade de cromo utilizado na preparação da liga metálica, origina diferenças consideráveis no custo final.

Os resultados dos ensaios de desgaste deverão ser validados através da aplicação em serviço de amostras (rolos) realizadas especificamente para este efeito.

Os resultados experimentais demonstram que o ensaio de micro abrasão tem capacidade para distinguir o comportamento ao desgaste das ligas ferrosas testadas,

apresentando a vantagem de ser um ensaio pouco dispendioso, bastante expedito e de fácil portabilidade.

Referências Bibliográficas

- [1] - Laird, G (2000). "Abrasion Resistance cast Iron Handbook". AFS:1-37,63-109,165-174.
- [2] - M.G. Gee, A. G., I. Hutchings, R. Bethke, K. Schiffman, K. Van Acker, S. Poulat, Y. Gachon, J. Von Stebut (2003). "Progress toward standardisation of ball cratering." *Wear* 255: 1-13.
- [3] - G. B. Stachowiak, G. W. S., J. M. Brandt (2006). "Ball-cratering abrasions tests with large abrasive particles." *Tribology International* 39: 1-11.
- [4] - Peterson, M.B. (1980) "Wear Control Handbook": 313-325
- [5] - J. R Davis, Ed. (1996). *Cast Irons*, ASM International. Pag 54-79, 107-129,448-458
- [6] - ASTM Standard Terminology Relating to Wear and Erosion. G 40-99: 1-8.
- [7] - Albertin, E. (2003). *Desgaste Abrasivo*. Congresso Anual ABM.
- [8] - International, A. (2005). "Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus." G99-05
- [9] - K.L. Rutherford, I. M. H. "Theory and application of a micro-scale abrasive wear test." *ASTM journal of testing and Evaluation* 25(2): 250-260.
- [10] - <http://www.gordonengland.co.uk/wear.htm> - visitada a 3 de Fevereiro de 2008
- [11] - T. Alp, A. A. W. (2005). "Microstruture - Property relationship in cast irons." *The Arabian Journal for Science and Engeneering* 30(2B): 163-175.
- [12] -C.P. Tabrett, I. R. S. (1998). "Effect of high temperature and sub-ambient treatment on the matrix structure and abrasion resistance of high-chromium white iron." *Scripta Materialia* 38(12): 1747-1753.
- [13] - Stachowiak, G. B. S., G. W. Celliers, O. (2006). "Ball-cratering abrasion tests of high-Cr white cast irons." *Tribology International* 38(11-12): 1076-1087.
- [14] - ASM Handbook Committee (1992). "ASM Handbook - Casting" 15: 1375
- [15] - Silva, C (2005). "Influência do número de nódulos de grafita nas propriedades mecânicas do ferro fundido nodular austemperado". Escola de Engenharia da UFMG.
- [16] - R.C. Dommarco, M. E. S., J.A. Sikora (2004). "Abrasion resistance of high nodule count ductile iron with different matrix microstructures." *Wear* 257: 1185-1192.
- [17] - B.A Ceccarelli, R. C. D. (2004). "Abrasion and impact properties of partially chilled ductile iron." *Wear* 256: 49-55.

- [18] - Hogmark, F. B. P. H. S. (1997). "The influence of primary carbides and test parameters on abrasive and erosive wear of selected PM high speed steels." *Tribological International* 30(3): 183-191.
- [19] - C.R.F. Azevedo, J. B. N. (2004). "Failure analysis of forged and induction hardened steel cold work rolls." *Engineering Failure Analysis* 11: 951-966.
- [20] - J. Jeswiet, P. G. G. (1998). "Experimental measurement of curl in rolling." *Journal of Materials Processing Technology* 84: 202-209.
- [21] - L. Ribeiro, A. Barbosa, F. Viana, A. Monteiro, C. Dias, C.A. Ribeiro (2007). "Comportamento ao desgaste de Ferros Fundidos branco de alto Crómio para aplicação na laminagem de cerâmicos." *Ibertrib*.
- [22] - Chang Kyu Kim, S. L., Jae-Young Jung (2006). "Effects of heat treatment on wear resistance and fracture toughness of Duo-Cast Materials Composed of High-Chromium White cast Iron and Low Chromium Steel." *Metallurgical and Materials Transactions A* 37 A(633-643).
- [23] - Cetinkaya, C. (2006). "An Investigation of the wear behaviours of white cast irons under different compositions." *Materials & Design* 27: 437-445.
- [24] - K. Yildizli, M. B. K., F. Nair (2006). "Erosion mechanisms of nodular and gray cast irons at different impact angles." *Wear* 261: 622-633.
- [25] - J.-P Breyer, *Metallurgy of High Chromium-Molybdenum White Iron and Steel Rools*.
- [26] - A. Sinatora, M. P., E.U. Waldherr (1995). "Wear induced Martensite in high Chromium cast iron." *Metallurgica et Materialia* 32(6): 857-861.
- [27] - A. Monteiro Baptista, J. F., Nuno Pinto "Ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa." *Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto*.
- [28] - G. B. Stachowiak, G. W. S., J. M. Brandt (2006). "Ball-cratering abrasions tests with large abrasive particles." *Tribology International* 39: 1-11.
- [29] - [10] -C.Leroy, K.I. Schiffmann (2005) "Ball cratering an efficient tool for 3 body microabrasion of coated systems" *Germany*
- [30] - R.I. Trezona, D. N. A., I.M. Hutchings (1999). "Transactions between two-body and three-body abrasive wear: Influence of test conditions in the microscale abrasive wear test." *Wear* 225-229: 205-214.
- [31] - Adachi, K. and I. M. Hutchings (2003). "Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test." *Wear* 255(1-6): 23-29.
- [32] - Adachi, K. and I. M. Hutchings (2005). "Sensitivity of wear in the micro-scale abrasion test to test conditions and material hardness." *Wear* 258: 318-321.

