

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE ENXOFRE NA MICROESTRUTURA, NAS PROPRIEDADES
MECÂNICA E NA USINABILIDADE DO FERRO FUNDIDO CINZENTO FC 25**

Dissertação submetida à

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

para a obtenção do grau de

MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

ADRIANA ANA PEREIRA

Florianópolis, fevereiro de 2005

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**INFLUÊNCIA DO TEOR DE ENXOFRE NA MICROESTRUTURA, NAS PROPRIEDADES
MECÂNICA E NA USINABILIDADE DO FERRO FUNDIDO CINZENTO FC 25**

ADRIANA ANA PEREIRA

Esta dissertação foi julgada adequada para a obtenção do título de

MESTRE EM ENGENHARIA

ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA

ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: FABRICAÇÃO

sendo aprovada em sua forma final.

**Prof. Lourival Boehs, Dr. Eng.
Orientador**

**Prof. José A. Bellini da Cunha Neto, Dr. Eng.
Coordenador**

BANCA EXAMINADORA

Prof. João Carlos Espíndola Ferreira, Ph.D.

Prof. Wilson Luiz Guessser, Dr. Eng.

Prof. Rolf Bertrand Schroeter, Dr. Eng.

RESUMO	1
ABSTRACT	2
SIMBOLOGIA	5
1 INTRODUÇÃO	7
1.1 Objetivos.....	8
1.1.1 Objetivo geral.....	8
1.1.2 Objetivos específicos.....	8
1.2 Limitações.....	9
1.2.1 Material.....	9
1.2.2 Ensaio de usinabilidade	9
1.3 Estrutura do trabalho.....	10
2 INFLUÊNCIA DO ENXOFRE NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS	12
3 INFLUÊNCIA DO ENXOFRE NA USINABILIDADE	20
3.1 Influência do enxofre nas características das inclusões de MnS.....	23
3.1.1 Morfologia e distribuição das inclusões de sulfeto de manganês.....	23
3.1.2 Volume das inclusões de sulfeto de manganês.....	27
3.2 Influência das inclusões de MnS na usinabilidade.....	29
3.2.1 Interface cavaco-ferramenta.....	29
3.2.1.1 Formação da BUL na interface cavaco-ferramenta.....	30
3.2.2 Região secundária de cisalhamento.....	55
3.2.3 Região primária de cisalhamento.....	56
3.3 Influência da matriz na usinabilidade do ferro fundido cinzento.....	59
3.4 Influência da grafita na usinabilidade do ferro fundido cinzento.....	62
3.4.1 Interface cavaco-ferramenta.....	62
3.4.2 Região primária de cisalhamento.....	62
4 MATERIAIS, MÉTODOS E EQUIPAMENTOS	63
4.1 Metodologia, equipamento e matéria prima empregada na fundição	63
4.1.1 Caracterização da microestrutura.....	64
4.1.1.1 Classificação da grafita	64
4.1.1.2 Distribuição do tamanho da grafita	64
4.1.1.3 Caracterização da matriz	64
4.1.1.4 Determinação da estrutura cristalina	65

4.1.1.5	Determinação da quantidade de células eutéticas	66
4.1.1.6	Determinação da área, comprimento e distribuição das inclusões de MnS...66	66
4.1.2	Ensaio mecânico	67
4.2	Metodologia, equipamentos e materiais empregados nos ensaios de usinabilidade..67	67
4.2.1	Corpo de prova	68
4.2.2	Máquina ferramenta	69
4.2.3	Ferramenta e porta-ferramenta	70
4.2.4	Sistema para medição do desgaste de flanco	70
4.2.5	Sistema para microanálise química	71
4.3	Métodos estatísticos.....	72
5	RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	73
5.1	Composição química	73
5.2	Propriedades mecânicas	74
5.3	Caracterização da microestrutura.....	75
5.3.1	Classificação da grafita	75
5.3.2	Área e partículas de grafita	75
5.3.3	Distribuição do tamanho das grafitas	76
5.3.4	Determinação da estrutura cristalina	79
5.3.5	Caracterização da matriz.....	80
5.3.6	Determinação do número de células eutéticas	83
5.3.7	Identificação das inclusões presentes na matriz	84
5.3.7.1	Caracterização das inclusões de sulfeto de manganês	92
5.3.7.1.1	Avaliação do efeito do enxofre na área das inclusões de MnS.....	92
5.3.7.1.2	Distribuição da área das inclusões de MnS.....	94
5.3.7.1.3	Avaliação do efeito do teor de enxofre na quantidade das inclusões de MnS.....	95
5.3.7.1.4	Porcentagem da matriz ocupada por inclusões de MnS.....	96
5.3.7.1.5	Classificação das inclusões de MnS.....	96
5.4	Influência do enxofre na usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25.....	104
5.4.1	Influência das inclusões de MnS na redução do desgaste por adesão	112
5.4.2	Influência das inclusões de MnS na redução do desgaste por difusão	114
5.5	Avaliação da usinabilidade do ferro fundido cinzento.....	121
6	CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	128
6.1	Conclusões.....	128
6.2	Sugestões para futuros trabalhos.....	130
7	REFERÊNCIAS.....	131

