

MAQUINABILIDADE DE PEÇAS DE FERRO FUNDIDO BRANCO EM ESTADO BRUTO DE FUNDIÇÃO: ETAPA DE DESBASTE

DIOGO HENRIQUE CORREIA TEIXEIRA

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO APRESENTADA À FACULDADE DE ENGENHARIA DA
UNIVERSIDADE DO PORTO

ORIENTADOR: PROFESSOR DOUTOR CARLOS ALBERTO SILVA RIBEIRO
(sribeiro@fe.up.pt)

CO-ORIENTADOR: PROFESSOR DOUTOR CARLOS ALBERTO MOURA RELVAS
(crelvas@ua.pt)

Porto, outubro de 2021

CANDIDATO	Diogo Henrique Correia Teixeira	Código 210202786
TÍTULO	Maquinabilidade de peças de ferro fundido branco em estado bruto de fundição: etapa de desbaste	
DATA	27 de outubro de 2021	
LOCAL	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto	
JÚRI	Presidente Vitor Manuel Branco Martins Augusto	DEMM-FEUP
	Arguente José Duarte Ribeiro Marafona	DeMec-FEUP
	Orientador Carlos Alberto Silva Ribeiro	DEMM-FEUP

Resumo

A presente dissertação foi realizada em parceria com a empresa *CMW Foundries - Cruz Martins & Wahl, Lda*. O objetivo deste trabalho consistiu no estudo e identificação de um conjunto de parâmetros de corte que permitam realizar o desbaste, em torneamento, dos fundidos de ferro fundido branco *High-Cr* em estado bruto de fundição produzidos e comercializados pela empresa.

O objetivo principal foi delineado tendo em consideração as pretensões da empresa em tornear, em desbaste, o estado bruto de fundição dos fundidos produzidos. Contudo, a rede de carbonetos do tipo M_7C_3 , de elevada dureza, característica destes ferros fundidos, é responsável pelo desgaste abrupto das ferramentas de corte, conduzindo a uma redução significativa do seu tempo de vida útil assim, existiu a necessidade de selecionar ferramentas de corte e condições mais favoráveis, de forma a ser possível tornear os fundidos no estado de processamento mencionado. O cumprimento do objetivo mencionado, permitirá simplificar o processo de fabrico através da remoção do tratamento térmico de recozimento.

Inicialmente, foi realizada a caracterização microestrutural e mecânica dos fundidos a tornear, caracterizando zonas de diferente espessura e a secção transversal destes. Em seguida, juntamente com a *SECO*, o fornecedor das pastilhas de corte da *CMW*, foram selecionadas as pastilhas de corte mais adequadas para tornear o material a testar, as CBN600. Estas foram testadas, o que permitiu a obtenção de um conjunto de parâmetros de corte que possibilitam a maquinagem em estado bruto de fundição. No entanto, estas pastilhas apresentam um valor monetário elevado, surgindo assim, a necessidade de encontrar uma alternativa mais económica. Para dar resposta ao exposto, foram selecionadas duas pastilhas distintas, TH1000 e TH1500 da *SECO*, as quais foram, igualmente testadas, resultando no descarte das TH1500 e na obtenção de parâmetros de corte viáveis para as TH1000.

Como principais conclusões do presente trabalho, pode ser afirmado que, apesar de difícil, é possível maquinar, em estado bruto de fundição, a liga em estudo, tendo sido obtidos resultados para as pastilhas CBN600 ($v_c=140$ m/min; $f_n=0,2$ mm/rot; $a_p=0,8$ mm) e TH1000 ($v_c=50$ m/min; $f_n=0,3$ mm/rot; $a_p=1,2$ mm). As pastilhas CBN600 conferem uma produtividade, ao processo de torneamento testado, cerca de três vezes superior em relação aos resultados obtidos para as pastilhas TH1000, no entanto possuem um custo cerca de dez vezes superior.

Palavras-chave

Ferro fundido branco *High-Cr*; Maquinabilidade; Pastilhas de corte de carboneto de tungsténio revestido; Pastilhas de corte de nitreto cúbico de boro; Produtividade.

Abstract

This master's dissertation was carried out in partnership with the company *CMW Foundries - Cruz Martins & Wahl, Lda*. The objective consisted in the study and identification of a set of cutting parameters that allow turning, in roughing, the High-Cr white cast iron castings in as-cast state produced and commercialized by the company.

The main objective was outlined in consideration of the company's pretensions to turning, in roughing, the as-cast state of the castings produced. However, the high-hardness M_7C_3 carbide network, a characteristic of these cast irons, is responsible for the abrupt wear of the cutting tools, leading to a significant reduction of their tool life. To answer this question, it was necessary to find cutting inserts and cutting parameters that would allow the machining of these castings. The fulfillment of the mentioned objective will allow to simplify the manufacturing process by removing the annealing heat treatment.

Initially, was performed a microstructural and mechanical characterization of the casts to be turned, characterizing regions with different thickness and respective cross section. Following that, in partnership with *SECO*, *CMW's* cutting inserts supplier, the cutting inserts most suitable for turning the material to be tested, the CBN600, were selected. These were tested which allowed to obtain a set of cutting parameters that became possible the machining in as-cast conditions. However, these have a high monetary cost, by that arose the need to find a feasible solution. In response to this need, were selected two different inserts, TH1000 and TH1500 from *SECO*, these were also tested, resulting in discarding the TH1500 and obtaining viable cutting parameters for the TH1000.

The main conclusions of this work are that, although difficult, it is possible to machine the alloy under study in as-cast condition, and the results were obtained for CBN600 ($v_c=140$ m/min; $f_n=0.2$ mm/rev; $a_p=0.8$ mm) and TH1000 ($v_c=50$ m/min; $f_n=0.3$ mm/rev; $a_p=1.2$ mm) inserts. The CBN600 inserts gave a productivity, for the machining process tested, of about three times higher when compared to the results obtained for the TH1000 inserts, however they are about ten times more expensive.

Key-words

CBN inserts; High-Cr white cast iron; Machinability; Productivity; Tungsten carbide coated inserts.

Agradecimentos

A realização da presente dissertação contou com importantes apoios e incentivos de diversas partes, sem as quais não seria possível a sua execução. Desde já, faço um agradecimento generalizado a todos os intervenientes no processo.

Ao meu orientador, professor doutor Carlos Alberto Silva Ribeiro, e coorientador, Carlos Alberto Moura Relvas, desta dissertação, pela orientação, auxílio, disponibilidade, críticas, conselhos e soluções apresentadas no decorrer do presente trabalho, assim como por toda a dedicação e empenho demonstrados.

À *Cruz Martins e Wahl* por me disponibilizarem todas as ferramentas necessárias para a realização das diversas tarefas e por estarem sempre disponíveis para a realização das diversas tarefas executadas na empresa, em particular ao engenheiro Carlos Dias, ao engenheiro André Barbosa, ao engenheiro Manuel Mendes, ao senhor Domingos, ao engenheiro João Dias e ao senhor Xavier Cunha.

À FEUP, faculdade onde tive o privilégio de estudar e crescer ao longo destes anos, a todas as pessoas que a FEUP me deu a conhecer, a todas as atividades nas quais estive envolvido na instituição, a todas as oportunidades que foram surgindo e a toda a comunidade, senti-me sempre em casa, fator que considero importante para o crescimento sustentado do intelecto e no desenvolvimento das mais diversas *softskills*.

Deixo um agradecimento especial à professora Laura Ribeiro pela forma em como me recebeu, pelo seu empenho e dedicação ao departamento, ao curso e ao aluno. Queria também deixar um agradecimento especial a todos os docentes com os quais tive o privilégio de aprender.

Ao departamento de engenharia metalúrgica e de materiais pelo acolhimento, pelo acompanhamento, pelos espaços e equipamentos cedidos para a realização de diversas tarefas relacionadas com a minha dissertação, em particular à engenheira Cláudia, ao senhor Ramiro e à Cristiana.

Ao meus pais, Albertina e Luís, e à minha namorada, Bárbara, pelo apoio incondicional demonstrado durante o presente ciclo de estudos, em especial no decorrer da execução da minha dissertação. Com eles ao meu lado, sem dúvida que foi mais fácil completar esta etapa, um sincero obrigado.

Por fim, deixo um obrigado aos meus amigos e companheiros, a todos que preencheram momentos que levo, certamente, para a vida, e que nunca esquecerei.

Índice

1. Introdução	1
1.1. Cruz Martins & Wahl (CMW)	1
1.2. Motivação.....	1
1.3. Objetivos	2
1.4. Descrição do trabalho realizado	2
1.5. Estrutura da dissertação	2
2. Revisão bibliográfica	4
2.1. Ferros fundidos brancos	5
2.1.1. <i>High-Cr</i>	5
2.1.1.1. Solidificação.....	7
2.1.1.2. Microestrutura em estado bruto de fundição	9
2.1.1.3. Elementos de liga.....	12
2.1.1.4. Tratamentos térmicos	13
2.1.1.5. Pele de fundição.....	14
2.2. Maquinagem e maquinabilidade.....	15
2.2.1. Conceitos.....	15
2.2.1.1. Maquinagem	15
2.2.1.2. Maquinabilidade	16
2.2.2. Torneamento	17
2.2.2.1. Parâmetros de corte	17
2.3. Ferramentas de corte.....	18
2.3.1. Materiais utilizados	18
2.3.1.1. Metal duro	19
2.3.1.2. Nitreto cúbico de boro (CBN)	20
2.3.2. Tipos de ferramentas.....	21
2.3.3. Geometria de corte.....	22
2.3.3.1. Ângulos de inclinação e saída.....	22
2.3.3.2. Formato da pastilha de corte.....	23
2.3.4. Fenomenologia de Corte e desgaste das ferramentas de corte	24
2.4. Estudo da maquinabilidade dos ferros fundidos brancos <i>High-Cr</i> ..	25
3. Materiais e métodos	28

3.1.	Material utilizado e peça testada	28
3.2.	Método experimental utilizado.....	29
3.2.1.	Caracterização microestrutural e mecânica	29
3.2.2.	Ensaio de maquinagem realizados.....	30
3.2.2.1.	Pastilhas de corte utilizadas	31
3.2.2.2.	Parâmetros de corte testados	32
4.	Apresentação e discussão dos resultados	34
4.1.	Caracterização microestrutural	34
4.1.1.	Bruto de fundição	34
4.1.2.	Recozido.....	36
4.1.3.	Temperado e revenido	37
4.1.4.	Pele de fundição	37
4.2.	Caracterização mecânica	38
4.2.1.	Três estados de fornecimento	38
4.2.2.	Análise à secção transversal no estado bruto de fundição	39
4.3.	Resultados dos ensaios de maquinagem	40
4.3.1.	CBN600	41
4.3.2.	TH1000 e TH1500	42
4.3.3.	Análise da produtividade tendo em conta os resultados obtidos	46
5.	Conclusões	48
6.	Recomendações para trabalhos futuros	49
	Referências bibliográficas	50
	Anexos	52
	Anexo A - Adequação das pastilhas de corte a diversos tipos de torneamento e a diferentes etapas do processo de maquinagem [21].....	52
	Anexo B - Pastilhas de corte utilizadas forçadas pela <i>SECO</i> [29].....	53
	CBN600	53
	TH1000	54
	TH1500	54
	Anexo C - Porta-ferramentas utilizados [29].....	55
	Para as pastilhas CBN600 e TH1000	55
	Para as pastilhas TH1500.....	56
	Anexo D - Resultados obtidos nos ensaios de dureza HRC	57

Índice de Figuras

Figura 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-C. Os segmentos de reta a traço interrompido representam a versão estável (Fe-Gr) e os contínuos representam a versão metaestável (Fe-Fe ₃ C). L: líquido; γ: austenite; Gr: grafite; Fe ₃ C: cementite. Retirado de [2].	4
Figura 2 - Representação esquemática da estrutura dos ferros fundidos branco High-Cr. Retirado de [6].	6
Figura 3 - Vista 2D da superfície de liquidus metaestável Fe-Cr-C proposta por Thorpe e Chicco, o retângulo presente no centro da figura representa os ferros fundidos brancos mais usados comercialmente. Adaptado de [8].	7
Figura 4 - Diagrama de equilíbrio de um ferro fundido branco High-Cr com 15 %Cr, 1 %Ni e 0,2 %Mo. Retirado de [9].	9
Figura 5 - Isopletes de ferros fundidos brancos High-Cr: (a) teor de Cr de 25%; (b) teor de C de 2,5%. K1 e K2 representam, os carbonetos M ₃ C e M ₇ C ₃ , respetivamente. Adaptado de [9].	9
Figura 6 - Microestruturas características do estado bruto de fundição de ferros fundidos brancos High-Cr: (a) hipoeutético; (b) eutético; (c) hipereutético (com ampliação de 150X). Retirado de [10].	10
Figura 7 - Distribuição dos elementos químicos C, Cr e Si na austenite proeutética nas imediações de carbonetos do tipo M ₇ C ₃ . Retirado de [7].	11
Figura 8 - Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera a que estas ligas são, normalmente, sujeitas. Retirado de [3].	14
Figura 9 - Impacto dos diferentes parâmetros de corte no tempo de vida das ferramentas de corte e apresentação esquemática dos diferentes parâmetros na prática. Adaptado de [21].	18
Figura 10 - Comparação entre a dureza e a tenacidade dos materiais comumente utilizados em pastilhas de corte. Adaptado de [24].	19
Figura 11 - Efeito do teor de CBN e do tamanho de grão em propriedades como a resistência ao desgaste, a condutividade térmica e a qualidade da aresta de corte. Retirado de [28].	21
Figura 12 - Representação esquemática dos ângulos de posição e de ataque. Retirado de [21].	22
Figura 13 - Representação esquemática dos ângulos de saída (γ) e de inclinação (λ). Retirado de [21].	23
Figura 14 - Representação esquemática de pastilhas de corte negativas (à esquerda) e positivas (à direita). Retirado de [21].	23

Figura 15 - Formato das pastilhas de corte existente no mercado. Adaptado de [21].	24
Figura 16 - Tempo de vida útil da ferramenta de corte versus a velocidade de corte amostras com durezas de: 50 HRC (a) e 57 HRC (b), retirado de [32].	26
Figura 17 - Fotografia representativa do prato produzido pela CMW a utilizar na realização dos ensaios.	28
Figura 18 - Esquema representativo da caracterização realizada sobre a superfície transversal da zona mais espessa da peça em estado bruto de fundição.	30
Figura 19 - Fotografia do torno utilizado na realização dos ensaios de maquinagem (a); fotografia representativa do prato rotativo do torno e da superfície da peça a maquinar, indicada com uma seta a vermelho (b). ...	30
Figura 20 - Representação esquemática das pastilhas de corte utilizadas: CBN600 (a); TH1000 (b) e TH1500 (c). Adaptado de [29].	31
Figura 21 - Portas-ferramenta utilizados no decorrer dos ensaios: para as pastilhas tipo C (a) e para as pastilhas tipo W (b).	31
Figura 22 - Esquema representativo do sentido de maquinagem (representado pela seta a azul) e da orientação do porta-ferramenta na horizontal em relação à peça a maquinar.	32
Figura 23 - Superfície de liquidus das ligas Fe-Cr-C estimada por Thorpe e Chicco. O ponto amarelo representa a posição da liga em estudo na presente superfície. Adaptado de [8].	34
Figura 24 - Microestruturas da liga em estudo no estado bruto de fundição representativas de secções distintas da peça: mais fina (a); mais espessa (b). 1 e 2 representam, respetivamente, a austenite e as colónias eutéticas (austenite+carbonetos) e 3 indica a presença de carbonetos grosseiros. Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.	35
Figura 25 - Microestrutura em estado bruto de fundição característica da zona mais espessa da peça em estudo. Onde: A representa carbonetos em forma de bastonete; B representa carbonetos em forma de lâmina; C representa um carboneto com diferente morfologia; D existe a presença de uma fase distinta das espectáveis; E carboneto do tipo M_7C_3 de grandes dimensões. Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.	36
Figura 26 - Microestruturas características, do estado de recozimento, das secções analisadas da peça em estudo: secção fina (a) e secção espessa (b). Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.	36

Figura 27 - Microestruturas da liga em estudo no estado temperado e revenido representativas de secções distintas da peça: mais fina (a); mais espessa (b). Nas zonas 1 é possível observar austenite e carbonetos e nas zonas 2 colónias de martensite. Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.	37
Figura 28 - Microestruturas representativas das diferentes secções da peça em estudo, no estado bruto de fundição. Zona mais fina (a) e zona mais espessa (b). Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.	38
Figura 29 - Variação da dureza em função da secção do fundido nos diferentes estados de fornecimento.	39
Figura 30 - Variações de dureza, na secção mais espessa, em função da distância à pele do fundido em estado bruto de fundição.....	40
Figura 31 - Superfície obtida após maquinagem ($V_c = 140$ m/min, $f_n = 0,2$ mm/rot e $a_p = 0,8$ mm) (a); desgaste na pastilha de corte após a realização dos ensaios de maquinagem (b);	42
Figura 32 - Superfícies obtidas após realização de ensaios com $v_c = 50$ m/min, $f_n = 0,2$ mm/rot e $a_p = 0,8$ mm (a); $v_c = 50$ m/min, $f_n = 0,2$ mm/rot e $a_p = 1,2$ mm (b). Em A é possível observar uma cratera na superfície maquinada originada por uma incrustação, e em B estão presentes alguns poros.....	43
Figura 33 - Superfície obtida após segunda passagem, $v_c = 50$ m/min, $f_n = 0,3$ mm/rot e $a_p = 1,2$ mm (a); desgaste assinalável presente na aresta de corte, após a remoção de duas camadas de material (b).	44
Figura 34 - Superfícies obtida com parâmetros de corte de $v_c = 50$ m/min, $f_n = 0,3$ mm/rot e $a_p = 1,2$ mm, após a remoção da pele de fundição (a); e passagem seguinte (b).	45
Figura 35 - Lascagem da pastilha de corte TH1500 (a), quebra da aresta de corte (b), na utilização de velocidades de corte de 100 m/min.....	46

Índice de Tabelas

Tabela 1 - Composição química e dureza característica dos ferros fundidos resistentes à abrasão High-Cr segundo a norma ASTM 532 [1, 6].	6
Tabela 2 - Durezas características dos microconstituintes presentes nos ferros fundidos brancos High-Cr. Adaptado de [6].	11
Tabela 3 - Composição química da liga em estudo.	28
Tabela 4 - Parâmetros de corte projetados após consulta dos catálogos. ..	32
Tabela 5 - Parâmetros de corte utilizados no decorrer dos ensaios.....	33
Tabela 6 - Resultados de produtividade obtidos para os parâmetros de corte que permitiram maquinar o prato em estudo.	47

1. Introdução

A presente dissertação de mestrado é o culminar do trabalho realizado no âmbito da unidade curricular Dissertação do Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, sendo realizada em parceria com a empresa *CMW - Cruz Martins & Wahl Lda*. O trabalho efetivado consistiu no estudo da maquinabilidade, em torneamento, de peças de ferro fundido branco, em estado bruto de fundição, tendo como alvo exclusivo a etapa de desbaste.

1.1. Cruz Martins & Wahl (CMW)

A *CMW Foundries*, empresa de fundição portuguesa fundada em 1981, é especialista na produção de fundidos técnicos resistentes ao desgaste, sendo a sua produção baseada no processo de fundição em areia, vazando ligas como: ferros fundidos de alta liga, aços e ligas de níquel. Atualmente opera em três fundições, duas em Lousado (Famalicão), e uma no Tramagal (Abrantes), possuindo uma produção anual de 15000 toneladas. São produzidos componentes com massas compreendidas entre 1 kg e as 10 toneladas, sendo 90% da produção destinada à exportação. De forma a garantir a satisfação do cliente, a empresa define como seu objetivo primordial ser parceiro do mesmo e, para tal, efetua diagnósticos e apresenta soluções para o melhor fabrico de fundidos. Esta assistência personalizada permite uma aplicação mais apropriada, de forma a exponenciar o tempo de vida dos componentes, permitindo assim uma produção, o mais contínua possível, com menor número de paragens e consequentemente, evitar custos desnecessários. Os principais componentes produzidos destinam-se às indústrias da petroquímica, construção naval, dragagem e minas, maquinaria, incineração e cimenteiras.

1.2. Motivação

A motivação para o presente trabalho surge do interesse da empresa em desenvolver conhecimento na área da maquinagem de ferros fundidos brancos *High-Cr* no estado bruto de fundição, de forma, a, futuramente, remover o tratamento térmico de recozimento do processo industrial atual. A remoção do recozimento trará vantagens como: (i) a remoção de alguns riscos associados ao tratamento térmico, tais como distorções geométricas e dimensionais, e, consequentemente, a redução do refugo; (ii) o aumento da celeridade do processo industrial, permitindo assim o encurtamento de prazos de entrega; (iii) a produção de fundidos com menores sobreespessuras, reduzindo, assim, a quantidade de material a remover por processos de maquinagem. Pelo mencionado, será expectável que o estudo recaia sobre os fundidos em estado bruto de fundição, existindo assim a necessidade de realizar: caracterizações microestruturais e mecânicas dos diferentes estados de processamento atuais (estado bruto de fundição, recozido, temperado e revenido); a definição de um conjunto de parâmetros, tais como a velocidade, o avanço e a profundidade de corte; a definição de um conjunto de condições de corte, como geometria e material das ferramentas de corte, de forma a ser possível tornear o estado bruto de fundição, em desbaste, das peças em ferro fundido branco.

É importante referir que os ensaios de maquinagem foram realizados sobre a etapa de desbaste, uma vez que se trata da etapa mais crítica, visto ser a responsável pela remoção da pele de fundição. O desbaste da pele de fundição caracteriza-se por ser um processo de corte interrompido, sendo os esforços mecânicos exercidos sobre a pastilha de corte elevados, levando, por vezes, à sua fratura e ineficácia dos processos de corte executados sobre materiais de elevada dureza, como é o caso dos ferros fundidos brancos de elevado teor de cromo.

1.3. Objetivos

O principal objetivo do trabalho realizado compreendeu a identificação de um conjunto de parâmetros de corte que permitam tornear, em desbaste, os fundidos de ferro fundido branco em estado bruto de fundição. Como objetivos secundários são destacados a caracterização microestrutural e mecânica das peças nos 3 estados de processamento (recozido, em estado bruto de fundição e temperado e revenido) e a definição de condições como a geometria e o material da ferramenta de corte.

Os objetivos traçados foram concordantes com as pretensões da CMW, isto é, o estabelecimento de parâmetros de corte, em torneamento, que permitam a maquinagem das peças produzidas em ferro fundido branco, de elevado teor em Cr, no estado bruto de fundição.

1.4. Descrição do trabalho realizado

A metodologia empregue passou, inicialmente, por um estudo teórico relativo: ao material em estudo; a conceitos como a maquinagem e a maquinabilidade; aos estudos das diversas ferramentas de corte existentes no mercado e à fenomenologia de corte e desgaste das ferramentas de corte.

