

Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Desenvolvimento de um ferro fundido branco fortemente ligado ao Vanádio e ao Manganês resistente ao desgaste e ao choque

Luís André Xavier Pinto de Azevedo

Com orientação: Prof. Dr. Henrique Santos (FEUP)

Janeiro de 2010

<i>CANDIDATO</i>	Luís André Xavier Pinto de Azevedo	<i>Código</i>	020508028
<i>Título</i>	Desenvolvimento de um ferro fundido branco fortemente ligado ao Vanádio e ao Manganês resistente ao desgaste e ao choque		
<i>DATA</i>	18 de Março de 2010		
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103 - 11:30h		
<i>JÚRI</i>	<i>Presidente</i>	Professor Doutor Manuel Fernando Gonçalves Vieira	DEMM/FEUP
	<i>Arguente</i>	Professora Doutora Ana Maria Pires Pinto	DEM/EEUM
	<i>Orientador</i>	Professor Doutor Henrique Manuel Cunha Martins dos Santos	DEMM/FEUP

Agradecimentos

Ao Professor Doutor Henrique Santos que generosamente aceitou orientar a presente dissertação e toda a sua disponibilidade, críticas e sugestões que contribuíram para a realização deste trabalho.

À Cruz Martins & Wahl, L^{da}, pela oportunidade concedida, em particular ao Eng^o. Carlos Dias.

Ao Sr. Ramiro, funcionário do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, por todo o apoio e disponibilidade.

A todos os amigos que tive a felicidade de fazer ao longo do meu percurso académico, pelo apoio e amizade que sempre me manifestaram.

Por fim, agradeço e dedico a realização deste trabalho aos meus pais e à minha irmã pelo apoio incondicional que me dão todos os dias.

Resumo

Este trabalho consiste no desenvolvimento de um ferro branco fortemente ligado ao vanádio e ao manganês que apresente elevada resistência ao desgaste e ao choque, com o intuito de se atingir um compromisso entre as melhores propriedades do ferro branco e as do aço ao manganês, pois estas ligas são resistentes ao desgaste. O trabalho foi realizado em colaboração com a empresa Cruz Martins & Wahl, Lda, dando continuidade a um projecto realizado em 2001 por esta empresa.

Realizou-se uma caracterização dos ferros brancos fortemente ligados ao vanádio no estado bruto de fundição (*as-cast*) e após tratamento térmico no domínio austenítico + carbonetos, através da análise microestrutural, medição de durezas, quantificação da fracção de carbonetos, resistência ao choque e ao desgaste abrasivo.

Efectuaram-se vários ciclos térmicos no domínio austenite + carbonetos com arrefecimento em água. Foram realizados ensaios de choque Charpy, de acordo com a norma ASTM E23, em dois ferros MnV (3,4%C 14,9%Mn 10,2%V) e MnV3Cu (3,4%C 13,2%Mn 11,5%V 3,4%Cu) previamente tratados. Realizaram-se ensaios de micro-abrasão por esfera rotativa, de acordo com a norma EN 1071-6, ao ferro branco MnV após tratamento térmico, ao ferro branco de alto crómio FeCr (2,7%C 20%Cr) após têmpera e revenido e ao aço austenítico ao manganês Mn (1%C 12,8%Mn) após solubilização.

Os resultados obtidos neste trabalho no que diz respeito à presença de perlite no estado *as-cast* e à constância da dureza independentemente da temperatura e do tempo de tratamento não foram coincidentes com os mencionados no projecto referido acima.

O presente trabalho permitiu concluir que o ferro branco fortemente ligado ao vanádio e ao manganês, apresenta fraca resistência ao choque e que a liga MnV, apresenta melhor resistência à abrasão em relação às ligas FeCr e Mn.

Palavras-chave: aço austenítico ao manganês, ferro branco de alto crómio, tratamentos térmicos, resistência à abrasão.

Abstract

This work consists in the development of high vanadium-manganese white cast iron which presents high toughness and abrasion resistance, with the scope to achieve a commitment between the best properties of white cast iron and austenitic manganese steel, because these are abrasion-resistant alloys. The work was carried out in collaboration with the company Cruz Martins & Wahl, Lda, continuing a report conducted in 2001 by this company.

There was a characterization of high vanadium-manganese white cast iron in the as-cast state and after heat-treated in austenitic + carbide by microstructural analysis, hardness measurements, carbide fraction quantification, impact and abrasive wear tests.

Several thermal cycles took place in austenite + carbide ending with water cooling. Impact Charpy tests were performed, according to ASTM E23, in two white cast iron, MnV (3,4%C 14,9%Mn 10,2%V) and MnV3Cu (3,4%C 13,2%Mn 11,5%V 3,4%Cu), after heat treatment. According to EN 1071-6, micro-abrasion wear test has been performed, in white cast iron MnV heat treated in austenite + carbide, in high white cast iron chromium FeCr (2,7%C 20%Cr) after quenching and tempering and in austenitic manganese steel after solution treatment Mn (1%C 12,8%Mn).

The results of this study were not coincident with those referred to in the report mentioned above, in what concerns the presence of perlite in the as-cast state and the constant hardness as function of time and temperature.

The present work allowed to conclude that the high vanadium-manganese white cast iron has low impact resistance and the MnV alloy has better abrasion resistance compared to FeCr and Mn alloys.

Keywords: austenitic manganese steel, high chromium white cast iron, heat treatment, abrasion resistance.

Índice

1. Apresentação do trabalho e objectivos	1
2. Ligas ferrosas resistentes ao desgaste abrasivo	4
2.1 Aços austeníticos ao manganês	4
2.1.1 Microestrutura no estado bruto de fundição (<i>as-cast</i>)	6
2.1.2 Tratamento de Solubilização	6
2.1.3 Controlo do tamanho de grão	7
2.1.4 Elementos de liga.....	7
2.1.5 Propriedades mecânicas após solubilização.....	8
2.1.6 Resistência ao desgaste dos aços austeníticos ao manganês	9
2.2 Ferros fundidos brancos.....	10
2.3 Ferros brancos de alto crómio.....	11
2.3.1 Solidificação.....	11
2.3.2 Microestrutura no estado <i>as-cast</i>	12
2.3.3 Elementos de liga.....	14
2.3.4 Carbonetos eutéticos.....	15
2.3.5 Tratamento de endurecimento.....	16
2.3.6 Propriedades mecânicas	18
2.3.7 Resistência ao desgaste dos ferros brancos de alto crómio	18
3. Desgaste	19
3.1 Tipos de desgaste	20
3.1.1 Desgaste abrasivo.....	20
4. Trabalho Laboratorial	22
4.1 Materiais e Procedimento Experimental	22
4.2 Produção e caracterização das ligas ferrosas.....	23
4.3 Descrição da norma EN 1071	25
4.4 Ensaios de micro-abrasão por esfera rotativa	27
4.5 Tratamentos Térmicos no domínio Austenite + Carbonetos	29
4.6 Ensaios de resistência ao choque.....	30
5. Apresentação e Discussão de Resultados.....	31
5.1 Caracterização dos ferros brancos fortemente ligados ao Vanádio e ao Manganês	31
5.1.1 Microestrutura no estado bruto de fundição (<i>as-cast</i>)	31
5.1.2 Análise Quantitativa	34
5.1.3 Macrodurezas e Microdurezas das ligas V-Mn.....	35

5.1.4 Estudo do material tratado no domínio Austenite + Carbonetos.....	36
5.2 Caracterização das microestruturas das ligas Mn e FeCr após ciclos térmicos	42
5.2.1 Microestruturas após tratamentos térmicos.....	42
5.2.2 Análise Quantitativa	44
5.2.3 Macro durezas e Micro durezas das ligas Mn e FeCr após ciclos térmicos.	45
5.3 Ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa.....	45
6. Conclusões.....	49
7. Referências Bibliográficas	51
Anexo A - Análise Quantitativa das ligas V-Mn.....	54
1A. Quantificação por campo de observação	57
1.1A Liga MnV3Cu As-Cast.....	57
1.2A Liga MnV As-Cast.....	58
1.3A MnV2Cu1Mo As-Cast	59
1.4A MnV3Cu 1100°C/4h.....	60
1.5A MnV 1100°C/4h.....	61
1.6A MnV2Cu1Mo 1100°C/4h.....	62
Anexo B - Análise Quantitativa FeCr	63
1B. Quantificação por campo de observação da liga FeCr	66
Anexo C - Resultados dos ensaios de micro-abrasão por esfera rotativa	67
1.1C Liga Mn	67
1.2C Liga MnV.....	68
1.3C Liga FeCr.....	69

1. Apresentação do trabalho e objectivos

A realização deste trabalho experimental consiste no **desenvolvimento de um ferro branco fortemente ligado ao vanádio e ao manganês (V-Mn) que apresente elevada resistência ao desgaste e ao choque.**

Este trabalho foi proposto pela empresa Cruz Martins & Wahl (CMW), no sentido de dar continuidade a um projecto executado internamente pela empresa em 2001.

O projecto realizado pela CMW consistiu em desenvolver um ferro branco fortemente ligado ao vanádio e ao manganês, capaz de alcançar as melhores propriedades do ferro branco e do aço austenítico ao manganês, pois estes materiais embora sendo ambas ligas ferrosas resistentes ao desgaste, apresentam propriedades diferentes, ou seja, o ferro branco apresenta elevada resistência ao desgaste, mas fraca resistência ao choque, enquanto o aço austenítico ao manganês apresenta elevada resistência ao choque e moderada resistência ao desgaste.

A liga elaborada no projecto mencionado acima apresentava uma composição química idêntica à liga MnV3Cu da tabela 4 (pág. 22). A microestrutura no estado *as-cast* dessa liga era constituída por austenite, perlite e carbonetos de vanádio aciculares e globulares. Como um dos objectivos deste projecto era tornar a liga ferrosa o mais resistente possível ao desgaste abrasivo e ao choque houve a necessidade de erradicar a perlite e globulizar os carbonetos aciculares através de um ciclo térmico no domínio austenítico + carbonetos, de forma a obter, após tratamento, uma microestrutura composta por **austenite e carbonetos globulares**. A erradicação da perlite tem como finalidade obter uma maior quantidade de austenite na microestrutura, para que no decorrer de uma acção abrasiva a transformação induzida por deformação da austenite em martensite origine uma maior quantidade de martensite, pois esta transformação permite alcançar uma maior resistência à abrasão na medida em que a dureza/resistência à abrasão da perlite é inferior à da martensite. Esta transformação só é possível numa acção abrasiva, e não através de um tratamento térmico devido ao elevado teor em manganês que o material contém, elemento este gamagéneo forte estabilizador da austenite que baixa a temperatura de formação da martensite (M_s) para valores muito baixos. Já a globulização dos carbonetos aciculares permite uma maior

resistência ao choque, pois a forma nodular dos carbonetos conduz a um efeito de entalhe menos severo [1, 2]. Após a execução do ciclo térmico, constatou-se que a microestrutura era constituída apenas por **austenite e carbonetos de vanádio globulares**, havendo assim a **erradicação da perlite** e a **globulização dos carbonetos aciculares**. Nesse trabalho não se procedeu à avaliação da resistência ao choque nem da resistência ao desgaste abrasivo da liga ferrosa, sendo avaliada apenas a sua dureza que foi igual a **350 HB (372 HV)**. Num outro relatório, reporta-se a realização de vários ciclos térmicos com temperaturas diferentes em que se concluiu que, à medida que a **temperatura aumentava a dureza do material diminuía**, ficando a ideia de que houve dissolução de carbonetos na matriz metálica.

Sabendo que a microestrutura pretendida (austenite e carbonetos globulares) foi alcançada no projecto mencionado acima, no presente trabalho estudou-se a microestrutura do material no domínio austenítico + carbonetos variando o tempo e a temperatura, com o objectivo de ver se seria possível atingir a mesma microestrutura, economizando em termos de tempo e energia.

Com base na conjuntura de resultados obtidos nos relatórios da CMW, os **objectivos específicos** deste trabalho são os seguintes:

- a) Obter carbonetos globulares o mais uniformemente possível numa matriz austenítica, sem que ocorra a transformação da austenite em perlite, através da realização de ciclos térmicos no domínio austenítico + carbonetos nos ferros brancos fortemente ligados ao vanádio e ao manganês (V-Mn), optimizando os tratamento térmicos em termos de tempo e energia.
- b) Seleccionar o melhor ciclo térmico a partir da microestrutura que atingir o objectivo acima referido e daquela que apresentar menor dureza.
- c) Verificar, através de análise microestrutural, a influência dos elementos de liga nos ferros brancos V-Mn na obtenção da estrutura acima referida no domínio austenítico + carbonetos.
- d) Avaliar a resistência ao choque do ferro branco V-Mn com o objectivo de verificar se a obtenção da microestrutura pretendida melhora a resistência à tenacidade e de relacionar a sua resistência com outros

materiais, nomeadamente, o aço austenítico ao manganês e o ferro branco.

- e) Avaliar e comparar a resistência ao desgaste abrasivo do ferro branco V-Mn com o ferro branco ligado ao cromo e o aço austenítico ao manganês.

2. Ligas ferrosas resistentes ao desgaste abrasivo

As ligas ferrosas resistentes ao desgaste são aplicadas em ambientes abrasivos em que é necessário a presença de materiais que apresentem elevada resistência ao desgaste capazes de suportar cargas elevadas e deformações mínimas, e suficiente tenacidade durante o impacto de partículas. Normalmente, estas ligas são aplicadas nas áreas de máquinas de terraplanagem, extracção de pedras, exploração de minas, perfuração de petróleo, produção de produtos cerâmicos e de cimento, construção de caminhos-de-ferro, moinhos de moagem, componentes de bombas propulsoras, de rolos de laminagem e para pedreiras.

As ligas ferrosas resistentes ao desgaste mais comuns são os **aços martensíticos**, os **aços austeníticos ao manganês** e os **ferros fundidos brancos**, porém só serão abordados com maior profundidade estas duas últimas ligas ferrosas. Cada uma destas ligas ferrosas apresenta comportamentos de desgaste e propriedades diferentes e por conseguinte, a selecção de um destes materiais, deverá ser cautelosamente estudada e adequada para aplicações sujeitas a desgaste, de forma a obter um bom custo de fabrico/desempenho.

2.1 Aços austeníticos ao manganês

A composição química original do aço austenítico ao manganês é composta por cerca de 1,2%C e 12%Mn. Este aço, mais conhecido por **aço Hadfield**, é único no sentido em que combina elevada tenacidade e ductilidade com a capacidade de elevado endurecimento por deformação, e habitualmente, boa resistência à abrasão [3].

Muitas variações de composição química do aço original Hadfield já foram propostas, muitas delas em patentes não válidas, mas somente algumas sofreram melhoramentos. Estas alterações, em geral, envolvem variações de carbono e manganês, com ou sem adição de elementos de liga como o crómio, níquel, molibdénio, vanádio, titânio e bismuto. As composições químicas mais comuns estão classificadas e especificadas pela norma **ASTM A128** (tabela 1).

As composições da norma ASTM A128 não permitem nenhuma transformação da austenite quando são **solubilizadas** acima da temperatura A_{cm} , mas isto não exclui a diminuição da ductilidade nas secções de elevada espessura de aços com

elevado carbono, porque a solubilização é diminuída pelas secções de elevada espessura. Isto acontece devido à formação de carbonetos ao longo das fronteiras de grão afectando todas as ligas comerciais excepto as de espessura fina.

Tabela 1 - Composição Química dos aços austeníticos ao manganês pela norma ASTM A 128.

Classe ASTM A128	% Composição Química				
	C	Mn	Cr	Mo	Ni
A	1,05 - 1,35	11,0 min.
B-1	0,9 - 1,05	11,5 - 14,0
B-2	1,05 - 1,2	11,5 - 14,0
B-3	1,12 - 1,28	11,5 - 14,0
B-4	1,2 - 1,35	11,5 - 14,0
C	1,05 - 1,35	11,5 - 14,0	1,5 - 2,5
D	0,7 - 1,3	11,5 - 14,0	3,0 - 4,0
E-1	0,7 - 1,3	11,5 - 14,0	...	0,9 - 1,2	...
E-2	1,05 - 1,45	11,5 - 14,0	...	1,8 - 2,1	...
F	1,05 - 1,35	6,0 - 8,0	...	0,9 - 1,2	...

As propriedades mecânicas do aço austenítico ao manganês variam com ambos os teores de carbono (C) e manganês (Mn). À medida que o teor em carbono aumenta acima de 1,1% torna-se muito difícil de manter todo o carbono em solução na austenite, que faz com que haja uma redução da resistência à tracção e da ductilidade. No entanto, como a resistência à abrasão tende a aumentar com o aumento do teor acima de 1,4% e possivelmente mais elevado, teores de carbono superiores a 1,1% são preferidos mesmo que a ductilidade do aço possa diminuir. Teores superiores a 1,4% são raramente usados devido à dificuldade de obter uma estrutura austenítica livre de carbonetos nas fronteiras de grão para evitar valores baixos indesejáveis de resistência à tracção e de ductilidade. Os carbonetos formam-se nas peças que sofrem arrefecimentos lentos dentro das moldações. De facto, os carbonetos formam-se praticamente em todas as peças que contenham mais do que 1,0%C, independentemente da velocidade de arrefecimento da moldação. Os carbonetos formam-se muitas vezes nas secções de elevada espessura durante o tratamento térmico se a solubilização for um tanto ineficaz em produzir um arrefecimento rápido, normalmente em água, através de toda a espessura da peça [3].

O manganês, como é um elemento gamagénico contribui para a estabilização da austenite retardando as transformações fásicas, mas não as elimina. Deste modo, num aço simples que contenha 1,1%Mn, as transformações isotérmicas a 370°C começam cerca de 15 s depois de o aço ter sido ser solubilizado a esta

temperatura, enquanto um aço com 13%Mn as transformações isotérmicas só começam depois de 48h. Abaixo de 260°C, as mudanças de fase e as precipitações de carbonetos são tão lentas que para todas as imposições práticas estas mudanças são de difícil obtenção, na abstinência da deformação, caso os teores em Mn excedam os 10% [3].

2.1.1 Microestrutura no estado bruto de fundição (*as-cast*)

Em geral, os aços Hadfield apresentam uma microestrutura composta por grãos austeníticos e carbonetos nas fronteiras destes mesmos grãos. Estes carbonetos nas fronteiras de grão, são agentes perniciosos que tornam o aço mais frágil. Contudo, a presença destes carbonetos no estado *as-cast* pode ser evitada, em peças leves e com espessura moderada, através da manipulação da composição química. Estes ajustes nas composições químicas que limitam a transformação de carbonetos fragilizantes e de transformações no estado sólido reduzem ou eliminam a fissuração nestes aços durante a solidificação nas moldações ou durante o reaquecimento nos tratamentos térmicos de solubilização.

A microestrutura no estado *as-cast*, na maioria dos aços vazados ao Mn não são completamente austeníticos contendo precipitados de carbonetos, perlite ou bainite numa matriz austenítica [3].

2.1.2 Tratamento de Solubilização

O tratamento térmico mais comum nos aços Hadfield é o tratamento de **solubilização**. A finalidade deste tratamento é **garantir a dissolução dos carbonetos primários** formados durante a solidificação e de dissolver os carbonetos que são precipitados durante o arrefecimento do tratamento térmico e reduzir o mais possível a heterogeneidade química da austenite, resultante das segregações químicas. A solubilização permite, assim, reforçar os aços Hadfield, para que sejam usados numa gama variada de aplicações de engenharia [4].

O ideal é ter uma microestrutura no estado *as-cast*, completamente austenítica livre de carbonetos e uma razoável homogeneidade de carbono e manganês. Porém, isto não é sempre possível em secções de elevada espessura ou em aços que contenham elementos carburígenos como o Cr, Mo, V, e Ti [3]. Se os carbonetos existirem numa estrutura solubilizada, é desejável que estes se apresentem de uma forma inócua ou em nódulos dentro da austenite em vez de

estar nas fronteiras de grão. Pois, os carbonetos quando presentes nas fronteiras de grão reduzem drasticamente a resistência ao impacto. As temperaturas de solubilização geralmente usadas para os aços Hadfield são entre 1050 e 1100°C e 1150°C para as classes de aço ligadas ao cromo e ao vanádio [4].

2.1.3 Controlo do tamanho de grão

O tamanho de grão é um parâmetro importante dado melhorar a resistência mecânica de um aço, pois a baixas temperaturas as fronteiras de grão actuam como barreiras à movimentação das deslocações promovendo o aumento da resistência, mas a elevadas temperaturas a resistência diminui devido à difusão e ao aumento da mobilidade das deslocações. Nisto pode-se concluir que o aumento do número de tamanho de grão envolve necessariamente a diminuição da área de fronteiras de grão por unidade de volume, sendo as fronteiras de grão que irão servir de âncoras às deslocações. Desta forma, também vai aumentar o percurso possível de percorrer por uma deslocação e, conseqüentemente, dá-se um aumento da resistência à tracção do aço [5].

Os factores que permitem controlar o tamanho de grão austenítico nos aços austeníticos ao Mn, de forma a obter um grão fino, são baixas temperaturas de vazamento e a adição de elementos carburígenos. As elevadas temperaturas de vazamento e elevadas secções de espessura (a solidificação não ocorre rapidamente dentro da moldação) contribuem para um aumento do tamanho de grão austenítico durante o processo de solidificação, devido à difusão e ao aumento da mobilidade das deslocações, como foi referido anteriormente. Por este motivo é necessário que a temperatura de vazamento seja a mais baixa possível, desde que se garanta o enchimento completo da moldação. Quanto à adição de elementos carburígenos, normalmente adicionados na colher de vazamento, estes contribuem para uma diminuição do tamanho de grão austenítico, pois têm um forte efeito na cinética de crescimento dos grãos [4].

2.1.4 Elementos de liga

Os elementos de liga são adicionados em certas classes de aço austenítico ao Mn para atingir determinadas propriedades. Os teores de Cr variam entre 1,8 a 2,2% são usados nos aços austenítico ao Mn para elevar moderadamente a tensão de cedência. O Cr reduz a ductilidade pelo aumento do número de carbonetos

fragilizantes na austenite - particularmente aqueles que contêm mais do que 2,5%Cr.

As adições de Mo são, normalmente entre 0,5 a 2%, geralmente para melhorar a tenacidade e a resistência à fissuração nas peças vazadas no estado *as-cast*, e para elevar a tensão de cedência de peças de elevadas espessuras em condições de solubilização. Estes efeitos ocorrem porque o Mo no aço austenítico ao Mn está distribuído parcialmente dissolvido na austenite e nos carbonetos primários formados durante a solidificação do aço. O Mo em solução suprime eficazmente a formação da precipitação de carbonetos fragilizantes e a perlite, mesmo quando a austenite é exposta a temperaturas acima de 275°C durante o serviço ou durante a soldadura. O Mo nos carbonetos primários tendem a modificar a distribuição dos carbonetos formando carbonetos nodulares menos ofensivos relativamente aos carbonetos contínuos à volta das dendrites austeníticas, especialmente quando os teores de Mo excedem 1,5%.

O Ni em teores superiores a 4% ou mais, estabiliza a austenite porque permanece em solução sólida. É particularmente eficiente na supressão na precipitação de carbonetos em forma de plaquetas, que podem formar-se entre 300 a 550°C.