A restrição à exportação do carvão metalúrgico por parte da China, objetivando o atendimento do consumo interno, levou a paralisação de usinas na Europa e nos EUA, além do substancial aumento do preço do coque no mercado internacional, saindo de US\$ 80 a tonelada para próximo de US\$ 400 no início de 2004. Embora o carvão mineral seja o maior recurso fóssil do Brasil com reservas correspondendo a mais do dobro das reservas de petróleo em equivalência energética, somente no ano de 2003, a balança comercial brasileira apresentou um déficit de R\$ 150 milhões decorrente da importação de coque, sem contar no desemprego gerado, desde da década de 90, quando as indústrias do setor carbonífero foram expostas à competição internacional pelo governo Collor. Pelo potencial de geração de empregos que possuiu e por ser uma questão estratégica, por reduzir a dependência externa dos preços ditados pelo mercado internacional, a busca por diminuir a intensidade da relutância apresentada ao consumo do carvão metalúrgico brasileiro tem agido como pressão para que pesquisas sejam realizadas. A iniciativa privada, em consonância com a universidade demonstrou real propósito de levar a cabo uma pesquisa reconhecidamente necessária: A viabilização do uso de uma maior parcela do coque nacional na produção do ferro fundido cinzento. Como parte desta pesquisa, o presente trabalho trata da influência do enxofre sobre as alterações microestruturais, propriedades mecânicas e usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25. Os corpos de prova para esta pesquisa foram produzidos em condições de fabricação comercial pela Tupy Fundições com teores de enxofre variando de 0,065% a 0,18%. Os efeitos da variação do teor de enxofre sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento foram analisados através de amostras metalográficas com diferentes técnicas de caracterização microestrutural. As influências do enxofre sobre a usinabilidade do ferro fundido cinzento foram estudadas no torneamento externo longitudinal nas velocidades de 100, 150 e 200 m/min, com ferramenta de metal duro sem cobertura, utilizando como critério de avaliação o desgaste de flanco. O aumento na porcentagem do enxofre no ferro fundido cinzento de 0,065% para 0,18%, não produziu alterações significativas nas propriedades mecânicas e na microestrutura do material. Constatou-se que para uma efetiva redução do desgaste por adesão, durante a usinagem, a menor área ocupada por sulfeto de manganês deve ser de $(18 \pm 6) \times 10^{-3} \%$. A usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre não difere significativamente quando usinado a 150 e 200 m/min. Em relação ao ferro fundido cinzento com 0,12% de enxofre, o material com 0,065% S apresentou uma redução na vida da ferramenta de 24%, 32% e 38%, para as velocidades de 100, 150 e 200 m/min, respectivamente. Desta pesquisa, importantes resultados foram obtidos, viabilizando o uso de um maior percentual do enxofre na produção do ferro fundido cinzento sem o detrimento das propriedades mecânicas, microestrutura e usinabilidade.

The metallurgical coal export restriction by China, aiming to attend domestic consumption has led to the stoppage of plants in Europe and USA, besides the substantial increase of coke price in the international market, being US\$ 80 tons close to US\$ 400 at the beginning of 2004. Although, the mineral coal is the leading fossil fuel of Brazil with reserves corresponding more than the double of the petroleum reserves in energetic equivalence, only in 2003, Brazilian balance of trade presented a deficit of R\$ 150 millions from coke import, without taking into account the unemployment generated, since the 90's, when the coal industries sector were exposed to international competition by Collor government. As it has a potential generation of employment and for being a strategic issue for reducing the external dependence of prices dictated by the international market, the searching to decrease the intensity of the reluctance presented by Brazilian metallurgical coal consumption has been pressing for the researches to be held. The private initiative together with the university has showed real proposes to hold a research strictly necessary: To become the use of national coke more viable to gray cast iron production. As part of this research, the present work deals with the sulfur influence on the microstructure alterations, mechanical properties and machinability of the gray cast iron F25. The work material for this research were produced in commercial manufacturing conditions by Tupy Foundry with sulfur level ranging from 0.065% to 0.18%. The variation effects of the sulfur level on the microstructure and mechanical properties of the gray cast iron FC 25 were analyzed through metallographic samples with different techniques of microstructural characterization. The sulfur influence on the gray cast iron FC 25 machinability was studied on the turning operation at cutting speed of 100, 150 and 200 m/min, with uncoated cemented carbide tool, using as assessment criterion the flank wear. The increasing on the sulfur percentage in the gray cast iron FC 25 of 0,065% to 0.18% did not produce significant alterations on the mechanical properties and on the material microstructure. It was verified that for an effective reduction of the adhesive wear during the machining the smallest area occupied by the manganese sulfide must be $(18 \pm 6) \times 10^{-3} \%$. The machinability of gray cast iron F 25 with 0.12%, 0.15% and 0.18 % of sulfur does not differ significantly when machined to 150 and 200 m/min. In relation to gray cast iron FC 25 with 0.12% of sulfur, the material with 0.065% S presented a tool life reduction of 24%, 32% and 38%, for the speeds of 100, 150 and 200 m/min, respectively. From this research, important results were obtained, becoming viable the use of a higher sulfur percentage on the gray cast iron FC 25 production without the detriment of mechanical properties, microstructure and machinability.

SIMBOLOGIA USADA NA USINAGEM

a_p	Profundidade de corte	[mm]
C_t	Constante de Taylor	
f	Avanço	[mm]
F	Força de usinagem	[N]
F_c	Força de corte	[N]
F_f	Força de avanço	[N]
F_p	Força passiva	[N]
k	Constante de Taylor	
KT	Profundidade de cratera	[μm]
t	Tempo de corte	[min]
T	Vida da ferramenta	[min]
VB	Largura média da marca de desgaste de flanco	[mm]
VB_{max}	Largura máxima da marca de desgaste de flanco	[mm]
v_c	Velocidade de corte	[m/min]
γ	Ângulo de saída	[$^\circ$]

SIMBOLOGIA USADA NA DIFRATOMETRIA

θ	Ângulo de Bragg	[$^\circ$]
2θ	Ângulo de difração	[$^\circ$]
λ	Comprimento de onda	[\AA]

SIMBOLOGIA USADA NA MICROANÁLISE QUÍMICA

A	Efeito da absorção;	
K	Número quântico;	
Z	Número atômico;	
wt	Peso percentual	[%]

SIMBOLOGIA USADA NA ANÁLISE ESTATÍSTICA

α	Nível de significância;	
a	Tratamento;	
F_0	Distribuição calculada;	
F_{cr}	Distribuição crítica (tabelada);	
Gl_A	Grau de liberdade do fator A;	
$Gl_{B(A)}$	Grau de liberdade entre o nível de B para cada nível de A;	
Gl_E	Grau de liberdade do erro;	
MS_A	Média quadrática do fator A;	
$MS_{B(A)}$	Média quadrática entre o nível de B para cada nível de A;	
MS_E	Média quadrática do erro;	
N	Número total de observações;	
n_i	Número de tratamentos;	
n_j	Replicas dentro de um tratamento;	
R^2	Coeficiente de correlação;	
SS_t	Soma dos quadrados do tratamento;	
SS_A	Soma dos quadrados do fator A;	
$SS_{B(A)}$	Soma dos quadrados entre o nível de B para cada nível de A;	
SS_E	Soma dos quadrados do erro.	

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos são as ligas metálicas que possuem a mais elevada produção em termos de peças fundidas no mundo. No Brasil, a produção de ferro fundido aumentou significativamente de 1 736 048 toneladas em 2002 para 1 949 186 toneladas em 2003 (ABIFA, 2004).