No âmbito do projeto desenvolvido, o trabalho prático iniciou com a caracterização microestrutural e mecânica dos fundidos nos três estados de processamento: em estado bruto de fundição, recozido e após têmpera e revenido.

Após realizada a caracterização foram definidas as pastilhas de corte e os parâmetros de corte a testar, seguindo-se os ensaios experimentais de torneamento, de modo a compreender os acontecimentos sucedidos no torneamento dos fundidos, de ferro fundido branco *High-Cr*, em estado bruto de fundição.

Por fim, foi efetuada a análise dos resultados obtidos e o cálculo das produtividades atingidas para os respetivos pares de pastilhas e parâmetros testados.

1.5. Estrutura da dissertação

A dissertação contempla um total de seis capítulos, divididos de acordo com a seguinte estrutura:

- Capítulo 1 - “Introdução”: são apresentados os objetivos, a motivação e a descrição do trabalho realizado;

- Capítulo 2 - “Revisão bibliográfica”: síntese bibliográfica da temática em estudo. São abordados temas como os ferros fundidos brancos *High-Cr* bem como o torneamento;
- Capítulo 3 - “Materiais e métodos”: descrição detalhada do material a testar e dos procedimentos seguidos para responder aos objetivos enunciados;
- Capítulo 4 - “Apresentação e discussão dos resultados”: são apresentados e discutidos os resultados obtidos;
- Capítulo 5 - “Conclusões”: são apresentadas as principais conclusões resultantes da execução da dissertação;
- Capítulo 6 - “Recomendações para trabalhos futuros”: sugerem-se possíveis trabalhos futuros.

2. Revisão bibliográfica

Os ferros fundidos são ligas de Fe-C que se caracterizam por possuir teores em C e Si superiores aos dos aços e por sofrerem a reação eutética presente no diagrama Fe-C durante a sua solidificação (Figura 1). Devido aos teores mais elevados em C, os ferros fundidos possuem maior fração volumica de fase rica em carbono. Esta depende de fatores como a composição química, a velocidade de arrefecimento e o potencial de nucleação de grafite. A solidificação desta família de ligas pode ocorrer tanto pela versão estável como pela metastável do diagrama de equilíbrio citado, sendo as fases ricas em C formadas, respetivamente, por grafite e cementite. Tendo em consideração o diagrama Fe-C, os ferros fundidos podem ser definidos como ligas com teores de C superiores a 2%, contudo, existem elementos químicos, tais como o Si, que fazem variar a solubilidade máxima do C na austenite (γ), surgindo assim uma definição, para estas ligas, mais abrangente, considerando como ferros fundidos todas as ligas que solidificam com estrutura eutética [1, 2].

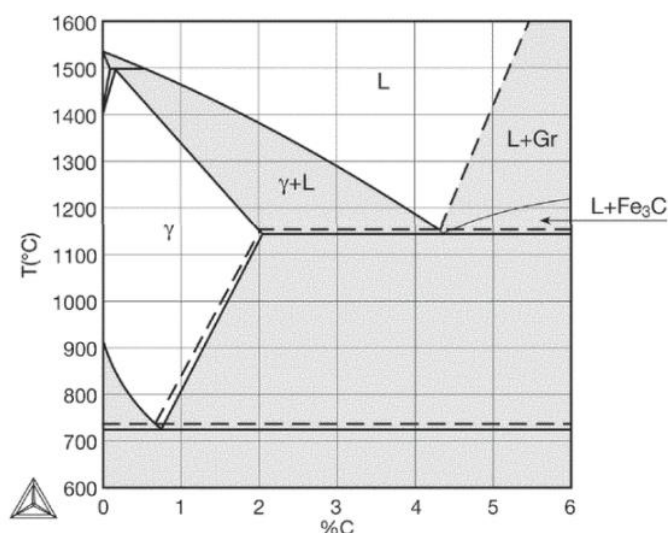


Figura 1 - Diagrama de equilíbrio Fe-C. Os segmentos de reta a traço interrompido representam a versão estável (Fe-Gr) e os contínuos representam a versão metaestável (Fe-Fe₃C). L: líquido; γ : austenite; Gr: grafite; Fe₃C: cementite. Retirado de [2].

Os ferros fundidos foram inicialmente classificados com base na sua superfície de fratura, a qual se evidencia clara e brilhante nos ferros fundidos brancos, ou baça e cinzento-escuro para os ferros fundidos cinzentos. O avanço da metalografia possibilitou o estudo mais aprofundado destas ligas, surgindo assim duas novas classificações, com base: na forma da grafite (lamelar, esferoidal, vermicular ou de tratamento térmico) e na matriz característica (ferrítica, perlítica, austenítica ou bainítica). Atualmente, são ainda admitidas outras duas formas de classificação, uma assente nas propriedades mecânicas e outra comercial [1, 2].

2.1. Ferros fundidos brancos

Os ferros fundidos brancos, também conhecidos por ferros fundidos brancos resistentes à abrasão, do inglês *abrasion-resistant cast irons (AR cast irons)*, caracterizam-se por apresentar maior dureza e resistência ao desgaste, comparativamente com os restantes ferros fundidos, no entanto, possuem ductilidade e tenacidade baixas. Pelo mencionado, a utilização destas ligas fica restrita a aplicações que requeiram elevada dureza e resistência ao desgaste, em detrimento de alguma tenacidade. Na prática são utilizados em equipamentos de trituração e moagem de minério, componentes de equipamentos de terraplanagem, na indústria siderúrgica e em componentes para dragagem de rios [2-4].

A subfamília dos ferros fundidos brancos pode ainda ser dividida em cinco grupos, sendo esta divisão efetuada tendo em atenção os elementos de liga e a microestrutura característica: (i) perlíticos (FeC); (ii) Ni-Hard ou Ni-Cr (M_3C); (iii) Ni-Hard 4 (M_7C_3); (iv) *High-Cr* (M_7C_3); (v) especiais (M_xC) [4].

A liga alvo de estudo na presente dissertação trata-se de um ferro fundido branco resistentes à abrasão de elevado Cr, *High-Cr* (M_7C_3). O grupo no qual a liga em estudo se enquadra será abordado mais detalhadamente no próximo subcapítulo.

2.1.1. *High-Cr*

Este grupo de ligas disponibiliza tenacidade, resistência à abrasão e resistência à corrosão, no entanto são caracterizadas por uma baixa resistência ao impacto. As suas propriedades mecânicas são controladas pela microestrutura da matriz e pela fina distribuição de carbonetos metálicos do tipo M_7C_3 . A correta adição de elementos de liga como o Cr, Mo, Ni e Cu permite a obtenção de fundidos com secções finas com dureza uniforme em toda a secção transversal. Em estado bruto de fundição, a microestrutura apresenta dendrites de austenite e uma mistura eutética de austenite com carbonetos (Figura 2). Recorrendo a tratamentos térmicos é possível alterar a microestrutura mencionada para outras de maior interesse, como por exemplo, a transformação da austenite residual em martensite e a precipitação de carbonetos secundários. Em suma, a elevada quantidade de carbonetos é responsável pela elevada dureza associada a estas ligas, em consonância com estes existe a matriz metálica, a qual pode ser ajustada através de acertos de composição química ou através de tratamento térmico, com o intuito de atingir o balanço apropriado entre a resistência ao desgaste abrasivo e a tenacidade necessária para que os fundidos suportem impactos repetidos. [4-6].

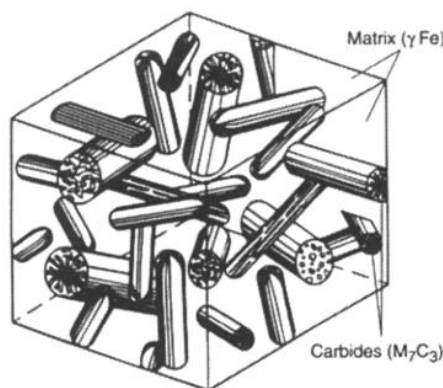


Figura 2 - Representação esquemática da estrutura dos ferros fundidos branco High-Cr. Retirado de [6].

Entre os ferros fundidos, os *High-Cr* são aqueles que apresentam a melhor combinação entre tenacidade e resistência à abrasão, sendo os mais indicados para aplicações como: esferas para a moagem de minério, moldes para o fabrico tijolos, componentes para a dragagem de rios, moinhos de carvão, rolos para laminagem a quente e equipamentos de granalhagem [4, 6].

O teor de Cr destes ferros fundidos está compreendido entre os 12 e os 25%, variação que permite a obtenção de diferentes microestruturas, como: ferrítica, perlítica, bainítica, austenítica, martensítica ou uma mistura entre as estruturas mencionadas. Esta variedade microestrutural origina materiais com propriedades mecânicas diversas, resultando assim num vasto leque no que respeita à aplicabilidade destas ligas. De forma a obter a microestrutura pretendida, existe a necessidade de controlar alguns parâmetros no fabrico destas ligas, tais como: composição química, geometria do fundido, condições de arrefecimento e tratamentos térmicos subsequentes ao vazamento [1, 4].

Entre os ferros fundidos resistentes à abrasão é possível destacar duas classes: (i) Cr-Mo, que apresentam teores em Cr compreendidos entre os 11 e os 23% e até 3% de Mo, sendo que a adição de Mo inibe a formação de perlite; (ii) High-Cr, estes possuem teores em Cr de 23 a 28%. A norma ASTM A 532 caracteriza os ferros fundidos brancos de forma a garantir elevada resistência à abrasão em aplicações como a moagem, trituração e transporte de materiais. Na tabela 1 é possível observar as especificações de alguns ferros fundidos brancos de elevado teor em Cr, contudo, na indústria, as composições químicas são otimizadas de forma a melhorar o desempenho dos fundidos nas aplicações para as quais são idealizados [3, 4].

Tabela 1 - Composição química e dureza característica dos ferros fundidos resistentes à abrasão High-Cr segundo a norma ASTM 532 [1, 6].

Classe	Tipo	Elemento de liga (%)						Dureza (HRC)
		C	Cr	Mo	Mn	Si	Ni	
II	A	2,4-2,8	12	0,5-1,0	0,5-1,5	<1,0	<0,5	40-60
II	B	2,4-2,8	15	1,0-3,0	0,5-1,5	<1,0	<0,5	40-60
II	C	2,8-3,6	15	2,3-3,5	0,5-1,5	<1,0	<0,5	40-60
II	D	2,0-2,6	20	<1,5	0,5-1,5	<1,0	<1,5	40-60
II	E	2,6-3,2	20	1,0-2,0	0,5-1,5	<1,0	<1,5	40-60
III	A	2,3-3,0	25	<1,5	0,5-1,5	<1,0	<1,5	40-60

Nota: A dureza varia consoante o tratamento térmico ao qual o fundido foi sujeito

De salientar, que para a classe III tipo A os valores típicos de dureza nos diferentes estados do material são: em estado bruto de fundição 46 HRC; após têmpera e revenido apresenta valores de dureza de 59 HRC; após recozimento apresenta uma dureza característica de 41 HRC [6].

2.1.1.1. Solidificação

Os ferros fundidos resistentes à abrasão de elevado teor em Cr são baseados no diagrama ternário Fe-Cr-C, o qual foi alvo de estudo por diversos investigadores. *Thorpe e Chicco*, recorrendo a estudos já realizados e a técnicas experimentais mais otimizadas, sugeriram aquela que é a superfície de *liquidus* metaestável presente no diagrama ternário (Figura 3). Na superfície apresentada é possível distinguir quatro zonas distintas, que correspondem às fases que se formam durante o arrefecimento dos ferros fundidos. As zonas mencionadas são: (i) duas zonas metálicas, uma de austenite (γ) e outra de ferrite delta (δ); (ii) duas zonas de carbonetos do tipo M_3C e M_7C_3 [4, 7, 8].

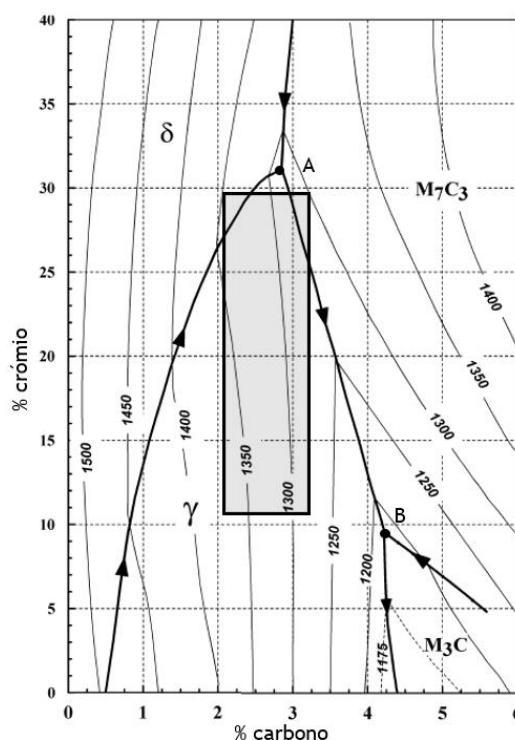


Figura 3 - Vista 2D da superfície de liquidus metaestável Fe-Cr-C proposta por Thorpe e Chicco, o retângulo presente no centro da figura representa os ferros fundidos brancos mais usados comercialmente. Adaptado de [8].

Como é sabido, a reação eutética no sistema binário Fe-C acontece a uma temperatura fixa e a composição eutética é definida pelo teor em C. Já no sistema ternário a reação eutética não ocorre a uma temperatura fixa, e o eutético é governado pelos teores em Cr e C presentes. No diagrama presente na figura 3 o segmento de reta AB representa a reação eutética, que ocorre a temperaturas mais elevadas para teores superiores de Cr [4].

O retângulo presente na figura 3 representa os ferros fundidos brancos *High-Cr* mais utilizados comercialmente, estes possuem teores de Cr entre os 11 e o 30% e de C entre

os 2 e os 3,3%, estando estas ligas situados na zona austenítica da superfície de *liquidus*. A solidificação destas ligas inicia-se pela formação de dendrites de austenite, posteriormente, à medida que estas crescem, rejeitam Cr e C, enriquecendo o líquido remanescente até que este atinge a composição eutética. Neste momento é iniciada a reação eutética ($L \rightarrow \gamma + M_7C_3$), a qual ocorre durante um determinado intervalo de temperatura. A maioria dos ferros fundidos brancos *High-Cr* solidificam na região eutética, no entanto, se ainda existir líquido quando a temperatura atingir o ponto B representado na figura 3, ocorre uma reação peritética ($L + M_7C_3 \rightarrow M_3C$). As ligas em apreço podem definir-se em [4, 7]:

- hipoeutéticas se a sua solidificação se iniciar com a formação de dendrites de austenite (ligas posicionadas sobre zona austenítica da superfície de *liquidus*);
- eutéticas quando a solidificação se inicia e termina com a formação de colónias eutéticas (ligas posicionadas sobre o segmento de reta AB presente na figura 3);
- hipereutética se a sua solidificação se iniciar com a formação de carbonetos do tipo M_7C_3 (ligas posicionadas sobre a zona M_7C_3).

O teor de Cr tem influência no diagrama ternário Fe-Cr-C, o seu aumento traduz-se numa redução progressiva do domínio austenítico, verificando-se ainda uma redução da solubilidade do C na austenite. Na prática, com o aumento do teor em Cr verifica-se um aumento da temperatura da transformação eutética, bem como a redução do teor em C associado a essa mesma transformação [4, 9].

Li *et al* selecionaram um ferro fundido branco *High-Cr* com 2 %C, 15 %Cr, 0,2 %Mo e 1,0 %Ni e determinaram o seu diagrama de equilíbrio com recurso ao *software Thermo-Calc* (Figura 4). Analisando o diagrama concluíram que as dendrites de austenite se começam a formar à temperatura de 1360 °C, temperatura a partir da qual começam a rejeitar C, esta rejeição é responsável pelo enriquecimento do líquido remanescente que se vai aproximando da composição da reação eutética (3,6 %C), assim que é atingido esse teor em C no líquido verifica-se a reação $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$. Esta inicia-se à temperatura de 1245 °C e termina aos 1210 °C. A partir da última temperatura mencionada, até aos 735 °C é observado o aumento gradual da quantidade de carbonetos (M_7C_3 II), aumento que é acompanhado com a diminuição da quantidade de austenite. Aos 735 °C verifica-se o início da reação eutectóide ($\gamma \rightarrow \alpha + M_7C_3$) que termina aos 700 °C. Assim é atingida a microestrutura em estado bruto de fundição característica de um ferro fundido branco *High-Cr* à temperatura ambiente, caracterizada por perlite eutectóide ($\alpha + M_7C_3$), ledeburite eutética ($\gamma + M_7C_3$) e carbonetos M_7C_3 II [9].

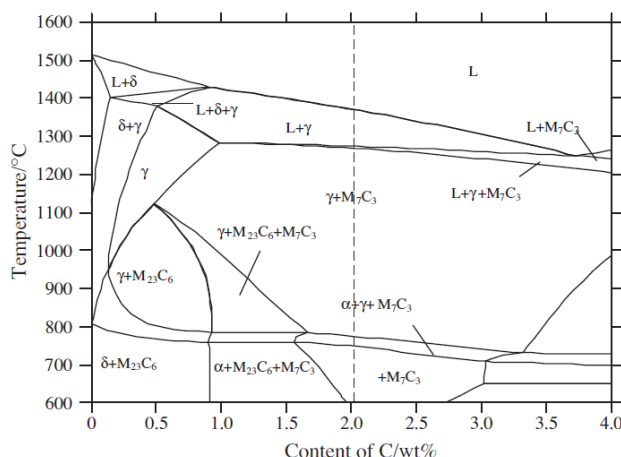


Figura 4 - Diagrama de equilíbrio de um ferro fundido branco High-Cr com 15 %Cr, 1 %Ni e 0,2 %Mo. Retirado de [9].

Na figura 5 são apresentadas isopletes do diagrama de equilíbrio Fe-Cr-C para teores de Cr e C de 25% e 2,5%, respetivamente. De salientar a temperatura de transição eutética de 1280 °C, bem como o teor em C de 3,2% a que esta se inicia (Figura 5a). Recorrendo à isoplete relativa a um teor de C de 2,5% (Figura 5b) verifica-se uma temperatura de *liquidus* de 1340 °C e uma temperatura de *solidus* de 1285 °C [4, 9].

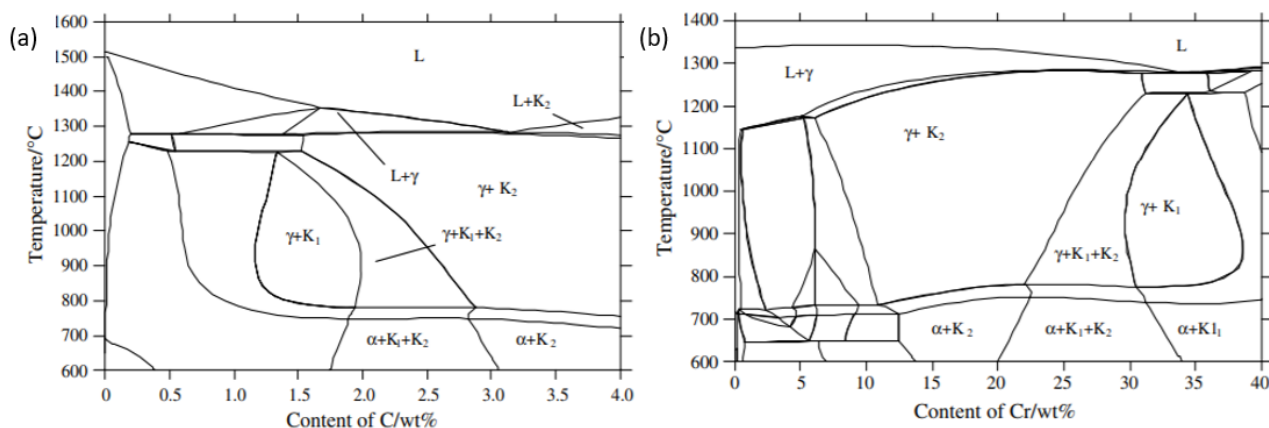


Figura 5 - Isopletes de ferros fundidos brancos High-Cr: (a) teor de Cr de 25%; (b) teor de C de 2,5%. K1 e K2 representam, os carbonetos M_3C e M_7C_3 , respetivamente. Adaptado de [9].

2.1.1.2. Microestrutura em estado bruto de fundição

Entre os materiais conhecidos como resistentes ao desgaste, os ferros fundidos resistentes à abrasão são dos materiais mais complexos. Esta complexidade é conferida pela variedade de propriedades mecânicas, termofísicas e de desgaste que se podem alcançar. Estes tanto podem ser tenazes como frágeis, podem não possuir resistência à corrosão como podem ser comparados a um aço inoxidável AISI 304, estas propriedades são conferidas pela microestrutura e pelos defeitos nesta contidos [4].

A microestrutura dos ferros fundidos brancos é uma combinação de uma matriz e carbonetos. Sendo que a matriz pode conter fases como a austenite, martensite ou perlite, no entanto, a matriz característica possui uma combinação de austenite e martensite. Entre os carbonetos formados, a maioria dos investigadores e produtores considera apenas

dois tipos, os M_3C e os M_7C_3 , existindo ainda carbonetos de outros tipos, tais como: $M_{23}C_6$, M_2C e MC [4].

Os carbonetos do tipo M_3C diferenciam-se dos demais pela sua morfologia, estes formam, nas microestruturas, redes contínuas, que definem a principal característica microestrutural dos ferros fundidos resistentes à abrasão *Ni-Hard* ou *Ni-Cr*. Estes carbonetos caracterizam-se por possuir teores de C entre 6,7 e 6,9%, sendo que o elemento metálico presente pode ser Ni, Mn, Cr. Elementos como o Mo e V possuem limitada solubilidade entre os carbonetos deste tipo [4].

Os carbonetos M_7C_3 apresentam morfologia completamente diferente dos descritos anteriormente. Estes apresentam diferentes morfologias entre os ferros fundidos *High-Cr* hipoeutéticos, eutéticos e hipereutéticos. A sua morfologia característica consiste em estruturas idênticas a bastonetes alongados ou lâminas, o seu crescimento nas ligas hipoeutéticas e eutéticas dá-se na direção do eixo do bastonete ou da lâmina e está confinado ao volume da colónia eutética em formação; por outro lado, nas ligas hipereutéticas, os carbonetos podem ser finos e longos, sendo o seu comprimento limitado apenas pelos carbonetos adjacentes em formação que, na prática, as ligas hipereutéticas podem possuir carbonetos com comprimento de alguns milímetros [4].

Na figura 6 é possível observar as microestruturas características dos ferros fundidos brancos *High-Cr*, na qual se destaca a matriz metálica a preto e os carbonetos (primários e eutéticos) a branco. Na microestrutura característica de uma liga hipoeutética (Figura 6a) é possível observar a existência de dendrites de austenite que circundam colónias de eutético. Na figura 6b encontra-se a microestrutura característica de uma liga eutética, na qual consta uma estrutura eutética. Por fim, na figura 6c encontra-se a microestrutura característica da estrutura hipereutética, constituída por grandes carbonetos primários hexagonais do tipo M_7C_3 e por colónias de eutético [6, 10].