O vanádio como é um forte formador de carbonetos, é adicionado ao aço austenítico ao Mn para aumentar substancialmente a tensão de cedência. Contudo, ocorre um decréscimo substancial da ductilidade.

O teor em enxofre (S) nos aços austeníticos ao Mn raramente influenciam as propriedades do aço, porque o Mn tem um efeito de limpeza sobre o S neutralizando-o através da formação de inclusões de sulfureto de manganês.

2.1.5 Propriedades mecânicas após solubilização

As propriedades mecânicas variam com o tamanho da espessura do material, isto é, à medida que a espessura aumenta no aço austenítico ao manganês a resistência à tracção e a resistência ao choque diminuem substancialmente. Isto acontece porque as secções de elevada espessura não solidificam rapidamente na moldação para prevenir o crescimento do tamanho de grão, uma condição que não é alterada por tratamento térmico. A resistência à tracção e ao choque com entalhe em V, destes aços austeníticos ao manganês, após solubilização, variam entre 595 a 635 MPa e 110 a 129 J.

A tensão de cedência e a dureza também variam significativamente com o tamanho de secção de espessura. A dureza para a maioria das classes de aço é cerca de 200HV após solubilização, mas este valor tem pouco significado para estimar a maquinabilidade ou a resistência ao desgaste. Isto porque, a dureza aumenta rapidamente devido ao endurecimento por deformação durante a maquinação ou durante o desgaste que ocorre em serviço, por isto estes aços devem ser avaliados por outra propriedade em vez da dureza [3].

2.1.6 Resistência ao desgaste dos aços austeníticos ao manganês

O aço austenítico ao manganês quando sujeito a um processo de desgaste apresenta um desgaste mais acentuado no início do desgaste, mas no decorrer deste processo o desgaste do aço é atenuado, devido ao endurecimento por deformação a frio. Este aço tem uma excelente resistência ao desgaste metal contra metal, nomeadamente nas roldanas, nas rodas para guindastes; uma resistência intermédia quando sujeitas a elevadas tensões de desgaste (*high-stress abrasion*), nomeadamente, moinho de bolas e laminadores de varas; e relativamente baixa resistência a baixas tensões de desgaste (*low-stress abrasion*), nomeadamente, em equipamentos para manusear areias soltas ou suspensões abrasivas.

Comparando a resistência ao desgaste com a maioria das outras ligas ferrosas os aços austeníticos ao manganês são superiores no que diz respeito à tenacidade e moderados no custo e é primeiramente por esta razão que eles são seleccionados para uma ampla variedade de aplicações abrasivas. Eles geralmente são menos resistentes ao desgaste do que os ferros brancos martensíticos e aços martensíticos de elevado carbono, mas são mais resistentes do que os ferros brancos perlíticos e aços perlíticos. Em aplicações que envolvem choques de elevada carga ou elevadas tensões compressivas e estruturais, os ferros brancos martensíticos que são resistentes ao desgaste devido à sua elevada dureza desgastam-se mais lentamente do que os aços austeníticos ao manganês. Contudo, estes ferros geralmente fracturam-se muito cedo com uma porção considerável de uma secção do material não gasta, enquanto o aço austenítico ao manganês pode gastar-se até a uma espessura de uma folha antes de se fracturar [3].

2.2 Ferros fundidos brancos

O ferro fundido branco é uma liga Fe-C que solidifica segundo a versão metaestável do diagrama Fe-C, ou seja, o carbono manifesta-se na forma combinada de Fe₃C, apresentando à temperatura ambiente uma microestrutura constituída por ledeburite transformada (mistura eutética da perlite e cementite) e perlite. Os factores mais relevantes que favorecem as reacções metaestáveis são leis de arrefecimento rápidas e baixos teores em carbono (C) e silício (Si). Este ferro é caracterizado por apresentar uma cor branca e cristalina após fractura e por ser muito duro, sendo esta a única propriedade responsável pela sua excelente resistência ao desgaste. Esta última característica deve-se principalmente à presença massiva dos carbonetos na microestrutura [6].

Os ferros brancos podem ser ligados ou não ligados. Os ferros não ligados têm um teor em silício baixo, promovendo a formação de carbonetos na solidificação, obtendo-se uma microestrutura constituída por ledeburite e perlite; os ferros ligados que contêm elementos estabilizadores de carbonetos, como o crómio, molibdénio e vanádio podem apresentar uma matriz bainítica ou martensítica [3].

A norma ASTM A 532 apresenta a composição química de ferros fundidos brancos resistentes à abrasão dividindo-se em três classes: classe I) ferros brancos ligados ao níquel-crómio ou Ni-Hard (designação comercial); classe II) ferros brancos ligados ao crómio e ao molibdénio; e por último classe III) ferros brancos de alto crómio. A tabela 2 apresenta as composições químicas da norma ASTM A532 [6].

Tabela 2 - Composição Química dos ferros brancos resistentes à abrasão pela norma ASTM A 532.

Classe	Tipo	Designação	Composição Química, (% em peso)						
			C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu
I	A	Ni-Cr-HiC	2,8-3,6	≤2,0	≤0,8	3,3-5,0	1,4-4,4	≤1,0	...
I	B	Ni-Cr-LoC	2,4-3,0	≤2,0	≤0,8	3,3-5,0	1,4-4,4	≤1,0	...
I	C	Ni-Cr-GB	2,5-3,7	≤2,0	≤0,8	≤4,0	1,0-2,5	≤1,0	...
I	D	Ni-HiCr	2,5-3,6	≤2,0	≤2,0	4,5-7,0	7,0-11,0	≤1,5	...
II	A	12% Cr	2,0-3,3	≤2,0	≤1,5	≤2,5	11,0-14,0	≤3,0	≤1,2
II	B	15% Cr-Mo	2,0-3,3	≤2,0	≤1,5	≤2,5	14,0-18,0	≤3,0	≤1,2
II	D	20% Cr-Mo	2,0-3,3	≤2,0	1,0-2,2	≤2,5	18,0-23,0	≤3,0	≤1,2
III	A	25% Cr	2,0-3,3	≤2,0	≤1,5	≤2,5	23,0-30,0	≤3,0	≤1,2

Os ferros brancos Ni-Hard contêm teores razoáveis de níquel entre os 3 a 5% com o objectivo de eliminar a formação da perlite, garantido que após o

arrefecimento da peça na moldação, o ferro seja martensítico. Porém, estes ferros brancos podem apresentar quantidades consideráveis de austenite residual à temperatura ambiente. Como o Ni promove a formação da grafite, normalmente é adicionado Cr para garantir a formação de carbonetos [3].

As classes II e III representam os ferros brancos de alto crómio, apresentando elevados teores em crómio entre 11 a 30% e outros elementos de liga. Como a maior parte do teor em crómio está combinado com o carbono em forma de carbonetos, ficando a matriz metálica empobrecida em crómio diminuindo a temperatura de formação da martensite (M_s), há a necessidade de adicionar elementos de liga para melhorar a temperabilidade da liga. Os elementos de liga geralmente adicionados para melhorar a temperabilidade e para impedir a formação da perlite são o molibdénio, níquel, manganês e o cobre [6].

Os ferros brancos de alto crómio são distinguidos pela presença de duros e descontínuos carbonetos primários e/ou eutéticos do tipo M_7C_3 em oposição aos mais macios e contínuos carbonetos do tipo M_3C presentes nos ferros ligados de baixo crómio e nos ferros brancos não ligados [7].

2.3 Ferros brancos de alto crómio

2.3.1 Solidificação

A figura 1 apresenta uma superfície de liquidus metaestável do diagrama ternário Fe-Cr-C. Nesta superfície de liquidus apresentam-se quatro fases metálicas que se formam durante a solidificação das ligas Fe-Cr-C: austenite (γ), ferrite (δ), carbonetos M_7C_3 e M_3C . No diagrama binário Fe-C, a reacção eutética ocorre a uma temperatura fixa e a quantidade do eutético formado é fixado pelo teor em carbono. Porém, no diagrama ternário Fe-Cr-C, a reacção eutética representada pela linha entre as fases da austenite e M_7C_3 da figura 1, é governada pelos teores em carbono e crómio e não ocorre a uma temperatura fixa [8].

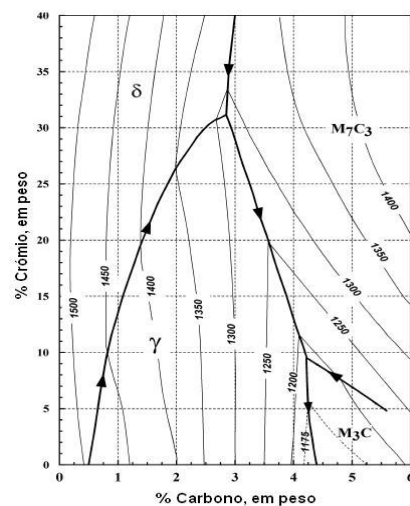


Figura 1 - Superfície de liquidus metaestável Fe-Cr-C.

Em geral, os ferros brancos de alto crómio são ligas hipoeutéticas, ou seja, a solidificação inicia-se pela formação de dendrites austeníticas. À medida que o ferro hipoeutético arrefece e continua a solidificar formando mais dendrites, estas rejeitam o carbono e o crómio para o líquido até atingir o patamar eutético. Uma vez atingido o patamar eutético, o líquido restante solidifica formando colónias eutéticas de austenite e M_7C_3 , ao longo de um intervalo de temperaturas. Caso a composição química se situe dentro do domínio M_7C_3 o ferro branco é uma liga hipereutética, isto é, a solidificação começa com a formação dos carbonetos primários M_7C_3 . À medida que os carbonetos primários se vão formando enriquecendo em carbono e crómio, o líquido restante é rapidamente empobrecido em carbono e crómio, pois os carbonetos necessitam de 8,6 a 8,9%C e um teor em crómio entre 24 a 60%, para se formarem [8]. No momento em que o líquido restante solidifica alcançando o patamar eutético, formam-se as colónias eutéticas. Caso a liga seja eutética a solidificação começa e termina com a formação de colónias eutéticas de austenite e M_7C_3 . É de salientar que após a solidificação da liga, a estrutura e morfologia dos carbonetos são imunes a qualquer modificação que a liga venha a sofrer através de tratamento térmico [9].

2.3.2 Microestrutura no estado *as-cast*

Como foi referido no ponto 2.3.1, dependendo da composição química as ligas Fe-Cr-C podem ser hipoeutéticas, eutéticas ou hipereutéticas, imagens a), b) e c), respectivamente da figura 2.

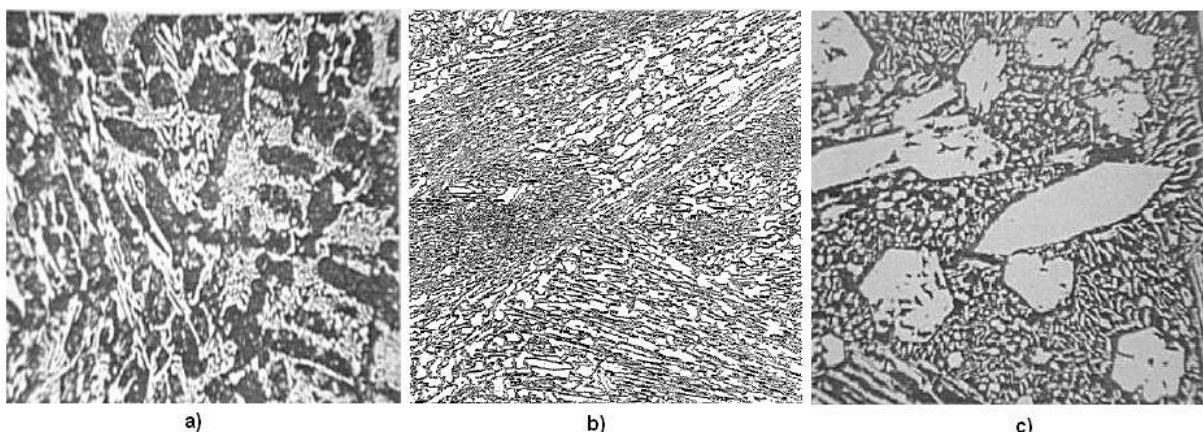


Figura 2 - Microestruturas típicas de ferro brancos de alto crómio no estado *as-cast*: a) ferro branco hipoeutético; b) ferro branco eutético; c) ferro branco hipereutético [10].

A matriz metálica apresenta-se a preto enquanto os carbonetos primários e eutéticos a branco. Na imagem a) a microestrutura da liga hipoeutética é

constituída por dendrites de austenite envolvidas por colónias eutéticas; na imagem b) a microestrutura da liga eutética é constituída por colónias eutéticas com uma morfologia lamelar; por último na imagem c) a microestrutura da liga hipereutética é constituída por carbonetos primários M_7C_3 com morfologia hexagonal e por colónias eutéticas.

Dependendo da composição química e das leis de arrefecimento das ligas Fe-Cr-C, a estrutura metálica pode ser perlítica, austenítica, martensítica, ou uma combinação destas [6]. Normalmente, os ferros brancos de alto crómio apresentam uma matriz austenítica no estado *as-cast* devido aos elevados teores de C e Cr que estabilizam esta fase. Estes elevados teores destes elementos de liga juntamente com outros elementos de liga, baixam a temperatura M_s abaixo da temperatura ambiente, impedindo a precipitação de carbonetos secundários [8].

No caso de peças vazadas que irão ser tratadas termicamente é desejável que haja estruturas perlíticas no estado *as-cast*, porque isso apresenta algumas vantagens tais como: facilidade de retirar os alimentadores e ataques acoplados às peças; minimização das tensões térmicas que originam fendas; encurtamento do tempo de resposta ao tratamento térmico [6]. Microestruturas parcialmente martensíticas podem ser

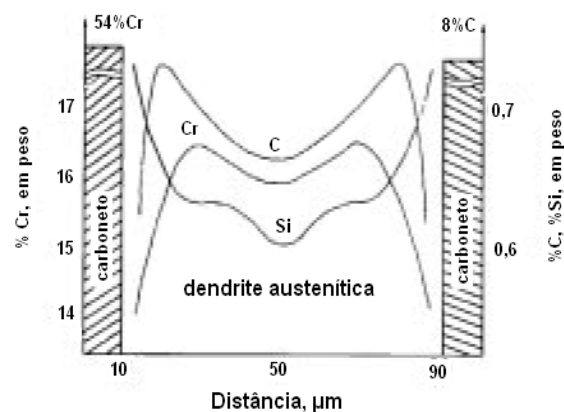


Figura 3 - Distribuição do carbono, silício e crómio na austenite proeutética perto dos carbonetos [5].

obtidas no estado *as-cast* em secções espessas que arrefecem lentamente dentro da moldação. Com arrefecimentos lentos, a estabilização da austenite é incompleta e a sua transformação parcial em martensite ocorre [6]. É de salientar que pequenas quantidades de martensite são também encontradas em regiões eutéticas no estado *as-cast* em secções finas, adjacentes aos carbonetos M_7C_3 [7]. Isto acontece porque à medida que o ferro branco arrefece, os carbonetos eutéticos vão enriquecendo em carbono e crómio empobrecendo a austenite proeutética perto dos carbonetos (figura 3). Contudo, o teor em Si aumenta à medida que se aproxima dos carbonetos, sendo depois completamente rejeitado pelos carbonetos eutéticos durante a solidificação. Dentro desta fina região

desestabilizada, a temperatura M_s é elevada acima da temperatura ambiente e um fino invólucro de martensite formar-se-á à volta dos carbonetos M_7C_3 . Caso o teor em Si seja um pouco inferior ou o teor em Cr muito baixo, então a perlite poderá formar-se. Este fenómeno explica assim, o porquê de os ferros de alto crómio nunca serem totalmente austeníticos quando atingem a temperatura ambiente [8, 11]. Contudo, nestas peças vazadas, a martensite está misturada com grandes quantidades de austenite residual, e portanto os níveis de dureza são mais baixos do que aqueles que se obtêm após tratamento térmico. Na maioria dos casos, as microestruturas martensíticas nos ferros de alto crómio são obtidas através de tratamento térmico, mas estes materiais devem conter suficientes elementos de liga de modo a suprimir a perlite no arrefecimento [6].

2.3.3 Elementos de liga

Embora o teor em crómio para muitos ferros brancos ligados seja bastante elevado, a maioria deste está combinado com o carbono em forma de carbonetos. O teor em crómio que se mantém na matriz é portanto muito baixo, por isso é necessário adicionar elementos de liga para atingir temperabilidade suficiente, particularmente para secções espessas. Os elementos de liga mais comuns usados para este tipo de adições são Mo, Ni, Mn e Cu. A menos que os níveis destas adições sejam controlados apropriadamente, podem surgir problemas, nomeadamente, através: da insuficiência de elementos de liga, não impedindo a formação da perlite; do excesso de elementos de liga levando a um custo maior e a uma maior estabilização da austenite [11].

O Mo é adicionado aos ferros de alto crómio em quantidades entre os 0,5 e 3,5%, embora alguns investigadores acreditem que são necessários teores superiores a 1% para este ser eficaz, enquanto adições superiores a 1% têm pouco efeito na temperabilidade. Este elemento actua como um inibidor da formação de perlite e aumenta a temperabilidade através da eficácia de inibição da precipitação de carbonetos secundários durante o arrefecimento. O Mo também tem um efeito sinérgico na influência de outros elementos de liga como o Ni e Cu, que são mais eficazes no retardamento da formação de perlite quando adicionados em conjunto com o Mo (este comportamento não é, ainda, claramente entendido). Outra vantagem do Mo é que tem pouco efeito na temperatura M_s , enquanto a

maioria dos elementos de liga tendem a diminuir a temperatura M_s , possivelmente levando a uma estabilização austenítica exagerada [11].

O Ni, Cu e o Mn são geralmente adicionados em teores superiores a 2% para melhorar a temperabilidade e para impedir a formação da perlite. O Ni e o Cu encontram-se exclusivamente na matriz metálica, enquanto o Mn é segregado parcialmente para os carbonetos, reduzindo a sua eficácia. Cada elemento também diminui a temperatura M_s obtendo assim uma estrutura austenítica no estado *as-cast* levando a uma diminuição na dureza. O Ni adicionado em conjunto com o Mo tem sido a combinação mais eficaz na inibição da formação de perlite [11].

O teor máximo de silício (Si) dos ferros de alto crómio é geralmente até 1%, pois teores elevados de Si podem melhorar a formação de perlite e diminuir a temperabilidade. Contudo, através da diminuição da solubilidade do carbono na austenite, e deste modo a diminuição do teor em carbono na matriz, as adições de Si também contribuem para um aumento da temperatura M_s [11].

2.3.4 Carbonetos eutéticos

À medida que o teor em crómio aumenta, excedendo os 10%, os carbonetos do tipo M_7C_3 formam-se, em vez dos carbonetos tipo M_3C presentes nos ferros ligados de baixo crómio e nos ferros brancos não ligados. Os carbonetos eutéticos M_7C_3 são os responsáveis pela excelente resistência ao desgaste dos ferros brancos de alto crómio, devido à sua elevada dureza e também pela sua morfologia. A dureza destes carbonetos é em função do teor em crómio presente no carboneto, aumentando com o aumento deste elemento de liga ou de outros elementos carburígenos solúveis nestes carbonetos. Estes carbonetos podem apresentar duas morfologias diferentes do tipo **bastonete** e tipo **lâmina**. Normalmente, ferros hipoeutéticos e hipereutéticos apresentam ambas morfologias, enquanto ferros com composição eutética contêm carbonetos do tipo bastonete.

A fracção volúmica dos carbonetos aumenta com o teor em carbono e também com o aumento do teor em crómio, porém de um modo mais lento [12]. Maratray, sugeriu uma fórmula empírica para determinar a percentagem de carbonetos na microestrutura, baseada na percentagem de carbono e crómio da liga, dado por: $\%VC = 12,33 (\%C) + 0,55 (\%Cr) - 15,2$. O uso desta fórmula necessita de certas precauções, pois segundo Dupain e Schissler encontraram variações nas percentagens de carbonetos entre a superfície e as regiões do núcleo, devido à

existência de diferentes taxas de arrefecimento [11]. Uma outra desvantagem desta fórmula é a exclusão de elementos carburígenos que têm maior afinidade para o carbono do que o crómio, por exemplo, o titânio, nióbio, vanádio e o molibdénio. Estes elementos carburígenos, contribuem para a diminuição da percentagem dos carbonetos M_7C_3 , pois estes elementos formam carbonetos primeiramente do que os carbonetos M_7C_3 , existindo assim menos carbono disponível para a formação dos carbonetos M_7C_3 [13]. Posto isto, esta previsão da percentagem de carbonetos baseada apenas nos teores em carbono e em crómio pode não ser apropriada [11].

2.3.5 Tratamento de endurecimento

Os ferros brancos de alto crómio obtêm resistência máxima à abrasão quando ocorre a transformação da austenite em martensite, através de um tratamento térmico de endurecimento. Normalmente, este tratamento consiste numa austenitização a temperaturas entre os 950 a 1090°C durante 1 a 6h, com arrefecimento ao ar forçado. Este tratamento térmico permite desestabilizar a austenite reduzindo o teor em carbono e de elementos de liga através da precipitação de carbonetos secundários. Esta precipitação de carbonetos secundários reduz o excesso de carbono e de elementos de liga da austenite e eleva a temperatura M_s acima da temperatura ambiente, obtendo-se assim uma matriz martensítica com carbonetos secundários embebidos após arrefecimento ao ar forçado [8]. Após têmpera, a dureza é extremamente afectada pela **temperatura de desestabilização** usada e está directamente relacionada com a **composição química** do ferro, devendo a temperatura de desestabilização ser optimizada para cada liga (figura 4). À medida que a temperatura de desestabilização aumenta, a solubilidade do carbono da austenite aumenta e a precipitação de carbonetos diminui. O aumento do teor em carbono e de elementos de liga na austenite diminuem a temperatura M_s , obtendo-se quantidades significativas de

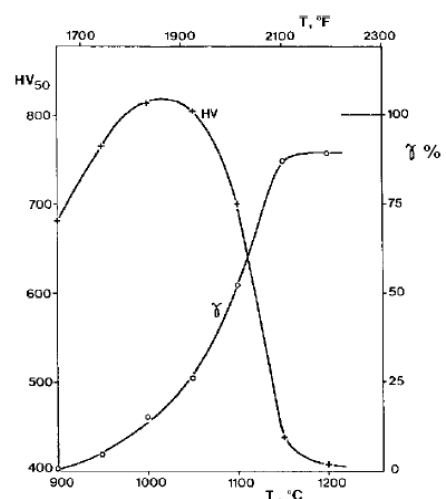


Figura 4 - Relação entre a temperatura de solubilização, o teor da austenite residual e a dureza após têmpera [6].

austenite residual, baixando assim a dureza. Estas quantidades de austenite residual levam à fissuração superficial do material [8].

O teor em Cr tem uma influência significativa na otimização da temperatura de endurecimento. A figura 5 mostra três secções isotérmicas sobrepostas que cobrem as várias temperaturas de austenitização empregues nos tratamentos térmicos dos ferros de alto crómio. A característica de grande interesse é a linha que separa o campo austenítico do campo austenítico mais M_7C_3 . Esta linha descreve a solubilidade do carbono na austenite em condições de equilíbrio. Na figura 5, para uma dada temperatura, a solubilidade do carbono na austenite diminui com o aumento do teor em crómio. Também, para um dado teor em crómio, a solubilidade do carbono aumenta com a temperatura. Consequentemente, à medida que o teor em crómio aumenta, é necessária uma temperatura de austenitização mais elevada para se atingir o mesmo teor em carbono na austenite. Portanto, à medida que o teor em crómio aumenta, a temperatura ideal de endurecimento aumenta (ver figura 6) [8].