Desde o início de 2003, com a expansão mundial na fabricação do aço, o preço do coque disparou no mercado internacional, saindo de US\$ 80 a tonelada para próximo de US\$ 400 no início de 2004, e as perspectivas atuais são de manter a tendência de elevação do preço nos próximos dois anos. O principal motivo foi à restrição às exportações por parte da China, grande produtor mundial de coque, para uso próprio, levando a paralisação de usinas na Europa e EUA (RIBEIRO, 2004). Segundo Rinaldo Campos Soares, presidente do grupo Usiminas-Cosipa, “há expectativa de que a tonelada de carvão mineral, usado na fabricação do coque, fique em torno de US\$ 120 em 2005”, o que representa um aumento substancial em relação ao preço pago em 2004, que esteve, em média, entre US\$ 50 e US\$ 60 a tonelada (JOCKYMAN, 2004).

O Brasil importa atualmente cerca de 3 milhões de toneladas de coque por ano, sendo quase dois milhões de toneladas da China, cuja qualidade atende os requisitos do mercado internacional (MAGNAVITA, 2004). Somente no ano de 2003, a balança comercial brasileira apresentou um déficit de 150 milhões decorrente da importação de coque, embora o carvão mineral seja o maior recurso fóssil do país com reservas correspondendo a mais do dobro das reservas de petróleo em equivalência energética (ministério de minas e energias). No entanto, o carvão internacional possui preço competitivo, teor de cinza próximo de 8%, não tem enxofre e vem semiprocessado. O catarinense tem baixo poder calorífico, 65% de cinza em estado bruto e 46% depois de processado, além de o enxofre correspondendo a 5% da massa (FUNCITEC, 2003).

Considerando a qualidade do coque nacional, vale a pena estudar a sua viabilização? Sim, responde o professor Adriano Bernardin, da Unesc, um dos autores sobre as potencialidades do carvão catarinense. “Mesmo com tecnologia mais avançada, ele será menos eficiente, mas é nosso”. Para o professor, aproveitar racionalmente os insumos provenientes do carvão é uma questão de estratégia, pois reduz a dependência externa, especialmente dos preços ditados pelo mercado internacional.

Para o atual governador do estado de Santa Catarina, Sr. Luiz Henrique da Silveira, o carvão precisa ser reincorporado a economia do Sul do Estado e valorizado nacionalmente pelo potencial de geração de empregos que possuiu (FUNCITEC, 2003) reduzido drasticamente no começo da década de 90, quando as indústrias do setor carbonífero foram expostas à competição internacional pelo governo Collor.

Tendo em vista a importância social e econômica do coque para a região carbonífera de Santa Catarina, objetiva-se neste trabalho:

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo geral

Avaliar a viabilidade de utilização de um maior percentual do coque nacional na fundição do ferro fundido cinzento FC 25 sem o comprometimento das propriedades mecânicas e da usinabilidade em decorrência do aumento de enxofre durante a fabricação.

1.1.2 Objetivos específicos

1. Analisar a influência do teor de enxofre na microestrutura do ferro fundido cinzento FC 25, isto é:
 - 1.1 A quantidade, distribuição e tipo de grafita;
 - 1.2 Qualitativamente a perlita na matriz;
 - 1.3 O tipo, distribuição, tamanho e volume de sulfeto de manganês;
 - 1.4 A quantidade de células eutéticas.
2. Determinar a influência do teor de enxofre sobre as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento FC 25, seja:
 - 2.1 Na resistência à tração;
 - 2.2 Na dureza desse material.
3. Pesquisar a influência do teor de enxofre na usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25:
 - 3.1 A influência da inclusão de sulfeto de manganês na redução do desgaste por difusão e adesão;
 - 3.2 A influência do enxofre na usinabilidade do ferro fundido cinzento com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre.

4. Determinar o nível de enxofre que propicie as melhores propriedades mecânicas e a melhor usinabilidade.

1.2 Limitações

A análise da influência do enxofre na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na usinabilidade do ferro fundido cinzento é bastante extensa e complexa, visto que os resultados dependem de muitos fatores, tais como: meio de fusão, composição química, tratamento do banho, entre outros. Assim, optou-se por desenvolver um trabalho mantendo a mesma condição de fabricação, composição química, tratamento do banho e equipamentos, variando unicamente a porcentagem de enxofre no material dos corpos de prova.

A importância da apresentação das limitações na qual este trabalho foi desenvolvido, está relacionada aos vários fenômenos inter-relacionado na origem das transformações em curso, isto é, os resultados apresentados neste trabalho de forma alguma esgotarão as possibilidades de estudos voltados a viabilização de uma maior parcela do coque nacional na fundição do ferro fundido cinzento.

Em relação ao material utilizado, pode-se organizar as limitações da seguinte forma:

1.2.1 Material

- Porcentagem de enxofre nos corpos de prova: 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%;
- $Mn (\%) = 1,7\% S + (0,322 \pm 0,036)$;
- Seção com 30 mm de espessura;
- Inoculante: FeSi cálcio bearing.

1.2.2 Ensaios de usinabilidade

Diferentes resultados de usinabilidade podem ser obtidos em função da máquina, dos parâmetros de corte, do material e da geometria da ferramenta. Assim, optou-se por desenvolver um trabalho mantendo:

- Processo de torneamento externo longitudinal;
- Geometria e ferramenta de metal duro sem cobertura;
- Parâmetros de corte: $f = 0,257$ mm e $a_p = 2$ mm ;
- Velocidades de corte: 100, 150 e 200 m/min.

1.3 Estrutura do trabalho

O trabalho está estruturado em 6 capítulos. O capítulo 2: *Influência do Enxofre na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas*, Fig. 1.1, apresenta esquematicamente os eventos característicos do processo de solidificação (nucleação e crescimento) em razão da sua estreita relação com as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento.