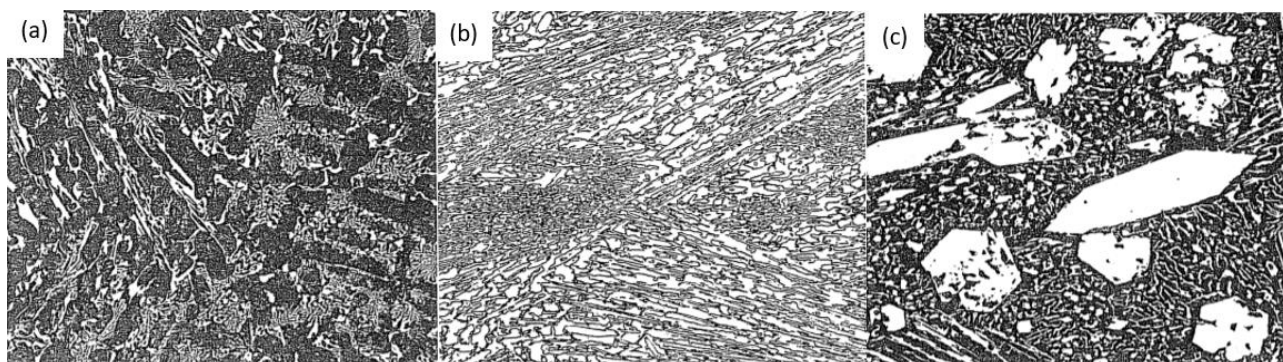


Figura 6 - Microestruturas características do estado bruto de fundição de ferros fundidos brancos *High-Cr*: (a) hipoeutético; (b) eutético; (c) hipereutético (com ampliação de 150X). Retirado de [10].

De ressaltar que existe a possibilidade de obter estruturas em estado bruto de fundição parcialmente martensíticas, que surgem em secções espessas das peças, e o seu aparecimento deve-se às baixas velocidades de arrefecimento nas regiões das peças mencionadas. Além do referido, ainda surgem pequenas quantidades de martensite em secções finas das peças, que se manifestam nas imediações dos carbonetos do tipo M_7C_3 . Na figura 7 é possível observar a variação dos teores de elementos como o C, Cr e Si nas proximidades dos carbonetos. Durante o arrefecimento, os carbonetos vão enriquecendo

em C e Cr, empobrecendo a austenite proeutética circundante, verificando-se ainda um aumento do teor em Si nessas mesmas regiões (regiões com cerca de 2 a 5 μm), uma vez que este elemento é completamente rejeitado pelos carbonetos eutéticos durante a solidificação. A zona mencionada, de empobrecimento em C e Cr e de enriquecimento em Si, encontra-se destabilizada, proporcionando um aumento da temperatura M_s para valores superiores aos da temperatura ambiente, originando pequenas quantidades de martensite. O fenómeno apresentado é o responsável pela inexistência de ferros fundidos brancos *High-Cr* com estrutura após vazamento exclusivamente austenítica. Por último, é importante acrescentar que as quantidades de martensite nas peças vazadas são baixas, e existem ainda grandes quantidades de austenite residual, assim, não se atingem os valores de dureza pretendidos, visto que estes serão apenas obtidos após a realização de tratamentos térmicos [4, 6, 7].

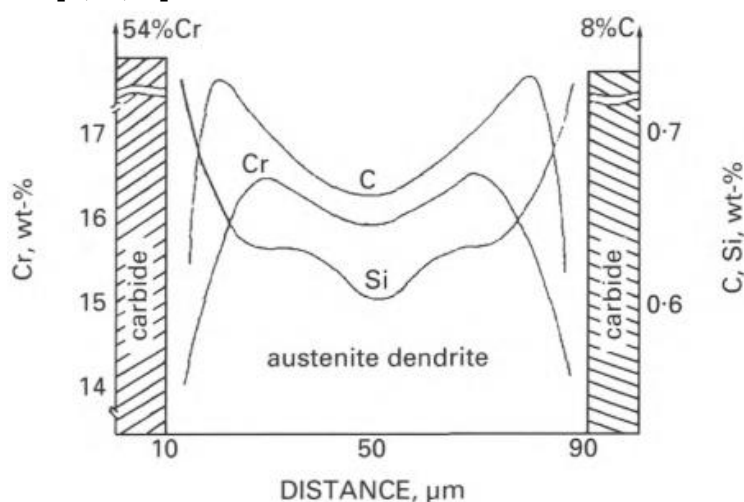


Figura 7 - Distribuição dos elementos químicos C, Cr e Si na austenite proeutética nas imediações de carbonetos do tipo M_7C_3 . Retirado de [7].

Na tabela 2 é possível observar a dureza característica das principais fases existentes nos ferros fundidos brancos *High-Cr*, que possuem durezas características de 430 HV, bem como dos carbonetos característicos [6].

Tabela 2 - Durezas características dos microconstituintes presentes nos ferros fundidos brancos *High-Cr*. Adaptado de [6].

Microconstituente	Dureza (HV)	Dureza (HRC)
Pearlite	de 300 a 460	de 30 a 46
Austenite	de 300 a 600	de 30 a 55
Martensite	de 500 a 1010	de 49 a 69
Carbonetos do tipo M_3C	de 840 a 1100	de 65 a 70
Carbonetos do tipo M_7C_3	de 1200 a 1600	de 71 a 76

Nota: Os valores de dureza HRC foram estimados a partir dos valores de dureza HV

2.1.1.3. Elementos de liga

De forma a maximizar propriedades mecânicas como a dureza e a resistência ao desgaste, após tratamento térmico, deve ser obtida uma estrutura martensítica. Isto é conseguido se a liga possuir uma quantidade suficiente de alguns elementos de liga, que têm como função inibir a formação de perlite durante o arrefecimento após tratamento térmico [4].

Previamente à abordagem dos elementos químicos habitualmente presentes nestas ligas, surge a necessidade de mencionar a temática da partição de elementos entre as fases que se formam durante o arrefecimento. Como referido previamente, durante o arrefecimento, o líquido origina duas fases sólidas: austenite e carbonetos do tipo M_7C_3 . Aquando da adição de elementos, existe a necessidade de ter em consideração em qual das fases estes elementos serão incorporados. Uma vez presentes nos carbonetos, estes deixam de ter efeito na temperabilidade da matriz austenítica. Durante a formação da austenite proeutética ou eutética, estes irão segregar para o líquido, elementos como o C, Cr, Mo e outros elementos formadores de carbonetos como o V, W, Ti e Nb. Em contrapartida, existem elementos que não são totalmente rejeitados pela austenite, estando presentes em ambas as fases sólidas formadas, como por exemplo o Mn. Existem elementos, como o Ni, Cu e Si, que não são rejeitados. Na prática, utilizam-se rácios de partição, que são calculados através da divisão entre o teor de um determinado elemento presente nos carbonetos pelo teor desse mesmo elemento na austenite [4, 7].

O carbono tem influência direta na quantidade de carbonetos formados, visto a sua quantidade aumentar proporcionalmente com o aumento do teor em C. O aumento da quantidade de carbonetos faz baixar o teor de Cr presente na austenite, assim, é possível concluir que o aumento do teor de C nestas ligas faz diminuir a temperabilidade das mesmas [6, 11].

O cromo é adicionado com três finalidades: formar carbonetos; aumentar a resistência à corrosão; estabilizar a estrutura e prevenir a oxidação nas aplicações sujeitas a elevadas temperaturas. O Cr está presente em elevada quantidade, contudo, a maioria deste está presente nos carbonetos, assim, o seu teor na austenite é muito baixo, existindo a necessidade de adicionar elementos que permitam atingir a temperabilidade desejada, especialmente nas secções espessas das peças. Os elementos mais utilizados para suprir o mencionado são o Mo, Ni, Mn e Cu, existindo a necessidade de controlar cuidadosamente a adição destes, uma vez que teores errados podem levar a problemas como: o não impedimento da formação de perlite, caso a adição destes seja abaixo do necessário; por outro lado, uma adição em excesso conduz a uma maior estabilização da austenite, e a um maior custo dos fundidos [6].

O molibdénio é adicionado em teores compreendidos entre os 0,5 e os 3%, tendo como efeito a inibição da formação de perlite durante o arrefecimento, mesmo que o fundido possua secções espessas munidas de velocidades de arrefecimento baixas. Este elemento possui sinergia quando adicionado em conjunto com elementos como o Ni, Cu e Mn. Em relação aos elementos mencionados, o Mo apresenta a vantagem de ser mais eficaz na prevenção da formação de grandes quantidades de austenite residual, uma vez que apresenta um efeito reduzido sobre a temperatura M_s . O Mo, tal como o Cr, é um formador

de carbonetos, podendo substituir átomos de Fe nos carbonetos do tipo M_7C_3 , ou formando os seus próprios carbonetos do tipo M_2C [4, 6, 7].

Para inibir a formação de perlite são utilizados elementos como o Mn, Cu e Ni, garantindo assim melhorias na temperabilidade. O Cu e o Ni estão presentes na matriz, enquanto o Mn é segregado parcialmente para os carbonetos, diminuindo a sua influência na temperabilidade. Os elementos mencionados são responsáveis por baixar a temperatura M_s , originando assim estruturas austeníticas após vazamento. De forma a evitar a retenção de austenite, os teores destes elementos estão, normalmente, compreendidos entre: 0,2 a 1,5% de Ni; até 1,2% de Cu; até 0,7% de Mn. Por norma, a soma dos teores destes elementos não deve ultrapassar os 2%, segundo Tabrett *et al* a combinação de Mo e Ni manifesta-se como sendo a mais eficaz na prevenção da formação de perlite durante o arrefecimento [6, 7].

O teor de silício deve ser mantido entre os 0,4 e os 0,9%, uma vez que apresenta impacto negativo no endurecimento da liga, visto favorecer a formação de perlite na estrutura [6].

2.1.1.4. Tratamentos térmicos

A otimização das propriedades mecânicas surge, geralmente, para as estruturas martensíticas obtidas por tratamento térmico, visto que, as estruturas martensíticas em estado bruto de fundição destas ligas contêm, geralmente, quantidades significativas de austenite não transformada, o que implica a inexistência da máxima dureza. Pelo mencionado, existe a necessidade de realizar um tratamento térmico de têmpera, de forma a ser obtida a desejada estrutura martensítica. Na figura 8 encontra-se a representação esquemática do tratamento mencionado, onde é enfatizada a necessidade de ser aplicada uma velocidade de arrefecimento baixa a partir dos 650 °C, de forma a evitar a fissuração e a geração de tensões internas. Nestas ligas utilizam-se temperaturas de austenitização compreendidas entre 1010 e 1090 °C, por um intervalo de tempo superior a 4 horas. Após a realização da têmpera, os fundidos podem ser colocados em serviço, no entanto, é recomendado um revenido a uma temperatura entre 200 e 230 °C por um período de 2 a 4 horas, tendo por finalidade a recuperação da tenacidade, o alívio de tensões e a transformação, eventual, de alguma da austenite residual que permanece após a realização da têmpera [3, 4].

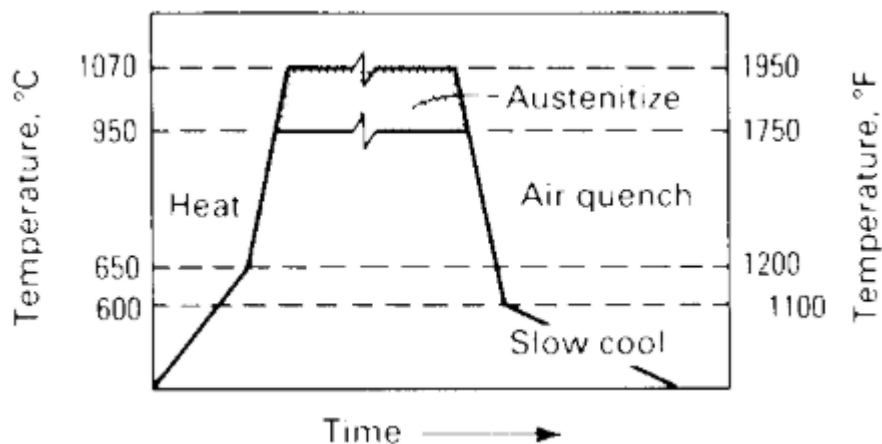


Figura 8 - Representação esquemática do tratamento térmico de têmpera a que estas ligas são, normalmente, sujeitas. Retirado de [3].

Devido à elevada dureza, característica das estruturas em estado bruto de fundição deste grupo de ligas, existe a necessidade de realizar o recozimento dos componentes que se destinam a ser maquinados, sendo assim garantido o amaciamento necessário para a melhoria da apetência à maquinagem. Recorre-se ao recozimento com o objetivo de transformar a matriz característica do estado bruto de fundição numa matriz perlítica, tornando assim o material mais macio. O recozimento pode ser: (i) de estágio duplo, que se caracteriza por um primeiro estágio a uma temperatura que varia entre os 955 e os 1010 °C e tem como objetivo a destabilização da austenite (empobrecimento da austenite em C e de outros elementos de liga através da precipitação de carbonetos secundários), ficando esta mais suscetível a transformar-se em perlite, em seguida é executado um segundo estágio à temperatura de 760 °C, entre 10 a 50 horas, para assegurar a transformação completa da austenite; (ii) de estágio simples, o qual consiste na realização de um estágio a uma temperatura entre 690 °C e 705 °C, este tipo de recozimento não é aconselhável para ligas com elevada temperabilidade [3, 4, 6].

2.1.1.5. Pele de fundição

Geralmente, a superfície exterior dos fundidos, denominada de pele de fundição, é caracterizada por possuir uma microestrutura e propriedades mecânicas distintas do restante fundido. A pele possui rugosidade e, sendo esta dependente do tipo de moldação/molde utilizado, é expectável uma rugosidade superior para fundidos vazados em areia. Esta diferença de morfologia no fundido é originada pela diferença de temperaturas entre a moldação e o metal líquido assim como pelas reações químicas que ocorrem entre o metal e a atmosfera e/ou entre o metal e o material da moldação. A pele da peça contempla a zona superficial do fundido em que a microestrutura deste se encontra alterada existindo, deste modo, a possibilidade de estimar a sua espessura recorrendo à microscopia ótica. Os estudos realizados indicam que as zonas da peça com secções mais espessas originam peles com maior espessura. A espessura desta camada

varia com a velocidade de arrefecimento, com a composição química do material, com o tipo de molde/moldação e com processos de limpeza executados após solidificação [1].

Podem ocorrer dois tipos de interação distintos entre a liga vazada e a moldação de areia [1]:

- Interações físicas - resultam da interação entre o metal vazado e a areia da moldação, e ocorrem devido à pressão metalostática e à pressão capilar. A primeira é responsável por empurrar o metal líquido entre os grãos de areia da moldação, a segunda é a pressão que contraria a entrada do metal líquido nas paredes da moldação. Se a pressão metalostática for inferior à pressão capilar o metal líquido não penetra os grãos da primeira camada de areia, dando origem à rugosidade superficial. Por outro lado, se a pressão metalostática for superior à pressão capilar, verifica-se a penetração do metal líquido entre os grãos de areia, originando uma camada onde se forma um compósito metal-sílica;
- Interações químicas - o metal líquido reage quimicamente com a areia da moldação e/ou com os gases presentes entre os grãos de areia. O carbono presente no metal vazado pode oxidar por intermédio do oxigénio ou pelo vapor de água presente na moldação, deixando o metal empobrecido em C, desencadeando assim, a oxidação do ferro presente no banho metálico. Nos casos extremos, o ferro oxidado sob a forma de FeO reage com a sílica dos grãos de areia levando à formação de faialite (Fe_2SiO_4), caracterizado por um baixo ponto de fusão (1180 °C), que irá penetrar no metal líquido.

2.2. Maquinagem e maquinabilidade

2.2.1. Conceitos

2.2.1.1. Maquinagem

A maquinagem contempla um amplo leque de processos que visam a remoção de excessos de material, normalmente sob a forma de apara, de uma peça de trabalho. Estes processos são empregues com o objetivo de remover material de uma peça de trabalho e, assim, transformar fundidos, objetos forjados ou blocos de material na forma desejada. De uma forma genérica, um processo de maquinagem consiste na remoção de material de uma peça de trabalho com recurso a uma ferramenta de corte. Por norma, uma grande maioria dos componentes produzidos exigem maquinagem, garantindo que estes cumpram as cotas para as quais foram projetados. Por vezes, os processos de maquinagem possuem o maior custo associado à produção de uma determinada peça e, os metais constituem a principal família de materiais que requisita a maquinagem na indústria [12-15].

Existem diversos processos de maquinagem, entre os quais se destacam: o torneamento, a fresagem e a furação. Na indústria, os processos mencionados, podem ser executados em máquinas específicas para a realização de cada um dos processos, ou então podem ser realizados em máquinas capazes de combinar múltiplos processos, denominadas por centros de maquinagem, existindo ainda a possibilidade de serem controladas numericamente (CNC's). Para além dos três processos mencionados ainda se podem destacar: a serração e processos abrasivos [14].

A maquinagem de materiais duros consiste, nos dias de hoje, num dos maiores desafios da indústria. Tradicionalmente, o corte de metais do tipo ferro fundidos branco *High-Cr* é feito por processos abrasivo ou por maquinagem com recurso a ferramentas com diamante, os quais chegam a representar entre 60 a 90% do custo final do produto. Assim, surgiu a necessidade de inovar, inovação essa que passou pelo desenvolvimento e melhoramento das ferramentas de corte e pela definição de métodos de maquinagem convenientes. As condições e mecanismos de corte, a geometria e os materiais constituintes das ferramentas de corte, bem como as condições de lubrificação têm influência direta nas temperaturas atingidas nas superfícies durante a maquinagem, o que resulta num aumento do desgaste das ferramentas de corte e na degradação do estado superficial das peças maquinadas [16, 17].

2.2.1.2. Maquinabilidade

As propriedades dos materiais têm influência direta na aptidão destes para serem maquinados, surgindo assim a definição de maquinabilidade. Esta é definida pela maior ou menor facilidade com que um determinado material é maquinado, atendendo à ferramenta e às condições de corte selecionadas. Um dos fatores principais a ter em consideração aquando da maquinagem de um componente é o desgaste da ferramenta de corte, uma vez que o aumento deste, resulta no aumento da dificuldade em maquinar a peça. Para avaliar a maquinabilidade de um determinado material são considerados seis critérios: (i) tempo de vida da ferramenta; (ii) forças de corte; (iii) acabamento superficial obtido; (iv) facilidade de remoção da apara formada; (v) temperatura atingida na zona de corte; (vi) taxa de remoção de material [13-15].

O conceito maquinabilidade é um conceito complexo, visto existirem diversos fatores que conduzem à atribuição de boa maquinabilidade, isto é, um material pode caracterizar-se por possuir boa maquinabilidade por este permitir tempos de vida útil prolongados às ferramentas de corte, enquanto, um segundo material pode apresentar boa maquinabilidade por permitir obter melhor acabamento superficial [13, 14].

Como referido anteriormente, a elevada resistência ao desgaste dos ferros fundidos brancos *High-Cr* está associada à sua estrutura martensítica e à quantidade elevada de carbonetos primários e eutéticos, do tipo M_7C_3 . Um dos principais desafios na maquinagem de ferros fundidos *High-Cr* está associado à presença de uma elevada fração volúmica de carbonetos (CVF), visto que induzem elevados esforços de desgaste, resultando na falha precoce das ferramentas de corte. Silva *et al* propõem que a adição de 0,5 % de Nb promove a diminuição da CVF de 27,3 para 24,83%, promovendo assim um aumento do tempo de vida útil da ferramenta de corte de 50%. Ademais, é afirmado que a principal causa do desgaste das ferramentas de corte é a abrasão causada pelos carbonetos primários presentes na estrutura, deste modo, reduzindo a sua concentração, promove-se a diminuição do desgaste das ferramentas [18, 19].

2.2.2. Torneamento

O torneamento é um processo de corte por arranque de apara que permite gerar superfícies de revolução, através da combinação de dois movimentos, a rotação da peça a maquinar e o avanço da ferramenta de corte. A combinação destes movimentos permite realizar inúmeras operações de corte, entre as quais se destacam pela sua frequência: o facejamento, o torneamento exterior e interior cilíndrico e de perfis, a abertura de rasgos e ranhuras, entre outros. O avanço da ferramenta pode ocorrer: de forma paralela em relação ao eixo de rotação da peça, que resulta numa redução do diâmetro; ou pode ocorrer de forma perpendicular ao eixo de rotação, movimento típico de uma operação de facejamento [13, 20, 21].

Para a obtenção dos resultados da presente dissertação, será utilizado o torneamento a seco. Este tipo de torneamento possui vantagem como: (i) elevada produtividade; (ii) controlo do tipo de apara formado; (iii) reciclagem da apara; (iv) baixo impacto ambiental, quando comparada com técnicas de torneamento que utilizam lubrificantes e óleos. Neste tipo de torneamento, a temperatura na zona de corte é mais elevada, o que torna imprescindível o uso das ferramentas de corte indicadas, como por exemplo pastilhas de carboneto de tungsténio com revestimento ou pastilhas de nitreto de boro cúbico. Os revestimentos utilizados devem possuir baixo coeficiente de fricção e baixa condutividade térmica, assim, surgem os revestimentos à base de TiAlN, os quais são ideais para o torneamento a seco de ligas ferrosas, tais como os ferros fundidos [1].

2.2.2.1. Parâmetros de corte

No processo de torneamento são definidos três parâmetros de corte:

- Velocidade de corte (v_c), a qual é expressa em metros por minuto [m/min] e é definida pela velocidade da superfície, na qual a ferramenta se move. Esta é calculada com recurso à equação 1, e é calculada através do diâmetro a maquinar (D_m) e da velocidade de rotação da peça (n);
- Profundidade de corte (a_p) é expressa em milímetros [mm] e é caracterizado pelo comprimento que a ferramenta penetra na peça, definindo assim a altura da apara do material removido;
- Avanço de corte (f_n), apresenta-se em milímetros por rotação [mm/rot] e representa o movimento da ferramenta, determinando a espessura da apara do material removido. Este é o parâmetro principal para determinar a qualidade da nova superfície, e também possui influência na geometria da apara.

$$v_c = \frac{\pi * D_m * n}{1000} \text{ [m/min]} \quad \text{Eq. 1}$$

Os parâmetros apresentados têm impacto direto no tempo de vida útil das ferramentas de corte e a sua otimização conduz a um aumento da produtividade do processo de maquinagem. Contudo, analisados individualmente, estes possuem diferentes impactos no tempo de vida das ferramentas (Figura 9), sendo a velocidade de corte o

parâmetro com maior influência, seguida pelo avanço e por último surge a profundidade de corte.