O crómio também tem uma influência significativa na máxima dureza porque afecta a temperatura M_s . Com o aumento de teor em Cr, a temperatura M_s diminui e a austenite torna-se mais estável. Consequentemente, na máxima dureza, o equilíbrio ideal entre a martensite e a austenite ocorre para um teor de carbono dissolvido menor e a dureza máxima obtida é inferior, pela formação de uma martensite mais pobre em carbono [8].

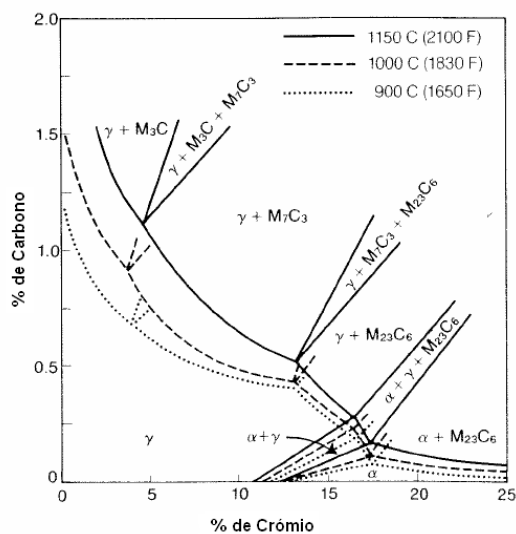


Figura 5 - Secção isotérmica do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-C. [6]

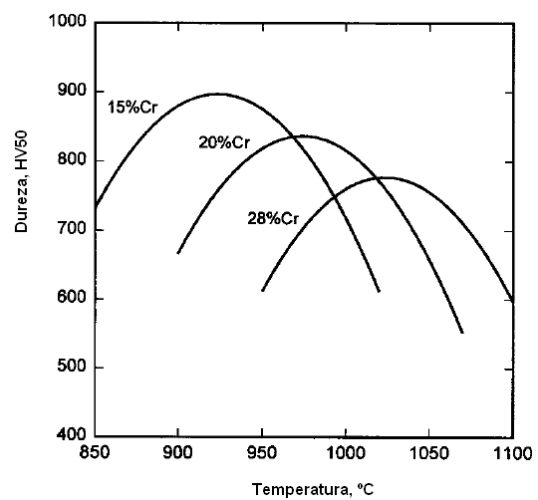


Figura 6 - Influência do crómio na temperatura ideal de endurecimento nos ferros brancos de alto crómio. [6]

De forma a reduzir a austenite residual após têmpera, executa-se o revenido permitindo que o ferro branco sob condições de impacto repetido tenha máxima resistência à fissuração superficial.

2.3.6 Propriedades mecânicas

A propriedade principal dos ferros brancos de alto crómio é a dureza que é determinada e registada com facilidade. Outros ensaios para determinar a resistência à tracção e ao choque raramente são determinados para qualidade de controlo, devido à dificuldade de preparação dos provetes, especialmente para peças de elevada espessura. Contudo, a literatura indica que a resistência à tracção destes ferros varia entre os 400 e 550 MPa, e a sua tensão de cedência é cerca de 90% da sua tensão de ruptura. A resistência ao choque destes ferros é quase nula, porém, a literatura mostra a resistência ao choque determinada em provetes sem entalhe, de ferros brancos de alto crómio com matriz martensítica, atingindo 200 J para um ferro crómio - molibdénio e 175 J para um ferro de composição 3C - 27Cr [6].

A tabela 3 apresenta durezas no estado *as-cast*, temperado e revenido de ferros brancos de alto crómio resistentes ao desgaste segundo a norma ASTM A532.

Tabela 3 - Durezas Vickers de ferros brancos de alto crómio resistentes ao desgaste [6].

Classe	Tipo	Designação	Dureza HV (valores mínimos)		
			<i>As-Cast</i>	Temperado	Revenido
II	A	12%Cr	600	660	715
II	B	15%Cr-Mo	485	660	715
II	D	20% Cr-Mo	485	660	715
III	A	25% Cr	485	660	715

2.3.7 Resistência ao desgaste dos ferros brancos de alto crómio

Durante muito tempo acreditou-se que a dureza de um material determinava o seu desempenho na resistência ao desgaste, ou seja, quanto maior for a dureza, maior seria a resistência ao desgaste de um material. Agora entende-se que muitos factores influenciam a resistência ao desgaste de um material. Para um dado sistema de desgaste a microestrutura do ferro tem um papel importante na resistência ao desgaste [11].

Os carbonetos eutéticos M_7C_3 presentes nos ferros brancos de alto crómio são responsáveis pela excelente resistência ao desgaste quando comparado com

outros materiais [11]. A orientação dos carbonetos eutéticos também influencia a resistência ao desgaste dos ferros brancos [14]. Segundo alguns investigadores, num sistema de desgaste de baixas tensões de desgaste os carbonetos eutéticos M_7C_3 quando são perpendiculares à superfície de desgaste do ferro apresentam maior resistência ao desgaste em relação aos carbonetos que são paralelos à superfície de desgaste [14]. Contudo, Dogan et al., referenciado em [11], verificou que num sistema de elevadas tensões de desgaste os carbonetos paralelos à superfície de desgaste são mais resistentes do que os carbonetos perpendiculares à superfície de desgaste que se fracturam durante este processo. Isto significa que dependendo do sistema de desgaste a orientação dos carbonetos exibem comportamentos de desgaste distintos.

Também é de salientar que a matriz metálica tem um papel fundamental na resistência ao desgaste, que é fornecer suporte mecânico aos carbonetos. Tal como Sare, Fulcher et al, referenciados em [11], sugerem, a influência da matriz metálica está relacionada com o grau de protecção oferecido pelos carbonetos, ou seja, se os carbonetos protegem a matriz metálica de partículas abrasivas, o papel da matriz metálica é somente fornecer suporte mecânico, caso contrário os carbonetos podem tornar-se susceptíveis à fractura. Portanto, o papel da matriz metálica é fornecer, unicamente suporte mecânico, de modo a que os carbonetos consigam oferecer protecção à matriz, sem se fracturarem. Em geral, dependendo do processo de desgaste, matrizes martensíticas obtidas após tratamento térmico apresentam melhor resistência ao desgaste em relação a matrizes austeníticas ou perlíticas, pois fornecem um suporte mecânico superior atenuando a fractura dos carbonetos. Porém, alguns investigadores sugerem que para um processo de desgaste com partículas abrasivas duras, é preferível uma matriz austenítica enquanto uma matriz martensítica apresenta uma melhor resistência à abrasão com partículas abrasivas menos duras [11].

3. Desgaste

O desgaste pode ser definido como o resultado natural do deslizamento entre duas superfícies em contacto (corpo ou fluído), resultando na perda progressiva de material de uma superfície em movimento relativo devido a acções mecânicas ou químicas. É necessário ter a noção que o desgaste pode ser controlado, mas não pode ser totalmente eliminado [15].

3.1 Tipos de desgaste

Existem vários tipos de desgaste, destacando-se os seguintes: desgaste por adesão, erosão, atrito, triboquímico e abrasão. O desgaste abrasivo é o que vai ser objecto de estudo e de desenvolvimento ao longo deste trabalho, visto ser o tipo de desgaste responsável por grande parte dos prejuízos em diversas indústrias [16]. A necessidade de reduzir o desgaste dos materiais levou ao desenvolvimento de vários ensaios laboratoriais para testar as propriedades tribológicas dos materiais, com o intuito de produzir dados relevantes e que permitam uma escolha de materiais mais adequada para uma determinada aplicação. Entre os diversos ensaios de desgaste abrasivo destacam-se os seguintes: o ensaio de roda de borracha, de roda de aço, de pino-no-disco e de micro-abrasão por esfera rotativa (*ball-cratering test*). A descrição do procedimento e características deste último tipo de ensaio serão apresentados no procedimento experimental.

3.1.1 Desgaste abrasivo

De acordo com Zum Gahr, 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 [11]. Outros autores, consideram que o desgaste abrasivo pode ser de dois tipos, ou seja, desgaste abrasivo de dois corpos ou de três corpos. O desgaste abrasivo de dois corpos define-se pela penetração de protuberâncias de um material duro noutra mais macio; enquanto o de três corpos é provocado por partículas soltas, provenientes de outro tipo de desgaste, ou de poeiras provenientes do ambiente envolvente. As partículas duras e soltas podem originar marcas de deformação plástica sem perda de material ou criar marcas com remoção de material e perda de massa associada [15].

A natureza do desgaste abrasivo que ocorre está dependente de um número de factores desde a microestrutura superficial, o tipo de abrasivo, o movimento relativo e a carga aplicada, reagentes químicos ou efeitos de temperatura que possam envolver o ambiente abrasivo [17]. Por isto, é que a resistência à abrasão não é uma propriedade de um material como a dureza ou a resistência à tracção, mas antes um comportamento do material que depende da microestrutura do material e do ambiente abrasivo.

Segundo Trezona et al., nos ensaios de micro-abrasão, o mecanismo de desgaste de dois corpos ocorre para elevadas cargas e baixas concentrações de suspensão abrasiva; enquanto o mecanismo de desgaste de três corpos ocorre para baixas cargas e elevadas concentrações de suspensão abrasiva. Caso o tipo de desgaste seja de dois corpos a superfície do material apresentará estrias paralelas; caso o desgaste seja de três corpos a superfície do material apresentará múltiplas indentações sem direcção. Dependendo da concentração da suspensão abrasiva, do tipo de abrasivo, da carga aplicada, assim como do material a ser testado o tipo de desgaste pode ser alterado de dois para três corpos, e vice-versa [18].

4. Trabalho Laboratorial

4.1 Materiais e Procedimento Experimental

O trabalho experimental encontra-se dividido em **três fases**: a primeira fase centra-se na **realização de vários ciclos térmicos no domínio austenítico + carbonetos**, de forma a obter carbonetos globulares numa matriz austenítica em três ferros brancos fortemente ligados ao vanádio e ao manganês, apresentados na tabela 4, sem que ocorra a transformação da austenite em perlite, e verificar a influência dos elementos de liga, através de análise microestrutural na obtenção da microestrutura mencionada anteriormente nesse mesmo domínio; a segunda fase prende-se na **avaliação da resistência ao choque** após tratamento térmico do ferro branco V-Mn; a última fase centra-se na **avaliação da resistência à abrasão de três ligas ferrosas**, sendo duas delas, ligas comerciais produzidas na CMW (tabela 5): um aço austenítico ao manganês, um ferro branco de alto crómio e por último um dos ferros brancos não comerciais apresentados na tabela 4. As razões da selecção de um único ferro da tabela 4 (ferro branco fortemente ligado ao vanádio e ao manganês) serão explicadas posteriormente.

As ligas apresentadas na tabela 4 foram produzidas no Centro de Formação Profissional de Indústrias de Fundição (CINFU) num forno de indução de 10Kg Inductotherm. A CMW disponibilizou os materiais necessários para as fusões, nomeadamente, as matérias-primas necessárias e as moldações para os provetes.

Tabela 4 - Composição Química das 3 ligas vazadas no CINFU.

Liga	%C	%Mn	%V	%Cu	%Mo
MnV3Cu	3,4	13,2	11,5	3,4	-----
MnV	3,4	14,9	10,2	-----	-----
MnV2Cu1Mo	3,2	14,0	10,0	1,8	1,1

Tabela 5 - Composição Química de ligas ferrosas comerciais produzidas na CMW.

Liga	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo
FeCr	2,7	0,6	0,7	20,0	0,9
Mn	1,0	0,5	12,8	0,1	0,1

Os **métodos usados** para avaliar o comportamento dos materiais, no que diz respeito à resistência à abrasão e ao choque, foram o **ensaio de micro-abrasão por**

esfera rotativa e o ensaio de Charpy, realizados através das normas BS EN 1071-6¹ e ASTM E 23², respectivamente. O conhecimento generalizado desta última, dispensa a sua descrição, ao invés da norma EN 1071-6 que será descrita posteriormente (pág. 25), dado ser um ensaio pouco comum. É de referir que os ensaios de choque só foram realizados em dois materiais da tabela 4. Os motivos desta decisão serão explicados posteriormente.

4.2 Produção e caracterização das ligas ferrosas

Para obter os provetes de forma a conseguir resultados fiáveis, foi necessário vaziar as ligas em moldações que garantissem a sanidade dos provetes. Para a produção dos provetes Charpy e para os provetes de micro-abrasão, foram seguidas as recomendações das normas NF A 32-201, vazando o metal para um bloco Y tipo IIa (figura 8).

As ligas foram vazadas em moldações de areia de cromite (FeCr_2O_4). Como os ferros brancos fortemente ligados ao vanádio (V-Mn) e o aço austenítico ao manganês (Mn) possuem elevados teores de manganês foi necessário pintar as moldações com tinta magnesite (tinta refractária básica). Esta tinta permite reduzir a formação de óxidos de manganês e de ferro que reagem com a areia de sílica por ser um refractário ácido, que causam defeitos nas ligas ferrosas. Contudo, como a areia de cromite é um refractário básico/neutro estas reacções são pouco prováveis de ocorrer levando a que a tinta magnesite melhore a superfície de acabamento dos materiais. A moldação do ferro branco de alto crómio (FeCr) foi pintada com tinta de zircónio (tinta refractária ácida), de modo a melhorar a superfície de acabamento do material e reduzir a formação de óxidos prejudiciais ao material, dado que a cromite tem um comportamento neutro.

As temperaturas de vazamento correspondentes às ligas referidas anteriormente foram as seguintes: ferro branco ligado ao V-Mn 1450 - 1460°C; aço ligado ao Mn 1440 - 1450°C; e ferro branco ligado ao Cr 1480 - 1500°C, respectivamente.

¹ BS EN 1071-6: *Advanced technical ceramics - Methods of test for ceramic coatings - Part 6: Determination of the abrasion resistance of coatings by a micro-abrasion wear test.*

² ASTM E 23: *Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials.*

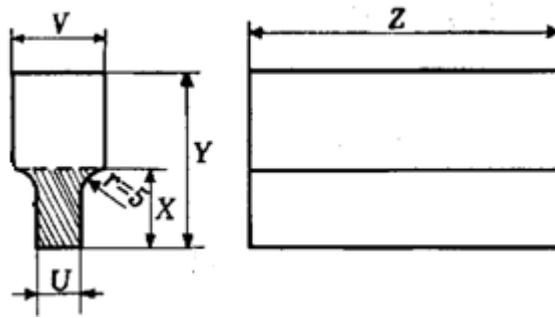


Figura 8 - Bloco Y tipo Ila conforme a norma NF A 32-201.

As análises químicas, para as ligas ferrosas ligadas ao V-Mn, foram efectuadas através do espectrómetro portátil Niton XL3T. Contudo, este aparelho não analisa os teores em carbono (C) e em silício (Si), tendo sido necessário proceder à análise do C através do Ströhlein CS-Mat 650; apesar do teor em Si ter bastante influência nos ferros fundidos não foi possível analisá-lo (a quantidade de ferro-silício (FeSi) adicionado foi 0,060 kg em 7,940 kg de banho metálico, tendo como intuito de melhorar a fluidez do metal fundido e produzir uma escória fluida, portanto o teor em Si esperado será igual a 0,6%). Os restantes materiais foram analisados num espectrómetro de emissão atómica.

As caracterizações dos materiais foram realizadas através de análises microestruturais, medições de durezas e de análises quantitativas das fracções volúmicas de carbonetos (esta última análise não feita para o aço Mn dado não possuir carbonetos).

Antes de se proceder à análise metalográfica, as amostras metálicas foram desbastadas com lixas SiC e polidas com suspensão de diamante em base aquosa até um acabamento superficial de $1\mu\text{m}$.

Na perspectiva de ser possível observar as fases metálicas da microestrutura das ligas ferrosas V-Mn, prosseguiu-se a experimentação, com base na literatura de referência [19], de alguns reagentes químicos, de maneira a diferenciar as fases metálicas umas das outras. Após a experimentação de vários reagentes químicos, concluiu-se que o Picral 4% durante 30 a 45s (4g de ácido pícrico, 100mL de etanol) é o que corresponde melhor à revelação das fases presentes na microestrutura. Os reagentes usados para o ferro branco ligado ao Cr e para o aço ligado ao Mn foram o Villela e o Picral 4%, respectivamente.

Para a análise microestrutural, procedeu-se à observação e ao registo das microestruturas com recurso a uma câmara digital *AXION CAM MRC5 Zeiss* acoplada a um microscópio óptico *Zeiss - Axiovert 100*.

As fracções volúmicas de carbonetos de cada liga foram medidas através da análise quantitativa de imagem no software *Paqi: Processamento e Análise Quantitativa de Imagem*, desenvolvido pelo CEMUP³, em que para cada liga foram analisados 30 campos com uma ampliação 800x (com um erro relativo de 26%). Para tal, foi necessário recorrer a um ataque profundo das amostras metálicas, com o objectivo de obter um elevado contraste entre a matriz metálica e os carbonetos. O reagente químico utilizado para os ferros brancos V-Mn foi 10mL HF, 10mL HNO₃ e 30mL de Glicerina, no qual as amostras metálicas permaneceram imersas durante 40s (reagente usado para ligas de V-Mn (Vanádio-Manganês) e para ligas binárias de vanádio) [19], enquanto o reagente usado para o ferro branco ligado ao Cr foi de 4,5 g FeCl₃, 2 mL de HCl e 93 mL de etanol, no qual as amostras metálicas permaneceram imersas durante 3 horas [20].

As medições de macrodurezas (HV15) e microdurezas Vickers (HV0,050) foram efectuadas com a máquina de ensaios de dureza *Frank Welltest 38505* e o microdurímetro *Shimazu Type M N° 4355*, respectivamente.

4.3 Descrição da norma EN 1071

A parte 6 da norma EN 1071 especifica um método de medição da taxa de desgaste para revestimentos cerâmicos através de um ensaio de micro-abrasão, baseado numa técnica conhecida por desgaste por esfera rotativa para determinar a espessura de revestimento [17]. Apesar deste tipo de ensaio ter sido desenvolvido no sentido de medir a espessura de revestimentos, aproveitou-se, mais tarde, o potencial deste método para o estudo do comportamento ao desgaste abrasivo de materiais mais ou menos complexos, daí o seguimento desta norma e de artigos sobre este tipo de ensaios para a determinação do comportamento à abrasão de materiais metálicos [21]. O ensaio de micro-abrasão pode ser aplicado em amostras com superfícies planares ou não planares, porém as análises de resultados descritas na cláusula desta norma aplicam-se somente a amostras planas. Para amostras não

³ CEMUP: Centro de Materiais da Universidade do Porto.

planares são necessárias análises mais complexas, bem como o uso de métodos numéricos.

Em geral, as esferas usadas têm um diâmetro de 25 mm, e são em aço endurecido. As esferas devem ser usadas com uma condição de polimento, pois descobriu-se que o comportamento de ensaio é errático e são obtidos maus resultados se as esferas forem usadas sem essas condições. O desempenho das esferas deve ser alvo de verificação regular, de modo a garantir que estas continuam a criar crateras aceitáveis. As esferas devem ser substituídas se essa verificação indicar algo de anormal relativamente ao comportamento das crateras [17].

Em todos os casos, uma suspensão abrasiva de carboneto de silício (SiC) ou outro abrasivo⁴ adequado num líquido adequado, normalmente água, devem ser usados. Uma suspensão abrasiva homogénea deve ser usada no decorrer do ensaio. Para tal, aconselha-se o uso de um agitador, levando a que a suspensão abrasiva não sedimente. Uma suspensão abrasiva deve ser feita através de um pó abrasivo e um líquido em proporções adequadas. É de salientar que o tipo de desgaste promovido depende da concentração da suspensão abrasiva, do tipo de abrasivo e da carga aplicada, assim como do material a ser testado. Antes de se iniciar o ensaio, deve-se efectuar um ensaio preliminar para garantir que a concentração da suspensão abrasiva escolhida produza o tipo de mecanismo de desgaste desejado durante o ensaio.

As medições das crateras podem ser medidas por qualquer equipamento adequado. No local das medições feitas a partir de imagens fotográficas é essencial a incorporação de marcas de referência de dimensões conhecidas nas imagens. Os diâmetros de cada cratera devem ser medidos perpendicularmente à direcção da rotação da esfera.

As amostras devem apresentar uma área suficientemente larga para permitir o maior número de ensaios necessários para a experiência. A precisão com que o diâmetro das crateras pode ser medida depende da superfície de acabamento da amostra e do tipo de abrasivo usado. Antes de se iniciar o ensaio, é necessário limpar e secar a amostra, removendo qualquer tipo de resíduos presentes nesta. A carga recomendada é de 0,2 N, pois a aplicação de uma carga demasiado elevada

⁴ O abrasivo é normalmente, F1200 SiC, mas F1200 alumina ou outro abrasivo pode ser usado. O tamanho médio do abrasivo não deverá exceder os 5µm.

provoca uma definição pobre das crateras. Para prevenir a ocorrência desta situação, é recomendado que a carga aplicada não seja superior a 0,4 N. Ao iniciar o ensaio deve-se garantir que a esfera seja completamente revestida pela suspensão abrasiva durante a primeira volta completa. O caudal da suspensão abrasiva deve ser suficiente, levando a que o contacto entre a esfera e a amostra esteja sempre bem molhado pela suspensão abrasiva. O número de voltas necessárias dependerá do material a ser testado e das condições de ensaio a empregar. No final de cada ensaio é necessário limpar as amostras. Recomenda-se a repetição de pelo menos três ensaios para cada amostra. No final da execução dos ensaios de micro-abrasão, calcula-se o volume de desgaste e a taxa de desgaste através das seguintes fórmulas [17]:

$$V = \frac{\pi b^4}{64 R}$$

$$K_c = \pi \frac{b^4}{64 R S N}$$

V: Volume de desgaste (mm³);

K_c: Taxa de desgaste (mm²/N);

S: Extensão ou distância de escorregamento (mm);

N: Carga ou força nominal aplicada (N);

R: Raio da esfera (mm);

b: Diâmetro da cratera (mm);

4.4 Ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa

A resistência à abrasão das três ligas ferrosas mencionadas anteriormente, foi avaliada através de ensaios de micro-abrasão por esfera rotativa num tribómetro TE66 da marca Plint & Partners, Ltd. (figura 7, pág. 29), sendo os ensaios seguidos pela norma BS EN 1071-6. É de destacar que as ligas ferrosas, antes de sofrerem o ensaio de micro-abrasão, foram sujeitas a tratamentos térmicos, isto é, o aço Mn sofreu uma solubilização, o ferro FeCr sofreu um tratamento de endurecimento e um revenido e por último um dos ferros brancos da tabela 4 sofreu um ciclo térmico no domínio austenítico + carbonetos.

Na perspectiva de uma leitura mais simples, as características de ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa estão apresentadas na tabela 6.

Tabela 6 - Características de ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa.