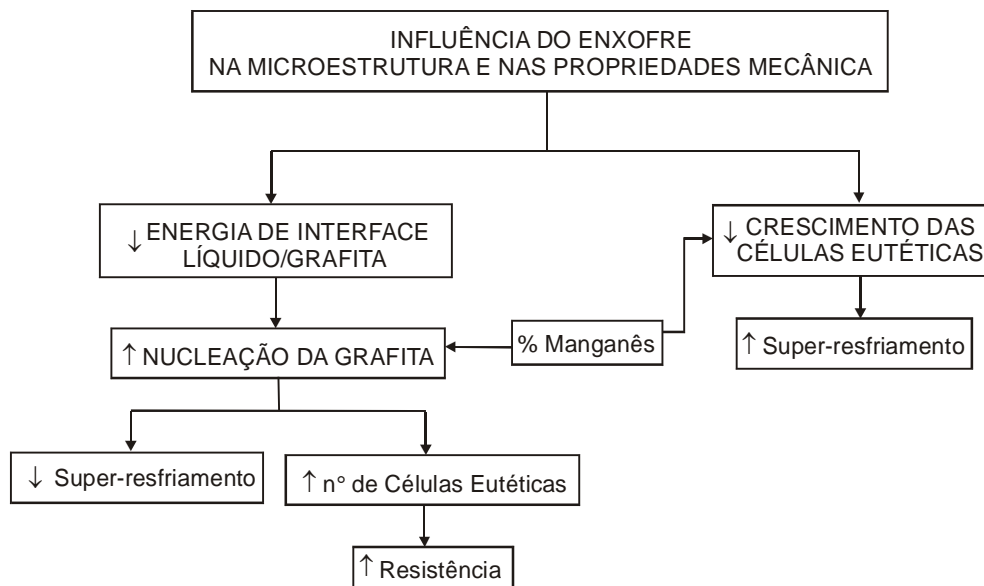


Figura 1.1 - Fluxograma da influência do enxofre na microestrutura e nas propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento.

Com o título *Influência do Enxofre na Usinabilidade*, o capítulo 3 utiliza a Fig. 1.2 com o fim de proporcionar um melhor entendimento sobre a influência do enxofre no processo de usinagem do ferro fundido cinzento, conferindo principal destaque à influência da inclusão de sulfeto de manganês, na usinabilidade do referido material, em razão dos seus benefícios econômicos.

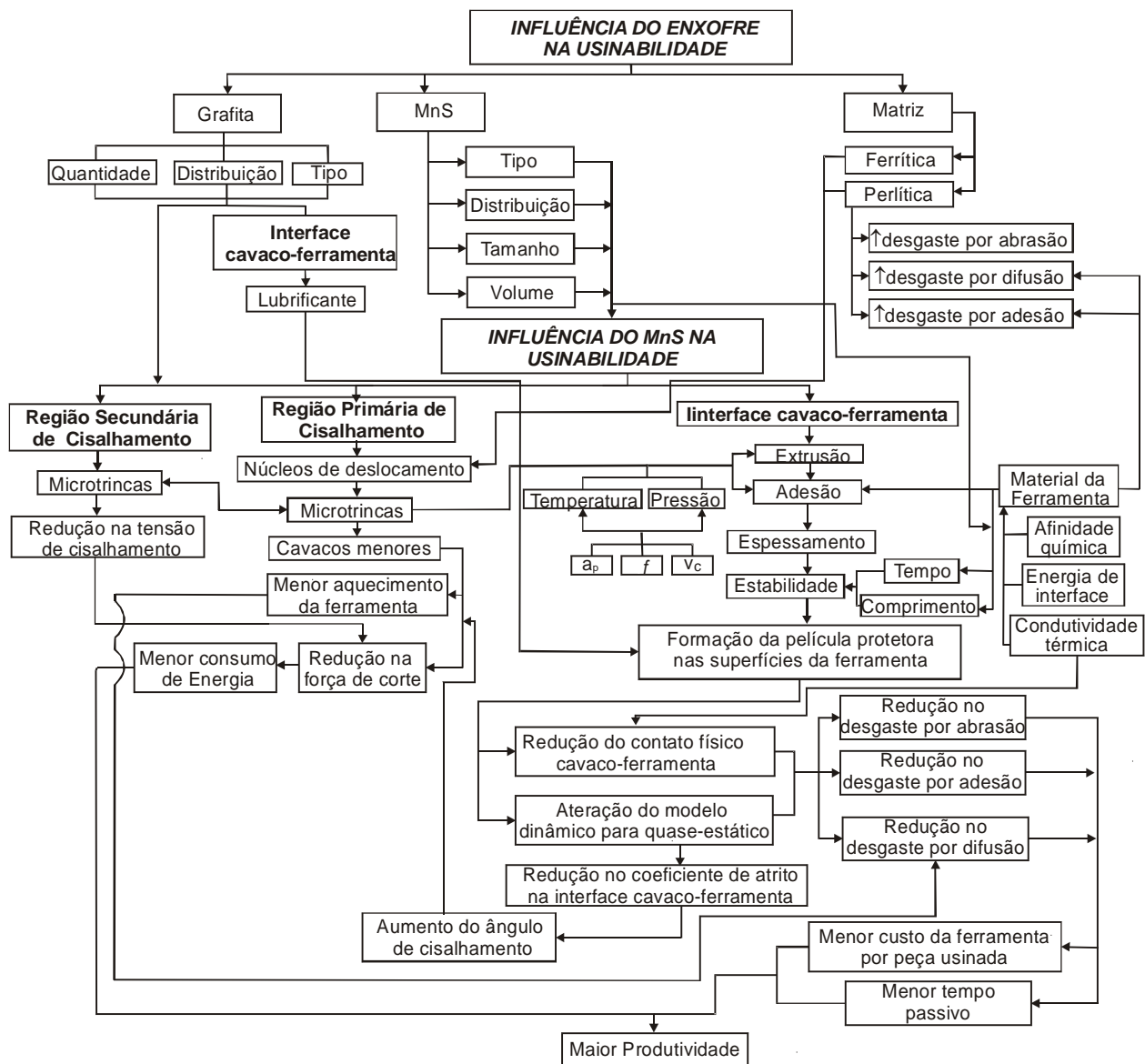


Figura 1.2 - Fluxograma da influência do enxofre na usinabilidade do ferro fundido cinzento.

A intenção desta pesquisa, não é, de forma alguma, esgotar o assunto em discussão, mas apresentar novos resultados e contribuições, *Capítulo 5* e *Capítulo 6*, para condições de fabricação, *Capítulo 4*, ainda não encontradas na literatura, e assim servir como base de informação para trabalhos mais profundos cujas sugestões estão apresentadas no *capítulo 6*. O esclarecimento de outras questões referentes à influência do enxofre na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na usinabilidade do ferro fundido cinzento permitirá, ou não, o uso de um maior percentual de coque nacional na produção do referido material em fornos cubilô, reduzindo a dependência externa do carvão metalúrgico e aumentando a geração de empregos na região carbonífera de Santa Catarina.

CAPÍTULO 2

INFLUÊNCIA DO ENXOFRE NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS

Com o título *Influência do Enxofre na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas* é apresentado a Fig. 2.1, a qual mostra esquematicamente os eventos característicos do processo de solidificação (nucleação e crescimento) em razão da sua estreita relação com as propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento.