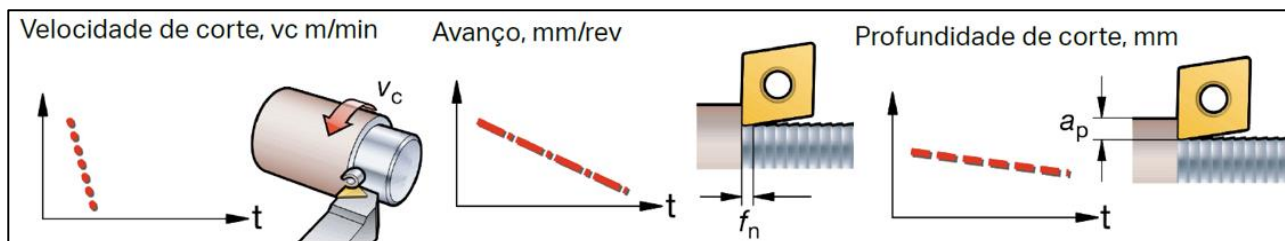


Figura 9 - Impacto dos diferentes parâmetros de corte no tempo de vida das ferramentas de corte e apresentação esquemática dos diferentes parâmetros na prática. Adaptado de [21].

2.3. Ferramentas de corte

2.3.1. Materiais utilizados

A seleção do material das pastilhas de corte é um dos fatores fulcrais a ter em consideração para que o processo de maquinagem seja efetivo. Durante o corte as pastilhas estão sujeitas, simultaneamente, a elevadas cargas mecânicas (tais como: tensões, vibrações e, por vezes, impacto) e a elevadas temperaturas (podendo atingir os 700 °C em alguns casos). Para além do mencionado, é importante salientar o impacto no desgaste das pastilhas do atrito gerado entre a pastilha e a apara, e entre a pastilha e a nova superfície gerada. Assim, as propriedades mais relevantes na seleção do material para uma ferramenta de corte são a dureza e a tenacidade. A dureza confere a resistência à deformação e ao desgaste, possuindo real importância a temperaturas elevadas, enquanto a tenacidade é responsável por conferir resistência ao impacto e às vibrações. Idealmente o material indicado seria aquele que possuísse maior dureza e maior tenacidade, posicionado no canto superior direito do gráfico presente na figura 10, contudo, o aumento da tenacidade resulta em perda de dureza, e vice-versa. Assim a seleção do material recaí sobre aquele que melhor se enquadra em determinada aplicação [22-24].

Pelo enunciado, existem alguns fatores a ter em ponderação na seleção dos materiais das pastilhas de corte, como: (i) a dureza do material da pastilha deve ser mantida a elevada temperatura; (ii) o material da pastilha deve apresentar baixo desgaste, tanto por abrasão como por adesão; (iii) em corte interrompido/intermitente o material deve apresentar tenacidade para evitar a fratura precoce; (iv) não deve interagir quimicamente com o material da peça; (v) deve ser quimicamente estável para resistir à oxidação e difusão [22].

Os materiais mais utilizados, atualmente, são (os materiais estão ordenados por ordem crescente de dureza) [21, 22]:

- Aços rápidos (HSS);
- Metal duro (carbonetos sinterizados): composto de carboneto de tungsténio com um ligante, normalmente é utilizado o cobalto em teores entre os 6 e os 12%. Derivado destes, surgem os Cermet (cerâmica-metal) constituídos

por carbonetos de tungstênio e carbonetos de titânio, sendo ligados por níquel crômio;

- Cerâmicos baseados em alumina e nitreto de silício;
- Materiais de altíssima dureza como o diamante policristalino e o nitreto cúbico de boro (CBN).

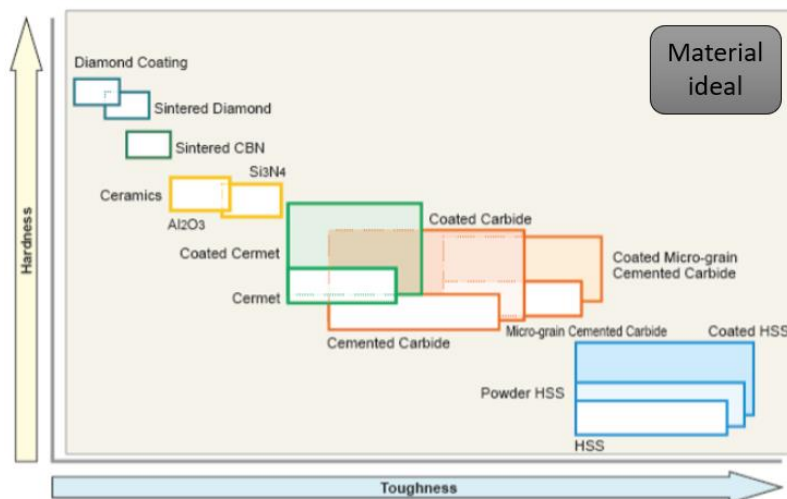


Figura 10 - Comparação entre a dureza e a tenacidade dos materiais comumente utilizados em pastilhas de corte. Adaptado de [24].

Para a realização do trabalho experimental da presente dissertação foram selecionadas pastilhas de corte de carbonetos sinterizados e pastilhas de CBN. Em seguida, irão ser apresentados os materiais mencionados.

2.3.1.1. Metal duro

As ferramentas de metal duro, também conhecidas por ferramentas de carbonetos sinterizados são constituídas por dois tipos diferentes de materiais: carbonetos muito duros, geralmente, de carboneto de tungstênio (WC); e, por um aglomerante, normalmente, o cobalto. O Co surge com teores compreendidos entre 6 e 12% e atua como ligante, caracterizando-se por possuir um ponto de fusão (de 1493 °C) superior ao dos carbonetos de tungstênio (de 1275 °C) [22].

Na produção das pastilhas de corte é possível alterar a granulometria dos carbonetos e/ou utilizar diferentes teores de ligante, existindo ainda a possibilidade de adicionar carbonetos de tântalo (TaC), vanádio (VC) e titânio (TiC). A dureza das pastilhas pode ser incrementada com a diminuição da granulometria dos carbonetos ou com a redução do teor de ligante, apresentando valores compreendidos entre os 600 e os 2100 HV. Os carbonetos são responsáveis por conferir dureza a quente e resistência ao desgaste, enquanto o Co confere tenacidade. As pastilhas são produzidas por pulverometalurgia, técnica que consiste na mistura dos seus constituintes, sob a forma de pó, seguida de compactação, prensagem, sinterização em fornos com atmosfera controlada, corte e retificação [13, 22].

O metal duro é classificado segundo a norma ISO 513:2012 em seis grupos [22]:

- P, indicado para aços de baixo e médio carbono;
- M, indicado para aços inoxidáveis;
- K, ideal para ferros fundidos e aços ligados;
- H, para aços temperados e endurecidos;
- S, para ligas de titânio e ligas resistentes a altas temperaturas;
- N, para ligas de alumínio.

Embora as pastilhas de metal duro possuam propriedades únicas, existe a possibilidade de as incrementar, e, para tal utilizam-se revestimentos. A combinação de uma matriz tenaz com um revestimento de elevada dureza é vantajosa, permitindo aumentar o tempo de vida útil das ferramentas de corte entre duas a seis vezes. Os revestimentos são, por norma, aplicados em múltiplas camadas. Estes têm como principais objetivos: (i) revestir o substrato tenaz com um material com elevada dureza a altas temperaturas e elevada resistência ao desgaste; (ii) inibir reações químicas entre o substrato e a peça, através da aplicação de um revestimento de maior estabilidade química; (iii) garantir ligação entre revestimentos e entre o revestimento e o substrato, de forma a prevenir fissuração ou lascamento do revestimento, sendo muito importante em técnicas de maquinagem por corte interrompido ou em desbaste; (iv) impedir que os gradientes térmicos e os coeficientes de dilatação do substrato e dos revestimentos induzam tensões, evitando assim a falha de coesão entre camadas [13, 22, 25].

2.3.1.2. Nitreto cúbico de boro (CBN)

O nitreto cúbico de boro é caracterizado pelas suas propriedades mecânicas excepcionais, as quais são conferidas pela sua estrutura cristalina e pelas ligações covalente presentes. O CBN é um dos materiais conhecidos que apresenta maior dureza, ficando apenas atrás do diamante, contudo, apresenta algumas propriedades superiores como a tenacidade à fratura e a resistência à oxidação. Este tipo de pastilhas é utilizado na maquinagem de aços martensíticos ou em ligas de elevada dureza (entre 55 a 68 HRC), uma vez que oferecem elevada dureza e resistência a altas temperaturas. Por norma, as pastilhas de CBN são utilizadas em processos a seco, permitindo tirar vantagem da elevada temperatura na zona de contacto com a peça de trabalho, originando o amaciamento do fundido localmente. A maquinagem a seco inibe ainda choques térmicos, que poderiam ser causados pelo uso de arrefecedores e/ou lubrificantes [26].

Laboratorialmente é difícil de obter CBN puro, desta forma, este é utilizado sob a forma de nitreto cúbico de boro policristalino (pCBN). Na produção dos componentes constituídos por CBN, os grãos deste são sinterizados com o auxílio de um ligante a altas pressões e temperaturas. As pastilhas de corte com CBN caracterizam-se por serem compósitos cerâmicos, com um teor de CBN que pode variar entre os 40 e os 65%. Neste tipo de pastilha, o ligante cerâmico aumenta a resistência ao desgaste da pastilha, prevenindo o desgaste químico dos CBN. Existem ainda pastilhas que possuem teores de pCBN mais elevados, dos 85 até aos quase 100%, as quais possuem ligante metálico, com vista a incrementar a sua tenacidade. As ferramentas de corte cerâmicas caracterizam-se por promoverem forças de corte inferiores, tempos de vida útil superiores e permitem a

obtenção de acabamentos superficiais melhores, comparativamente com as ferramentas de carbonetos, no entanto as propriedades mecânicas precisam ser melhoradas [27, 28].

Na figura 11, é possível observar um aumento da condutividade térmica e da resistência ao desgaste para os aumentos do teor de CBN e do tamanho de grão presente na pastilha. Um grão mais fino permite obter pastilhas de corte com melhor qualidade da aresta de corte, um requisito relevante na realização da etapa de acabamento, uma vez que permite obter ótimos acabamentos superficiais. As pastilhas com elevadas quantidades de CBN são as indicadas para etapas de desbaste, devido à sua elevada condutividade térmica, permitindo rápida dissipação do calor gerado na interface pastilha/peça [28].

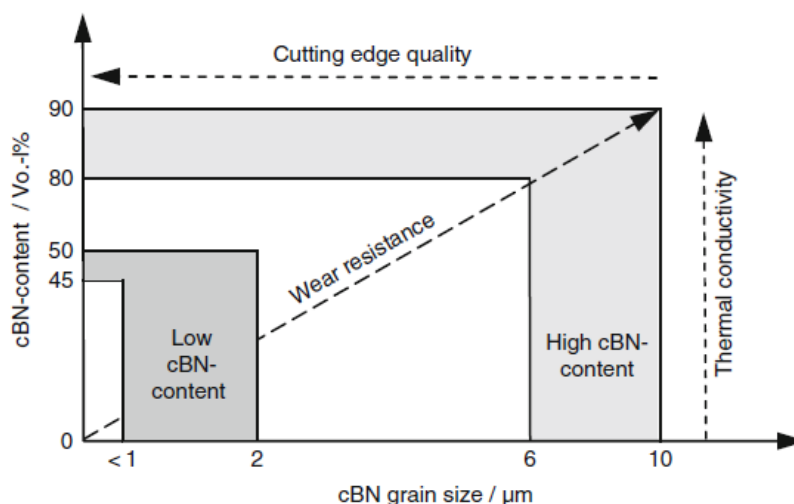


Figura 11 - Efeito do teor de CBN e do tamanho de grão em propriedades como a resistência ao desgaste, a condutividade térmica e a qualidade da aresta de corte. Retirado de [28].

2.3.2. Tipos de ferramentas

A seleção da geometria adequada para uma determinada aplicação tem grande importância no processo de maquinagem, visto que possui influência direta na formação da apara, a qual é responsável por originar distribuições de temperaturas e tensões distintas na ferramenta, podendo ainda originar rugosidades superficiais distintas. Com o objetivo de garantir a funcionalidade da ferramenta de corte, existe a necessidade de ter em conta, aspetos como: tensões mecânicas geradas na pastilha; impacto da fricção e dos arrefecedores na temperatura da pastilha durante a operação; assegurar a rápida troca e posicionamento correto das arestas de corte; ser versátil; custos de fabrico e manutenção [13, 21, 28].

Existem dois tipos de ferramenta de corte, as sólidas (inteiriças) e as pastilhas. No presente trabalho, apenas serão tidas em consideração as pastilhas, que passarão a ser detalhadas de seguida.

De acordo com os modos de fixação das pastilhas ao porta-ferramentas, estas podem ser fixas por soldadura ou por ação de um grampo ou parafuso. A fixação por grampo ou parafuso possui a vantagem de permitir a utilização de pastilhas de corte com múltiplas arestas de corte. Desta forma, se uma aresta esgotar o seu tempo de vida útil,

a pastilha pode ser, facilmente, rodada, disponibilizando uma nova aresta. As pastilhas para este tipo de fixação podem possuir ou não um orifício central, sendo que o grampo apresenta maior versatilidade, visto permitir a acoplagem da pastilha ao porta-ferramenta quer esta possua ou não orifício central [28].

2.3.3. Geometria de corte

As arestas de corte podem ser retilíneas, curvilíneas ou mistas. A sua orientação, esquerda ou direita, é definida pelo sentido de avanço. A aresta de corte em contacto com a peça a maquinar origina ângulos que tem influência no desgaste da ferramenta de corte, entre eles destaca-se: ângulo de posição da aresta (KAPR), referente à posição da aresta em relação à direção de avanço; ângulo de ataque (PSIR), definido pelo ângulo entre a aresta de corte e o plano da peça (Figura 12). A diminuição do ângulo de posição induz a uma maior distribuição do calor geral e das solicitações mecânicas, uma vez que se distribuem por um maior comprimento da pastilha, favorecendo um tempo de vida mais prolongado [13, 21].

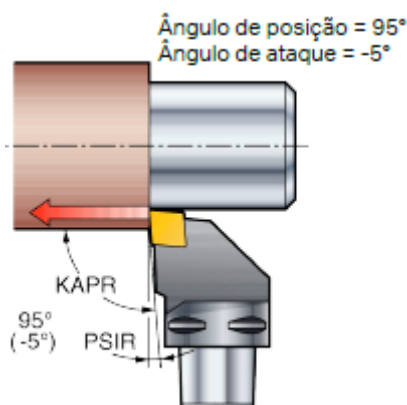


Figura 12 - Representação esquemática dos ângulos de posição e de ataque. Retirado de [21].

Outra importante configuração da pastilha é o raio da ponta (RE) desta, uma vez que o seu aumento é responsável por uma melhoria no acabamento superficial, e aumento do tempo de vida. Todavia, se aumentado em exagero, pode conduzir ao desgaste da aresta secundária de corte, tendo influência negativa no tempo de vida e no acabamento superficial. Um valor de RE elevado aumenta a robustez da aresta de corte, permitindo a utilização de profundidades de corte superiores e avanços maiores, sendo de salientar que a profundidade de corte não deve ser inferior ao RE [21].

2.3.3.1. Ângulos de inclinação e saída

Existem dois ângulos introduzidos pelo porta-ferramentas: ângulo de inclinação (LAMS), no qual a pastilha é montada no porta-ferramentas, este ângulo e a geometria da pastilha definem o ângulo de corte, dispondo de uma influência direta na direção de formação da apara; ângulo de saída (GAMO), ângulo entre o corte e a aresta de corte, este tende a ser sempre positivo, de forma a aumentar o ângulo de ataque (Figura 13).

Valores superiores de ângulo de ataque, requerem menor trabalho para a remoção da apara, propiciando uma redução nas forças de corte e, conseqüentemente, uma diminuição da potência de corte, o que origina um decréscimo da temperatura atingida na aresta de corte, aumentando o tempo de vida da mesma [13, 21].

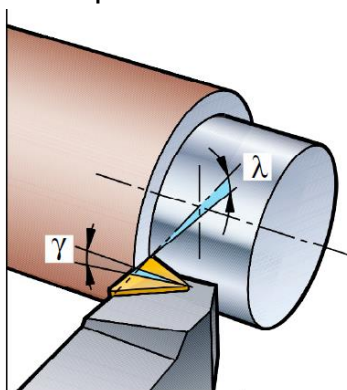


Figura 13 - Representação esquemática dos ângulos de saída (γ) e de inclinação (λ). Retirado de [21].

Existem ainda pastilhas de corte positivas e negativas (Figura 14), o critério para esta distinção está relacionado com o ângulo de saída. As pastilhas negativas possuem arestas de corte em uma ou nas duas faces, enquanto as positivas apenas apresentam numa face. As primeiras são indicadas para condições de corte difíceis, pois não possuem folga (ângulo entre a face frontal da pastilha e o eixo vertical da peça), o que permite conferir maior resistência à aresta de corte, por outro lado, as pastilhas positivas são ideais para etapas de acabamento e possuem folga lateral [21, 28].

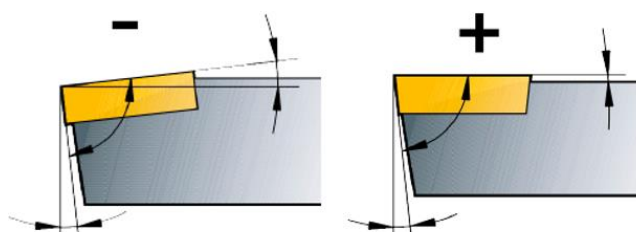


Figura 14 - Representação esquemática de pastilhas de corte negativas (à esquerda) e positivas (à direita). Retirado de [21].

2.3.3.2. Formato da pastilha de corte

Existem diversos formatos de pastilhas, o que invoca a necessidade de uma seleção criteriosa da mesma, com base nas suas características e no modo como estas se adaptam à etapa e ao tipo de torneamento a ser executado. Na figura 15, é possível observar os diferentes formatos disponíveis, bem como a designação ISO de cada um, ressaltando que a resistência da aresta de corte decresce da esquerda para a direita. Os formatos posicionados à esquerda (do tipo R, S, C) permitem a aplicação de maiores taxas de avanço e maiores forças de corte, no entanto apresentam a desvantagem de introduzirem no processo maiores vibrações. No anexo A está presente uma tabela que indica algumas

propriedades e as condições de corte à qual cada pastilha se adequa da melhor forma [21].

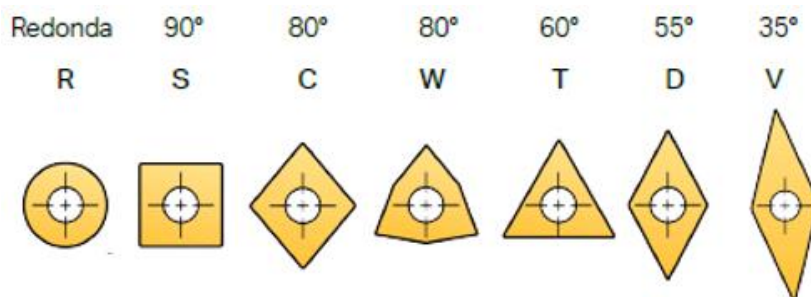


Figura 15 - Formato das pastilhas de corte existente no mercado. Adaptado de [21].

Na realização da componente prática da presente dissertação serão utilizadas pastilhas de corte e porta-ferramentas da *SECO*, assim surge a necessidade de explicar a designação utilizada pelo fabricante para estes componentes [29]:

- pastilha de corte, referenciadas por uma sequência de: (i) quatro letras, em que cada uma representa, respetivamente, o formato da pastilha, o ângulo de folga, as tolerâncias e o tipo de pastilha; (ii) seis números, em que cada par de números, representa o comprimento da aresta de corte, a espessura da pastilha e o raio de ponta da pastilha; (iii) demais números ou letras passíveis de referenciar informação não essencial, tal como sentido de corte, informações do fabricante, entre outros. A título de exemplo, uma pastilha, com a referência CNMN090308S, caracteriza-se por ser uma pastilha do tipo C, com um ângulo de folga N (de 0°), tolerância M, sem quebra apara, com uma aresta de corte de 0,9 mm, espessura de 0,3 mm e um raio de ponta de 0,8 mm;
- porta-ferramentas, referenciados, sequencialmente, por: (i) cinco letras, que representam, respetivamente, o sistema de fixação, o formato da pastilha, o tipo de ferramenta, o ângulo de folga e o sentido de corte; (ii) quatro números, em que cada par destes representa a altura e a largura da haste do porta-ferramenta; (iii) uma letra que define o comprimento do porta-ferramenta; (iv) dois números que representam o comprimento da aresta de corte. A título de exemplo, um porta-ferramentas com a referência CCLNR3225P09 possui um sistema de fixação C (por grampo), concebido para a fixação de pastilhas do tipo C, com um tipo de ferramenta L, para pastilhas com um ângulo de folga de 0° e permite um corte em sentido direito. Possui 32 mm de altura, 25 mm de largura, um comprimento P (correspondente a 170 mm) e permite a utilização de pastilhas com 0,9 mm de comprimento de aresta de corte.

2.3.4. Fenomenologia de Corte e desgaste das ferramentas de corte

As pastilhas de corte, no decorrer do processo de maquinagem, estão sujeitas a esforços mecânicos intensos, e como consequência verificar-se-á elevado desgaste nas mesmas. Desta forma, surge um conceito relevante, o tempo de vida útil, que define o

tempo em que a aresta de corte corta sem se verificar uma redução significativa das suas propriedades. Contudo, as ferramentas nem sempre atingem o seu tempo de vida útil, o qual pode ser reduzido devido a fatores como: (i) fratura precoce da aresta de corte, que ocorre quando as força de corte são superiores às suportadas pela ferramenta; (ii) temperatura, uma vez que, quando atingidas temperaturas muito elevadas, estas são capazes de amaciar o material da ferramenta de corte, resultando em uma deformação plástica na zona de corte e à consequente perda de fio; (iii) desgaste gradual, este ocorre ao longo do tempo e leva à alteração da forma da pastilha originando redução da eficácia de corte [13, 22].

O desgaste é desencadeado, maioritariamente, por três mecanismos: (i) adesão, durante o processo de corte pode verificar-se a união da apara à pastilha, que por processos de fricção são arrancados, arrastando consigo material da pastilha; (ii) abrasão, resultante do contacto entre a pastilha de corte e constituintes duros do material a maquinar, levando à remoção de material da pastilha; (iii) difusão, desencadeada por temperaturas elevadas, originando a difusão de elementos químicos da pastilha para as aparas formadas [13].

O desgaste das ferramentas surge em três zonas distintas destas: na superfície de maior área (face de ataque); na superfície lateral (face de saída); na aresta de corte. No torneamento, existem dois mecanismos de desgaste característicos, como: desgaste de flanco, que ocorre nas faces de saída e é originado por mecanismos de adesão e abrasão; desgaste em cratera, o qual ocorre por difusão e se verifica na face de ataque da ferramenta [13, 22].

A maquinagem de ferros fundidos brancos *High-Cr*, no estado bruto de fundição, resulta no desgaste abrupto das ferramentas de corte, este é causado pela presença do carbonetos M_7C_3 [17].