Característica dos provetes	Dimensões dos provetes C x L x A (mm)	30 x 25 x 3
		Acabamento Superficial
Característica da esfera	Material	Esfera de Aço
	Diâmetro (mm)	25
Característica da suspensão abrasiva	Caudal	3-4 mL/min.
	Abrasivo	SiC
	Concentração	0,2 g/cm ³
Característica do ensaio micro-abrasão	Nº de voltas	100, 200, 300, 500 e 700
	Carga aplicada (N)	0,2
	Velocidade de rotação (rpm)	80

Antes do início do ensaio de micro-abrasão, os provetes foram limpos com acetona num aparelho de ultra-sons com o intuito de remover os contaminantes aí presentes. A esfera de aço sofreu um ataque de polimento com Nital 2% durante dois minutos. O número de repetições para cada provete foi igual a 5. No decorrer dos ensaios de micro-abrasão, controlou-se a agitação da suspensão abrasiva, o estado superficial da esfera e a carga aplicada. A agitação da suspensão abrasiva é fundamental para evitar que o abrasivo sedimente e conseqüentemente altere a concentração da solução abrasiva ao longo do ensaio. Equilibrou-se o braço de carga, por ajuste da posição do contra-peso, de modo a garantir que a força nominal de contacto entre a esfera e o provete tenha o valor correspondente ao peso das massas calibradas suspensas no porta-pesos. Usaram-se três esferas de aço para cada material para evitar a formação de marcas de desgaste alongadas transversalmente ao sentido de rotação da esfera. Após a realização de todos os ensaios de micro-abrasão procedeu-se à medição e análise dos diâmetros das crateras de desgaste. Os diâmetros das crateras foram medidos através do software Axio VisionLE. O volume de desgaste e a taxa de desgaste são calculados através da medição de dois diâmetros perpendiculares de cada cratera de desgaste (figura 7).

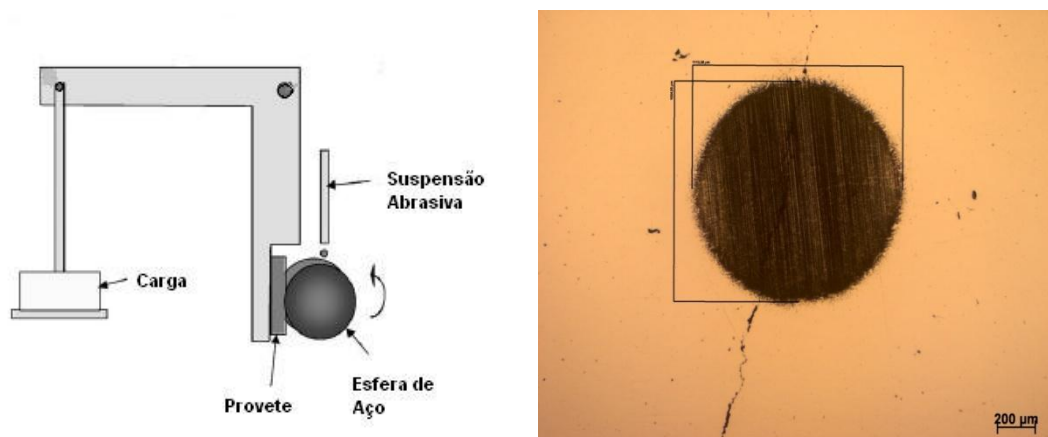


Figura 7 - Esquema do tribómetro usado nos ensaios de micro-abrasão (lado esquerdo); exemplo da medição de dois diâmetros perpendiculares de uma cratera de desgaste (lado direito).

É de salientar que antes de se ter procedido ao ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa realizaram-se ensaios de desgaste “Pino-no-disco” nos ferros brancos V-Mn. Porém, dado à necessidade de comparar o comportamento de desgaste destes ferros com outros materiais, nomeadamente o ferro branco de alto cromo, o aparelho não tinha potência suficiente para executar o ensaio pretendido neste último material. Por esta razão, alterou-se o tipo de ensaio de desgaste “Pino-no-disco” pelo ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa.

4.5 Tratamentos Térmicos no domínio Austenite + Carbonetos

As temperaturas e tempos executados no domínio austenítico + carbonetos foram os seguintes: 850, 900, 950, 1000, 1050 e 1100°C, em que para cada temperatura houve submissão aos seguintes tempos de estágio: 1/2, 1, 2 e 4 horas; os ciclos térmicos terminaram com um arrefecimento em água. As amostras metálicas, antes de sofrerem os ciclos térmicos, foram protegidas por limalha de ferro e carvão, com o objectivo de prevenir a sua oxidação e descarburização. Os tratamentos térmicos foram realizados em fornos eléctricos *TERMOLAB* com controladores *Shimaden FP21* e *Shimaden SR24*. Após a execução dos ciclos térmicos referidos acima avaliou-se a resistência ao choque (pela norma ASTM E 23) do material que previamente sofreu o ciclo térmico a 1100°C/4h, terminando com um arrefecimento em água. A razão da selecção deste ciclo térmico será explicada na apresentação e discussão dos resultados.

4.6 Ensaio de resistência ao choque

Efectuaram-se ensaios de choque pela norma ASTM E23 apenas em dois ferros brancos fortemente ligados ao vanádio e ao manganês, com o objectivo de se relacionar a sua resistência ao choque com outros materiais, nomeadamente, o aço austenítico ao manganês e o ferro branco de alto crómio. A razão de só duas ligas V-Mn terem sido submetidas a estes ensaios será dada na apresentação e discussão de resultados.

5. Apresentação e Discussão de Resultados

5.1 Caracterização dos ferros brancos fortemente ligados ao Vanádio e ao Manganês

5.1.1 Microestrutura no estado bruto de fundição (*as-cast*)

Uma vez que os ferros fundidos brancos contêm uma panóplia de elementos de liga com fortes elementos carburígenos e não existindo um diagrama de fases para um sistema com multi-elementos, torna-se difícil prever o seu processo de solidificação a partir da estrutura no estado *as-cast*. Y. Matsubara et al. [22], para determinar a sequência de solidificação de vários ferros brancos, realizaram curvas de análise térmica, em que as ligas ferrosas foram arrefecidas a uma velocidade de 10K/min, de modo a revelar todas as reacções de solidificação das ligas. Com base nestas curvas de análise térmica, as ligas ferrosas foram arrefecidas em água, a partir de cada uma das temperaturas de transformações no estado sólido, permitindo assim analisar as microestruturas nestas temperaturas críticas antes e depois da ocorrência destas transformações. Entre os ferros brancos estudados por Y. Matsubara et al., destaco um ferro branco com teores em carbono e vanádio (**3C10V**: 3%C, 10%V, 5%Mo e 5%W) semelhantes aos das ligas apresentadas na tabela 4, com o intuito de se entender empiricamente, por comparações microestruturais, a sequência de solidificação dos ferros brancos V-Mn (figura 9).

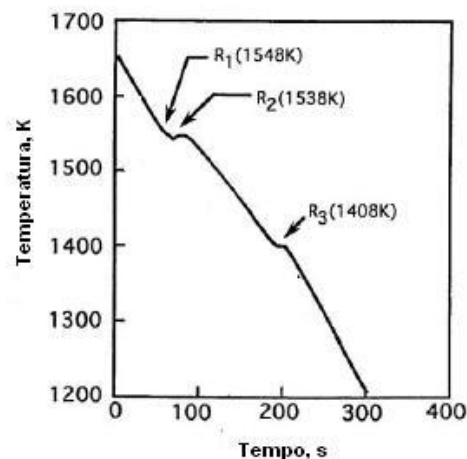


Figura 9 - Curva de análise térmica de uma liga com 3%C, 10%V, 5%Mo e 5%W [22].

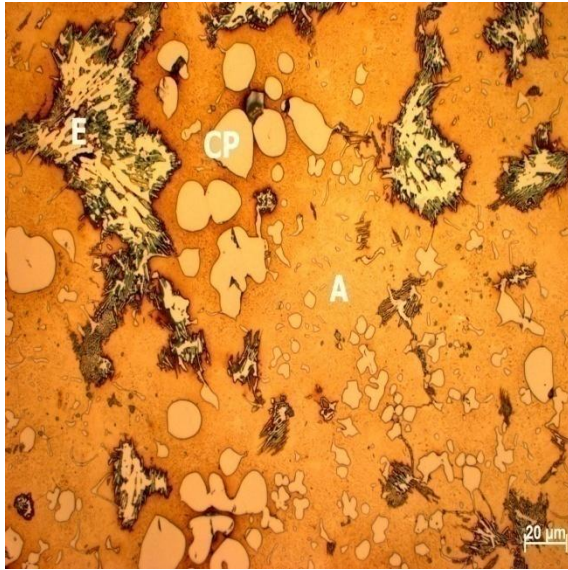


Figura 10 - Microestrutura da liga MnV3Cu no estado as-cast; ataque com Picral 4% 45s; objectiva 50x; \bar{x} = 401HV 15; σ = 17; A - austenite; E - Eutético: γ + MC; CP - Carboneto Proeutético MC.

A sequência de solidificação da liga estudada por Y. Matsubara et al. (3C10V), iniciou-se pela formação de carbonetos proeutéticos MC⁵ de forma nodular, a uma temperatura superior a 1623K (1350°C). Depois a 1548K (1275°C), deu-se a solidificação da austenite primária e logo mais abaixo, a 1538K (1265°C), formou-se o eutético (γ + MC), terminando a solidificação com a formação do eutético (γ + M₂C). Após a determinação da sequência de solidificação, Y. Matsubara et al.[22], concluíram que a liga sofre quatro reacções no estado líquido, porém dessas quatro reacções, só determinaram as temperaturas de início e de fim de três reacções no estado líquido. Ao comparar a sequência de solidificação da liga 3C10V com as microestruturas, no estado *as-cast*, das ligas apresentadas na tabela 4, MnV3Cu, MnV e MnV2Cu1Mo (figuras 10, 11 e 12), observa-se que existem semelhanças microestruturais entre elas. Apesar das suas composições químicas serem bastante diferentes, a liga 3C10V apresenta uma microestrutura composta por carbonetos de vanádio MC de forma nodular e um eutético (γ + MC), análoga às microestruturas no estado *as-cast* das ligas MnV3Cu, MnV e MnV2Cu1Mo. Por analogia à sequência de solidificação do material estudado obtida por Y.Matsubara et al. [22] poderei assumir que a sequência de solidificação dos ferros brancos V-Mn poderá ser a seguinte: dado o elevado teor em manganês que estas ligas apresentam (elemento gamagéneo), a primeira fase a solidificar poderá ser a das dendrites de austenite, seguido da formação dos carbonetos proeutéticos de vanádio, terminando a solidificação com o eutético (γ + MC).

⁵ MC: um átomo metálico para um átomo de carbono.

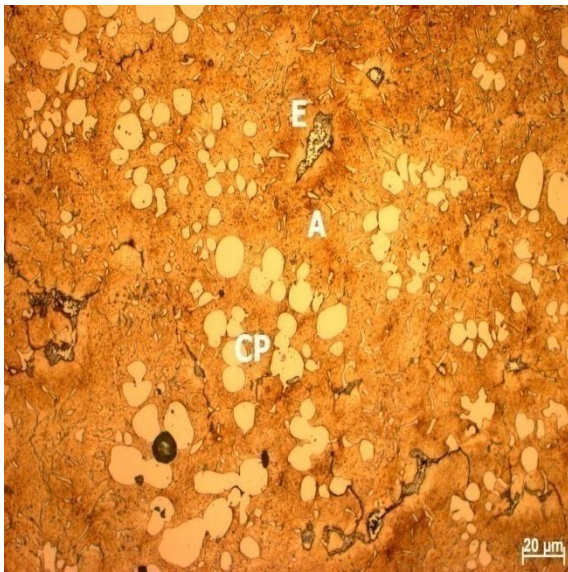


Figura 11 - Microestrutura da liga MnV no estado as-cast; ataque com Picral 4% 45s; objectiva 50x; \bar{x} = 398HV 15; σ = 20; A - austenite; E - Eutético: γ + MC; CP - Carboneto Proeutético MC.

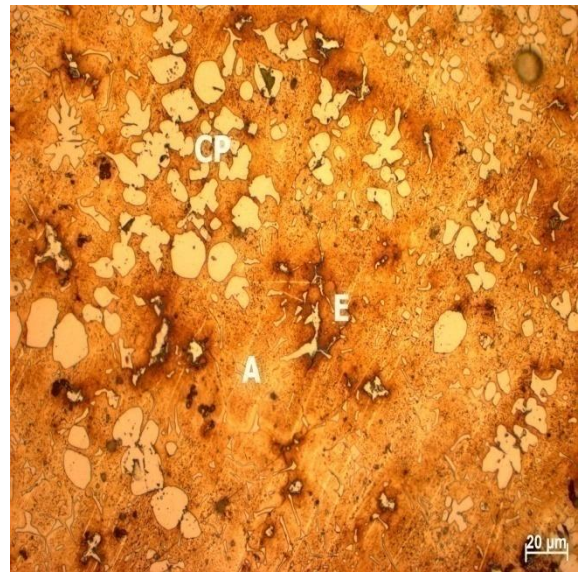


Figura 12 - Microestrutura da liga MnV2Cu1Mo no estado as-cast; ataque com Picral 4% 45s; objectiva 50x; \bar{x} = 375HV 15; σ = 17; A - austenite; E - Eutético: γ + MC; CP - Carboneto Proeutético MC.

Relativamente aos carbonetos de vanádio, estes poderão ser carbonetos proeutéticos, pois segundo Amorim et al.[23], flutuações de elementos carburígenos na austenite primária podem enriquecer localmente e causar a nucleação de carbonetos. Deste modo, se a solidificação se iniciar com a formação da austenite primária, esta rejeitará o carbono e o vanádio para a fase líquida levando ao enriquecimento local destes elementos, fazendo com que o líquido passe de uma composição hipoeutética para uma composição hipereutética.

Após a observação das microestruturas das figuras 10, 11 e 12, é notório que não existem diferenças entre elas, exceptuando a liga MnV3Cu que apresenta um eutético de maior dimensão em relação às outras duas ligas, MnV e MnV2Cu1Mo. Esta diferença poderia ser atribuída ao elevado teor em cobre da liga MnV3Cu face às ligas MnV e MnV2Cu1Mo. Porém, através da pesquisa na literatura, não se encontraram referências da influência do teor em cobre que justifiquem esta diferença de tamanho do eutético. Comparando as microestruturas das ligas MnV e MnV2Cu1Mo, observa-se que as microestruturas não são distinguíveis entre elas, apesar de estas apresentarem composições químicas diferentes.

A partir das microestruturas das ligas MnV3Cu, MnV e MnV2Cu1Mo, figuras 10, 11 e 12, respectivamente, pode observar-se que são constituídas por austenite

primária, carbonetos de vanádio proeutéticos MC e pelo eutético ($\gamma + MC$), verificando-se a inexistência de perlite no estado *as-cast*, constatada no relatório da CMW. Além destas fases presentes nas microestruturas, verifica-se também a presença de pequenos “pontos” pouco perceptíveis dispersos pela matriz austenítica, sendo considerados pela bibliografia [8] carbonetos secundários de vanádio que precipitaram dentro da matriz austenítica após solidificação. É de salientar que, embora se tenha constatado que não existe perlite no estado *as-cast* (um dos objectivos deste tratamento era erradicar a perlite), procedeu-se, na mesma, à realização dos tratamentos térmicos no domínio austenítico + carbonetos, na perspectiva de se globulizarem os carbonetos aciculares melhorando a resistência ao choque das ligas ferrosas.

5.1.2 Análise Quantitativa

A tabela 7 apresenta a percentagem de carbonetos existentes em cada liga, estando apresentados no Anexo A exemplos de campos observados, assim como as quantificações efectuadas para cada liga.

Tabela 7 - Percentagem de carbonetos para cada liga no estado *as-cast*.

Liga	Percentagem de Carbonetos (%)	Desvio Padrão
MnV3Cu As-Cast	24	4,9
MnV As-Cast	20	7,1
MnV2Cu1Mo As-Cast	25	5,3

Numa primeira leitura da tabela 7 verifica-se que a liga MnV apresenta uma percentagem de carbonetos inferior em relação às ligas MnV3Cu e MnV2Cu1Mo, mas esta primeira interpretação deixa de ser válida porque todas as ligas têm um elevado desvio padrão, o que significa que as ligas ferrosas têm a mesma percentagem de carbonetos, o que seria de esperar, pois os teores em carbono e em vanádio são semelhantes. É de referir que os elevados desvios padrões das ligas apresentadas da tabela 7, devem-se à dispersão não uniforme dos carbonetos na matriz austenítica, estando os carbonetos de vanádio proeutéticos e eutéticos aglomerados entre si pouco dispersos na matriz austenítica. Esta percentagem de carbonetos, no estado *as-cast*, está de acordo com Year et al. [24], que para uma liga com uma composição análoga (2,92%C, 12,9%Mn, 11,9%V e 0,95%Ni), apresenta uma percentagem de carbonetos entre 20 a 24%.

5.1.3 Macro durezas e Micro durezas das ligas V-Mn

As tabelas 8 e 9 exibem as macro durezas e micro durezas, respectivamente, das ligas no estado *as-cast*, no qual se verificam que não ocorre variação das durezas, pois tanto as macro durezas como as micro durezas encontram-se na mesma gama de durezas devido ao elevado desvio padrão que apresentam. Os valores das macro durezas e das micro durezas obtidos representam o valor médio de 10 indentações. Os valores apresentados após o símbolo “±” representam o desvio padrão das durezas.

Tabela 8 - Macro durezas Vickers das 3 ligas ferrosas; carga aplicada de 153,2 N.

Liga	Média	Mínimo	Máximo
MnV3Cu	401±17	369	428
MnV	398±20	369	428
MnV2Cu1Mo	375±17	344	397

Tabela 9 - Micro durezas Vickers das ligas ferrosas; carga aplicada de 50g; V/C: Razão entre os teores de Vanádio e Carbono.

Liga	Carbonetos Proeutéticos			Austenite			Razão V/C
	Média/σ	Mínimo	Máximo	Média/σ	Mínimo	Máximo	
MnV3Cu	3023±204	2713	3298	440±48	372	525	3,4
MnV	3258±391	2756	4024	422±15	402	454	3,0
MnV2Cu1Mo	3097±401	2576	4024	405±56	310	509	3,1

De acordo com a bibliografia [8], a razão entre um elemento carburígeno e o carbono, neste caso V/C, permite perceber os efeitos destes elementos na liga ferrosa, isto é, à medida que a razão V/C aumenta na liga, o teor em vanádio na matriz metálica aumenta. Porém, a razão V/C apresentada na tabela 9 é quase igual para todas as ligas, daí que apresentem valores de durezas semelhantes. Apesar de a liga MnV3Cu ter uma razão V/C um pouco superior em relação às outras duas ligas, esta não é suficiente para apresentar uma dureza superior na matriz austenítica em relação às restantes ligas.

Segundo a referência bibliográfica [8], os carbonetos de vanádio MC têm uma forma do tipo bastonete, estando em desacordo com Yaer et al[24], e Matsubara et al[22], que afirmam que os carbonetos proeutéticos MC têm uma forma nodular. Na perspectiva de se saber qual a forma do carboneto proeutético,

realizou-se um corte transversal e longitudinal às amostras das ligas e constatou-se que os carbonetos proeutéticos de vanádio são nodulares e não do tipo bastonete.

5.1.4 Estudo do material tratado no domínio Austenite + Carbonetos

As tabelas 10, 11 e 12, apresentam os resultados das macrodurezas após os ciclos térmicos no domínio austenítico + carbonetos das ligas que correspondem às ligas MnV3Cu, MnV e MnV2Cu1Mo, respectivamente, em que os ciclos térmicos terminam com um arrefecimento em água. Os valores das macrodurezas obtidos representam o valor médio de 9 indentações para uma carga aplicada de 153,2N.

Ao analisar estas tabelas, observa-se que, à medida que a temperatura e o tempo aumentam, a dureza mantém-se constante não ocorrendo uma diminuição da dureza como se esperava, isto é, ao ler as tabelas correspondentes às durezas médias, para qualquer uma das três ligas, é notório que desde 850°C/0,5h até 1100°C/4h se dá uma diminuição da dureza (por exemplo: a liga MnV3Cu a 850°C/0,5h tem uma dureza média de 419HV e a 1100°C/4h tem uma dureza média de 345HV). No entanto, ao analisar a evolução do tempo para uma dada temperatura, vê-se que não existe uma linha de tendência, ou seja, a dureza mantém-se sempre a mesma, qualquer que seja o tempo de estágio, conforme demonstra a análise da tabela do desvio padrão.

Do mesmo modo, analisando o aumento da temperatura para um dado período de tempo, verifica-se que também não existe uma linha de tendência de diminuição da dureza, conforme demonstra a análise da tabela do desvio padrão. Estes resultados de durezas divergem dos resultados obtidos pelo relatório da CMW, colocando, assim, de lado a hipótese de haver dissolução dos carbonetos no domínio austenítico + carbonetos, pois não houve diminuição da dureza. Portanto, o critério de avaliação da dureza para seleccionar o melhor ciclo térmico deixa neste momento de ser válido.

Tabela 10 - Resultados das macrodurezas Vickers para a liga MnV3Cu, após os ciclos térmicos no domínio austenítico + carbonetos.

T°C	Tempo				Tempo			
	0,5h	1h	2h	4h	0,5h	1h	2h	4h
	Média Dureza HV				Desvio Padrão Dureza HV			
850	419	411	411	399	27	16	22	28
900	383	404	388	401	26	14	14	18
950	398	388	388	384	21	20	19	21
1000	388	388	373	361	14	20	26	18
1050	376	370	369	370	25	13	0	13
1100	379	362	376	345	14	25	12	12

Tabela 11 - Resultados das macrodurezas Vickers para a liga MnV, após os ciclos térmicos no domínio austenítico + carbonetos.

T°C	Tempo				Tempo			
	0,5h	1h	2h	4h	0,5h	1h	2h	4h
	Média Dureza HV				Desvio Padrão Dureza HV			
850	421	392	404	391	11	23	20	14
900	377	385	395	396	19	17	24	19
950	401	393	389	391	23	16	12	8
1000	401	385	379	364	18	15	19	17
1050	367	367	374	368	16	16	16	14
1100	377	370	388	370	12	13	20	13

Tabela 12 - Resultados das macrodurezas Vickers para a liga MnV2Cu1Mo, após os ciclos térmicos no domínio austenítico + carbonetos.

T°C	Tempo				Tempo			
	0,5h	1h	2h	4h	0,5h	1h	2h	4h
	Média Dureza HV				Desvio Padrão Dureza HV			
850	411	411	382	377	16	14	16	28
900	404	386	377	401	19	14	18	18
950	372	391	381	361	25	12	35	13
1000	373	373	373	379	16	21	21	19
1050	382	382	379	367	15	20	14	21
1100	382	364	370	348	15	21	13	28

As figuras 13, 14, 15, 16, 17 e 18, mostram exemplos da evolução das microestruturas em função do tempo/temperatura no domínio austenite + carbonetos, para as ligas MnV3Cu, MnV e MnV2Cu1Mo. Após análise das microestruturas, observa-se que, à medida que a temperatura e o tempo aumentam, os carbonetos eutéticos que no estado *as-cast* se encontravam aglomerados e pouco dispersos na matriz metálica, começam a desagregar-se, dispersando-se pela matriz austenítica, enquanto os carbonetos proeutéticos

permanecem estáveis às temperaturas e nos períodos de tempo impostos. Esta estabilidade dos carbonetos de vanádio proeutéticos deve-se à sua elevada variação de energia livre de Gibbs⁶ = -40 a -80 kJ/mol [8]. Todavia, a aglomeração dos carbonetos eutéticos deixa de existir em toda a amostra, isto é, desde a superfície até ao núcleo do material.