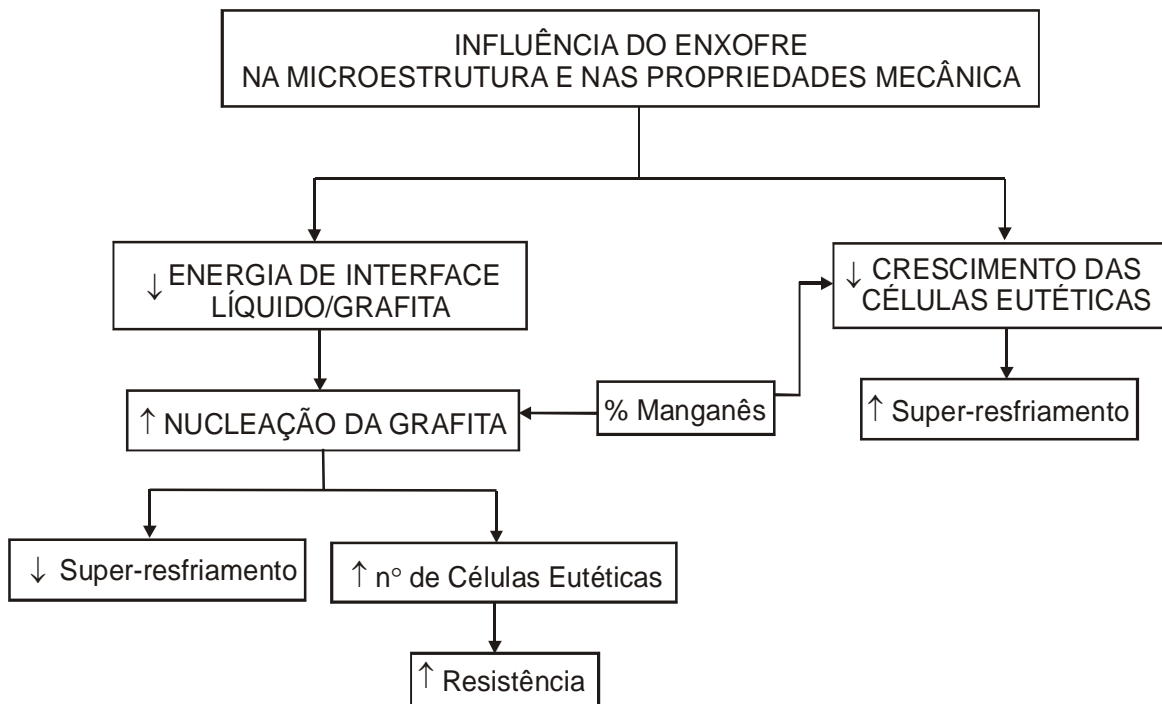


Figura 2.1 - Fluxograma da influência do enxofre na microestrutura e nas propriedades mecânicas do ferro fundido cinzento.

Ferro fundido cinzento é uma liga ternária composta por ferro, carbono e silício como elementos de ligas fundamentais, apresentando na sua microestrutura carbono livre na forma de veios, Fig. 2.2, denominado grafita, podendo ainda apresentar carbono combinado com ferro denominado carboneto de ferro.

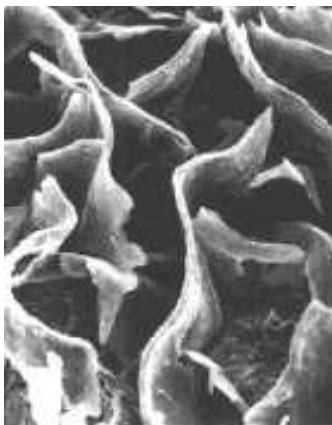


Figura 2.2 - Distribuição dos veios de grafita no ferro fundido cinzento. (SAHM, 2002)

A fabricação de ferro fundido cinzento, quando realizada em forno cubilô, utiliza coque como fonte de calor para que as reações metalúrgicas de fusão e redução aconteçam. A quantidade de enxofre absorvido durante estas reações depende da porcentagem deste elemento na sucata e no coque.

Durante a solidificação, o enxofre (presente na sucata e absorvido do coque) combina com o ferro na forma de sulfeto de ferro, localizando-se no contorno das células eutéticas na forma de frágeis filmes com baixo ponto de fusão (1000°C). Assim sendo, evita-se a combinação do enxofre com o ferro através da adição de manganês numa relação estequiométrica de 1,7% do peso percentual de enxofre, resultando em sulfetos mais estáveis (COLPAERT, 1969; KONDIC, 1973; ROTHERY, 1968; TEICHERT, 1953).

Os sulfetos, formados durante a solidificação como resultado da reação do enxofre com o manganês ou com elementos dos inoculantes, podem atuar como substrato para nucleação da grafita (HUMMER, 1974; LALICH, 1974; MUZUMDAR; WALLACE, 1972; SUAREZ et al. 1999; WALLACE, 1974; XINQING et al. 1989) sendo encontrados no centro das células eutéticas (MUZUMDAR; WALLACE, 1972) ou no núcleo da grafita nodular, Fig. 2.3, (LALICH, 1974; SUAREZ et al. 1999; MUZUMDAR; WALLACE, 1972).

No ferro fundido nodular, quando baixíssimos teores de enxofre são encontrados no ferro base, mesmo existindo um teor adequado de magnésio, há uma grande dificuldade de se atingir uma contagem de nódulos necessária, sugerindo que o enxofre promove a formação de substratos potentes para origem dos nódulos de grafita (SUAREZ et al. 1999).

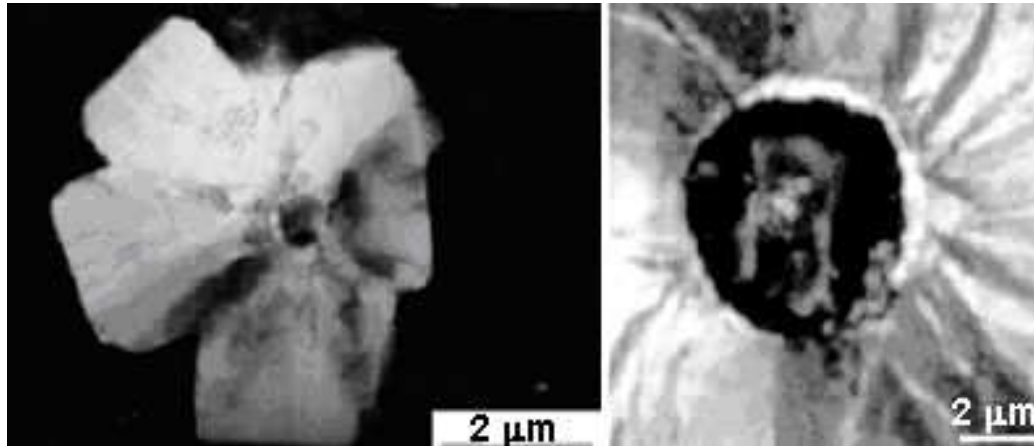


Figura 2.3 – Sulfeto no núcleo da grafita nodular. (LLORCA-ISERN et al. 2002)

No ferro fundido cinzento, um acréscimo no percentual de enxofre favorece o aumento na quantidade de células eutéticas, Fig. 2.4, em razão do maior número de substratos no qual a grafita pode começar a solidificar (MUZUMDAR; WALLACE, 1972, 1973).