2.4. Estudo da maquinabilidade dos ferros fundidos brancos *High-Cr*

Na maquinagem de materiais com durezas superiores a 45 HRC, as dificuldades inerentes ao processo aumentam, uma vez que existe uma alteração na tipologia das aparas geradas, que advêm das forças de corte locais, as quais são responsáveis pelo aumento das forças e da temperatura na superfície de maquinagem. De forma a contrariar o mencionado, utilizam-se ferramentas de corte cerâmicas ou de nitreto cúbico de boro policristalino (pCBN). Estes materiais possuem elevada dureza e permitem a utilização de velocidades de corte muito elevadas (usualmente, de 150 a 600 m/min para as ferramentas cerâmicas e de 80 a 300 m/min para as ferramentas pCBN), apresentando ainda boa tenacidade e resistência ao choque térmico [21, 30, 31].

Lin *et al* estudaram o desgaste de ferramentas de corte com teor de CBN de 45 a 50% num aço AISI 4340 com dureza compreendida entre os 50 e 59 HRC. No estudo em apreço, foram estudados parâmetros como a velocidade de corte, temperatura de corte e força de corte. Os principais resultados apontam para o aumento do tempo de vida da ferramenta até uma velocidade de corte de, aproximadamente, 80 m/min, valor a partir do qual começa a diminuir. Para velocidades baixas, a abrasão exercida na ferramenta de corte é a responsável pela degradação desta, em contrapartida, com o aumento da

velocidade, foi observada a formação de uma camada aderente à ferramenta de corte (TPL), responsável pela diminuição da taxa de desgaste desta. Para velocidades superiores a 80 m/min, constataram uma alteração na morfologia da apara, o que resultou num aumento da força de fricção, originando a adesão entre a superfície da ferramenta e a superfície da peça de trabalho, o que resultou num aumento drástico do desgaste da ferramenta de corte (Figura 16). O andamento das curvas presentes na figura 16 corroboram o aumento do tempo de vida útil da ferramenta até velocidades de, aproximadamente, 80 m/min, valor após o qual se contempla uma redução desse mesmo tempo [32].

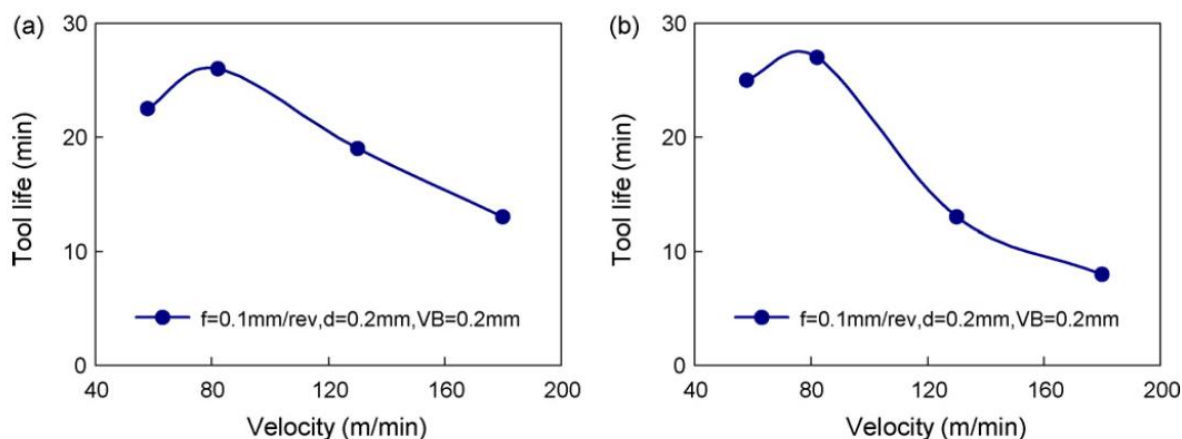


Figura 16 - Tempo de vida útil da ferramenta de corte versus a velocidade de corte amostras com durezas de: 50 HRC (a) e 57 HRC (b), retirado de [32].

Chen *et al* estudaram o desempenho de dois tipos de ferramentas de corte CBN na maquinagem de um FF RA *High-Cr* com um teor de crómio superior a 25%. Os dois tipos de ferramentas de corte em estudo, consistem em: ferramenta de corte com 90% de CBN (pCBN); e, ferramenta de corte de CBN sem ligante (bCBN), aproximadamente 100% de CBN. Os parâmetros de desempenho em estudo consistiram em: forças de corte, desgaste da ferramenta de corte, rugosidade superficial da peça de trabalho e estabilidade do processo. Como resultados obtidos, é de salientar o comportamento distinto, tal como expectável, das ferramentas bCBN e pCBN [33]:

- as forças de corte produzidas pela ferramenta bCBN aumentam mais rapidamente;
- as ferramentas de corte bCBN permitiram obter um acabamento superficial superior e uma maior estabilidade durante a realização do processo;
- as ferramentas de corte pCBN caracterizaram-se por possuir um desgaste mais lento, o que resulta num maior tempo de vida útil da ferramenta;
- a inexistência de ligante nas ferramentas bCBN conduz a um desgaste químico mais intenso, permitindo reações com o material da peça de trabalho;
- teores de C e Si inferiores nos FF RA *High-Cr* resultam em forças de corte e desgastes mais acentuados das ferramentas de corte.

Gutnichenko *et al* analisaram o desgaste das ferramentas de corte CBN e as dinâmicas de maquinagem de FF RA *High-Cr* com teor de Cr superior a 25%. Utilizaram

dois tipos de ferramentas CBN, uma com 90% CBN e outra com 97% CBN, exercendo ainda variações nos teores de C e Si nas amostras a estudar. Os resultados obtidos vão de encontro ao estudo mencionado anteriormente, realizado por Chen *et al*, contudo é de acrescentar que maiores teores de Si favorecem a formação de uma TPL maior, mais estável, e que provoca uma diminuição, drástica, das vibrações [34].

Embora existam muitos estudos relativos à utilização de ferramentas de CBN na maquinagem de materiais duros, como por exemplo, o ferro fundido branco, existe um consenso para muitos autores, em que é afirmado que um fator negativo deste tipo de pastilhas é o seu elevado custo. Como alternativa, surgem as ferramentas de carbonetos, as quais despontam devido ao desenvolvimento na indústria dos revestimentos. Como verificado anteriormente, a aplicação de revestimentos resulta numa melhoria de propriedades mecânicas, como a resistência à fratura, tenacidade, resistência ao choque térmico, resistência ao desgaste e dureza das ferramentas. Ravi *et al* estudaram a maquinabilidade de ferros fundidos brancos *High-Cr* com recurso a ferramentas de carbonetos sinterizados com múltiplas camadas de revestimento (TiC/TiCN/Al₂O₃). Como principais conclusões destacam que os melhores desempenhos das pastilhas se verificam para velocidades de corte entre os 40 e os 110 m/min, constatando ainda uma diminuição das forças de corte aquando da aplicação de velocidades maiores. Na eventualidade de serem atingidas as condições de corte ótimas, as pastilhas de carbonetos tornam redundante o uso de pastilhas CBN, uma vez que tem um custo bastante inferior, de aproximadamente um décimo [17].

3. Materiais e métodos

Neste capítulo são apresentados os procedimentos experimentais executados ao longo deste trabalho. É apresentada a liga em estudo, a peça testada, o torno, as pastilhas e porta-ferramentas de corte utilizados no decorrer dos ensaios.

Os trabalhos foram realizados nas oficinas e laboratórios do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (DEMM) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, ao invés dos ensaios de maquinabilidade que foram realizados nas instalações da CMW em Lousado, Famalicão.

3.1. Material utilizado e peça testada

O ferro fundido branco *High-Cr* utilizado é uma liga produzida pela CMW com composição química idêntica à apresentada na tabela 3. Para a caracterização do material a maquinar e para os ensaios de maquinagem foram cedidas 6 peças idênticas, quatro em estado bruto de fundição, uma em estado recozido e outra em estado temperado e revenido. As peças em estudo são sob a forma de um prato circular (Figura 17) que possui, aproximadamente, 340 milímetros de diâmetro externo e um furo central com, aproximadamente, 150 milímetros de diâmetro. É de salientar que a face oposta à presente na figura 17 não apresenta reentrâncias, sendo uma secção circular com, sensivelmente, 190 milímetros de diâmetros, sendo sobre essa face a realização dos ensaios de torneamento.

Tabela 3 - Composição química da liga em estudo.

Elemento Químico	C	Cr	Mn	Si	Mo+Ni+Cu
(%)	2,4	25,0	1,0	0,6	variável



Figura 17 - Fotografia representativa do prato produzido pela CMW a utilizar na realização dos ensaios.

3.2. Método experimental utilizado

3.2.1. Caracterização microestrutural e mecânica

Para a realização da caracterização microestrutural e mecânica foram utilizados 3 pratos, 1 em estado bruto de fundição e 2 em diferentes estados de tratamento térmico. Inicialmente, nas instalações da CMW, com recurso a uma rebarbadora executou-se o corte dos pratos. Em seguida, nas instalações do DEMM, com recurso a um *Discotom* procedeu-se ao corte de 2 amostras em cada um dos pratos. As amostras foram extraídas de duas zonas distintas da peça, de forma a serem representativas da zona mais e menos espessa da peça em estudo. Obtiveram-se assim amostras com altura de, aproximadamente, 10 e 20 milímetros.

As amostras foram identificadas pelas letras maiúsculas A, R e T, onde A representa o estado bruto de fundição, R representa o estado recozido e T o estado de têmpera revenido. À letra maiúscula respetiva foi atribuído um número, 1 ou um 2, consoante a representação das zonas da peça, sendo o 1 concordante com a zona mais fina e o 2 com a zona mais espessa.

Para a revelação das respetivas microestruturas, as 6 amostras foram sujeitas a um polimento convencional, que se dividiu na etapa de desbaste e acabamento. Na etapa de desbaste foi utilizada uma sequência de lixas de SiC 120-180-320-600 MESH, e na fase de acabamento, utilizaram-se panos com suspensão de diamante de 6 e 1 μm , respetivamente. Entre panos, as amostras foram submersas em etanol e sujeitas a ultrassons por um período de 5 minutos. Depois de terminada a etapa de polimento, e com o objetivo de revelar a microestrutura característica de cada uma das amostras, estas foram atacadas por 30 segundos com o reagente químico *Villela's* (5 ml de HCl, 1 g de ácido pícrico e 100 ml de etanol). Por fim, com recurso ao microscópio ótico *Zeiss Axiotech/Leica MC170* e ao *software* acoplado *LAS V4.4* foram retirados os campos necessários para a caracterização microestrutural das 6 amostras em estudo.

Depois de retiradas as imagens, as mesmas amostras foram sujeitas a ensaios de dureza *Rockwell C*, segundo a norma EN ISO 6508-1: 2011, com recurso ao durómetro *DuraVision 20* munido de um indentador cónico de diamante de abertura de 120°. Nesta etapa executaram-se duas caracterizações distintas: (i) medições de dureza associados a cada um dos estados da peça; (ii) execução de um perfil de durezas executado sobre a secção transversal da amostra representativa da zona mais espessa da peça em estado bruto de fundição. Na primeira caracterização foram executadas 12 indentações por amostra, sendo excluídos os valores máximo e mínimo. A segunda caracterização foi executada de forma idêntica à representada na figura 18, 5 indentações a 3 milímetros da pele do fundido, seguidas de 5 indentações a 3 milímetros das realizadas anteriormente e assim sucessivamente até à outra face da peça, perfazendo um total de 35 indentações.

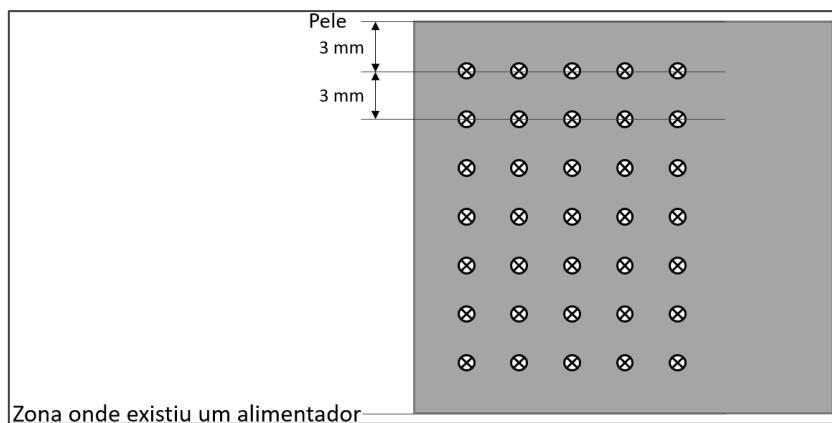


Figura 18 - Esquema representativo da caracterização realizada sobre a superfície transversal da zona mais espessa da peça em estado bruto de fundição.

3.2.2. Ensaios de maquinagem realizados

Os ensaios de maquinagem foram realizados nas instalações da CMW com recurso a um torno vertical de 30 kW de potência, com controlo CNC, munido de um prato rotativo com 800 milímetros de diâmetro como o presente na figura 19a. Na figura 19b é possível observar o prato rotativo do torno e a superfície da peça a maquinar, de salientar o anteriormente referido, que a superfície a maquinar não apresenta reentrâncias.

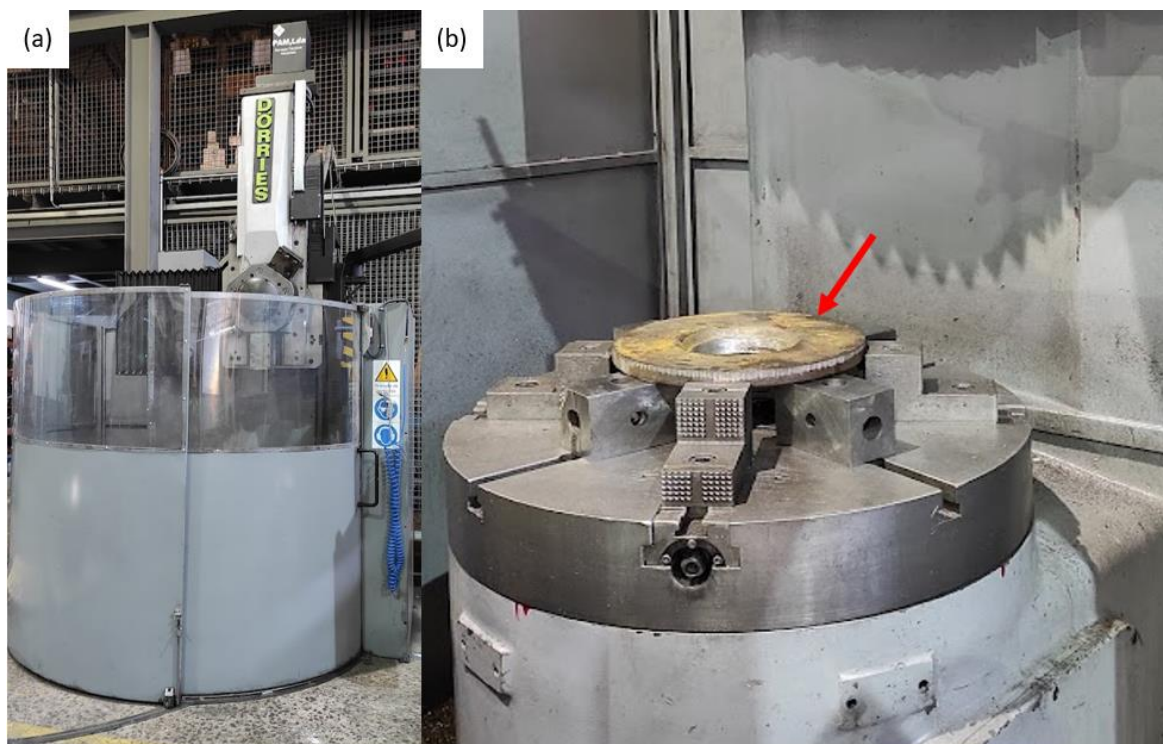


Figura 19 - Fotografia do torno utilizado na realização dos ensaios de maquinagem (a); fotografia representativa do prato rotativo do torno e da superfície da peça a maquinar, indicada com uma seta a vermelho (b).

3.2.2.1. Pastilhas de corte utilizadas

Inicialmente, os ensaios foram executados com recurso às pastilhas de corte CBN600, no entanto, devido ao seu elevado custo, surgiu a necessidade de experimentar uma alternativa mais viável a nível económico, assim, ao longo dos ensaios foram utilizados 3 tipos de pastilhas de corte, todas fornecidas pela SECO. As pastilhas utilizadas foram:

- CBN600, do tipo C sem furo, com a referência CNMN090308S-02020P (figura 20a). Esta pastilha possui 90% de CBN com tamanho multi-modal e um aglomerante cerâmico Al;
- TH1000, do tipo C com furo, com a referência CNMG120412-MF5 (figura 20b). Esta pastilha é caracterizada por elevada tenacidade da aresta de corte e possui revestimento nanolaminado Ti-Al-Si-N;
- TH1500, do tipo W com furo, com a referência WNMG080412-MF5 (figura 20c). Estas pastilhas apresentam menor tenacidade que as TH1000 e possuem um revestimento de $Ti(C,N)+Al_2O_3$.

Para as pastilhas do tipo C foi utilizado o porta-ferramenta CCLNR3225P09 (figura 21a) e para a pastilha TH1500 foi utilizado o porta-ferramenta PWLNR3232P08 (figura 21b).

As dimensões dos componentes utilizados são normalizados e podem ser vistas nos Anexo B e C, consultando as tabelas apresentadas com as referências acima mencionadas. De salientar que foram utilizadas pastilhas com raios de ponta (RE) de 0,8 mm para a CBN600 e de 1,2 mm para as pastilhas TH1000 e TH1500.



Figura 20 - Representação esquemática das pastilhas de corte utilizadas: CBN600 (a); TH1000 (b) e TH1500 (c). Adaptado de [29].

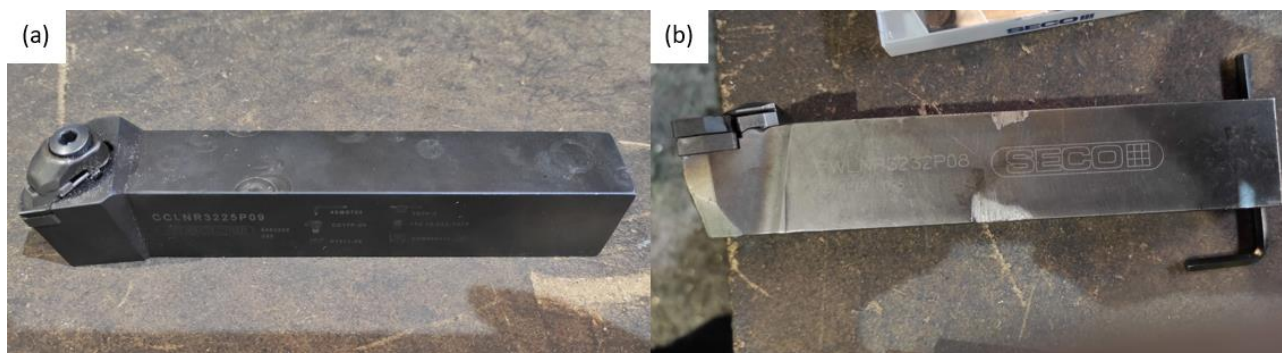


Figura 21 - Portas-ferramenta utilizados no decorrer dos ensaios: para as pastilhas tipo C (a) e para as pastilhas tipo W (b).

3.2.2.2. Parâmetros de corte testados

Os ensaios realizados podem ser divididos em dois grupos: (i) ensaios realizados com a pastilha CBN600; (ii) ensaios realizados com as pastilhas de corte TH1000 e TH1500.

De forma a facilitar o ataque da pastilha de corte à peça, antes de dar início aos ensaios propriamente ditos, procedeu-se à maquinagem de um chanfro de entrada, este foi executado com recurso a uma pastilha de corte TH1000 do tipo S. A maquinagem foi realizada de fora para dentro com o porta-ferramenta posicionado a horizontal, como esquematizado na figura 22.



Figura 22 - Esquema representativo do sentido de maquinagem (representado pela seta a azul) e da orientação do porta-ferramenta na horizontal em relação à peça a maquinar.

A definição dos parâmetros de corte a testar foi executada através da consulta dos catálogos da *SECO* e da informação presente na bibliografia para pastilhas de CBN e de carbonetos de tungsténio, resultado assim nos parâmetros presentes na tabela 4.

Tabela 4 - Parâmetros de corte projetados após consulta dos catálogos.

Pastilha de Corte	vc (m/min)	fn (mm/rot)	ap (mm)
CBN600	50	0,2	0,8
	100	0,2	0,8
	140	0,2	0,8
TH1000	50	0,2	0,8
			1,2
		0,3	0,8
	100	0,2	1,2
			0,8
		0,3	1,2
	130	0,2	0,8
			1,2
		0,3	0,8
TH1500	40	0,3	1,2
	50	0,3	1,2
	100	0,3	1,2

Durante a realização dos ensaios propostos existiu a necessidade de alterar alguns dos parâmetros previamente selecionados (Tabela 5), os motivos que levaram à alteração de alguns dos parâmetros serão explicados no capítulo 4 do presente documento. No decorrer dos ensaios procedeu-se ao registo de dados relevantes para a interpretação dos resultados obtidos, tais como: (i) alterações no ruído gerado; (ii) mudanças bruscas na

morfologia da apara gerada; (iii) quebra precoce da aresta de corte; (iv) tempo associado a cada passagem.

Tabela 5 - Parâmetros de corte utilizados no decorrer dos ensaios.

Pastilha de corte	vc (m/min)	fn (mm/rot)	ap (mm)
CBN600	50	0,2	0,8
	100	0,2	0,8
	140	0,2	0,8
TH1000	50	0,2	0,8
			1,2
		0,3	1,2
	100	0,2	0,8
	130	0,2	0,8
TH1500	40	0,3	1,2
	50	0,3	1,2
	100	0,3	1,2

4. Apresentação e discussão dos resultados

4.1. Caracterização microestrutural

4.1.1. Bruto de fundição

Como apresentado no capítulo 2 do presente documento, os ferros fundidos brancos *High-Cr* podem ser hipoeutéticos, eutéticos, ou hipereutéticos, classificação esta que está diretamente relacionada com os teores de C e Cr. Recorrendo à superfície de *liquidus* presente na figura 23, constata-se que a liga em estudo é hipoeutética, e, por conseguinte, a microestrutura esperada será constituída por dendrites de austenite e por estruturas eutéticas compostas por austenite e carbonetos do tipo M_7C_3 [8].