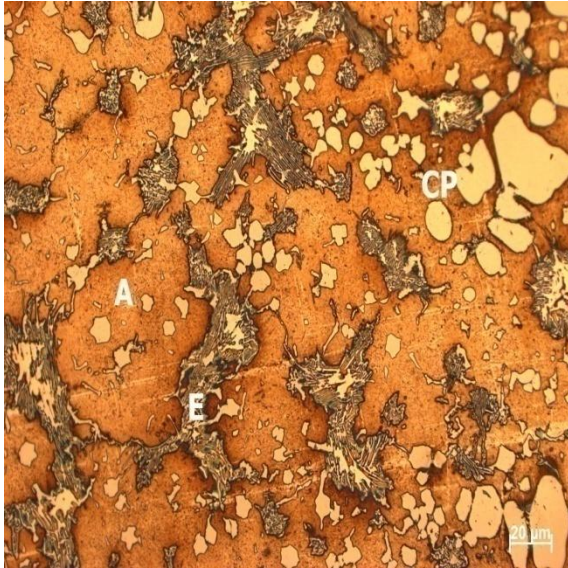


Figura 13 - Microestrutura da liga MnV3Cu, a 850°C, com um tempo de estágio de 0,5h, arrefecido em água; ataque com Picral 4% 45s; objectiva 50x; \bar{x} = 419HV 15; σ = 27; A - austenite; E - γ + MC; CP - Carboneto Proeutético MC.

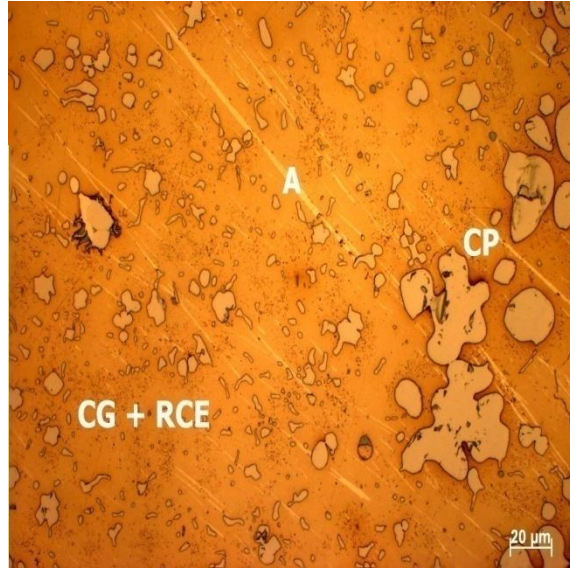


Figura 14 - Microestrutura da liga MnV3Cu, a 1100°C, com um tempo de estágio de 4h, arrefecido em água; ataque com Picral 4% 30s; objectiva 50x; \bar{x} = 345HV 15; σ = 12; A - austenite; CP - Carbonetos Proeutéticos MC; CG + RCE - Carbonetos Globulizados + Resíduos de Carbonetos Eutéticos.

Esta inexistência de aglomeração de carbonetos eutéticos, que designarei de *desintegração*, acontece em todas as ligas analisadas a partir de determinada temperatura e tempo, variáveis estas que dependem da liga em análise. A *desintegração* dos carbonetos eutéticos na liga MnV3Cu só acontece para temperaturas iguais e superiores a 1050°C, para tempos de estágio iguais e superiores a duas horas; já em relação à liga MnV, esta *desintegração* ocorre a temperaturas e a tempos inferiores relativamente aos da liga MnV3Cu, ou seja, a *desintegração* dos carbonetos acontece a temperaturas iguais e superiores a 1000°C, para tempos iguais e superiores a 1h; por último a *desintegração* da liga MnV2Cu1Mo dá-se para temperaturas iguais e superiores a 950°C, para tempos de estágios iguais e superiores a 2h, assim como para temperaturas iguais e superiores

⁶ Energia livre de Gibbs: energia necessária durante a formação do composto. Se o composto liberta uma grande quantidade de energia, então é necessária uma quantidade de energia semelhante para decompor o composto.

a 1000°C, para tempos de estágios iguais e superiores a 1h. No momento em que se dá esta desintegração dos carbonetos eutéticos a microestrutura para além de ser composta por carbonetos proeutéticos numa matriz austenítica, é constituída por pequenos carbonetos eutéticos globulizados e carbonetos eutéticos com tendência à globulização - aos quais chamarei *resíduos de carbonetos eutéticos*. Isto significa que o aumento da temperatura e do tempo provocam a desestabilização dos carbonetos eutéticos, tendendo para uma globulização e não para uma dissolução destes carbonetos na matriz austenítica.

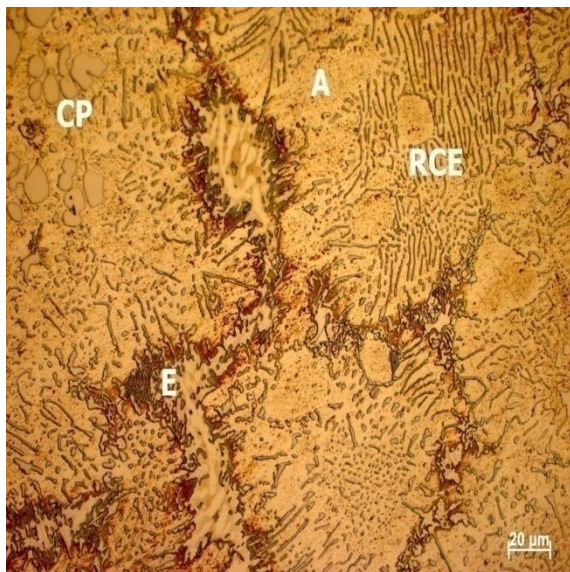


Figura 15 - Microestrutura da liga MnV, a 850°C, com um tempo de estágio de 4h, arrefecido em água; ataque com Picral 4% 45s; objectiva 50x; \bar{x} = 391HV 15; σ = 14; A - austenite; E - γ + MC; CP - Carbonetos Proeutéticos; RCE - Resíduos de Carbonetos Eutéticos.

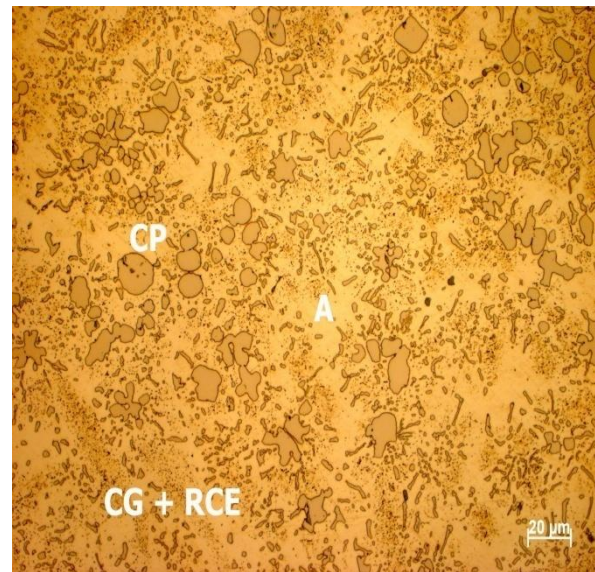


Figura 16 - Microestrutura da liga MnV, a 1100°C, com um tempo de estágio de 4h, arrefecido em água; ataque com Picral 4% 30s; objectiva 50x; \bar{x} = 370HV 15; σ = 13; A - austenite; CP - Carbonetos Proeutéticos MC; CG + RCA - Carbonetos Globulizados + Resíduos de Carbonetos Eutéticos.

A tabela 13, que apresenta a percentagem de carbonetos das ligas após o ciclo térmico a 1100°C/4h, vem reforçar os resultados de durezas obtidos e vem também reforçar esta última afirmação de que não ocorre dissolução de carbonetos na matriz austenítica. Numa primeira análise, ao comparar a percentagem de carbonetos no estado *as-cast* da tabela 7 (página 34) com a percentagem de carbonetos para cada liga correspondente a 1100°C/4h da tabela 13, verifica-se uma ligeira diminuição da percentagem de carbonetos, mas irrelevante porque todas as ligas apresentam um elevado desvio padrão.

Tabela 13 - Percentagem de carbonetos das ligas após ciclo térmico a 1100°C/4h.

Liga	Percentagem de Carbonetos (%)	Desvio Padrão
MnV3Cu 1100°C/4h	22	7,3
MnV 1100°C/4h	19	6,7
MnV2Cu1Mo 1100°C/4h	19	6,3

Ao comparar as microestruturas das três ligas a 1100°C/4h, verifica-se que as microestruturas são muito idênticas. Portanto, de forma a esclarecer qual a liga que oferece maior resistência ao choque, procedeu-se ao ensaio de Charpy, com entalhe em V.

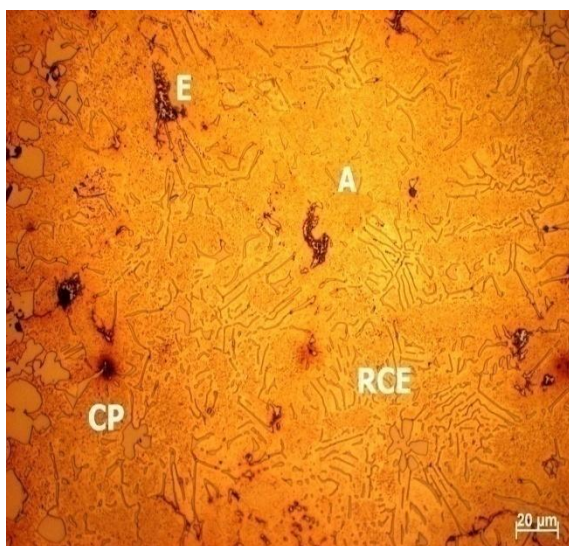


Figura 17 - Microestrutura da liga MnV2Cu1Mo, a 850°C, com um tempo de estágio de 4h, arrefecido em água; ataque com Picral 4% 45s; objectiva 50x; \bar{x} = 377HV 15; σ = 28; A - austenite; E - γ + MC; CP - Carbonetos Proeutéticos; RCE - Resíduos de Carbonetos Eutéticos.

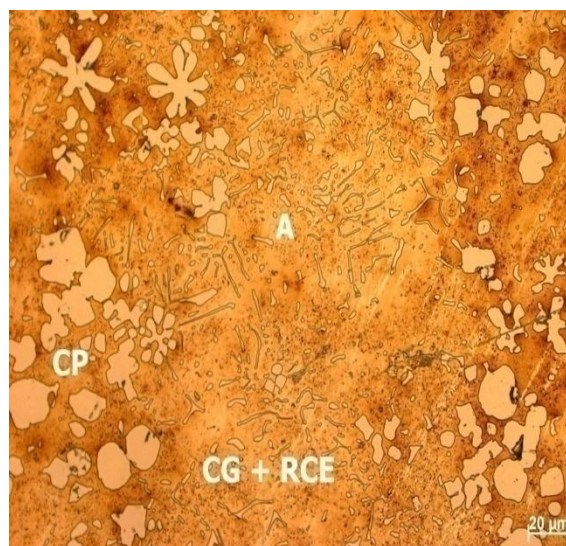


Figura 18 - Microestrutura da liga MnV2Cu1Mo, a 1100°C, com um tempo de estágio de 4h, arrefecido em água; ataque com Picral 4% 30s; objectiva 50x; \bar{x} = 348HV 15; σ = 28; A - austenite; CP - Carbonetos Proeutéticos MC; CG + RCA - Carbonetos Globulizados + Resíduos de Carbonetos Eutéticos.

Dada a onerosidade da maquinação dos provetes de Charpy, teve de se proceder à selecção de duas ligas da tabela 4. As ligas seleccionadas, alvo do ensaio de choque, foram a liga MnV3Cu e a liga MnV, visto serem as ligas mais económicas face à liga MnV2Cu1Mo. Os resultados obtidos dos ensaios de Charpy para as ligas MnV3Cu e MnV foram iguais, na ordem dos 3J, resultados insatisfatórios, na medida em que se esperava obter valores superiores e não análogos em relação aos ferros brancos de alto crómio, pois segundo a literatura, os ferros brancos de alto crómio apresentam uma fraca resistência ao choque [6]. Portanto, conclui-se que qualquer que seja a quantidade de *resíduos de carbonetos eutéticos* e

qualquer que seja a quantidade de carbonetos eutéticos globulizados a resistência ao choque será sempre a mesma para todas as ligas, tornando-se assim irrelevante a presença destes *resíduos de carbonetos eutéticos* e da globulização destes carbonetos. Também se conclui que **não há qualquer tipo de influência dos elementos de liga na obtenção de carbonetos de vanádio globulizados na matriz austenítica**, uma vez que as propriedades obtidas das ligas após os tratamentos térmicos acabam por ser semelhantes entre elas. Isto é, os elementos de liga presentes nas ligas não praticam qualquer tipo de mudança quer a nível microestrutural quer ao nível da resistência ao choque.

Com base nos resultados obtidos, verifica-se que a utilidade deste **tratamento térmico no domínio austenítico + carbonetos, nada contribui para uma melhor resistência ao choque**, pois é bastante provável que a resistência ao choque deste material V-Mn no estado *as-cast* seja idêntica à resistência ao choque obtida no domínio austenítico + carbonetos, que é quase nula.

Muitas das tarefas efectuadas neste trabalho foram baseadas no relatório da CMW, mas ao contrário do esperado, os resultados obtidos neste trabalho não foram coincidentes com os mencionados no relatório referido. Desde o facto de não existir perlite no estado *as-cast*, até ao facto de não se verificar diminuição da dureza com o aumento da temperatura no domínio austenítico + carbonetos. O único dado coerente com o do relatório da CMW foi a globulização dos carbonetos aciculares no domínio austenítico + carbonetos.

É de referir que, apesar de se ter verificado que não existe perlite no estado *as-cast* (um dos objectivos deste tratamento era erradicar a perlite), procedeu-se, na mesma, à realização dos tratamentos térmicos no domínio austenítico + carbonetos, na perspectiva de se globulizarem os carbonetos aciculares melhorando a resistência ao choque das ligas ferrosas. Porém, como foi referido acima, a globulização destes carbonetos não contribuiu para uma melhor resistência ao choque, conforme esperado.

Na perspectiva de se proceder à avaliação do comportamento de resistência à abrasão, seleccionou-se o material MnV visto ser o material mais económico face às outras duas ligas ferrosas da tabela 4 e por não existirem diferenças nas propriedades estudadas como foi referido acima.

5.2 Caracterização das microestruturas das ligas Mn e FeCr após ciclos térmicos

5.2.1 Microestruturas após tratamentos térmicos

Como foi dito no ponto 4.4, antes das ligas ferrosas serem sujeitas ao ensaio de micro-abrasão, sofreram ciclos térmicos, ou seja, o aço Mn sofreu uma solubilização a 1060°C durante 3 horas, terminando com um arrefecimento em água; o ferro branco FeCr sofreu um tratamento de endurecimento a 1050°C durante 3 horas, terminando com um arrefecimento ao ar forçado, seguido de um revenido a 200°C durante 4 horas, sendo arrefecido ao ar calmo; por último o MnV sofreu o ciclo térmico no domínio austenítico + carbonetos a 1100°C durante 4 horas, terminando com um arrefecimento em água. A razão pela qual as ligas Mn e FeCr sofreram estes ciclos térmicos, que são prática habitual da empresa CMW, é a seguinte: os aços austeníticos ao manganês adquirem maior resistência ao impacto quando se executa um tratamento de solubilização, pois este tratamento garante a dissolução dos carbonetos formados nas fronteiras de grão durante a solidificação, porque estes carbonetos, quando se encontram nas fronteiras de grão, reduzem drasticamente a resistência ao impacto. O tratamento de endurecimento nos ferros brancos ligados ao cromo consiste numa desestabilização da austenite que tem como objectivo empobrecer a austenite em carbono e em elementos de liga levando à precipitação de carbonetos secundários, ficando a austenite menos ligada e em condições de se transformar. Neste caso a transformação que se pretende é a transformação da austenite em martensite, de modo a que o ferro branco adquira máxima resistência à abrasão. Após o tratamento de endurecimento a microestrutura contém quantidades significativas de austenite residual, estas quantidades fazem com que o ferro branco sob condições de impacto repetido tenha fraca resistência à fissuração superficial. De forma a reduzir a austenite residual, executa-se o revenido permitindo que o ferro branco sob condições de impacto repetido tenha máxima resistência à fissuração superficial.

Ao analisar a microestrutura da liga Mn (figura 19), observa-se que após solubilização a microestrutura é constituída por grãos austeníticos isentos de carbonetos nas fronteiras de grão.

A equação $[\%C] + 0,0474 [\%Cr] = 4,3$ [25] indica que uma estrutura hipoeutética é esperada se o valor do lado esquerdo da equação for inferior a 4,3.

Caso o valor seja igual ou superior a 4,3, espera-se uma estrutura eutética ou hipereutética, respectivamente. Aplicando as percentagens de carbono e de cromo da liga FeCr na equação, obtém-se um teor em carbono do ponto eutético igual a 3,65 e através do local da composição química da liga FeCr, situada na área de *liquidus* metaestável do sistema Fe-Cr-C (figura 20), constata-se que a liga FeCr é um ferro branco hipoeutético. A liga FeCr após têmpera e revenido (figura 21), apresenta uma microestrutura composta por carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 , martensite e finos carbonetos secundários M_7C_3 , pouco perceptíveis, na matriz martensítica. Através da figura 21, é notório que os carbonetos eutéticos M_7C_3 apresentam duas morfologias diferentes do tipo bastonete e tipo lâmina.

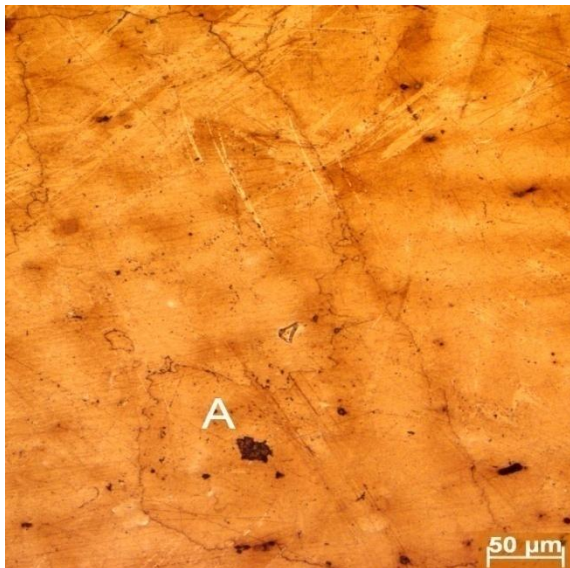


Figura 19 - Microestrutura da liga Mn, após solubilização a 1060°C/3h arrefecida em água; ataque com Picral 4% durante 90s; objectiva 20x; \bar{x} = 211HV 15; σ =11; A - grãos austeníticos.

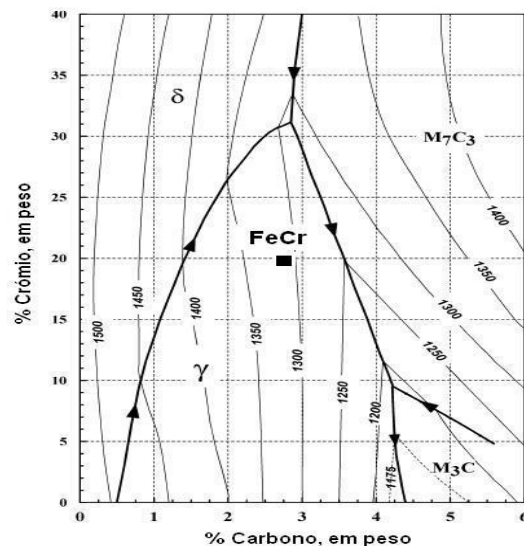


Figura 20 - Área de *liquidus* metaestável do sistema Fe-Cr-C, com composição química da liga FeCr.

A presença destas duas morfologias é explicada por Dogan e Laird, referenciados em [8], que afirmam que, à medida que a célula eutética cresce, a velocidade de solidificação varia dentro da célula eutética, ou seja, à medida que os carbonetos dentro do núcleo das células eutéticas libertam calor, a velocidade de solidificação diminui à volta dos carbonetos iniciais de tipo bastonete. Esta diminuição da velocidade de solidificação favorece, deste modo, o crescimento de carbonetos de tipo lâmina à volta dos carbonetos de tipo bastonete que se encontram no centro da colónia eutética.

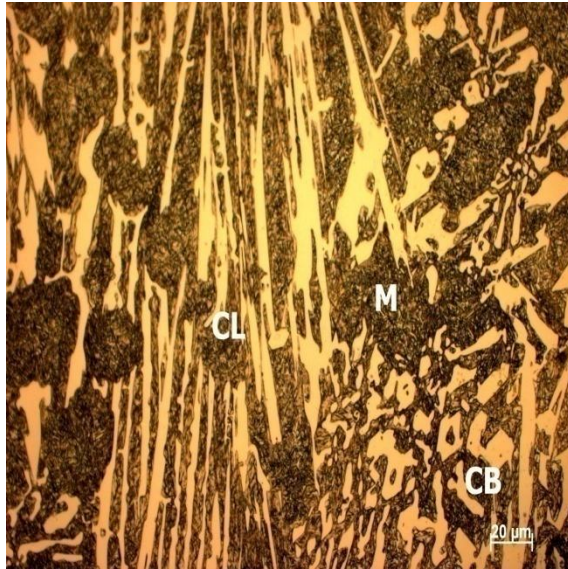


Figura 21 - Microestrutura da liga FeCr, após têmpera a 1050°C/3h, arrefecido com ar forçado e revenido a 200°C/4h; ataque com Vilella durante 10s; objectiva 50x; \bar{x} = 680HV 15; σ =28; M - martensite; CB - carbonetos M_7C_3 tipo bastonete; CL - carbonetos M_7C_3 tipo lâmina.

5.2.2 Análise Quantitativa

A tabela 14 apresenta a percentagem de carbonetos existentes na liga FeCr, estando apresentados no Anexo B exemplos de campos observados, assim como as quantificações efectuadas nesta liga.

Tabela 14 - Percentagem de carbonetos existentes na liga FeCr após têmpera e revenido.

Liga	Percentagem de Carbonetos (%)	Desvio Padrão
FeCr	26	3,1

Através da fórmula empírica de Maratray [8], $\%VC = 12,33 (\%C) + 0,55 (\%Cr) - 15,2$, é possível determinar a percentagem de carbonetos presentes na microestrutura baseada na percentagem de carbono e crómio. Com base nesta fórmula, obtém-se, assim, uma percentagem em carbonetos igual a 29% para a liga FeCr. Comparando a percentagem de carbonetos obtida pela análise quantitativa executada (26%), com a percentagem de carbonetos obtida pela fórmula empírica (29%), verifica-se que ambas as percentagens estão de acordo, porque o resultado obtido pela fórmula de Maratray contém um desvio entre 2 a 3%, devido ao facto

desta fórmula incluir os carbonetos eutéticos e os carbonetos secundários. [8]. Como referido no ponto 2.3.4, o uso desta fórmula necessita de precauções, pois a fracção de carbonetos não depende só da composição química do material, mas também depende dos tratamentos térmicos e de outros elementos carburígenos que têm maior afinidade para o carbono do que o crómio.