Maior número de substratos de nucleação resulta em células eutéticas menores e na substituição de uma matriz ferrítica com grafita tipo D por uma matriz perlítica com grafita tipo A, promovendo considerável melhora nas propriedades mecânicas (MUZUMDAR; WALLACE, 1973), devido à diminuição do comprimento dos veios de grafita, reduzindo assim o efeito de entalhe. Além disso, o desenvolvimento da grafita tipo A conduz à formação de uma matriz perlítica (SRINIVASAN; KONDIC, 1974).

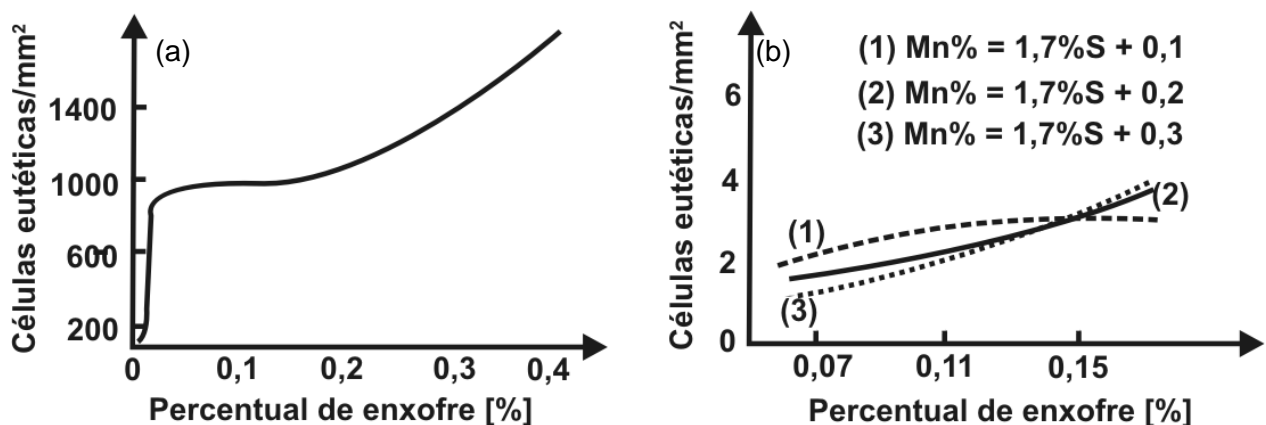


Figura 2.4 – Relação entre o percentual de enxofre e o número de células eutéticas.

(ALDERSON, 1985; MUZUMDAR; WALLACE, 1973)

O mínimo teor de enxofre, no ferro fundido cinzento, foi determinado por Muzumdar e Wallace (1973) como sendo de 0,05% para a mais efetiva reação de inoculação. Seu trabalho demonstrou que a grafita tipo B e D estava presente quando o nível de enxofre era menor que 0,05% (MUZUMDAR; WALLACE, 1973). O resultado apresentado na Fig. 2.4(a) foi obtido para 0,17% de manganês. Isto significa que a quantidade de manganês em excesso, além da estequiométrica, reduz a medida que o percentual de enxofre aumenta. Fuller (1986) determinou que a mínima quantidade em excesso de manganês deveria ser de 0,1%.

Nas fundições emprega-se usualmente um excesso de manganês de 0,3, garantindo que o enxofre combine com o manganês ao invés do ferro, equação 2.1, assegurando a isenção de ferro fundido branco na microestrutura, evitando problemas durante a usinagem (ADERSON, 1985).



O teor de manganês em excesso, requerido para neutralizar o teor de enxofre no ferro fundido cinzento, foi apresentado por Aderson (1985) como sendo de 0,15 a 0,50%, Fig. 2.4(b). Quando o teor de enxofre é menor que 0,1%, o excesso de manganês deve ser de 0,2 - 0,3. Quando o teor de enxofre é maior que 0,1% o excesso de manganês deve ser de 0,4 - 0,5.

O aumento no excesso de manganês de 0 para 3% promove o aumento na quantidade de ferrita na matriz em razão da redução do enxofre livre em solução. A pouca solubilidade do enxofre na austenita promove o desenvolvimento da perlita através da segregação de enxofre no líquido, solidificando como sulfeto de ferro no contorno da célula eutética (ADERSON, 1985).

Para excesso de manganês maior que 0,3% há a substituição da matriz com grafita tipo A e tipo D nas regiões intercelulares por uma matriz perlítica com grafita tipo A, em razão da segregação do manganês no contorno das células eutéticas (PRABHU, 1988).

A grafita tipo D, também conhecida como grafita de super-resfriamento, pode ocorrer, no ferro fundido cinzento hipoeutético, em duas situações. Quando a nucleação é pouca efetiva, em razão da inoculação não eficiente, ou quando a solidificação ocorre em seções finas desenvolvendo altas taxas de resfriamento e favorecendo a formação de grafita tipo D nas regiões interdendríticas. Além destas duas situações, a grafita tipo D também pode formar quando a solidificação eutética começa com a formação da grafita tipo A, porém, a taxa de crescimento das células eutéticas é reduzida, assim o líquido remanescente pode ser super-resfriado resultando na formação da grafita tipo D, nas regiões, entre as células eutéticas, contendo grafita tipo A (PRABHU, 1988).

Quando em alta concentração na interface líquido/grafita, o enxofre pode conduzir a diminuição da velocidade de crescimento das células eutéticas resultando no aumento do super-resfriamento. Quando presente no percentual adequado, a absorção do elemento enxofre na interface líquido/grafita promove a diminuição da tensão superficial, reduzindo o super-resfriamento (MINKOFF; LUX, 1974).