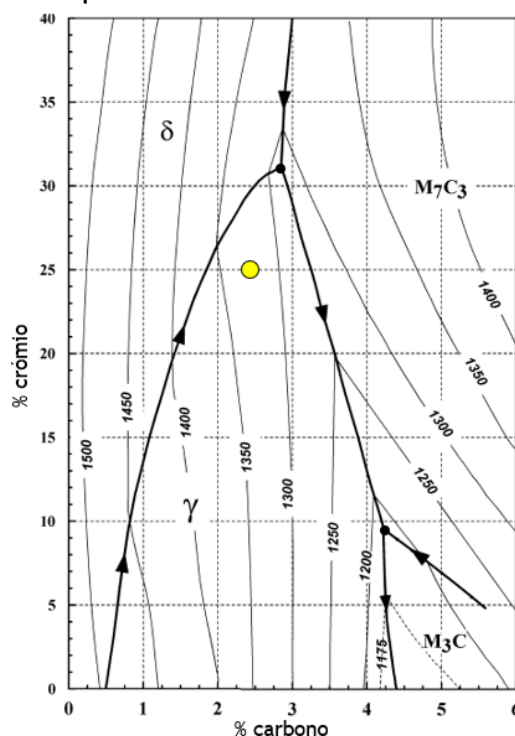


Figura 23 - Superfície de liquidus das ligas Fe-Cr-C estimada por Thorpe e Chicco. O ponto amarelo representa a posição da liga em estudo na presente superfície. Adaptado de [8].

Na figura 24 é possível observar as microestruturas características da liga em estudo. É possível aferir que as microestruturas são concordantes com o expectável, ou seja, são constituídas por dendrites de austenite e por colónias eutéticas de austenite e carbonetos do tipo M_7C_3 . Confrontando as figuras 24a e 24b é observada uma diferença considerável na dimensão das colónias eutéticas. Esta dessemelhança prende-se com a espessura das diferentes secções em que foram extraídas as amostras e, tal como o conjecturado, a secção mais espessa apresenta colónias de eutético de maiores dimensões, facto que se encontra relacionado com as velocidades de arrefecimento mais lentas verificadas nessas zonas. Nas microestruturas apresentadas, é possível observar a presença de carbonetos grosseiros, assinalados pelo número 3 na figura 24b. Amorim *et al* apresentam uma possível explicação para o aparecimento destes carbonetos, aparentemente primários, em ligas hipoeutéticas. Referem que os carbonetos podem ter

origem em transformações desencadeadas pela destabilização da austenite no estado sólido, processo que se torna possível devido às velocidades de arrefecimento relativamente lentas na moldação. Flutuações do teor de elementos como o Cr, Mo e C nas dendrites de austenite podem ser os responsáveis pelo enriquecimento local nestes elementos e resultar na nucleação destes carbonetos, que, a temperaturas próximas dos 1000 °C, podem crescer até dimensões de 1 µm. Contudo, os carbonetos, observados na figura 24, aparentam possuir dimensões superiores às mencionadas, sugerindo que estes se formam durante a solidificação. A formação destes carbonetos pode ser explicada pela segregação de elementos como o Cr e C aquando da formação da austenite proeutética. Sendo a liga em estudo hipoeutética, esta inicia a sua solidificação pela formação de dendrites de austenite, havendo uma rejeição de Cr e C para o líquido remanescente. Esta rejeição torna o líquido remanescente enriquecido nestes elementos, o que, durante o arrefecimento lento na moldação, origina a nucleação e crescimento de carbonetos grosseiros no líquido. Comparando as figuras 24a e 24b verifica-se, aparentemente, maior número de carbonetos grosseiros na microestrutura representativa da secção mais espessa. Esta análise corrobora com a informação bibliográfica anteriormente mencionada, uma vez que a secção mais espessa (Figura 24b) está sujeita a leis de arrefecimento mais lentas, comparativamente com as secções mais finas (Figura 24a) [4, 35].

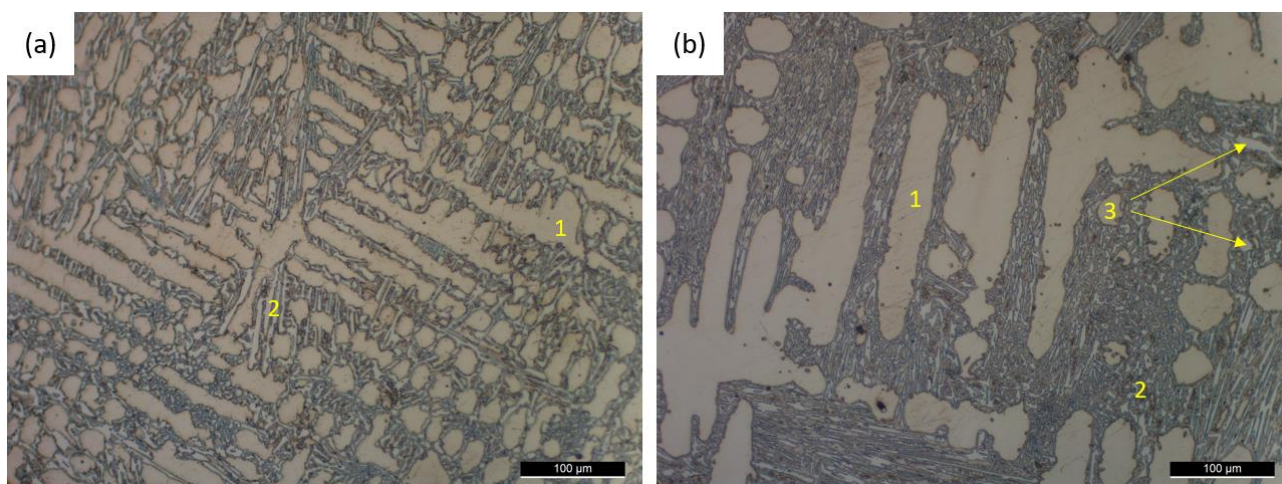


Figura 24 - Microestruturas da liga em estudo no estado bruto de fundição representativas de secções distintas da peça: mais fina (a); mais espessa (b). 1 e 2 representam, respetivamente, a austenite e as colónias eutéticas (austenite+carbonetos) e 3 indica a presença de carbonetos grosseiros. Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.

Na figura 25, referente à estrutura em bruto de fundição, é possível observar a presença de carbonetos do tipo M_7C_3 com duas morfologias distintas, como expectável. A zona A da figura 25 evidencia os carbonetos em forma de bastonete e a zona B carbonetos em forma de lâmina. Na zona C, é possível observar um carboneto com outra morfologia, e com a presença de uma outra fase no seu interior, a literatura sugere que esta seja austenite. Pearce, recorrendo a microscopia eletrónica de varrimento, verificou que a formação destes carbonetos ocorre de fora para dentro, e que na fase final da solidificação o líquido se encontra pobre em Cr e C, solidificando sob a forma de austenite [4].

Na figura 25, assinalada pela letra D, verifica-se a presença de uma fase escura entre os carbonetos e a austenite. Pelo exposto no capítulo 2, este aparecimento pode

ser explicado pelo enriquecimento dos carbonetos em Cr e C, e consequente empobrecimento da austenite circundante, o que resulta na destabilização da austenite e no aumento da temperatura M_s para valores superiores à temperatura ambiente, originando assim pequenas quantidades de martensite. Na figura 25, zona E, é ainda passível de observação um carboneto com aproximadamente 0,15 milímetros de comprimento [4, 6, 7].

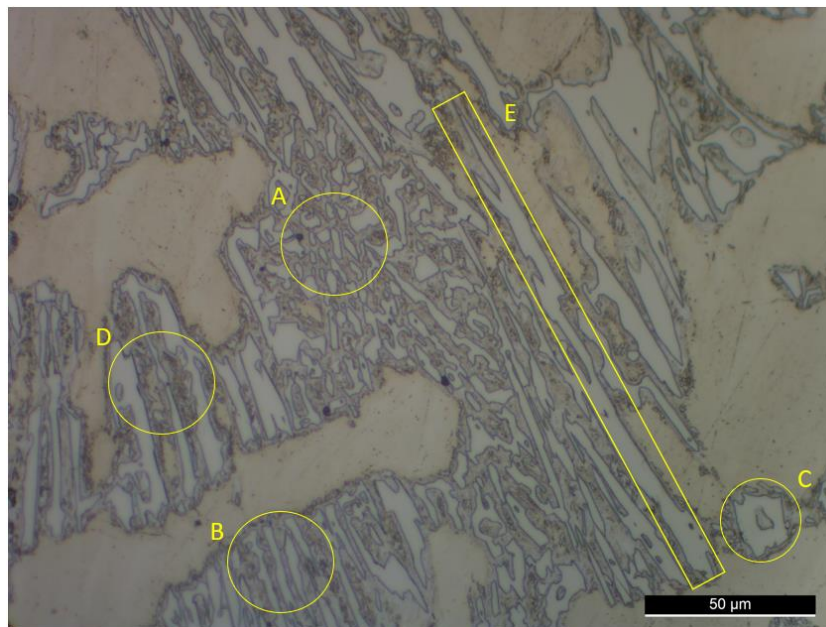


Figura 25 - Microestrutura em estado bruto de fundição característica da zona mais espessa da peça em estudo. Onde: A representa carbonetos em forma de bastonete; B representa carbonetos em forma de lâmina; C representa um carboneto com diferente morfologia; D existe a presença de uma fase distinta das espectáveis; E carboneto do tipo M_7C_3 de grandes dimensões. Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.

4.1.2.Recozido

Na figura 26 é possível observar as microestruturas características das secções de espessura de 10 (Figura 26a) e 20 milímetros (Figura 26b). Nestas estão presentes fases como a perlite transformada e austenite residual.

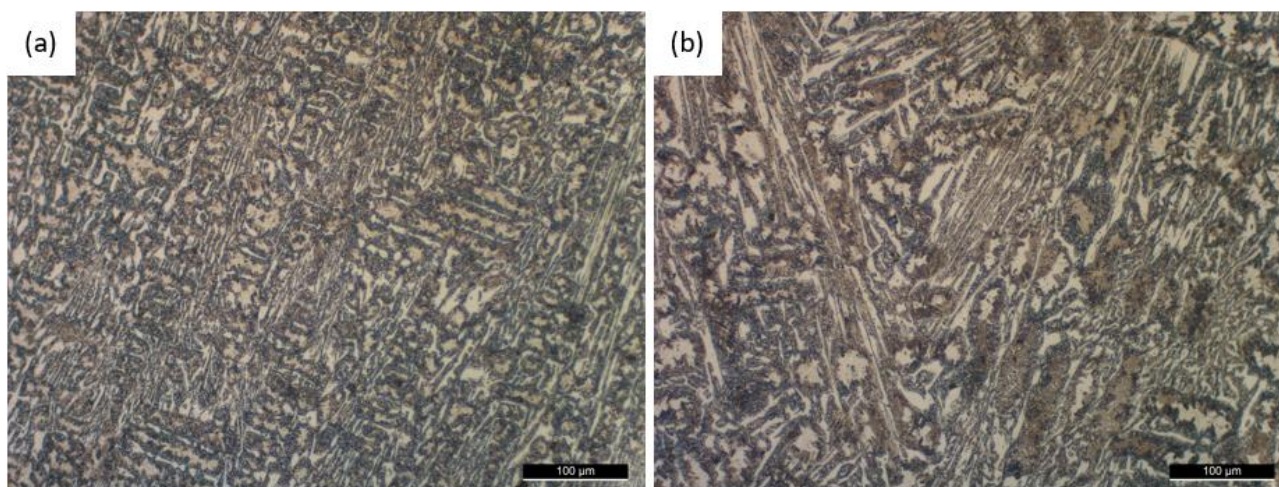


Figura 26 - Microestruturas características, do estado de recozimento, das secções analisadas da peça em estudo: secção fina (a) e secção espessa (b). Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.

4.1.3. Temperado e revenido

Os ferros fundidos brancos *High-Cr* são utilizados em aplicações que requerem dureza e resistência ao desgaste e, de modo a serem obtidas essas propriedades, após vazamento, os fundidos destas ligas são temperados e revenidos. Idealmente, a microestrutura destes fundidos, em serviço, seria constituída por martensite e carbonetos secundários. Todavia, considerando a natureza da transformação da martensite nos ferros fundidos brancos *High-Cr*, a austenite nunca será transformada totalmente em martensite, razão pela qual, a microestrutura característica destas ligas, após têmpera e revenido, é caracterizada por possuir uma mistura de martensite, austenite residual e carbonetos [4].

Na figura 27 é possível observar as microestruturas características da peça em estudo, nestas são destacadas regiões de austenite e carbonetos do tipo M_7C_3 (regiões 1 presentes na figura 27) e colónias de martensite (regiões identificadas com o número 2 na figura 27).

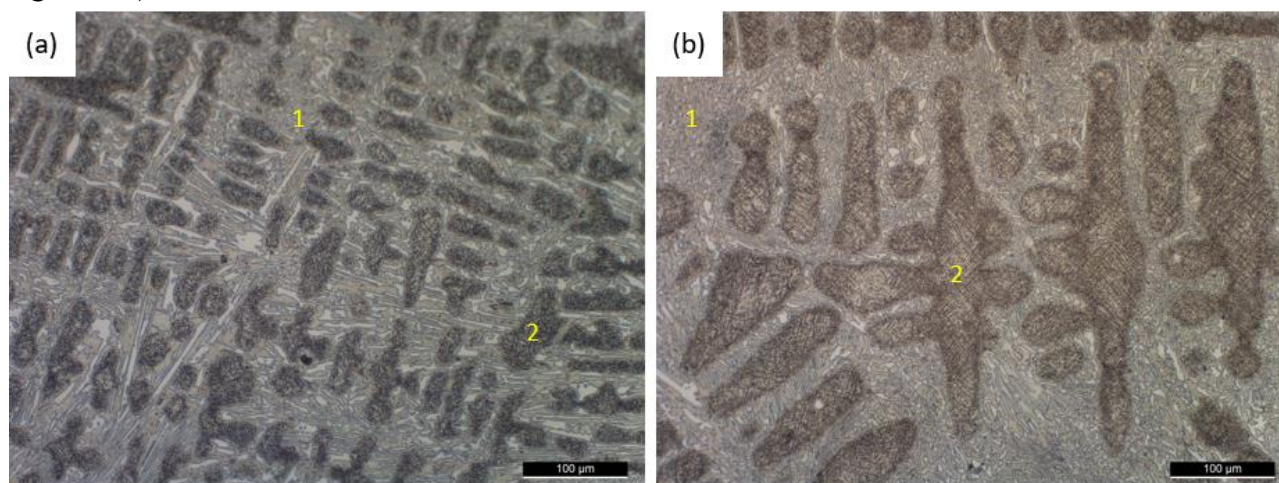


Figura 27 - Microestruturas da liga em estudo no estado temperado e revenido representativas de secções distintas da peça: mais fina (a); mais espessa (b). Nas zonas 1 é possível observar austenite e carbonetos e nas zonas 2 colónias de martensite. Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.

4.1.4. Pele de fundição

Com o intuito de estimar a espessura da pele das peças a maquinar, recorreu-se à microscopia ótica, uma vez que é expectável que existam alterações na microestrutura. Na microestrutura representativa da zona mais fina do fundido (Figura 28a) é possível observar uma região mais escura, posicionada acima do segmento de reta amarelo presente na imagem. Admitindo que a região mencionada caracteriza a pele da peça, é possível inferir uma espessura da pele do fundido entre os 0,3 e os 0,4 milímetros. Em contrapartida, na zona mais espessa (Figura 28b), não existe uma diferença de tonalidade considerável (atendendo à região assinalada com a letra A), pelo que se estima que nestas secções a pele atinja os 0,5 milímetros. Os valores obtidos corroboram com o presente na bibliografia, na qual é possível encontrar informação que indica que zonas de secção mais espessa originam uma pele com, igualmente, maior espessura [1].

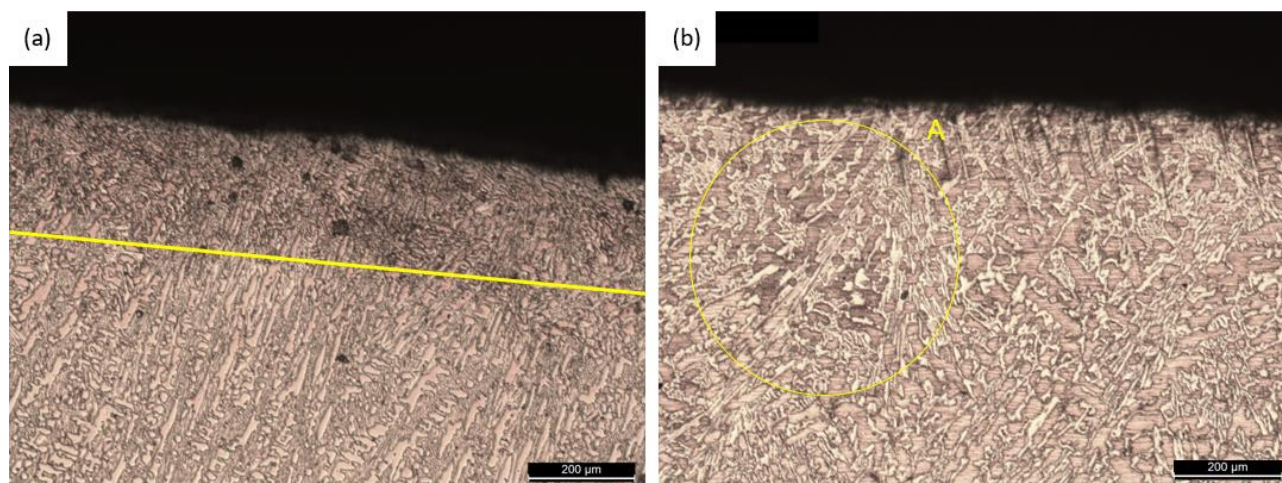


Figura 28 - Microestruturas representativas das diferentes secções da peça em estudo, no estado bruto de fundição. Zona mais fina (a) e zona mais espessa (b). Atacadas com reagente Villela's por 30 segundos.

4.2. Caracterização mecânica

4.2.1. Três estados de fornecimento

Na figura 29, é possível observar os resultados obtidos após a realização dos ensaios de dureza. Os resultados obtidos são concordantes com os valores presentes na norma ASTM A532 para um ferro fundido branco *High-Cr* classe III tipo A, na qual estão indicados valores de 41, 46 e 59 HRC para os estados de recozimento, bruto de fundição e têmpera e revenido, respetivamente. Apesar de concordante, existem pequenas flutuações, que podem ser explicadas por pequenas alterações à composição química requeridas pelo cliente, de forma que o fundido cumpra as especificações definidas para a aplicação em causa. Os valores de dureza, e respetivos desvios, obtidos nos ensaios realizados, encontram-se no anexo D [22].

Os valores de dureza, característicos do estado bruto de fundição e de recozimento, apresentam um ligeiro aumento da zona mais fina para a zona mais espessa do fundido, apesar dos fundidos possuírem microestruturas mais finas nas secções de menor espessura, como verificado no subcapítulo anterior. Para o estado bruto de fundição, este ligeiro decréscimo (de $51,59 \pm 0,65$ para $48,91 \pm 1,13$ HRC) pode ser explicado pelas maiores velocidades de arrefecimento, as quais são características das regiões dos fundidos com menor espessura, uma vez que a quantidade de martensite formada durante a solidificação será menor, comparativamente com as secções mais espessas e as suas leis de arrefecimento características. Outra possível explicação prende-se com os teores de Mn, Ni e Cu utilizados. A adição destes elementos tem como função impedir a formação de perlite nas secções mais espessas, contudo, originam grandes quantidades de austenite residual nas secções mais finas. Esta adição proporciona durezas mais baixas nas secções mencionadas, provocando ainda um abaixamento da resistência ao desgaste. A variação de dureza nas secções da peça, em estado recozido (de $38,98 \pm 0,59$ para $36,39 \pm 1,04$ HRC), pode ser explicada pela maior quantidade de austenite residual existente nas regiões mais finas, antes da realização do tratamento térmico de recozimento. Por fim, para a peça temperada e revenida, verifica-se uma manutenção da dureza ($59,55 \pm 0,47$ e $59,29 \pm 27$

HRC) entre as secções analisadas, o que pode ser explicado, pela lei de arrefecimento mais severa imposta pelo meio de arrefecimento utilizado na realização dos tratamentos térmicos de têmpera e revenido [4, 7].

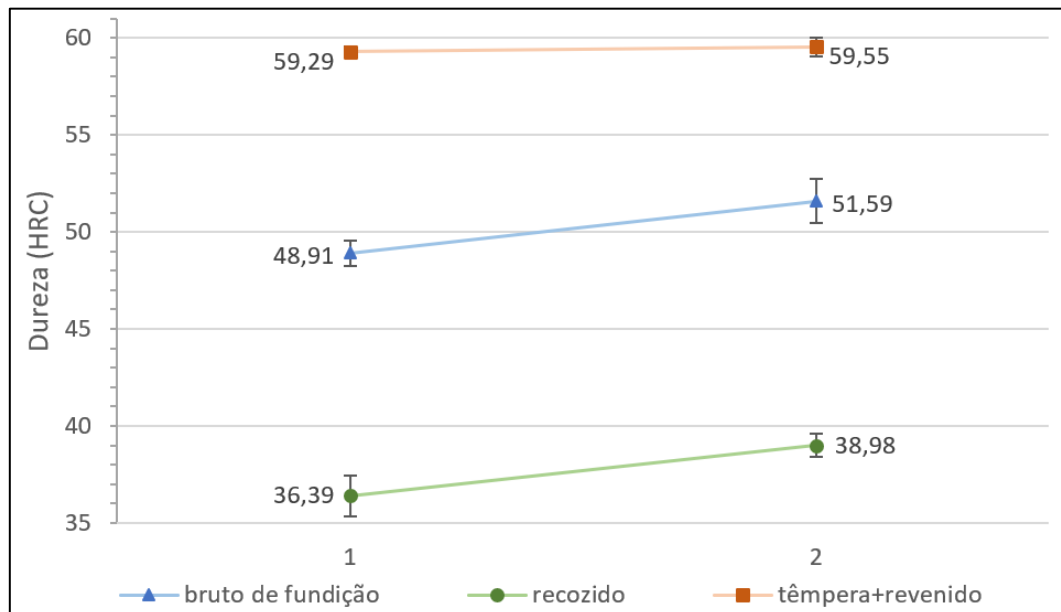


Figura 29 - Variação da dureza em função da secção do fundido nos diferentes estados de fornecimento.

4.2.2. Análise à secção transversal no estado bruto de fundição

A maquinagem caracteriza-se pela remoção de camada a camada, com espessura idêntica à profundidade de corte selecionada, surgindo a necessidade de caracterizar a dureza da secção transversal da peça a ser maquinada. Na figura 30, é possível observar o perfil de dureza realizado ao longo da secção, ressaltando que a profundidade se refere à distância relativamente à pele de fundição.

Analisando os resultados obtidos, verifica-se uma manutenção da dureza para valores de profundidade até aos 15 milímetros, revelando um ligeiro decréscimo para as profundidades de 18 e 21 milímetros. Este abaixamento pode ser explicado pela presença do alimentador nas imediações desta região. Durante o arrefecimento, nas secções mais espessas, caracterizadas por leis de arrefecimento lentas, é constatada a precipitação adicional de carbonetos. A precipitação destes carbonetos origina o empobrecimento em C da matriz austenítica, um aumento da temperatura M_s , e por fim, uma estrutura martensítica de menor dureza, comparativamente com a formada em regiões que sofram leis de arrefecimento mais aceleradas [4].