5.2.3 Macro durezas e Micro durezas das ligas Mn e FeCr após ciclos térmicos.

As tabelas 15 e 16 exibem as macro durezas e micro durezas, respectivamente, das ligas Mn e FeCr após os ciclos térmicos mencionados na página 44. Os valores das macro durezas e das micro durezas obtidos representam o valor médio de 10 indentações. Os valores apresentados após o símbolo “±” representam o desvio padrão das durezas.

Tabela 15 - Macro durezas Vickers das ligas Mn e FeCr; carga aplicada de 153,2 N.

Liga	Média	Mínimo	Máximo
Mn	211±11	195	223
FeCr	680±28	657	724

Tabela 16 - Micro durezas Vickers das ligas Mn e FeCr; carga aplicada de 50g.

Liga	Carbonetos			Matriz Metálica (austenite)		
	Média/σ	Mínimo	Máximo	Média/σ	Mínimo	Máximo
Mn	-----	-----	-----	264±13	234	280
FeCr	1542±179	1311	1818	782±35	750	863

5.3 Ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa

A figura 22 apresenta um gráfico com os resultados de comportamento à abrasão das ligas MnV, Mn e FeCr em que o volume perdido (mm^3) está em função da distância de escorregamento (mm). Neste gráfico, é notória a presença de três rectas que representam o melhor ajuste aos pontos experimentais obtidos e cujos declives correspondem às taxas de desgaste K_c (mm^2/N) o que permite verificar que o volume perdido aumenta linearmente com a distância de escorregamento para todas as ligas ferrosas. Os pontos apresentados, no gráfico de cada liga,

representam a média de cinco ensaios para cada distância de escorregamento. Os conjuntos de dados obtidos dos ensaios de micro-abrasão encontram-se no Anexo C.

Ao observar o gráfico da figura 22, verifica-se que a liga MnV é a que apresenta melhor resistência à abrasão face às outras duas ligas, visto que apresenta uma taxa de desgaste K_c (mm^2/N) inferior ao das restantes ligas (tabela 17), resultado este surpreendente na medida em que, apesar da dureza da liga MnV (398 ± 20 HV 15) ser francamente inferior à liga FeCr (680 ± 28 HV 15) e de também ter uma quantidade de carbonetos (19%) inferior à liga FeCr (26%), obtém, ainda assim, uma resistência à abrasão superior à da liga FeCr. Relativamente à taxa de desgaste da liga Mn, pode afirmar-se que apresenta um resultado inferior face às outras ligas, porém esperado na medida em que apresenta uma dureza bastante inferior às outras duas ligas devido à constituição da sua microestrutura que é essencialmente constituída por uma matriz austenítica.

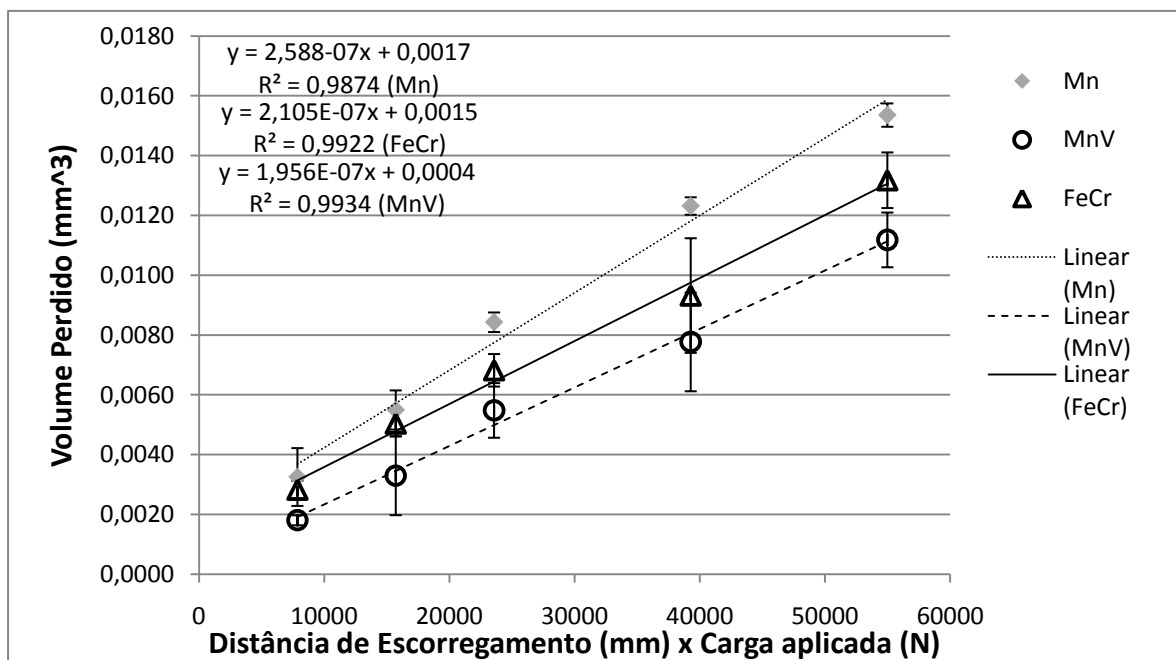


Figura 22 - Volume perdido (mm^3) em função da distância de escorregamento (mm) e da carga aplicada (0,20N) para as ligas Mn, MnV e FeCr.

Tabela 17 - Taxas de desgaste para as ligas Mn, MnV e FeCr, com as suas respectivas durezas e percentagens de carbonetos.

Liga	K_c (mm^2/N)	%Carbonetos	Dureza HV 15
Mn	$2,59 \times 10^{-7}$	-----	211 ± 11
MnV	$1,97 \times 10^{-7}$	19	398 ± 20
FeCr	$2,11 \times 10^{-7}$	26	698 ± 28

Os resultados obtidos da liga MnV contrariam, assim, a ideia consensual de que a resistência à abrasão é directamente proporcional à dureza. Este comportamento poderá ser explicado pelas figuras 23 e 24, zonas de desgaste das ligas MnV e FeCr, respectivamente, em que mostram que tanto a matriz metálica como os carbonetos de ambas as ligas, foram desgastadas. Porém, apesar de estas duas fases metálicas terem sido gastas em ambas as ligas, o factor que determinou a diferença de resistência à abrasão das duas ligas, foi a elevada dureza dos carbonetos de vanádio MC da liga MnV (3258 ± 391 HV 0,050) bastante superior à dureza dos carbonetos de crómio M_7C_3 (1592 ± 179 HV 0,050) presentes na liga FeCr. Isto vai ao encontro de Sare [11] que crê que a matriz é protegida pelos carbonetos fazendo com que o desgaste destes determine a taxa de desgaste total, pois considera que o papel da matriz é somente fornecer suporte mecânico, e que tanto a matriz austenítica como a martensite produzem resultados semelhantes.

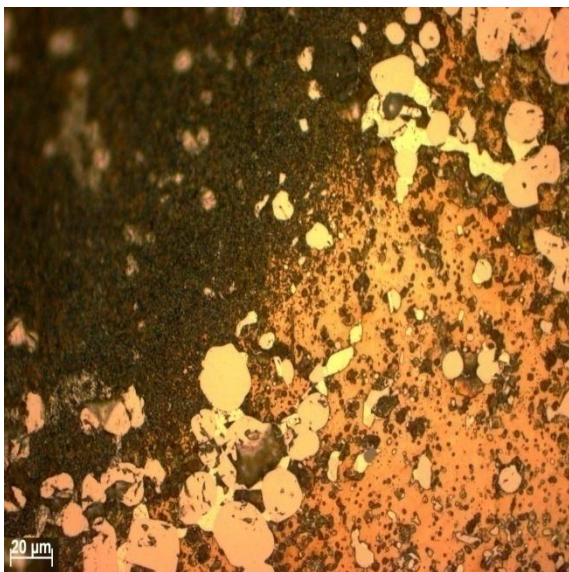


Figura 23 - Zona de desgaste da liga MnV; ataque com Picral 4% 45s; objectiva 50x.

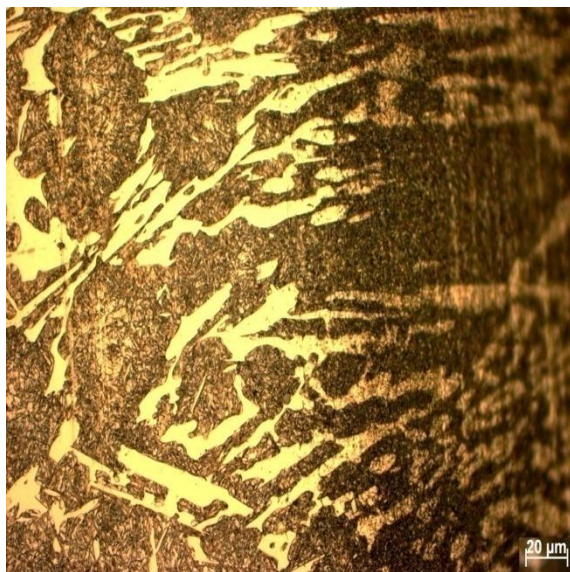


Figura 24 - Zona de desgaste da liga FeCr; ataque com Vilella durante 10s; objectiva 50x.

É de referir que a transformação induzida por deformação da austenite em martensite também poderá ter contribuído para a boa resistência à abrasão da liga MnV. Porém, não foi possível de observar esta transformação nos ensaios de micro-abrasão por esfera rotativa, ao contrário do ensaio de desgaste “Pino-no-disco” realizados anteriormente nas ligas V-Mn, devido à largura do disco de corte ser superior aos diâmetros das crateras, impossibilitando deste modo a execução de microdurezas nas zonas perpendiculares às crateras de desgaste. Esta possível

transformação é defendida por Popov e Vasilenko, referenciados em [11], contrariando assim Sare, que acham que, sob condições que promovam a transformação induzida por deformação da austenite em martensite, uma matriz austenítica fornecerá uma melhor resistência à abrasão em relação a uma matriz martensítica. As condições que promovam a transformação induzida por deformação da austenite em martensite poderão ter sido causadas pela tensão normal e tangencial do movimento da esfera de aço em relação ao provete e pela presença das partículas de SiC entre a esfera e o provete, que conduzem a uma maior resistência ao desgaste abrasivo.

A morfologia dos carbonetos de vanádio MC também é responsável pela boa resistência à abrasão da liga MnV, ou seja, como estes carbonetos são nodulares, não são tão susceptíveis de se tornarem frágeis. De acordo com Yaer et al [24], carbonetos que precipitam com forma nodular, dispersam as concentrações de tensões durante o desgaste, resultando num aumento da resistência ao desgaste abrasivo, ao contrário de outros carbonetos de dureza inferior (idênticos aos carbonetos de cromo), que apresentam arestas “vivas” fracturando-se durante a remoção da matriz metálica [11], o que significa que a morfologia dos carbonetos desempenha um papel importante na resistência ao desgaste. Contudo, como é visível na figura 24, os carbonetos de cromo não se fracturaram durante o processo de desgaste abrasivo.

É de salientar que o mecanismo de desgaste que ambas as ligas sofreram foi misto, ou seja, mecanismo de desgaste de dois e três corpos. Como é visível nas figuras 23 e 24, no centro da calote apresentam-se sulcos direccionais, característica de dois corpos e na periferia da calote apresentam-se múltiplas identações sem direcção, característica de três corpos.

6. Conclusões

Após análise metalográfica dos ferros brancos fortemente ligados ao vanádio e ao manganês no estado *as-cast* conclui-se que:

1. As microestruturas das ligas V-Mn são constituídas por uma matriz austenítica com carbonetos de vanádio de forma nodular, por um eutético (γ +MC) e por carbonetos secundários de vanádio de pequena dimensão, não contendo perlite no estado *as-cast* contrariamente constatado no relatório da CMW.
2. Comparando as microestruturas das ligas V-Mn, observa-se que não há grande diferença entre elas, exceptuando a dimensão do eutético da liga MnV3Cu.
3. As ligas V-Mn têm percentagens de carbonetos e durezas semelhantes, pois os teores em carbono e em vanádio são análogos.

Em relação aos tratamentos no domínio austenite + carbonetos dos ferros brancos fortemente ligados ao vanádio e ao manganês conclui-se que:

1. A dureza mantém-se sempre constante para todas as ligas qualquer que seja o tempo de estágio e temperatura, resultados que divergem dos resultados obtidos pela CMW, pois não existe nenhuma dissolução de carbonetos no domínio austenítico + carbonetos.
2. À medida que a temperatura e o tempo aumentam, as aglomerações de carbonetos eutéticos começam a desagregar-se, dispersando-se pela matriz austenítica, enquanto os carbonetos proeutéticos permanecem-se estáveis.
3. O aumento da temperatura e do tempo provocam a desestabilização dos carbonetos eutéticos, tendendo para uma globulização e não para uma dissolução destes carbonetos na matriz austenítica.
4. As ligas V-Mn apresentam uma fraca resistência ao choque, na ordem dos 3 J, fazendo com que seja irrelevante a presença dos *resíduos de carbonetos eutéticos* e principalmente da globulização dos carbonetos eutéticos que não contribuíram para uma melhor resistência ao choque.

5. Os elementos de liga presentes nos materiais não conferem qualquer tipo de mudança quer a nível da resistência ao choque quer ao nível da dureza.
6. Verifica-se que a utilidade deste tratamento térmico no domínio austenítico + carbonetos, nada contribui para uma melhor resistência ao choque, pois, é bastante provável que a resiliência das ligas V-Mn no estado *as-cast* seja idêntica à tenacidade obtida no domínio austenítico + carbonetos.

Relativamente aos ensaios de micro-abrasão por esfera rotativa conclui-se que:

1. A liga MnV é a que apresenta melhor resistência à abrasão face às ligas Mn e FeCr, contrariando, assim, a ideia de que a resistência à abrasão é directamente proporcional à dureza. Esta boa resistência à abrasão está relacionada com a elevada dureza dos carbonetos de vanádio.
2. Apesar da liga MnV apresentar melhor resistência à abrasão do que a liga FeCr, esta apresenta uma resistência ao choque análoga à dos ferros brancos ligados ao crómio. Como a liga MnV é consideravelmente mais onerosa em relação à liga FeCr, acaba por não exibir grandes vantagens para a sua comercialização.

7. Referências Bibliográficas

- [1] S. Tadashi Kitudo, Mamoru Takemura, T., Mituaki Matumuro, K., Hideto Matumoto, S., Takao Horie, G., Kazumichi Shimizu, O; High Manganese Cast Iron Containing Spheroidal Vanadium Carbide and Method for making thereof; US 6908589 B2; Japan; 2005) 22.
- [2] J. Barralis, Maeder, G, Prontuário de Metalurgia (Fundação Calouste Gulbenkian, Paris, 1997) 66.
- [3] Properties and Selection: Irons and Steel (ASM, Materials Park, OH, 1978) 3,4, 77-80, 568-586.
- [4] F. Maratray, High Carbon Manganese Austenitic Steels (International Manganese Institute, Paris, 1995) 49-50, 57-60.
- [5] H. Santos, Influência do tamanho de grão fino no limite de elasticidade de um aço de baixo carbono e alta resistência, HSLA; Ligas Ferrosas (2003) 1 e 2.
- [6] J. P. Davis, Cast Irons (ASM International, Materials Park, OH, 1996) 5-8, 107-113.
- [7] J. Dodd and J. L. Parks, Factors affecting the production and performance of thick section high chromium-molybdenum alloy iron castings (Climax Molybdenum Company, Greenwich, 2, 3 e 6.
- [8] G. Laird, Gundlach, R., Röhrig, K., Abrasion - Resistant Cast Iron Handbook (E. Frink AFS, Illinois, 2000) 21, 28, 29, 34, 48, 71, 101.
- [9] G. Laird II, Powell, G, Solidification and solid-state transformation - Mechanisms in Si alloyed high-chromium white cast irons; Metallurgical and Materials Transactions A 24A (1993) 981-988.
- [10] F. Maratray, Usseglio-Nanot, R, Facteurs affectant la structure des fontes au chrome et au chrome-molybdène (Climax Molybdenum S.A, Paris, 1970) 10, 14 e 19.
- [11] M. R. Ghomashchi, Sare, I.R., Tabrett, C.P, Microstructure - property relationships in high chromium white iron alloys; International Materials Reviews 41 (1996) 59-82.
- [12] O. N. Dogan, Hawk, J.A., Laird, G, Solidification Structure and Abrasion Resistance of High Chromium White Cast Irons; Metallurgical and Materials Transactions A 28A (1997) 1315-1328.

- [13] A. Bedolla-Jacuinde, Microstructure of vanadium, niobium and titanium alloyed high-chromium white cast irons; *Int. J. Cast Metals Res.* (2001) 343-361.
- [14] O. N. Dogan, Hawk, J.A., Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron; *Wear* 189 (1995) 136-142.
- [15] ASTM, Standard Terminology Relating to Wear and Erosion G 40 - 99, p. 1 - 8.
- [16] T. Alp, Wazzan, A.A, Microstructure - Property relationship in cast irons; *The Arabian Journal for Science and Engineering* 30 (2B) (2005) 163-175.
- [17] B. Standard, Advanced technical ceramics - Methods of test for ceramic coatings, in "Part 6: Determination of the abrasion resistance of coatings by a micro-abrasion wear test" (BS EN 1071-6, 2007) p. 4-13.
- [18] R. I. Trezona, Allsopp, D.N., Hutchings, Transitions between two-body and three-body abrasive wear: influence of test conditions in the microscale abrasive wear test; *Wear* 225-229 (1999) 205-214.
- [19] V. Voort, George, F., Metallography principles and practice (ASM International, Materials Park, OH, 1999) 212-215.
- [20] J. Santos, Caracterização e estudo do amaciamento e endurecimento de ferros fundidos brancos de alto cromo, (Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, 2009) p. 20-21.
- [21] A. Monteiro Baptista, Ferreira, J., Pinto, N., Ensaios de micro-abrasão por esfera rotativa; 7th Portuguese Conference on Tribology (2001) 21-24.
- [22] Y. Matsubara, Sasaguri, N., Shimizu, K., Sung, and Yu, K., Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements; *Wear* 250 (2001) 502-510.
- [23] P. Amorim, Santos, H., Coimbra, S., Soft Annealing of High Chromium White Cast Iron; *Materials Science Forum* 455-456 (2004) 290-294.
- [24] X. Year, Shimizu, K., Matsumoto, H., Kitsudo, T., Momono, T, Erosive wear characteristics of spheroidal carbides cast iron; *Wear* 268 (2008) 947-957.
- [25] L. Lu, Soda, H., Mclean, A., Microstructure and mechanical properties of Fe-Cr-C eutectic composites; *Materials Science & Engineering A347* (2003) 214-222.

Anexos

Anexo A - Análise Quantitativa das ligas V-Mn

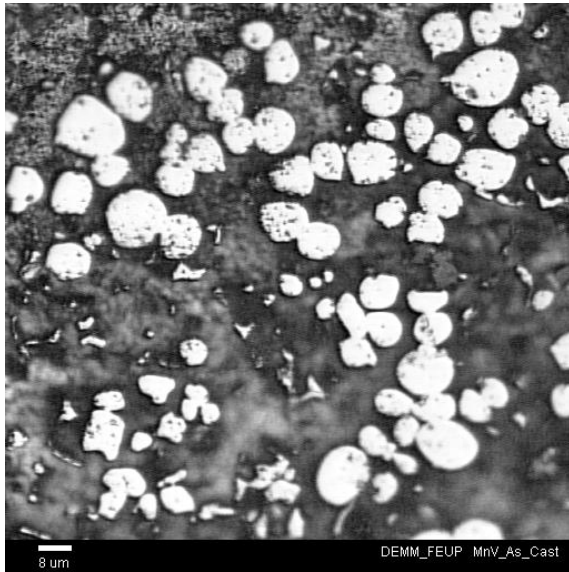


Figura 1A - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga MnV no estado *as-cast* com uma ampliação de 800x; ataque químico: 10mL HF, 10mL HNO₃ e 30mL de Glicerina.

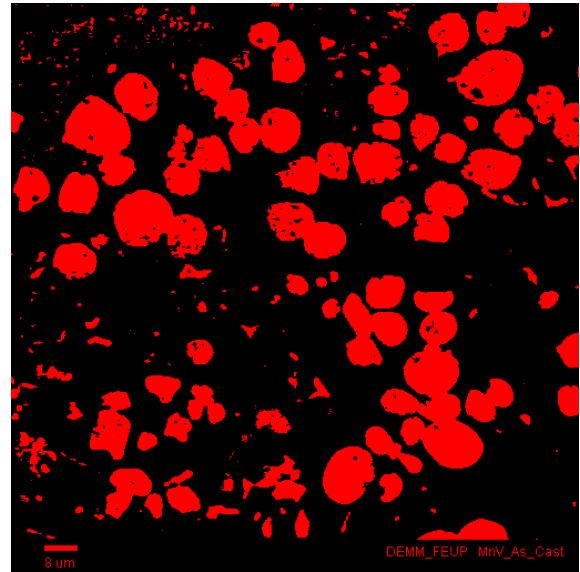


Figura 2A - Imagem editada da liga representada na figura 1A através do Software Paqi.

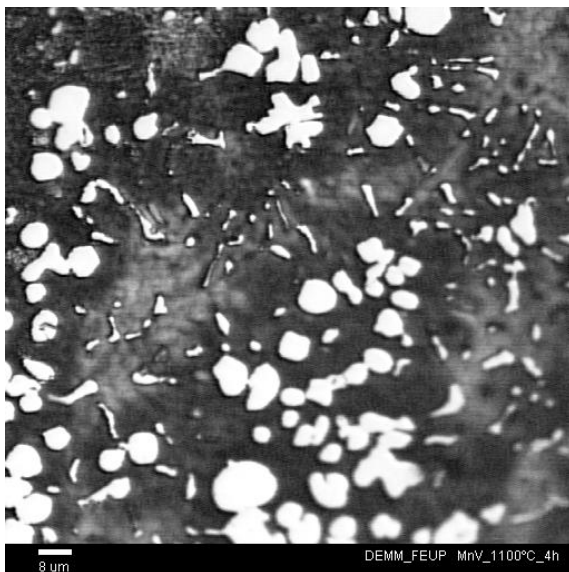


Figura 3A - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga MnV 1100°C/4h arrefecido em água, com uma ampliação de 800x; ataque químico: 10mL HF, 10mL HNO₃ e 30mL de Glicerina.