A Fig. 2.5(a) e Fig. 2.5(b) relacionam o super-resfriamento (ΔT) e a taxa de crescimento (R) para as faces da grafita [1010] e [0001], Fig. 2.5(c). Observa-se que na presença do enxofre ocorre a redução do super-resfriamento no líquido. Para o líquido com percentual de enxofre maior que o normal, a taxa de crescimento não é mais relacionada à tensão superficial mas ao crescimento na presença da barreira de difusão (MINKOFF; LUX, 1974) explicando a inversão da taxa de crescimento como função do aumento do teor de enxofre (NIESWAAG; ZUTHOFF, 1974).

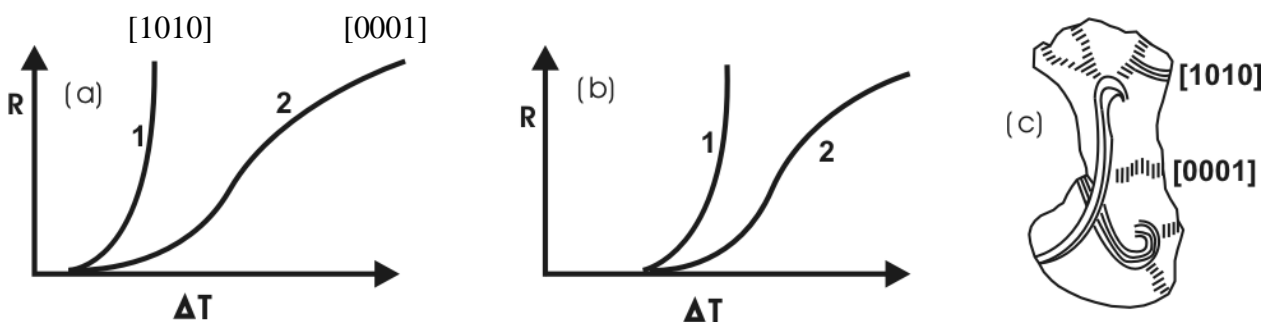


Figura 2.5 - Relação entre o super-resfriamento (ΔT) e a taxa de crescimento (R) no ferro fundido com enxofre (a) e sem enxofre (b) (MINKOFF; LUX, 1974) para as faces [1010] e [0001] da grafita (c) (ASM HANDBOOK, 1992).

Assumindo o crescimento pela nucleação bidimensional, a maior taxa de crescimento será experimentada pela face com maior densidade de átomos, onde a probabilidade para nucleação é maior. Assim, no ferro fundido, a taxa de crescimento será maior na direção [0001] da grafita, resultando na formação de grafita sem ramificação. Em um meio contendo elemento tenso ativo, tal como o enxofre, este será absorvido no plano de maior energia [1010] os quais tem poucas ligações satisfeitas. Conseqüentemente, a face do plano [1010] alcança uma menor energia do que a face [0001] tornando predominante o crescimento na direção [1010], resultando na grafita lamelar (HERFURTH, 1965, p. 267 apud ASM HANDBOOK, 1992, p. 178).

A influência do enxofre na morfologia da grafita tem sido discutida em muitos trabalhos. Muitos expressão a opinião que o enxofre torna a grafita grossa. Para Pelhan (1962), quanto maior o teor de enxofre no material mais grossa e mais longa é a lamela de grafita, especialmente nas partes mais externas da célula eutética. Boyles (1968 apud FREDRIKSSON;

REMAEUS, 1974) e Hughes (1947 apud FREDRIKSSON; REMAEUS, 1974) têm relacionado este efeito com o aumento do teor de enxofre no líquido remanescente durante a solidificação devido à forte segregação do enxofre. A micrografia apresentada na Fig. 2.6 mostra a distribuição do enxofre na frente da interface em crescimento.

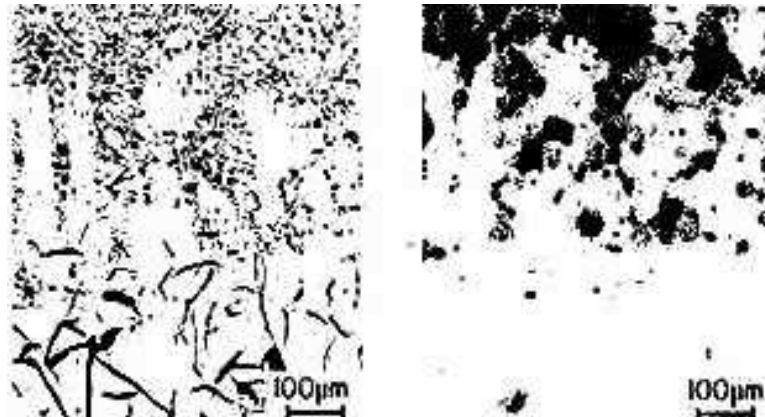


Figura 2.6 - Segregação do enxofre na solidificação unidirecional.
(NIESWAAG; ZUITHOFF, 1974)

A formação de veios de grafita grossos no contorno das células eutéticas, resulta da restrição do crescimento das protuberâncias nos planos prismáticos, neste caso, os veios da grafita não são capazes de se ajustar à taxa de crescimento, aumentando, conseqüentemente, o super-resfriamento na interface líquido/grafita. (NIESWAAG; ZUITHOFF, 1974).

Há dois efeitos notados para o enxofre, o efeito na tensão superficial, Fig. 2.7, e no super-resfriamento, Fig. 2.8.

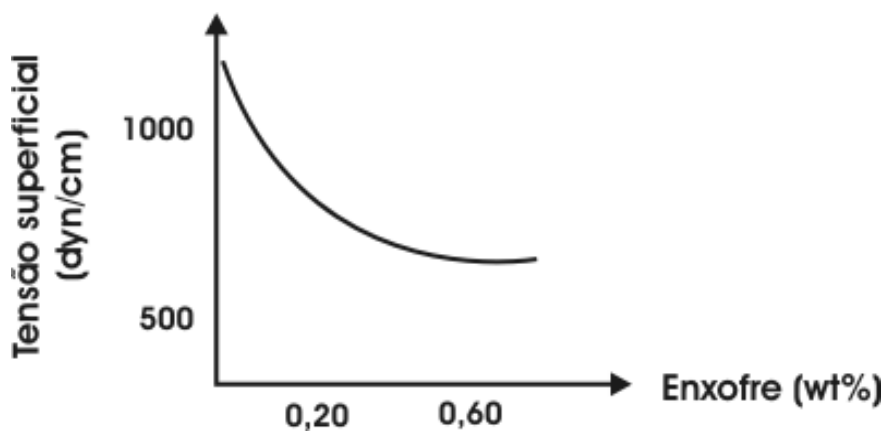


Figura 2.7 - Influência do percentual de enxofre na tensão superficial entre o líquido e a grafita. (WASCHENKO, 1962, p. 855 apud FREDRIKSSON; REMAEUS, 1974, p. 321)

A presença do elemento enxofre, no ferro fundido cinzento, promove uma considerável redução da tensão superficial, Fig. 2.7, e conseqüentemente uma diminuição do super-resfriamento, Fig. 2.8, (COLE, 1972; OLDFIELD; KANGILASKI, 1971).