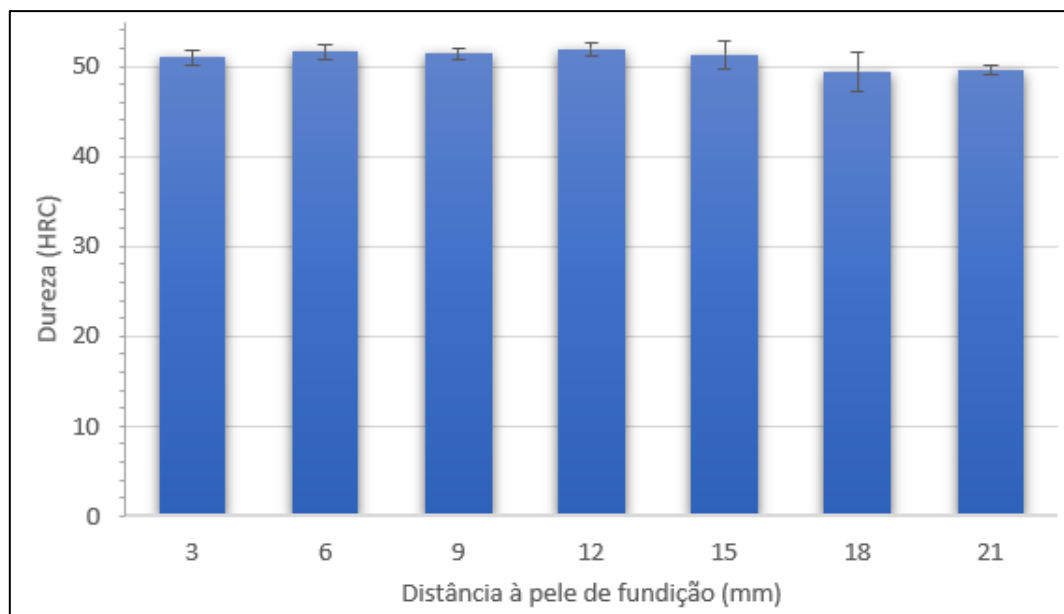


Figura 30 - Variações de dureza, na secção mais espessa, em função da distância à pele do fundido em estado bruto de fundição.

4.3. Resultados dos ensaios de maquinagem

Atualmente, na CMW, para a maquinagem das peças em estado recozido utilizam-se pastilhas tipo W TK1501 da SECO, no entanto, levando em consideração as durezas características das peças em estado bruto de fundição, existiu a necessidade de selecionar a geometria, os materiais das pastilhas e parâmetros de corte mais convenientes. Atendendo à operação de facejamento a realizar sobre a superfície mencionada no capítulo 3 do presente documento, a seleção da geometria recairia sobre uma pastilha tipo R, ou tipo S, visto serem as geometrias que oferecem maior robustez ao processo de corte. No entanto, o objetivo a longo prazo da CMW é maquinar toda a peça, pelo que se tornou imperativo a seleção de uma geometria com maior liberdade de forma, capaz de maquinar as demais superfícies da peça apresentada. Por conseguinte, concluiu-se que a geometria mais aconselhada para a peça em questão seria do tipo C, rômbica de 80°, sendo de ressaltar que não foram impostas mais restrições geométricas. Previamente à remoção da pele de fundição, foi executado um chanfro de entrada, em que a realização deste seguiu a metodologia convencional da empresa, ou seja, foi realizado com uma pastilha de corte TH1000 do tipo S. A realização do chanfro viria a revelar-se crucial, uma vez que facilita o ataque da pastilha de corte à peça e evita a quebra prematura da aresta de corte da pastilha por “pancada” no início da operação de corte.

No presente capítulo, serão apresentadas as pastilhas selecionadas, e os resultados obtidos com cada uma.

4.3.1. CBN600

O ferro fundido branco *High-Cr* a maquinar é classificado, pela *SECO*, como sendo um material endurecido de classificação SMG H31, com dureza compreendida entre os 50 e os 64 HRC. Para a maquinagem destes materiais, surge como opção universal, o uso de pastilhas CBN600. O uso destas pastilhas é aconselhado para processos de corte realizados abaixo da pele de fundição e sem o uso de arrefecedores ou lubrificantes [29].

Os parâmetros de corte recomendados pelo fornecedor, são:

- v_c - entre 80 e 160 m/min;
- a_p - entre 0,5 e 3 mm;
- f_n - entre 0,1 e 0,6 mm/rot.

Os parâmetros de corte seleccionados são concordantes com os recomendados pelo fornecedor, sendo de salientar que se optou por valores de avanço próximos ao limite inferior (0,2 mm/rot) com o intuito de aumentar a estabilidade do processo e, assim, evitar a rotura precoce da pastilha. Para a profundidade de corte, foram seleccionados valores idênticos ao RE da pastilha de corte (0,8 mm), de forma a diminuir as forças exercidas sobre a aresta.

Com o aumento da velocidade de corte, constatou-se uma diminuição do tempo necessário para a remoção de cada camada. Os resultados obtidos foram satisfatórios para todas as velocidades testadas, não se verificando alterações no decorrer do processo de corte. O processo de corte realizado pode ser caracterizado pela incandescência da aresta de corte e pela formação de uma apara curta. Para a velocidade de 140 m/min, obteve-se um tempo por passagem de 3 minutos e 20 segundos, sendo esta a velocidade que permite obter maior produtividade.

Na figura 31a, é possível observar a qualidade da superfície atingida, a qual pode ser caracterizada como sendo homogénea, não havendo defeitos a registar. Como a etapa de maquinagem em estudo é o desbaste, a rugosidade atingida não é relevante. Quanto ao desgaste na ferramenta de corte, figura 31b, este surge nas 3 zonas possíveis, face de ataque, faces de saída e aresta de corte. Infere-se que o desgaste presente nas faces de saída e na aresta de corte se deve à abrasão causada pelos carbonetos do tipo M_7C_3 presentes na estrutura, enquanto o desgaste na face de ataque pode ter sido originado pelo calor gerado pela abrasão causada pelo contacto entre a aresta de corte e os carbonetos presentes [19, 33].

Durante a realização dos ensaios de maquinagem, o ataque da pastilha à peça demonstrou-se essencial para o sucesso da operação de corte, uma vez que a pancada originada pelo corte interrompido pode levar à fratura precoce da aresta de corte, ou até à quebra total da pastilha.

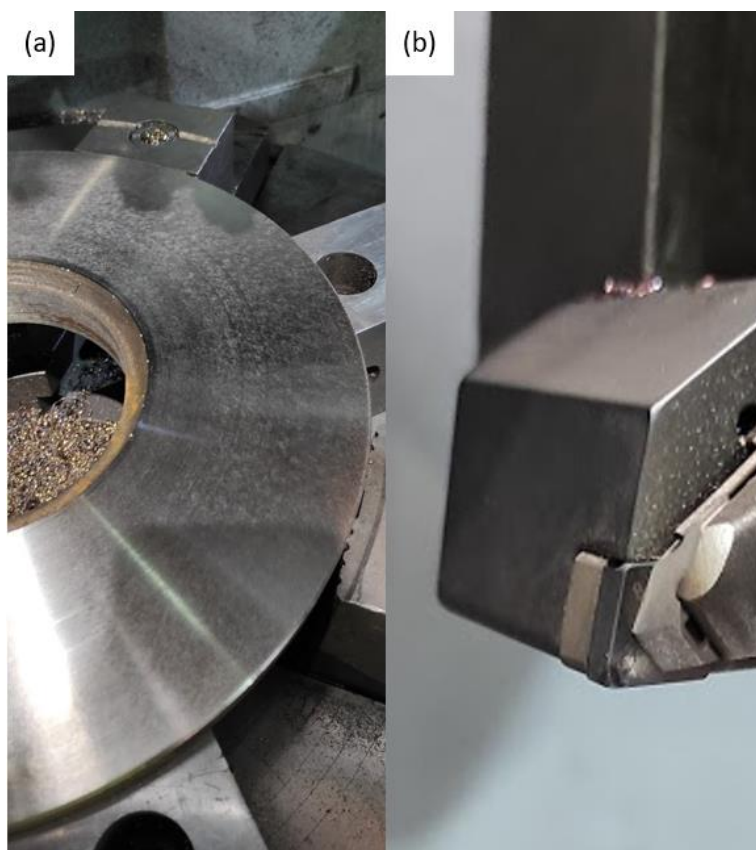


Figura 31 - Superfície obtida após maquinagem ($V_c = 140$ m/min, $f_n = 0,2$ mm/rot e $a_p = 0,8$ mm) (a); desgaste na pastilha de corte após a realização dos ensaios de maquinagem (b);

Embora os resultados obtidos permitam concluir que é possível maquinar a face selecionada da peça em estudo, em estado bruto de fundição, com recurso às pastilhas de corte CBN600, surge a adversidade do elevado custo destas pastilhas (120 €/pastilha). Assim, surgiu a necessidade de procurar uma alternativa mais económica. A solução encontrada, por recomendação do fabricante, foram as pastilhas de carbonetos de tungsténio com revestimento, as quais apresentam um custo dez vezes inferior relativamente às CBN600, sendo dadas duas opções de escolha, as TH1000 e as TH1500.

4.3.2. TH1000 e TH1500

Nos catálogos da *SECO*, para a classe do material a maquinar, não existem recomendações para os parâmetros de corte a utilizar e, como tal, estes foram selecionados tendo por base as recomendações dadas por Ravi *et al*, que indicam velocidades de corte compreendidas entre os 40 e os 110 m/min [17].

O primeiro ensaio realizado com as pastilhas do tipo TH1000 foi idêntico ao realizado com a CBN600 ($v_c = 50$ m/min; $f_n = 0,2$ mm/rot; $a_p = 0,8$ mm), e foi executado numa peça virgem, com pele de fundição. Este permitiu remover a pele após a realização de duas passagens, sendo a segunda passagem explicada pelo empeno existente na peça, alguma concavidade. No entanto, a presença de uma incrustação na pele (Figura 32a) danificou a aresta de corte, originando alterações na superfície maquinada. Na imagem

também é possível observar poros, inerentes ao processo de fundição. Contudo, tratando-se de uma etapa de desbaste, o resultado considera-se aceitável.

Em seguida, testaram-se as velocidades de corte mais elevadas, de 100 e 130 m/min, uma vez que a velocidade de corte é o parâmetro com mais influência no tempo de vida da aresta de corte. No entanto, o aumento da velocidade revelou-se catastrófico, uma vez que nas tentativas realizadas, verificou-se sempre a rotura da aresta de corte, ou até mesmo a fratura da pastilha. Esta tanto ocorreu no ataque da pastilha à peça como no decorrer da remoção da camada de material. Assim, conclui-se que as velocidades testadas não permitem a maquinagem em bruto de fundição da superfície da peça em análise.

Nesta fase, partindo da velocidade de 50 m/min, realizaram-se algumas experiências, com o objetivo de fazer diminuir o tempo por passagem, e consequente aumento da produtividade, com recurso à pastilha de corte TH1000. Para tal incrementou-se a profundidade de corte, que foi aumentada para 1,2 milímetros, executando-se nova passagem. A remoção da camada pretendida demorou 8 minutos e 10 segundos e apresenta uma superfície maquinada regular (Figura 32b). De ressaltar que o aumento da profundidade de 0,8 para 1,2 milímetros, conduz a um aumento de 50% da remoção de material. Ou seja, com as condições apresentadas, remove-se em duas passagens a mesma quantidade de material que se removeriam com três passagens por intermédio das condições de corte testados inicialmente.



Figura 32 - Superfícies obtidas após realização de ensaios com $vc= 50$ m/min, $fn= 0,2$ mm/rot e $ap= 0,8$ mm (a); $vc= 50$ m/min, $fn= 0,2$ mm/rot e $ap= 1,2$ mm (b). Em A é possível observar uma cratera na superfície maquinada originada por uma incrustação, e em B estão presentes alguns poros.

Com base no sucesso do último ensaio testado ($v_c = 50$ m/min, $f_n = 0,2$ mm/rot e $a_p = 1,2$ mm), e de forma a diminuir ainda mais o tempo por passagem, aumentou-se o avanço da ferramenta para 0,3 mm/rot. Foram realizadas duas passagens, sobre uma superfície sem pele, obtendo tempos por passagem de 6 minutos e 2 segundos e 6 minutos e 9 segundos. As passagens foram realizadas com a mesma aresta de corte, e durante a realização da segunda passagem verificou-se um comportamento diferente durante a realização do corte, verificando-se desgaste significativo na aresta, no final da passagem (Figura 33a). Esta informação, indica que ultrapassamos o tempo de vida útil da ferramenta. Na figura 33b é possível observar o estado da superfície maquinada, verificando-se alterações na superfície a partir dos 60 milímetros de diâmetro maquilados. Analisando o desgaste presente na pastilha (Figura 33a), constata-se desgaste acentuado na aresta de corte e algum desgaste nas faces de saída e face de ataque. Como sugerido anteriormente, para o desgaste da pastilha de corte CBN600, na origem do desgaste das faces de saída e do RE, está a dureza associada aos carbonetos presentes na estrutura. O desgaste na face de ataque pode ser explicado pelo calor atingido durante o corte, levando ao arrancamento de material da ferramenta da zona mencionada [17].

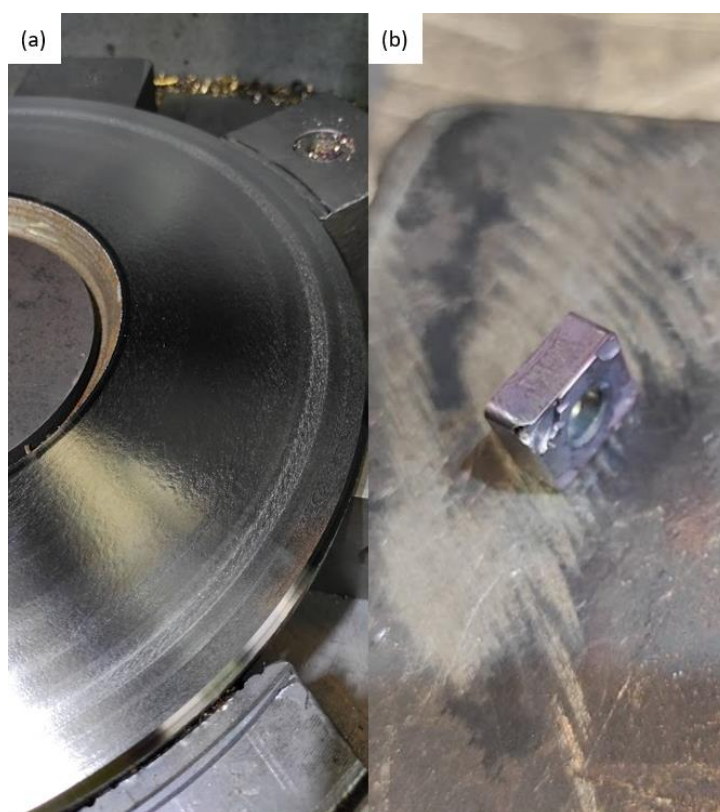


Figura 33 - Superfície obtida após segunda passagem, $v_c = 50$ m/min, $f_n = 0,3$ mm/rot e $a_p = 1,2$ mm (a); desgaste assinalável presente na aresta de corte, após a remoção de duas camadas de material (b).

Com recurso aos parâmetros de corte anteriormente utilizados ($v_c = 50$ m/min, $f_n = 0,3$ mm/rot e $a_p = 1,2$ mm), realizou-se a remoção da pele de uma peça virgem. Após a realização de duas passagens, ainda não teria sido removida a pele em todo o diâmetro. Para a terceira passagem, utilizou-se uma nova aresta de corte, esta removeu a pele na

totalidade, no entanto, verificou-se uma alteração na morfologia da apara gerada, indiciando alterações na aresta de corte, o que resultou numa superfície maquinada com alteração de qualidade ao longo do diâmetro maquinado (Figura 34a). As alterações na aresta de corte foram propiciadas pelo ataque da pastilha à peça a maquinar. Depois de removida a pele da peça, realizou-se mais uma passagem, esta desenrolou-se naturalmente até ao raio onde se iniciara a terceira passagem, a sensivelmente 50 milímetros do menor diâmetro, nesse instante verificou-se alteração da morfologia da apara gerada e consequente desgaste mais acelerado na aresta da pastilha de corte, verificando-se alterações na superfície maquinada (Figura 34b). O acabamento superficial indesejado, pode ser explicado pela utilização de parâmetros de corte muito elevados, ou pela seleção incorreta da classe da pastilha. Contudo, o abaixamento dos parâmetros de corte, levará a uma produtividade muito baixa, não sendo, de todo, o mais indicado. No que respeita à classe do material, esta fora uma adaptação, e os ensaios realizados têm como objetivo, o estudo e a seleção de parâmetros, que permitam efetivamente maquinar a peça em estudo [29].



Figura 34 - Superfícies obtida com parâmetros de corte de $vc= 50 \text{ m/min}$, $fn= 0,3 \text{ mm/rot}$ e $ap= 1,2 \text{ mm}$, após a remoção da pele de fundição (a); e passagem seguinte (b).

Por fim, realizaram-se ensaios com uma pastilha TH1500, menos tenaz que a TH1000, a geometria utilizada foi trigonal, uma vez que foi a geometria disponibilizada para a realização dos ensaios. A utilização desta pastilha iniciou-se com a realização de uma passagem com parâmetros de corte de $vc= 50 \text{ m/min}$, $fn= 0,3 \text{ mm/rot}$ e $ap= 1,2 \text{ mm}$, num fundido sem pele. Os resultados foram aceitáveis, obteve-se um tempo de passagem de 5 minutos e 52 segundos e uma superfície maquinada homogénea. Em seguida,

aumentou-se a velocidade para valores de 100 m/min, contudo foi observada a quebra precoce e lascagem da pastilha (Figura 35), ficando esta inutilizável.

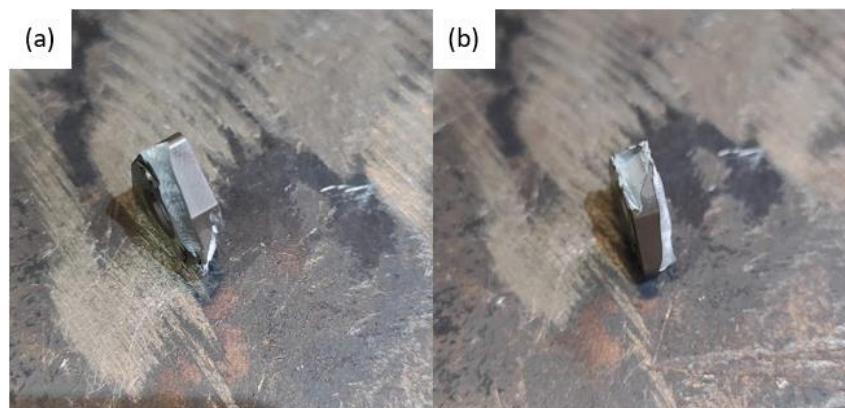


Figura 35 - Lascagem da pastilha de corte TH1500 (a), quebra da aresta de corte (b), na utilização de velocidades de corte de 100 m/min.

Posteriormente, foram realizadas mais passagens para velocidade de corte de 50 m/min, verificando-se maior instabilidade no processo de corte, comparativamente com a pastilha de corte TH1000. Esta instabilidade pode ser justificada pela: (i) menor tenacidade, não sendo capaz de absorver a energia originada pelo ataque da pastilha à peça, ou pela presença de fases duras na estrutura do material; (ii) a geometria da pastilha não é a mais indicada para a etapa de desbaste, conferindo menor robustez à aresta de corte e tendo tendência para originar vibrações. A maior instabilidade do processo de corte e o tipo de quebra, observado para as pastilhas TH1500, levaram à sua exclusão como uma pastilha a utilizar futuramente, recaindo a escolha nas pastilhas TH1000 como uma alternativa mais económica face às CBN600 [21, 28, 29].

4.3.3. Análise da produtividade tendo em conta os resultados obtidos

Com base nos resultados obtidos para as pastilhas de corte utilizadas (CBN600, TH1000 e TH1500), pode concluir-se que tanto a CBN600 como a TH1000 permitem a maquinagem da superfície selecionada da peça em estudo. Comparando o desempenho das duas pastilhas de corte, a CBN600 permite a aplicação de velocidades de corte mais elevadas e, consequentemente, maior produtividade. No entanto, apresenta o revês associado ao seu elevado custo, comparativamente com as pastilhas TH1000. No desenrolar dos ensaios, a remoção da pele de fundição demonstrou ser a etapa mais crítica, uma vez que induz desgaste acentuado na pastilha de corte. Os mecanismos de corte observados, são, maioritariamente, o desgaste das faces de saída e do RE, indicando a forte abrasão causada pelos carbonetos. A aparta, gerada no processo estudado, caracteriza-se por ser curta, e nos ensaios em que se verificou uma alteração da sua morfologia, resultou num desgaste acentuado da aresta de corte. Os resultados obtidos contrariam o intervalo de velocidade indicado por Ravi *et al*, uma vez que ao maquinar o material em estudo, as velocidades de 100 m/min revelaram-se catastróficas [17, 19].

Tendo como ponto de partida os parâmetros de corte alcançados para as pastilhas de corte CBN600 e TH1000, surge agora a possibilidade de avaliar a produtividade, relativa a cada uma das pastilhas e respetivos parâmetros de corte, com recurso à equação 2. Na tabela 6 é apresentado um quadro resumo, o qual possui os diversos parâmetros que permitiram, efetivamente, maquinar o prato em estudo, e respetiva produtividade. Assim, para os parâmetros que permitem obter maior produtividade para as pastilhas de corte CBN600 ($v_c = 140$ m/min, $f_n = 0,2$ mm/rot e $a_p = 0,8$ mm) e TH1000 ($v_c = 50$ m/min, $f_n = 0,3$ mm/rot e $a_p = 1,2$ mm), obtém-se uma produtividade de $22,4 \text{ cm}^3/\text{min}$ e de $18 \text{ cm}^3/\text{min}$, respetivamente [21].

$$Q = v_c * a_p * f_n \quad \text{Eq.2}$$

Tabela 6 - Resultados de produtividade obtidos para os parâmetros de corte que permitiram maquinar o prato em estudo.