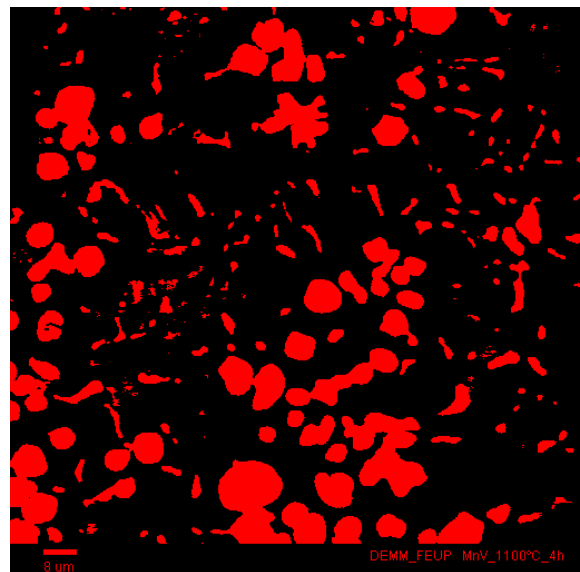


Figura 4A - Imagem editada da liga representada na figura 3A através do Software Paqi.

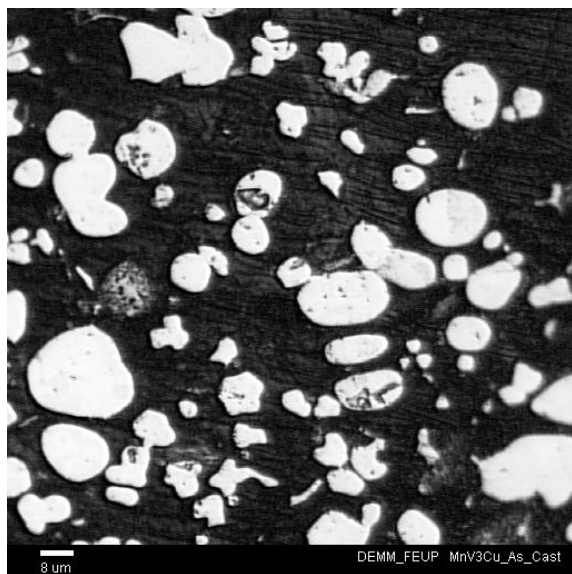


Figura 5A - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga MnV3Cu no estado *as-cast* com uma ampliação de 800x; ataque químico: 10mL HF, 10mL HNO₃ e 30mL de Glicerina.

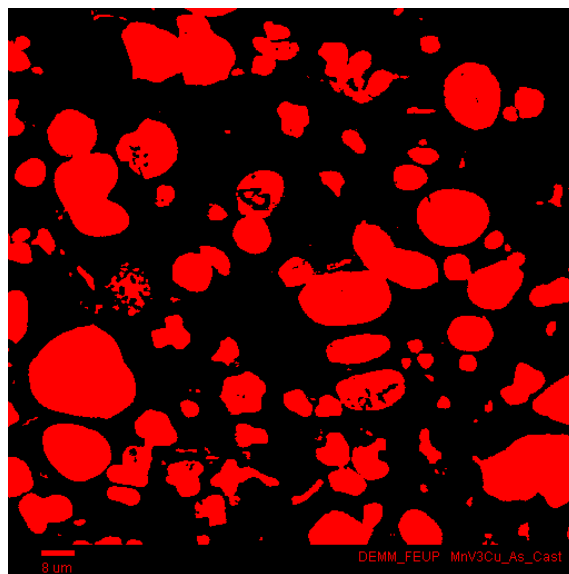


Figura 6A - Imagem editada da liga representada na figura 5A através do Software Paqi.

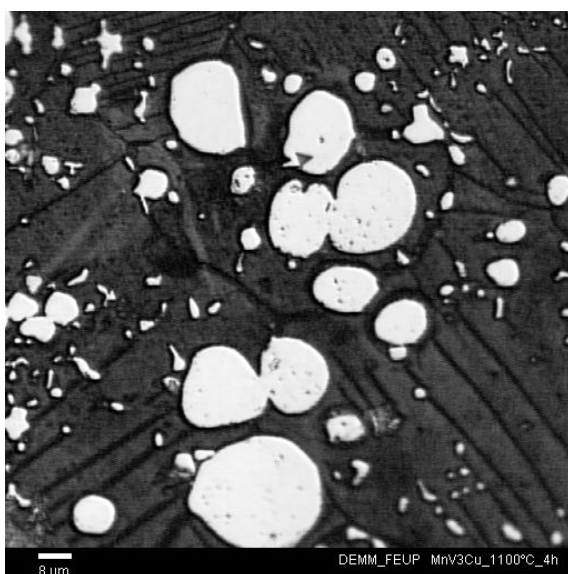


Figura 7A - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga MnV3Cu 1100°C/4h arrefecido em água, com uma ampliação de 800x; ataque químico: 10mL HF, 10mL HNO₃ e 30mL de Glicerina.

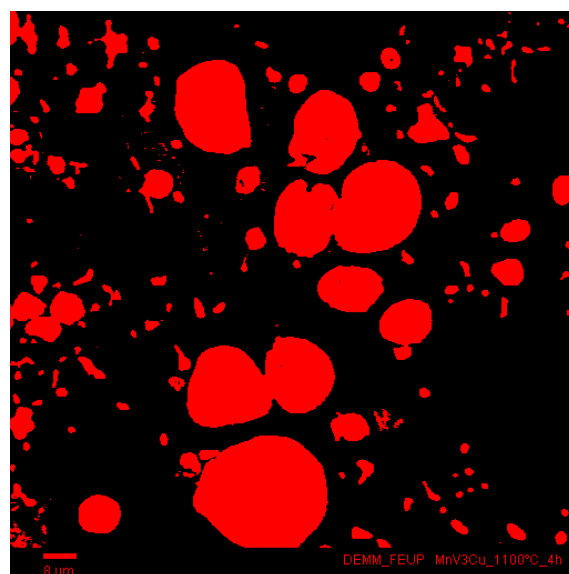


Figura 8A - Imagem editada da liga representada na figura 7A através do Software Paqi.

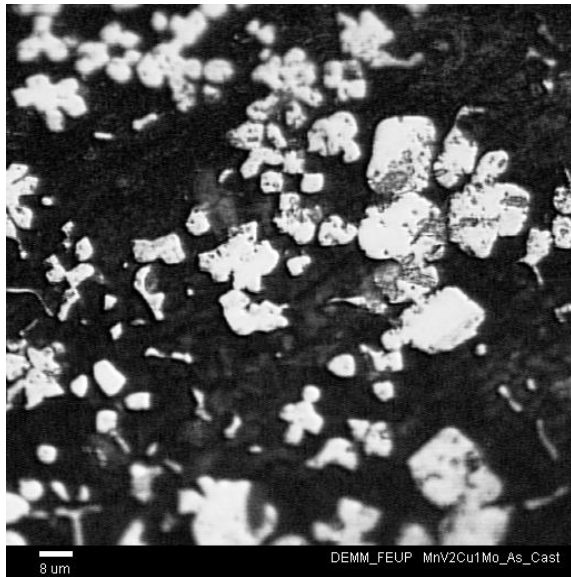


Figura 9A - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga MnV2Cu1Mo no estado *as-cast* com uma ampliação de 800x; ataque químico: 10mL HF, 10mL HNO₃ e 30mL de Glicerina.

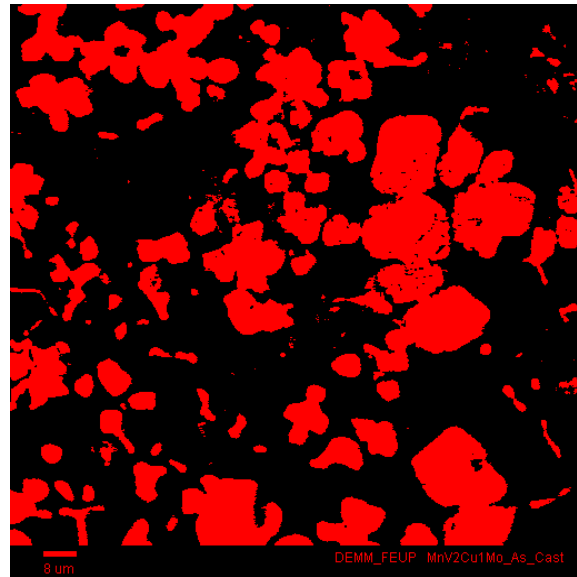


Figura 10A - Imagem editada da liga representada na figura 9A através do Software Paqi.

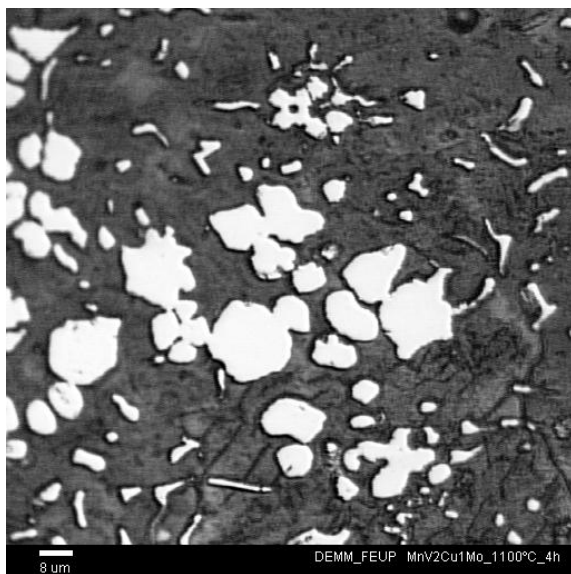


Figura 11A - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga MnV2Cu1Mo 1100°C/4h arrefecido em água, com uma ampliação de 800x; ataque químico: 10mL HF, 10mL HNO₃ e 30mL de Glicerina.

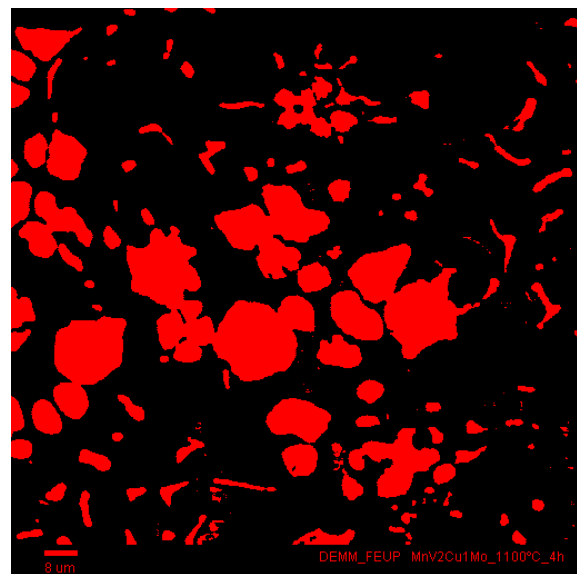


Figura 12A - Imagem editada da liga representada na figura 11A através do Software Paqi.

1A. Quantificação por campo de observação

1.1A Liga MnV3Cu As-Cast

PAQI - IMAGE ANALYSIS

IMG: Imagem - 13 Jul 2009 18:23

Nb.Fields =

30

Analysed Area (um2) =

555820

Calibration (um) =

0,2658

QUANTITATIVE METALLOGRAPHY

DATA

PARAMETER	MIN	MAX	SUM	AVG	STD	VC(%)
FIELD AREA (um2)	18527	18527	555820	18527	0	0
PHASE AREA (um2)	2921	6814	133910	4463,6	914,25	20,5
PHASE AREA(%)	15,765	36,778	722,74	24,091	4,9347	20,5
PHASE PERIMETER (um)	2361,6	5772,9	123640	4121,4	880,02	21,4
MEAN INTERCEPT (um)	2,2132	6,2756	115,98	3,8661	1,2294	31,8

FIELD	FIELD AREA (um2)	PHASE AREA (um2)	PHASE AREA(%)	PHASE PERIMETER (um)	MEAN INTERCEPT (um)
1	18527	3668,6	19,8	4353,5	2,788
2	18527	4155,3	22,428	2931	4,7885
3	18527	4220,1	22,777	5204	2,7388
4	18527	4324,4	23,34	2361,6	6,1642
5	18527	2921	15,765	3622,9	2,7513
6	18527	4061,5	21,921	3158,3	4,3347
7	18527	3887,2	20,98	3660,2	3,6036
8	18527	4131,8	22,301	2945,7	4,7481
9	18527	3622,5	19,552	4902,6	2,5256
10	18527	3744,3	20,209	5071,4	2,4974
11	18527	4737,3	25,569	3746,1	4,2501
12	18527	3957	21,357	5772,9	2,3392
13	18527	3249,4	17,538	4973,7	2,2132
14	18527	5875,7	31,713	3266,8	6,0568
15	18527	5676,9	30,641	5196,9	3,6764
16	18527	5213	28,136	3497	4,9895
17	18527	3683,8	19,882	4088,3	3,0799
18	18527	4526,8	24,433	5399,4	2,8515
19	18527	6167,3	33,287	3316,6	6,2756
20	18527	4526	24,428	3628	4,2265
21	18527	5260,7	28,394	3627,7	4,8844
22	18527	5275,1	28,472	2922,4	6,1119
23	18527	5804,1	31,327	4043,7	4,8193
24	18527	3908,4	21,095	4523,5	2,9217
25	18527	3783,7	20,422	4178,8	3,0676
26	18527	4896,5	26,428	3779,1	4,4126
27	18527	4343,4	23,443	4548,7	3,2311
28	18527	3909,8	21,102	4634,9	2,9222
29	18527	3561,2	19,221	4750,8	2,5577
30	18527	6814	36,778	5535,7	4,1547

1.2A Liga MnV As-Cast

PAQI - IMAGE ANALYSIS

IMG: MnV_As_Cast - 14 Jul 2009 09:59

Nb.Fields = 30

Analysed Area (um2) = 555820

Calibration (um) = 0,2658

QUANTITATIVE METALLOGRAPHY DATA

PARAMETER	MIN	MAX	SUM	AVG	STD	VC(%)
FIELD AREA (um2)	18527	18527	555820	18527	0	0
PHASE AREA (um2)	1720,2	5957,2	109640	3654,6	1323,9	36,2
PHASE AREA(%)	9,284	32,153	591,75	19,725	7,1456	36,2
PHASE PERIMETER (um)	2596,5	5893,9	107820	3594,1	935,16	26
MEAN INTERCEPT (um)	2,2794	4,7475	102,95	3,4316	0,66102	19,3

FIELD	FIELD AREA (um2)	PHASE AREA (um2)	PHASE AREA(%)	PHASE PERIMETER (um)	MEAN INTERCEPT (um)
1	18527	4057,5	21,9	2934,7	4,7475
2	18527	1747,5	9,432	2596,5	2,3459
3	18527	4305,6	23,239	3505,3	4,1842
4	18527	2691	14,524	3294,8	2,8223
5	18527	4148,7	22,392	3569	3,988
6	18527	2738,8	14,782	3050,4	3,0998
7	18527	1720,2	9,284	2629,8	2,2852
8	18527	3046,6	16,444	3013,5	3,4858
9	18527	2761,1	14,902	2846,5	3,3417
10	18527	4296,7	23,191	3941,6	3,7307
11	18527	3023	16,316	3380,2	3,0878
12	18527	4825,3	26,044	3836,5	4,248
13	18527	2164,4	11,682	2888,1	2,6029
14	18527	2619	14,135	2854,8	3,162
15	18527	2760	14,897	2870,5	3,2622
16	18527	3909,1	21,099	3236,1	4,088
17	18527	2803,5	15,131	3391,1	2,8478
18	18527	1795,2	9,689	2770,4	2,2794
19	18527	2924,3	15,784	2843,3	3,544
20	18527	2924,3	15,784	2843,3	3,544
21	18527	2540,6	13,712	3148,5	2,7877
22	18527	2457	13,261	3245,6	2,6112
23	18527	4228,3	22,822	3147,1	4,6088
24	18527	5218	28,163	4832,6	3,7182
25	18527	5877,3	31,722	5372	3,7485
26	18527	5957,2	32,153	5893,9	3,4255
27	18527	5495,2	29,66	5408,1	3,4789
28	18527	5680,7	30,661	5382,8	3,6206
29	18527	5724,2	30,895	4578,4	4,3134
30	18527	5197,4	28,052	4518,7	3,9386

1.3A MnV2Cu1Mo As-Cast

PAQI - IMAGE ANALYSIS

IMG: MnV2Cu1Mo_As_Cast - 13 Jul 2009 19:50

Nb.Fields =

30

Analysed Area (um2) =

555820

Calibration (um) =

0,2658

QUANTITATIVE METALLOGRAPHY DATA

PARAMETER	MIN	MAX	SUM	AVG	STD	VC(%)
FIELD AREA (um2)	18527	18527	555820	18527	0	0
PHASE AREA (um2)	2918,2	6285	137120	4570,5	982,51	21,5
PHASE AREA(%)	15,75	33,923	740,06	24,669	5,3031	21,5
PHASE PERIMETER (um)	2879,5	4227	106640	3554,8	297,97	8,38
MEAN INTERCEPT (um)	2,6114	5,8277	129,94	4,3314	0,91298	21,1

FIELD	FIELD AREA (um2)	PHASE AREA (um2)	PHASE AREA(%)	PHASE PERIMETER (um)	MEAN INTERCEPT (um)
1	18527	4609,1	24,877	3483,6	4,4578
2	18527	4033,8	21,772	3329,4	4,093
3	18527	2924,7	15,785	3383,7	2,9344
4	18527	3236,9	17,471	2879,5	3,799
5	18527	5337,9	28,811	3373	5,2744
6	18527	5452,8	29,431	3548,5	5,1218
7	18527	3295	17,784	3584,2	3,1038
8	18527	6285	33,923	3780,9	5,5342
9	18527	4322,4	23,329	3341,2	4,344
10	18527	4931,5	26,617	3283,6	5,0671
11	18527	3794,6	20,481	3779,6	3,375
12	18527	4479,9	24,18	3299,6	4,5479
13	18527	4099,1	22,124	3900,7	3,5164
14	18527	5834,6	31,492	3846,6	5,0346
15	18527	6231,8	33,635	3680,1	5,5796
16	18527	5047,4	27,243	3690,9	4,587
17	18527	4380,8	23,645	3465,7	4,2429
18	18527	4828,4	26,061	3545,6	4,5628
19	18527	4931,2	26,616	4227	3,9221
20	18527	3573,2	19,286	3556,2	3,3859
21	18527	3033,9	16,375	3198	3,216
22	18527	5582,5	30,131	3284,5	5,6828
23	18527	5478,2	29,568	3662	5,0229
24	18527	4439,4	23,961	3299,9	4,5327
25	18527	5628,3	30,378	3225,8	5,8277
26	18527	2918,2	15,75	3797,7	2,6114
27	18527	3248,3	17,532	3772,5	2,9339
28	18527	5320,2	28,715	3286,1	5,4563
29	18527	4291,5	23,163	4142,2	3,4967
30	18527	5544,4	29,925	3996	4,6787

1.4A MnV3Cu 1100°C/4h

PAQI - IMAGE ANALYSIS
 IMG: MnV3Cu_1100°C_4h - 13 Jul
 2009 19:09

Nb.Fields = 30
 Analysed Area (um²) = 555820
 Calibration (um) = 0,2658

QUANTITATIVE METALLOGRAPHY DATA

PARAMETER	MIN	MAX	SUM	AVG	STD	VC(%)
FIELD AREA (um ²)	18527	18527	555820	18527	0	0
PHASE AREA (um ²)	1319,5	6411,9	121000	4033,4	1351,9	33,5
PHASE AREA(%)	7,122	34,608	653,09	21,77	7,2971	33,5
PHASE PERIMETER (um)	2183	3445,6	77002	2566,7	319	12,4
MEAN INTERCEPT (um)	1,9723	8,689	161,52	5,384	1,7885	33,2

FIELD	FIELD AREA (um ²)	PHASE AREA (um ²)	PHASE AREA(%)	PHASE PERIMETER (um)	MEAN INTERCEPT (um)
1	18527	3582,1	19,334	2945,8	4,1696
2	18527	4166,2	22,486	2636,2	5,3904
3	18527	2301,1	12,42	2707,2	2,9222
4	18527	2593,5	13,998	2769,1	3,2769
5	18527	4529,4	24,447	3144,9	4,9251
6	18527	2331,4	12,583	3445,6	2,3512
7	18527	4311,1	23,269	2407	6,1507
8	18527	2863,8	15,457	2185,5	4,4687
9	18527	4597,4	24,814	2751,4	5,7049
10	18527	5626,6	30,369	3325,3	5,7559
11	18527	1319,5	7,122	2324,2	1,9723
12	18527	3931,5	21,22	2492,8	5,3741
13	18527	5624,6	30,358	2785,5	6,8182
14	18527	3593,9	19,397	2483,4	4,9381
15	18527	5404,8	29,172	2685,8	6,8084
16	18527	2479,7	13,384	2220,8	3,8623
17	18527	5705,7	30,796	2226,8	8,689
18	18527	2149,6	11,602	2183	3,3598
19	18527	4476,9	24,163	2584	5,8556
20	18527	2639,3	14,245	2307,9	3,9136
21	18527	6115,7	33,009	2510,3	8,2615
22	18527	3125,8	16,871	2406,9	4,416
23	18527	6411,9	34,608	2739	7,9103
24	18527	3247,8	17,529	2274,6	4,8536
25	18527	3488	18,826	2413,3	4,906
26	18527	5941,5	32,069	2388,3	8,357
27	18527	4419,3	23,853	2657,4	5,6126
28	18527	3395,1	18,325	2371,6	4,8355
29	18527	5359,6	28,928	2329,7	7,875
30	18527	5267,9	28,433	2298,5	7,7843

1.5A MnV 1100°C/4h

PAQI - IMAGE ANALYSIS

IMG: MnV_1100°C_4h - 14 Jul 2009 11:07

Nb.Fields = 30
 Analysed Area (um2) = 555820
 Calibration (um) = 0,2658

QUANTITATIVE METALLOGRAPHY DATA

PARAMETER	MIN	MAX	SUM	AVG	STD	VC(%)
FIELD AREA (um2)	18527	18527	555820	18527	0	0
PHASE AREA (um2)	1174,1	5677,7	102890	3429,6	1236,3	36
PHASE AREA(%)	6,337	30,645	555,32	18,511	6,6729	36
PHASE PERIMETER (um)	2347,9	4195,7	100880	3362,8	474,78	14,1
MEAN INTERCEPT (um)	1,1649	5,947	104,7	3,4901	1,173	33,6

FIELD	FIELD AREA (um2)	PHASE AREA (um2)	PHASE AREA(%)	PHASE PERIMETER (um)	MEAN INTERCEPT (um)
1	18527	5677,7	30,645	3641,5	5,2502
2	18527	2738,9	14,783	3441,1	2,7635
3	18527	3816,3	20,598	3626,4	3,5924
4	18527	2315,5	12,497	3338,6	2,3868
5	18527	3999	21,584	3494,4	3,8798
6	18527	1539,4	8,308	2928,3	1,8298
7	18527	2975,1	16,057	3972,8	2,5856
8	18527	4452,8	24,033	4195,7	3,6352
9	18527	5598,3	30,216	3861,9	4,9453
10	18527	2948,1	15,912	4194,1	2,4338
11	18527	3892,7	21,01	4165,7	3,2173
12	18527	3483,8	18,803	2963,4	4,0103
13	18527	1368,7	7,387	3207,5	1,4927
14	18527	4681,3	25,267	3493,4	4,554
15	18527	1174,1	6,337	3526,7	1,1649
16	18527	3759	20,289	3169,1	4,0531
17	18527	3497,1	18,875	2413,6	4,9235
18	18527	4290,5	23,157	3773,1	3,8724
19	18527	2660,4	14,359	3195,4	2,8714
20	18527	5196,2	28,046	3216,1	5,4802
21	18527	5627,7	30,375	3204	5,947
22	18527	2858,5	15,428	2968,8	3,305
23	18527	4021,7	21,706	3131,8	4,3684
24	18527	1583,3	8,545	2548,8	2,1786
25	18527	3022,2	16,312	3609	2,898
26	18527	3798,6	20,502	2864,5	4,5144
27	18527	3335	18	3215,3	3,5305
28	18527	3162,8	17,071	3514,6	3,1064
29	18527	3893	21,012	3659,2	3,6746
30	18527	1520	8,204	2347,9	2,2384