[33] - Albertin, E. (2003). Desgaste Abrasivo. Congresso Anual ABM.

[34] - Leroy C., et al (2005). "Ball cratering an efficient toll for 3 body microabrasion of coated systems" Surface & Coatings Technology 200: 153-156.

[35] - Tabrett C. P., et al (1997). "The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons" Wear 203-204: 206-219.

Anexo

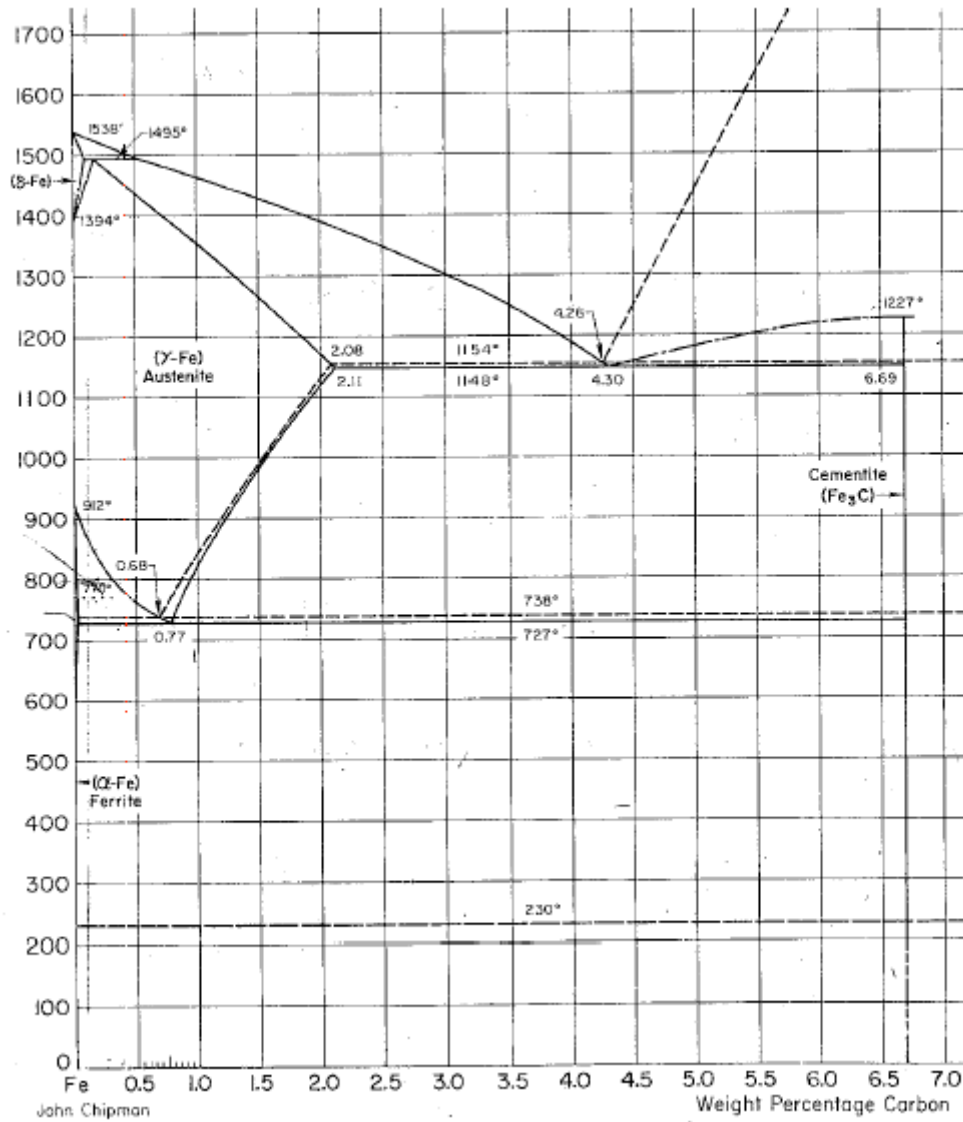


Figura 1 - Diagrama de equilíbrio da liga Fe-C [5].

- Cálculo da percentagem de carbonetos nos ferros perlíticos enregelados:

$$\%Fe_3C = \frac{(2.50 - 2.08)}{(4.26 - 2.10)} \times 100 = 19\%$$

- Cálculo da percentagem de carbonetos nos ferros de alto crómio:

$$\% \text{ carbonetos} = 12,33(\%C) + 0,55 (\%Cr) - 1,52 \text{ (equação 3) [25]}$$

Para a liga WCI_13

$$\begin{aligned} \% \text{ carbonetos} &= 12,33 \times 2,6 + 0,55 \times 13 - 1,52 \\ &= 24\% \end{aligned}$$

Para a liga WCI_19

$$\begin{aligned} \% \text{ carbonetos} &= 12,33 \times 2,8 + 0,55 \times 19 - 1,52 \\ &= 30\% \end{aligned}$$

- Cálculo da percentagem de crómio na matriz:

$$\% \text{ Cr matriz} = 1,95 \times (\%Cr/\%C) - 2,47 \text{ (equação 2) [25]}$$

Para a liga WCI_13

$$\begin{aligned} \% \text{ Cr matriz} &= 1,95 \times (13/2,6) - 2,47 \\ &= 7,3 \end{aligned}$$

Para a liga WCI_19

$$\begin{aligned} \% \text{ Cr matriz} &= 1,95 \times (19/2,8) - 2,47 \\ &= 10,8 \end{aligned}$$