Pastilha de corte	v_c (m/min)	f_n (mm/rot)	a_p (mm)	Q (cm^3/min)
CBN600	50	0,2	0,8	8
	100	0,2	0,8	16
	140	0,2	0,8	22,4
TH1000	50	0,2	0,8	8
			1,2	12
		0,3	1,2	18

Tendo em conta os resultados obtidos nos ensaios de maquinagem, sugere-se um tempo de vida para as pastilhas de corte TH1000 de, aproximadamente, 12 minutos (tempo relativo a duas passagens), por outro lado, o tempo de vida das CBN600 corresponde a 30 minutos. Assim, tendo em conta as 4 arestas de corte, surge uma produtividade de $864 \text{ cm}^3/\text{pastilha}$ para as pastilhas de corte TH1000 e de $2688 \text{ cm}^3/\text{pastilha}$ para a CBN600. Comparando os resultados obtidos, obtém-se uma relação de produtividade de, aproximadamente, 1 para 3 entre as pastilhas testadas. A relação de produtividade apresentada encontra-se longe da relação de custo de 1 para 10, anteriormente referida. Desta forma, e apesar das velocidades de corte mais baixas, as pastilhas de corte TH1000 aparentam ser uma alternativa mais económica, apesar da menor remoção de material por minuto. Em suma, as pastilhas de corte CBN600 apresentam maior produtividade, no entanto, tendo em conta o seu custo, as pastilhas TH1000 apresentam-se como uma alternativa viável.

5. Conclusões

No presente trabalho estudou-se a maquinabilidade, em torneamento, de um ferro fundido branco *High-Cr* em bruto de fundição com recurso a três pastilhas de corte distintas, uma de CBN policristalino e duas de carboneto de tungsténio revestido. Com base no estudo realizado podem retirar-se as seguintes conclusões:

- A superfície da peça a maquinar, no estado bruto de fundição, apresenta uma dureza característica de $51,59 \pm 0,65$ HRC e uma microestrutura constituída por dendrites de austenite e colónias eutéticas de austenite e carbonetos do tipo M_7C_3 ;
- Para as pastilhas de corte CBN600 os parâmetros de corte sugeridos são: velocidade de 140 m/min; velocidade de avanço de 0,2 mm/rot; profundidade de corte de 0,8 mm;
- Entre as pastilhas de carboneto de tungsténio revestido testadas, sugere-se a utilização da TH1000 fornecida pela *SECO* em detrimento da TH1500;
- Para a ferramenta de corte TH1000 sugerem-se os seguintes parâmetros de corte: velocidade de corte de 50 m/min; velocidade de avanço de 0,3 mm/rot; profundidade de corte de 1,2 mm;
- As pastilhas de corte CBN600, para os parâmetros de corte testados, permitem obter uma produtividade, de aproximadamente, três vezes superior, comparativamente com as pastilhas TH1000. No entanto, apresenta o revés de possuir um preço, por pastilha, dez vezes superior;
- Tanto o ataque da pastilha de corte à peça como a remoção da pele de fundição revelaram-se críticas para o tempo de vida útil das pastilhas de corte;
- A realização do chanfro, previamente à realização da maquinagem, introduziu melhorias ao processo, facilitando o ataque da pastilha à peça e diminuindo o risco de quebra prematura da aresta de corte;
- Com base nos resultados obtidos, e tendo em conta a superfície maquinada, infere-se que a realização da etapa de maquinagem sobre peças, de ferro fundido branco *High-Cr*, em estado bruto de fundição é possível, permitindo assim a remoção da etapa de recozimento e consequente simplificação do processo de fabrico.

6. Recomendações para trabalhos futuros

O trabalho exposto pretende ser um contributo para a compreensão da maquinagem de fundidos de ferro fundido branco *High-Cr*, sendo apresentadas como soluções pastilhas de corte e diversos parâmetros que permitem, efetivamente, maquinar estas ligas. Apesar das conclusões mencionadas no capítulo 5 do presente documento, apresentam-se de seguida recomendações para trabalhos futuros:

- O estudo da concentração volúmica de carbonetos na estrutura, e a possível adição de Nb como solução para o abaixamento dessa concentração;
- Para a utilização das pastilhas de carboneto de tungsténio, sugere-se o estudo da aplicação de agentes arrefecedores para o incremento dos tempos de vida útil destas ferramentas de corte;
- Para as pastilhas de corte CBN600 sugere-se a realização de ensaios onde se faz aumentar a profundidade de corte, e a utilização de pastilhas com RE de maiores dimensões.
- Estudo do impacte económico da remoção do tratamento térmico de recozimento do processo industrial atual, e da introdução do processo de maquinagem com base nas soluções (pastilhas utilizadas e respetivos parâmetros de corte) apresentadas no presente trabalho.

Referências bibliográficas

1. Stefanescu, D.M., *ASM Handbook, Volume 1A - Cast Iron Science and Technology*. 2017: ASM International.
2. Colpaert, H., *Metallography of Steels - Interpretation of Structure and the Effects of Processing*. 2018: ASM International.
3. Dossett, J.L. and G.E. Totten, *Heat Treating of Irons and Steels*, in *ASM Handbook, Volume 04D - Heat Treating of Irons and Steels*. 2014, ASM International.
4. Laird, G., R. Gundlach, and K. Rohrig, *Abrasion-resistant cast iron handbook*. 2000: American Foundry Society Illinois.
5. Karantzalis, A., A. Lekatou, and H. Mavros, *Microstructure and properties of high chromium cast irons: Effect of heat treatments and alloying additions*. International Journal of Cast Metals Research, 2009. **22**: p. 448-456.
6. Davis, J.R., 7.7.1 *Heat Treatment*, in *ASM Specialty Handbook Cast Irons*. 1996, ASM International.
7. Tabrett, C.P., I. Sare, and M. Ghomashchi, *Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys*. International Materials Reviews, 1996. **41**(2): p. 59-82.
8. Thorpe, W.R. and B. Chicco, *The Fe-rich corner of the metastable C-Cr-Fe liquidus surface*. Metallurgical Transactions A, 1985. **16**(9): p. 1541-1549.
9. Li, D., et al., *Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition*. Materials & Design, 2009. **30**(2): p. 340-345.
10. Maratray, F. and R. Usseglio-Nanot, *Facteurs affectant la structure des fontes au chrome et au chrome-molybdène*. Climax Molybdenum S.A, 1970.
11. Kootsookos, A. and J. Gates, *The effect of the reduction of carbon content on the toughness of high chromium white irons in the as-cast state*. Journal of materials science, 2004. **39**(1): p. 73-84.
12. ASM International Handbook Committee, 1.1.1.1 *Workpiece Material*, in *ASM Handbook, Volume 16 - Machining*. 1989, ASM International.
13. de Sousa Martins, L., *Análise da Maquinabilidade de Aluminetos de Titânio*. 2017, Universidade do Porto.
14. Groover, M.P., *Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes, and systems*. 2020: John Wiley & Sons.
15. Soares, R.M.B., *Estudos de Maquinabilidade da Liga AlSi9Cu3 Recorrendo a Ferramentas PCD com Quebra-Aparas*. 2016.
16. Makhesana, M.A. and K. Patel, *Performance assessment of CaF₂ solid lubricant assisted minimum quantity lubrication in turning*. Procedia Manufacturing, 2019. **33**: p. 43-50.
17. Ravi, A., S. Murigendrappa, and M. Pudukottah, *Machinability Investigations on High Chrome White Cast Iron Using Multi Coated Hard Carbide Tools*. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2014. **67**.
18. Atabaki, M.M., S. Jafari, and H. Abdollah-pour, *Abrasive wear behavior of high chromium cast iron and Hadfield steel—A comparison*. Journal of iron and steel research international, 2012. **19**(4): p. 43-50.
19. da Silva, A.E., et al., *Characterisation and machinability of high chromium hardened white cast iron with and without the addition of niobium*. Wear, 2020. **460**: p. 203463.
20. ASM International Handbook Committee, *Traditional Machining Processes*, in *ASM Handbook, Volume 16 - Machining*. 1989, ASM International.

21. Sandvik Coromant, *Training Handbook - Metal Cutting Technology*. 2020.
22. Davim, J.P., *Machining of hard materials*. 2011: Springer Science & Business Media.
23. Liang, S. and A.J. Shih, *Analysis of machining and machine tools*. 2015: Springer.
24. Mitsubishi materials. *Cutting Tool Materials*. 02/08/2021]; Available from: http://www.mhuk-carbide.co.uk/technical_information/tec_other_data/tec_other_data_top/tec_other_data_technical/tec_cutting_tool_materials.
25. Thümmmler, F. and R. Oberacker, *Introduction to Powder Metallurgy*. 1993, Maney Publishing for IOM3, the Institute of Materials, Minerals and Mining.
26. Samal, P.K. and J.W. Newkirk, 39.2.2 *Tool-Edge Design*, in *ASM Handbook, Volume 07 - Powder Metallurgy (2015)*. 2015, ASM International.
27. Yun, H., et al., *Design and fabrication of graded cBN tool materials through high temperature high pressure method*. Journal of Alloys and Compounds, 2020. **832**: p. 154937.
28. Klocke, F., *Manufacturing Processes 1. Cutting*. 2011: Springer - Verlag Berlin Heidelberg.
29. SECO Tools, *Catálogo e Guia Técnico 2019.1 - Torneamento*. 2019.
30. Grigoriev, S.N., S.V. Fedorov, and K. Hamdy, *Materials, properties, manufacturing methods and cutting performance of innovative ceramic cutting tools- a review*. Manufacturing Review, 2019. **6**: p. 19.
31. Machado, Á.R. and A.E. Diniz, *Tool wear analysis in the machining of hardened steels*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017. **92(9)**: p. 4095-4109.
32. Lin, H., Y. Liao, and C. Wei, *Wear behavior in turning high hardness alloy steel by CBN tool*. Wear, 2008. **264(7-8)**: p. 679-684.
33. Chen, L., et al., *High performance machining of high chromium wear resistance materials with pcBN and bcBN tools*. 2014.
34. Gutnichenko, O., et al., *Tool wear and machining dynamics when turning high chromium white cast iron with pcBN tools*. Wear, 2017. **390-391**: p. 253-269.
35. Amorim, P., et al., *Soft Annealing of High Chromium White Cast Iron*. Materials Science Forum, 2004. **455-456**: p. 290-294.

Anexos

Anexo A - Adequação das pastilhas de corte a diversos tipos de torneamento e a diferentes etapas do processo de maquinagem [21]

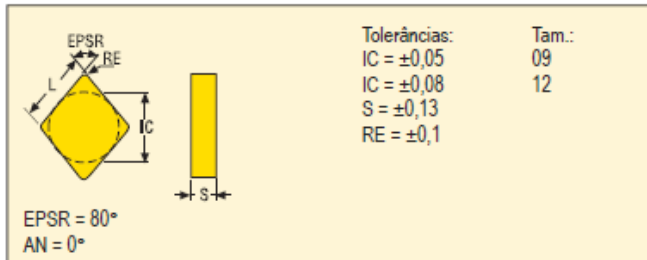
Formato da pastilha							
Robustez	++	++	++	+	+		
Desbaste leve/semi-acabamento		+	++	+	++	++	
Acabamento			+	+	++	++	++
Torneamento longitudinal			++	+	+	++	+
Perfilamento	+				+	++	++
Faceamento	+	++	++	+	+	+	
Versatilidade operacional	+		++	+	+	++	+
Potência limitada da máquina			+	+	++	++	++
Tendências à vibração				+	++	++	++
Materiais duros	++	++					
Usinagem intermitente	++	++	+	+	+		

++ = Mais adequado

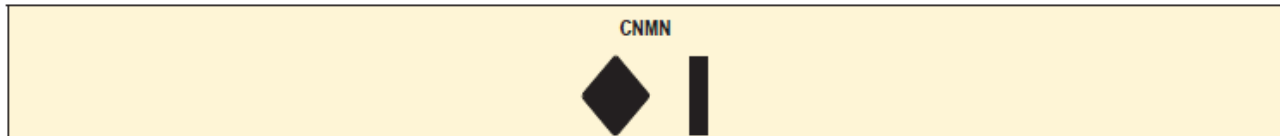
+ = Adequado

Anexo B - Pastilhas de corte utilizadas forçadas pela SECO [29]

CBN600

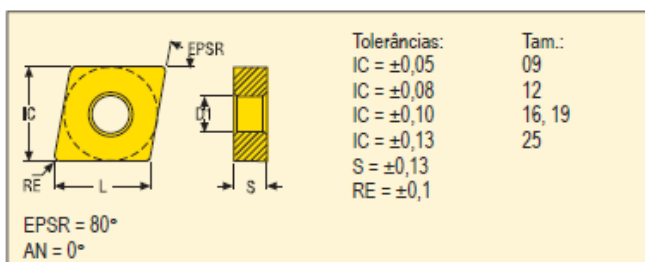


Tam.	Dimensões em mm		
	IC	L	S
0903	9,53	9,7	3,18
1204	12,70	12,9	4,76



Pastilhas	Código	RE	Classes												Porta-ferramentas		
			C/ cobert.						S/ cobert.						Externo	Interno	
			CH0550	CBN060K	CH2540	CH3515	CBN300P	CBN400C	CBN010	CBN150	CBN170	CBN200	CBN300	CBN500			CBN600
CNMN																	
	CNMN090308S	0,8										■				CCLNR/L...09	...CCLNR/L09
	CNMN090308S-02020	0,8					■						■			CCBNR/L...09	
	CNMN090308S-02020P	0,8													■		
	CNMN090312S	1,2					■					■					
	CNMN090316S	1,6					■					■					
	CNMN090308S-WZ	0,8											■			CCLNR/L...09	
	CNMN120412S	1,2					■						■			CCLNR/L...12	...MCLNR/L12
	CNMN120412S-02020P	1,2													■	CCBNR/L...12	(sem pino)
	CNMN120416S	1,6											■				
	CNMN120416S-02020P	1,6													■		
CNMN120408S-WZ	0,8											■			CCLNR/L...12		

TH1000

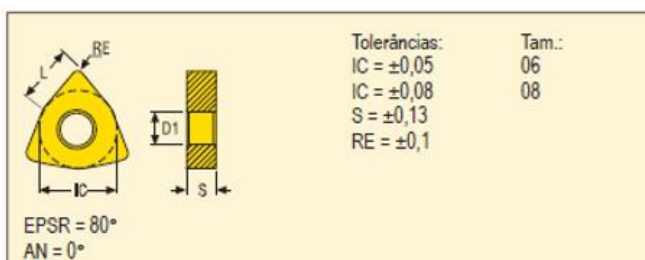


Tam.	Dimensões em mm			
	IC	L	S	D1
0903	9,53	9,7	3,18	3,81
1204	12,70	12,9	4,76	5,15
1606	15,88	16,1	6,35	6,35
1906	19,05	19,3	6,35	7,92



Pastilhas	Código	RE	Classes																C/ cobert.				S/ cobert.				Cermet	
			TP0501	TP1501	TP2501	TP3501	TP200	TP40	TH1000	TH1500	TM2000	TM4000	TK0501	TK1501	TS2000	TS2050	TS2500	CP200	CP500	CP600	HX	KX	883	890	TP1020	TP1030		
CNMG-MF5																												
	CNMG120408-MF5	0,8	■	■	■				■	■			■		■		■											
	CNMG120412-MF5	1,2	■	■	■				■	■			■		■		■											
	CNMG120416-MF5	1,6		■	■																							

TH1500



Tam.	Dimensões em mm			
	IC	L	S	D1
0604	9,53	6,5	4,76	3,81
0804	12,70	8,7	4,76	5,15



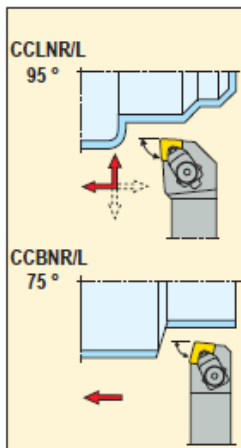
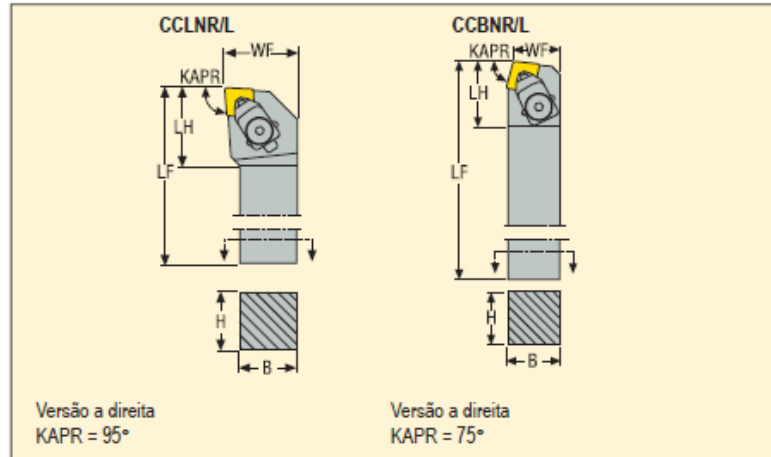
Pastilhas	Código	RE	Classes																C/ cobert.				S/ cobert.				Cermet	
			TP0501	TP1501	TP2501	TP3501	TP200	TP40	TH1000	TH1500	TM2000	TM4000	TK0501	TK1501	TS2000	TS2050	TS2500	CP200	CP500	CP600	HX	KX	883	890	TP1020	TP1030		
WNMG-MF5																												
	WNMG060404-MF5	0,4			■																							
	WNMG060408-MF5	0,8			■																							
	WNMG060412-MF5	1,2		■	■																							
	WNMG080408-MF5	0,8	■	■	■				■	■			■		■		■											
	WNMG080412-MF5	1,2	■	■	■				■	■					■		■											
	WNMG080416-MF5	1,6			■																							

Anexo C - Porta-ferramentas utilizados [29]

Para as pastilhas CBN600 e TH1000



- P/ programa de pastilhas, ver pág. 442, 473
- GAMO° = Âng. saída, LAMS° = Âng. inclinação
- P/ chave de código do porta-ferramentas, ver pág. 14-15

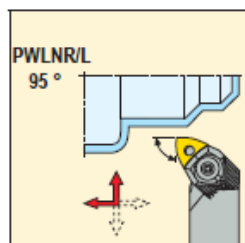
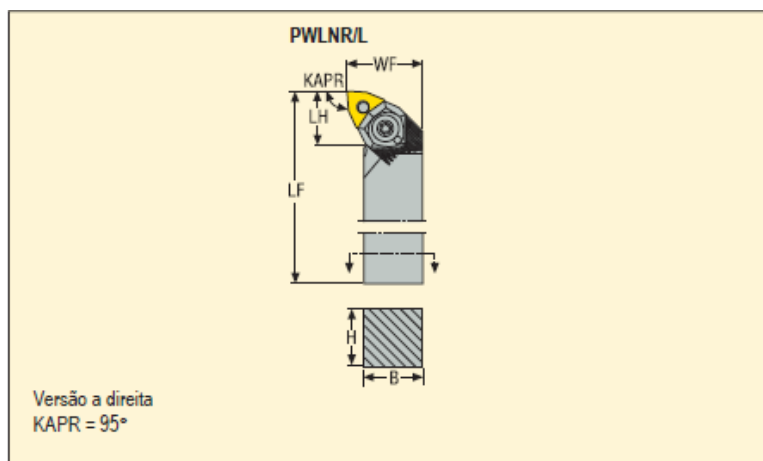


	Código	Dimensões em mm					GAMO°	LAMS°	KG	
		H	B	LF	WF	LH				
09	CCLNR2525M09	25	25	150	32,0	27	-6	-6	0,8	CN.N0903..
	CCLNR3225P09	32	25	170	32,0	27	-6	-6	1,1	CN.N0903..
	CCLNL2525M09	25	25	150	32,0	27	-6	-6	0,8	CN.N0903..
	CCLNL3225P09	32	25	170	32,0	27	-6	-6	1,1	CN.N0903..
12	CCLNR2525M12	25	25	150	32,0	34	-6	-6	0,8	CN.N1204..
	CCLNR3225P12	32	25	170	32,0	34	-6	-6	1,1	CN.N1204..
	CCLNL2525M12	25	25	150	32,0	34	-6	-6	0,8	CN.N1204..
	CCLNL3225P12	32	25	170	32,0	34	-6	-6	1,1	CN.N1204..
09	CCBNR2525M09	25	25	150	22,0	30	-6	-6	0,8	CN.N0903..
	CCBNL2525M09	25	25	150	22,0	30	-6	-6	0,8	CN.N0903..
12	CCBNR2525M12	25	25	150	22,0	34	-6	-6	0,8	CN.N1204..
	CCBNR3225P12	32	25	170	22,0	34	-6	-6	1,1	CN.N1204..
	CCBNL2525M12	25	25	150	22,0	34	-6	-6	0,8	CN.N1204..

Para as pastilhas TH1500



- P/ programa de pastilhas, ver pág. 435-439, 466
- GAMO° = Âng. saída, LAMS° = Âng. inclinação
- P/ chave de código do porta-ferramentas, ver pág. 14-15



	Código	Dimensões em mm					GAMO°	LAMS°	KG	
		H	B	LF	WF	LH				
06	PWLNRL1616H06	16	16	100	20,0	21	-6	-6	0,2	WN..0604..
	PWLNRL2020K06	20	20	125	25,0	21	-6	-6	0,4	WN..0604..
	PWLNRL2525M06	25	25	150	32,0	21	-6	-6	0,7	WN..0604..
	PWLNRL3232P06	32	32	170	40,0	21	-6	-6	1,4	WN..0604..
	PWLNRL1616H06	16	16	100	20,0	21	-6	-6	0,2	WN..0604..
	PWLNRL2020K06	20	20	125	25,0	21	-6	-6	0,4	WN..0604..
	PWLNRL2525M06	25	25	150	32,0	21	-6	-6	0,7	WN..0604..
08	PWLNRL3232P08	32	32	170	40,0	21	-6	-6	1,4	WN..0604..
	PWLNRL2020K08	20	20	125	25,0	27	-6	-6	0,4	WN..0804..
	PWLNRL2525M08	25	25	150	32,0	27	-6	-6	0,8	WN..0804..
	PWLNRL3232P08	32	32	170	40,0	27	-6	-6	1,3	WN..0804..
	PWLNRL2020K08	20	20	125	25,0	27	-6	-6	0,4	WN..0804..
	PWLNRL2525M08	25	25	150	32,0	27	-6	-6	0,8	WN..0804..

Anexo D - Resultados obtidos nos ensaios de dureza HRC

Indentação	A1	A2	R1	R2	T1	T2
1	48,02	49,55	35,45	38,10	58,88	58,68
2	49,42	52,80	33,23	37,95	59,20	60,08
3	49,55	52,80	35,85	38,95	59,08	59,70
4	49,28	52,85	35,82	38,35	58,92	60,15
5	48,42	52,42	37,02	38,82	59,40	59,87
6	49,72	52,25	37,55	38,80	59,65	60,15
7	49,02	49,90	37,05	38,95	59,72	59,68
8	47,97	49,68	36,92	40,00	59,62	59,28
9	47,95	51,62	38,15	39,88	59,00	59,52
10	49,72	52,02	36,88	40,02	59,42	58,35
11	44,40	48,18	31,80	31,35	54,50	59,20
12	49,80	53,40	38,42	40,05	60,45	60,15
média	48,91	51,59	36,39	38,98	59,29	59,55
desvio	0,65	1,13	1,04	0,59	0,27	0,47