1.6A MnV2Cu1Mo 1100°C/4h

PAQI - IMAGE ANALYSIS

IMG: MnV2Cu1Mo_1100°C_4h - 13 Jul 2009 20:1

Nb.Fields = 30

Analysed Area (um2) = 555820

Calibration (um) = 0,2658

QUANTITATIVE METALLOGRAPHY DATA

PARAMETER	MIN	MAX	SUM	AVG	STD	VC(%)
FIELD AREA (um2)	18527	18527	555820	18527	0	0
PHASE AREA (um2)	1592,3	6150,6	107530	3584,4	1164,8	32,5
PHASE AREA(%)	8,594	33,197	580,39	19,346	6,2868	32,5
PHASE PERIMETER (um)	2530,9	3872,2	95741	3191,4	303,71	9,52
MEAN INTERCEPT (um)	1,7615	6,08	114,96	3,8319	1,1544	30,1

FIELD	FIELD AREA (um2)	PHASE AREA (um2)	PHASE AREA(%)	PHASE PERIMETER (um)	MEAN INTERCEPT (um)
1	18527	3095,1	16,705	2576,1	4,1254
2	18527	2529,6	13,653	2530,9	3,4084
3	18527	3924,3	21,181	2993,2	4,4538
4	18527	4570	24,666	3430,8	4,5423
5	18527	2146,8	11,587	3093,1	2,3759
6	18527	2911,3	15,713	3222,3	3,1038
7	18527	4204,6	22,694	3121,3	4,5992
8	18527	5114,9	27,607	3221,7	5,3752
9	18527	6150,6	33,197	3425,8	6,0292
10	18527	3883,8	20,962	3524	3,7636
11	18527	3657,3	19,739	3060,5	4,1002
12	18527	4404	23,77	3257,5	4,6032
13	18527	3524,5	19,023	3079,7	3,9284
14	18527	3296,7	17,794	2914,6	3,8716
15	18527	2838,8	15,322	3872,2	2,5306
16	18527	3658,7	19,747	3702,5	3,363
17	18527	2724,5	14,705	3351,4	2,7824
18	18527	3984,9	21,508	3535,3	3,8346
19	18527	4380,6	23,644	3127,5	4,7816
20	18527	3046,6	16,444	3025,8	3,4473
21	18527	3807,5	20,55	3038,7	4,2499
22	18527	5920,6	31,956	3329	5,9335
23	18527	3832,7	20,687	2650,9	4,8456
24	18527	1592,3	8,594	3122	1,7615
25	18527	3470	18,729	3492,8	3,3787
26	18527	6026	32,525	3327,4	6,08
27	18527	2455,3	13,252	2785,1	3,0123
28	18527	2256,3	12,178	3306,5	2,3552
29	18527	2000,6	10,798	3371,6	2,0633
30	18527	2124	11,464	3251,3	2,2568

Anexo B - Análise Quantitativa FeCr

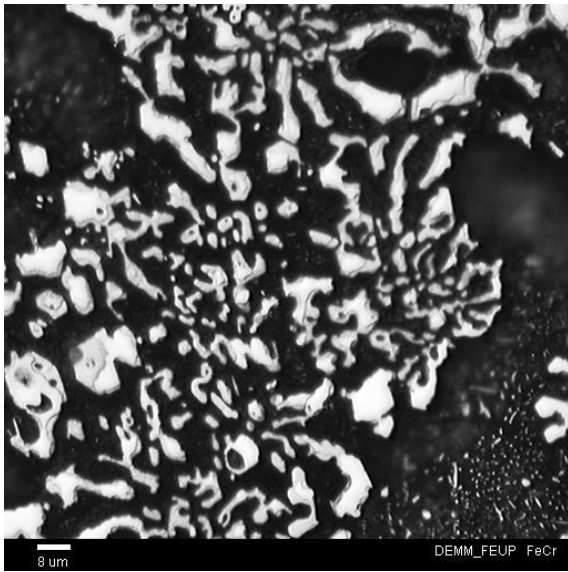


Figura 1B - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga FeCr após têmpera e revenido com uma ampliação de 800x; ataque químico: 4,5 g FeCl₃, 2 mL de HCl e 93 mL de etanol.

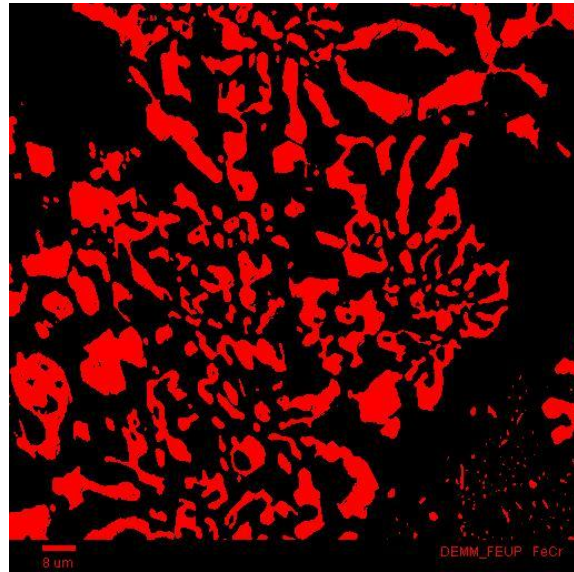


Figura 2B - Imagem editada da liga representada na figura 1B através do Software Paqi.

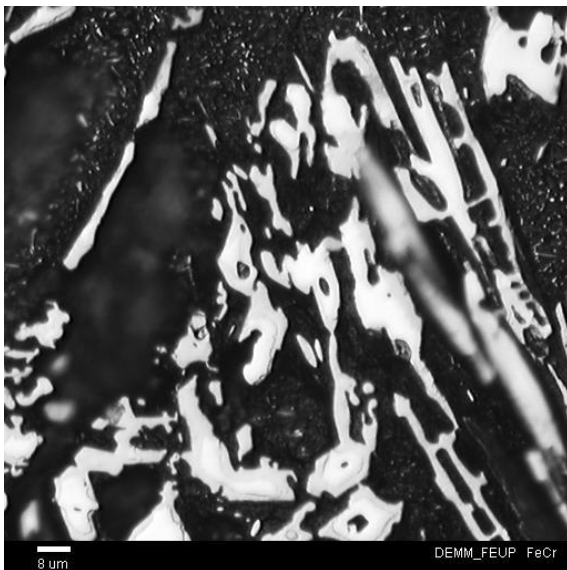


Figura 3B - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga FeCr após têmpera e revenido com uma ampliação de 800x; ataque químico: 4,5 g FeCl₃, 2 mL de HCl e 93 mL de etanol.



Figura 4B - Imagem editada da liga representada na figura 3B através do Software Paqi.

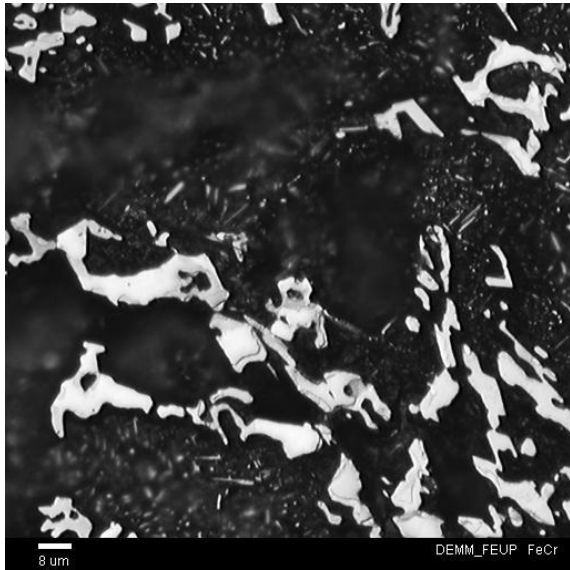


Figura 5B - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga FeCr após têmpera e revenido com uma ampliação de 800x; ataque químico: 4,5 g FeCl₃, 2 mL de HCl e 93 mL de etanol.



Figura 6B - Imagem editada da liga representada na figura 5B através do Software Paqi.

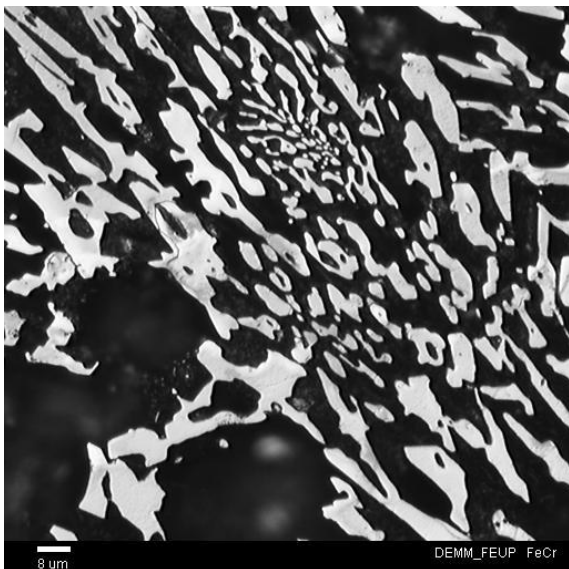


Figura 7B - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga FeCr após têmpera e revenido com uma ampliação de 800x; ataque químico: 4,5 g FeCl₃, 2 mL de HCl e 93 mL de etanol.

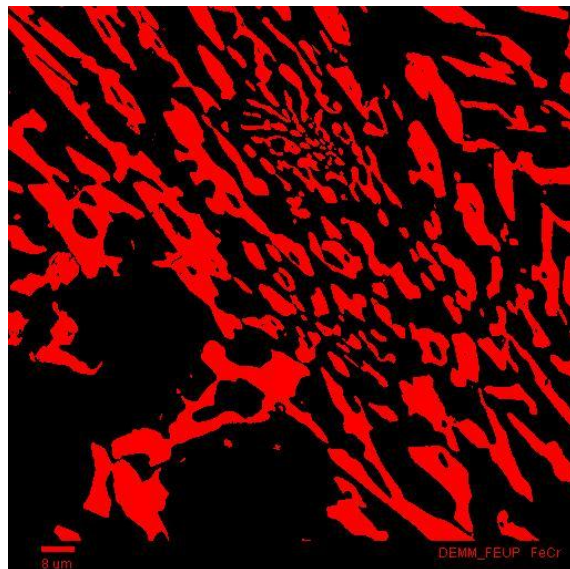


Figura 8B - Imagem editada da liga representada na figura 7B através do Software Paqi.

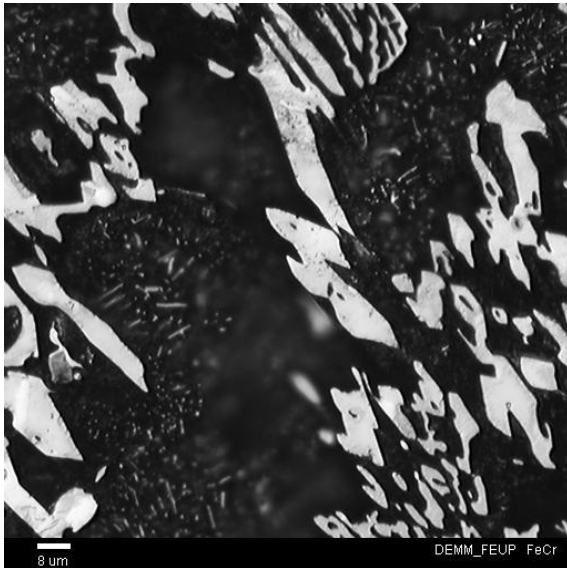


Figura 9B - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga FeCr após têmpera e revenido com uma ampliação de 800x; ataque químico: 4,5 g FeCl₃, 2 mL de HCl e 93 mL de etanol.



Figura 10B - Imagem editada da liga representada na figura 9B através do Software Paqi.

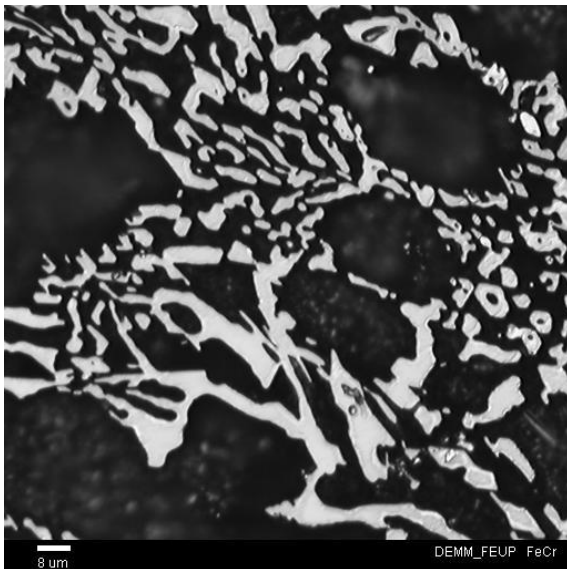


Figura 11B - Amostra de um campo observado ao microscópio óptico da liga FeCr após têmpera e revenido com uma ampliação de 800x; ataque químico: 4,5 g FeCl₃, 2 mL de HCl e 93 mL de etanol.

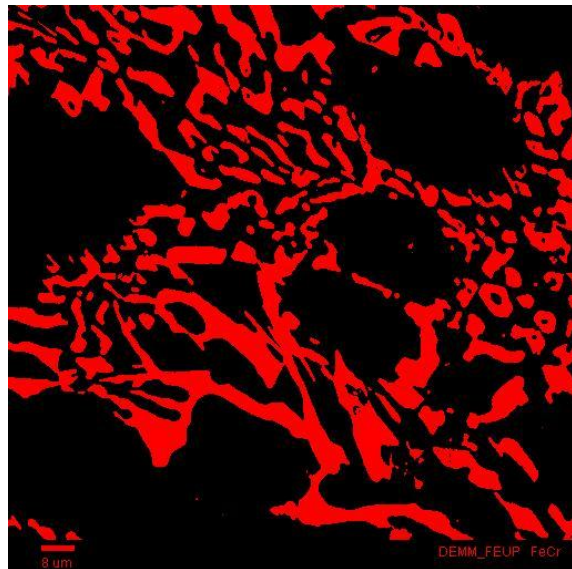


Figura 12B - Imagem editada da liga representada na figura 11B através do Software Paqi.

1B. Quantificação por campo de observação da liga FeCr

PAQI - IMAGE ANALYSIS

IMG: Imagem - 14 Oct 2009 13:37

Nb.Fields = 33

Analysed Area (um2) = 595810

Calibration (um) = 0,261

QUANTITATIVE METALLOGRAPHY DATA

PARAMETER	MIN	MAX	SUM	AVG	STD	VC(%)
FIELD AREA (um2)	18055	18055	595810	18055	0	0
PHASE AREA (um2)	2755	9066,1	170190	5157,1	1399,9	27,1
PHASE AREA(%)	15,3	34,0	792,2	26,4	3,1	27,1
PHASE PERIMETER (um)	3005,8	58596	305850	9268,1	15601	168
MEAN INTERCEPT (um)	0,52705	4,6938	111,45	3,3774	0,99642	29,5

FIELD	FIELD AREA (um2)	PHASE AREA (um2)	PHASE AREA(%)	PHASE PERIMETER (um)	MEAN INTERCEPT (um)
1	18055	4710,9	26,092	5331,2	2,972
2	18055	4695,4	26,006	3735,3	4,2086
3	18055	2755	15,259	3005,8	3,067
4	18055	4469,8	24,757	4040,4	3,6551
5	18055	5641,9	31,248	5256	3,4909
6	18055	3892,5	21,559	3412	3,7752
7	18055	4393,8	24,336	4338,8	3,3333
8	18055	5383,4	29,817	4785	3,5732
9	18055	5264,9	29,161	5661,3	3,0607
10	18055	5400,1	29,909	4388,7	4,0188
11	18055	5592,4	30,974	5298,1	3,4212
12	18055	4640,5	25,702	4652,3	3,2954
13	18055	5227,5	28,953	4122	4,13
14	18055	3749,7	20,768	3622,1	3,4429
15	18055	6145,5	34,038	5245,9	3,8149
16	18055	4798	26,574	4174,1	3,7956
17	18055	4114,7	22,79	3772,4	3,4455
18	18055	5499	30,457	4076,5	4,4594
19	18055	4782,3	26,487	4581,2	3,5398
20	18055	3766,7	20,862	3523,4	3,492
21	18055	4579,2	25,363	4063,7	3,6374
22	18055	5503,9	30,484	5790	3,1333
23	18055	4861,9	26,928	4989,4	3,3314
24	18055	3939,8	21,821	3060,7	4,4325
25	18055	5004,8	27,72	4178	3,9754
26	18055	4861,5	26,926	3345,6	4,6938
27	18055	4820,2	26,697	3800,8	4,2065
28	18055	4666,7	25,847	4706,9	3,3262
29	18055	4394,6	24,34	4681,1	3,1325
30	18055	5477,1	30,336	4548,2	4,0107

Anexo C - Resultados dos ensaios de micro-abrasão por esfera rotativa

1.1C Liga Mn

Mn	Nº Voltas	D1 um	D2 um	Média D um	Média D mm	Volume Desgastado mm ³
1º Ensaio	100	992,53	990,41	991,47	0,9915	0,0038
	200	1121,93	1120,89	1121,41	1,1214	0,0062
	300	1212,84	1206,42	1209,63	1,2096	0,0084
	500	1336,9	1336,94	1336,92	1,3369	0,0125
	700	1400,28	1393,03	1396,655	1,3967	0,0149
2º Ensaio	100	996,08	993,59	994,835	0,9948	0,0038
	200	1031,24	1031,04	1031,14	1,0311	0,0044
	300	1220,33	1228,91	1224,62	1,2246	0,0088
	500	1324,27	1345,56	1334,915	1,3349	0,0125
3º Ensaio	700	1419,28	1419,33	1419,305	1,4193	0,0159
	100	800,01	786,88	793,445	0,7934	0,0016
	200	1097,05	1093,92	1095,485	1,0955	0,0057
	300	1217,14	1218,18	1217,66	1,2177	0,0086
4º Ensaio	500	1339,63	1334,78	1337,205	1,3372	0,0126
	700	1416,09	1404,42	1410,255	1,4103	0,0155
	100	973,41	948,82	961,115	0,9611	0,0034
	200	1100,54	1098,58	1099,56	1,0996	0,0057
5º Ensaio	300	1197,86	1189,88	1193,87	1,1939	0,0080
	500	1323,1	1317,65	1320,375	1,3204	0,0119
	700	1402,19	1398,42	1400,305	1,4003	0,0151
	100	987,17	983,96	985,565	0,9856	0,0037
5º Ensaio	200	1077,37	1090,25	1083,81	1,0838	0,0054
	300	1217,12	1193,58	1205,35	1,2054	0,0083
	500	1323,47	1324,51	1323,99	1,3240	0,0121
	700	1424,6	1384,04	1404,32	1,4043	0,0153

1.2C Liga MnV

MnV	Nº Voltas	D1 um	D2 um	Média D um	Média D mm	Volume Desgastado mm ³
1º Ensaio	100	811,76	796,79	804,275	0,804275	0,00164315
	200	913,37	916,68	915,025	0,915025	0,00275291
	300	1098,11	1088,06	1093,085	1,093085	0,00560629
	500	1132,8	1188,24	1160,52	1,16052	0,00712312
	700	1296,33	1264,49	1280,41	1,28041	0,01055495
2º Ensaio	100	819	814	816,5	0,8165	0,00174536
	200	1046,14	1068,45	1057,295	1,057295	0,00490732
	300	1121,92	1125,15	1123,535	1,123535	0,00625758
	500	1218,87	1223,15	1221,01	1,22101	0,00872844
	700	1335,93	1330,8	1333,365	1,333365	0,01241241
3º Ensaio	100	858,85	840,68	849,765	0,849765	0,00204765
	200	1036,36	1031,42	1033,89	1,03389	0,00448701
	300	1110,22	1129,54	1119,88	1,11988	0,00617655
	500	1243,86	1294,37	1269,115	1,269115	0,01018741
	700	1267,47	1261,98	1264,725	1,264725	0,01004718
4º Ensaio	100	862,07	805,35	833,71	0,83371	0,00189723
	200	923,03	843,85	883,44	0,88344	0,00239204
	300	1078,48	1083,12	1080,8	1,0808	0,00535848
	500	1129,56	1134,91	1132,235	1,132235	0,00645366
	700	1303,65	1314,57	1309,11	1,30911	0,01153359
5º Ensaio	100	791,49	826,79	809,14	0,80914	0,00168327
	200	864,03	811,78	837,905	0,837905	0,0019357
	300	1002,1	1006,02	1004,06	1,00406	0,00399115
	500	1131,39	1124,63	1128,01	1,12801	0,00635787
	700	1308,86	1299,46	1304,16	1,30416	0,01136013

1.3C Liga FeCr

FeCr	Nº Voltas	D1 um	D2 um	Média D um	Média D mm	Volume Desgastado mm ³
1º Ensaio	100	965,77	934,94	950,355	0,950355	0,00320334
	200	1113,38	1054,55	1083,965	1,083965	0,00542152
	300	1154,04	1133,14	1143,59	1,14359	0,00671647
	500	1281,83	1275,86	1278,845	1,278845	0,01050344
	700	1381,98	1374,06	1378,02	1,37802	0,01416061
2º Ensaio	100	885,79	879,31	882,55	0,88255	0,00238241
	200	1024,6	1025,81	1025,205	1,025205	0,00433813
	300	1122,48	1104,41	1113,445	1,113445	0,0060358
	500	1135,87	1113,4	1124,635	1,124635	0,00628212
	700	1390,45	1329,42	1359,935	1,359935	0,01343175
3º Ensaio	100	926,2	899,49	912,845	0,912845	0,00272677
	200	1071,72	1051,89	1061,805	1,061805	0,00499159
	300	1142,39	1153,97	1148,18	1,14818	0,00682496
	500	1219,8	1210,58	1215,19	1,21519	0,00856321
	700	1315,32	1308,52	1311,92	1,31192	0,01163293
4º Ensaio	100	921,22	926,02	923,62	0,92362	0,00285781
	200	1077,69	1057,06	1067,375	1,067375	0,00509716
	300	1172,08	1182,97	1177,525	1,177525	0,00754989
	500	1285,22	1293,02	1289,12	1,28912	0,01084509
	700	1353,58	1361,91	1357,745	1,357745	0,01334543
5º Ensaio	100	915,62	945,52	930,57	0,93057	0,0029448
	200	1075,08	1084,11	1079,595	1,079595	0,00533462
	300	1154,03	1154,69	1154,36	1,15436	0,00697309
	500	1271,36	1280,28	1275,82	1,27582	0,01040441
	700	1347,38	1366,63	1357,005	1,357005	0,01331636