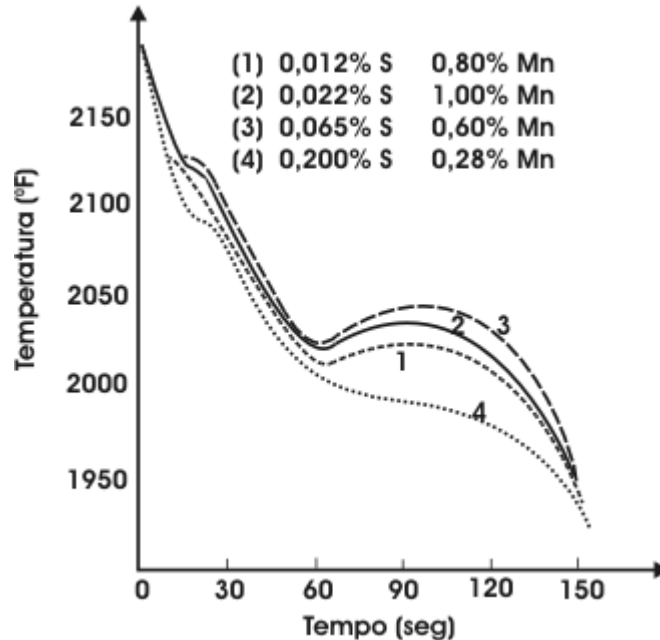


Fig. 2.8 - Influência da relação manganês/enxofre no super-resfriamento de um ferro fundido cinzento sem inoculante. (WALLACE, 1974)

Observa-se na Fig. 2.8 um intenso super-resfriamento, quando a relação manganês/enxofre é menor do que a estequiométrica. O elemento enxofre, insolúvel no ferro sólido, quando não combinado com o manganês, é rejeitado para a fase líquida até a solidificação do eutético, retardando o crescimento das células eutéticas pela interferência com a transferência dos átomos através da interface líquido/sólido (WALLACE, 1974).

Quando há um excesso de manganês, além da estequiométrica, a inoculação é mais eficaz devido à adição de inclusões de sulfeto de manganês as quais parecem atuar como substrato de nucleação para a grafita, explicando o refinamento na quantidade de células eutéticas com o aumento no teor de enxofre, Fig. 2.4 (WALLACE, 1974).

Além do manganês, outros elementos podem combinar com o enxofre para formar sulfetos com maior energia livre negativa, tabela 2.1, os quais são inoculantes mais efetivos para nucleação da grafita no ferro fundido. Assim, existe uma estreita relação entre a eficácia de um elemento como inoculante e a estabilidade termodinâmica do sulfeto formado. Deste modo, o sulfeto de estrôncio ou de cério é mais eficiente do que o sulfeto de manganês porque são mais estáveis (MUZUMDAR; WALLACE, 1972).

Possivelmente, alguns dos sulfetos formados não atuam como substrato de nucleação para a grafita (MUZUMDAR; WALLACE, 1973). Indicações preliminares são que a adição de titânio ou alumínio promove o refinamento das inclusões de MnS sem o aumento na quantidade de células eutéticas (HUMMER, 1974). O refinamento resulta numa redução do tamanho das inclusões não-metálicas influenciando substancialmente no processo de nucleação visto que inclusões menores tornam-se substratos ativos somente na presença de um maior super-resfriamento (SNEZHNOY; ZHUKOV, 1974).

Tabela 2.1 - Energia livre de formação dos sulfetos (MUZUMDAR; WALLACE, 1972)

Sulfeto	Kcal por mol de enxofre
CeS ₂	-1250,0
SrS	-118,5
CaS	-114,0
MgS	-90,0
Al ₂ S ₃	-65,0
TiS	-60,0
MnS	-49,9

Os sulfetos considerados como efetivos substratos de nucleação da grafita apresentam estrutura cúbica de face centrada e parâmetros de rede similar ao da grafita (MIZOGUCHI, 1997) e um pequeno desvio do reticulado com relação aos planos específicos com baixo índice do cristal hexagonal da grafita, o que favorece o desenvolvimento de núcleos de grafita na interface substrato-líquido (SUAREZ et al. 1999). No entanto, uma correta interpretação em relação a efetividade do substrato de nucleação deve considerar além do parâmetro de rede do substrato, a energia de interface líquido/substrato de nucleação (KONDIC, 1973).

Energia de interface favorável à nucleação significa que a energia entre a superfície do substrato e do líquido deve ser maior do que a energia entre o sólido e o líquido. Além disso, a diferença entre a energia de interface sólido/líquido deverá ser maior do que a energia de interface entre o sólido e o substrato de nucleação, equação 2.2 (MIZOGUCHI, 1997).

$$\cos\theta = \frac{\sigma_{LN} - \sigma_{SN}}{\sigma_{LS}} > -1 \quad (2.2)$$

A influência que o enxofre exerce na solidificação através da restrição do crescimento das células eutéticas e como substrato de nucleação da grafita (MUZUMDAR; WALLACE, 1972), tem incentivado pesquisas na determinação do nível de enxofre que resulte nas melhores propriedades mecânica mas que não comprometa a usinabilidade do material. A relação entre microestrutura e usinabilidade, em função do percentual de enxofre no ferro fundido cinzento, é o assunto a ser tratado no próximo capítulo.

CAPÍTULO 3

INFLUÊNCIA DO ENXOFRE NA USINABILIDADE

Com o título *Influência do Enxofre na Usinabilidade* é apresentado a Fig. 3.1 com o fim de proporcionar o melhor entendimento sobre a influência do enxofre no processo de usinagem do ferro fundido cinzento, conferindo principal destaque à influência da inclusão de sulfeto de manganês, na usinabilidade do referido material, em razão dos seus benefícios econômicos.

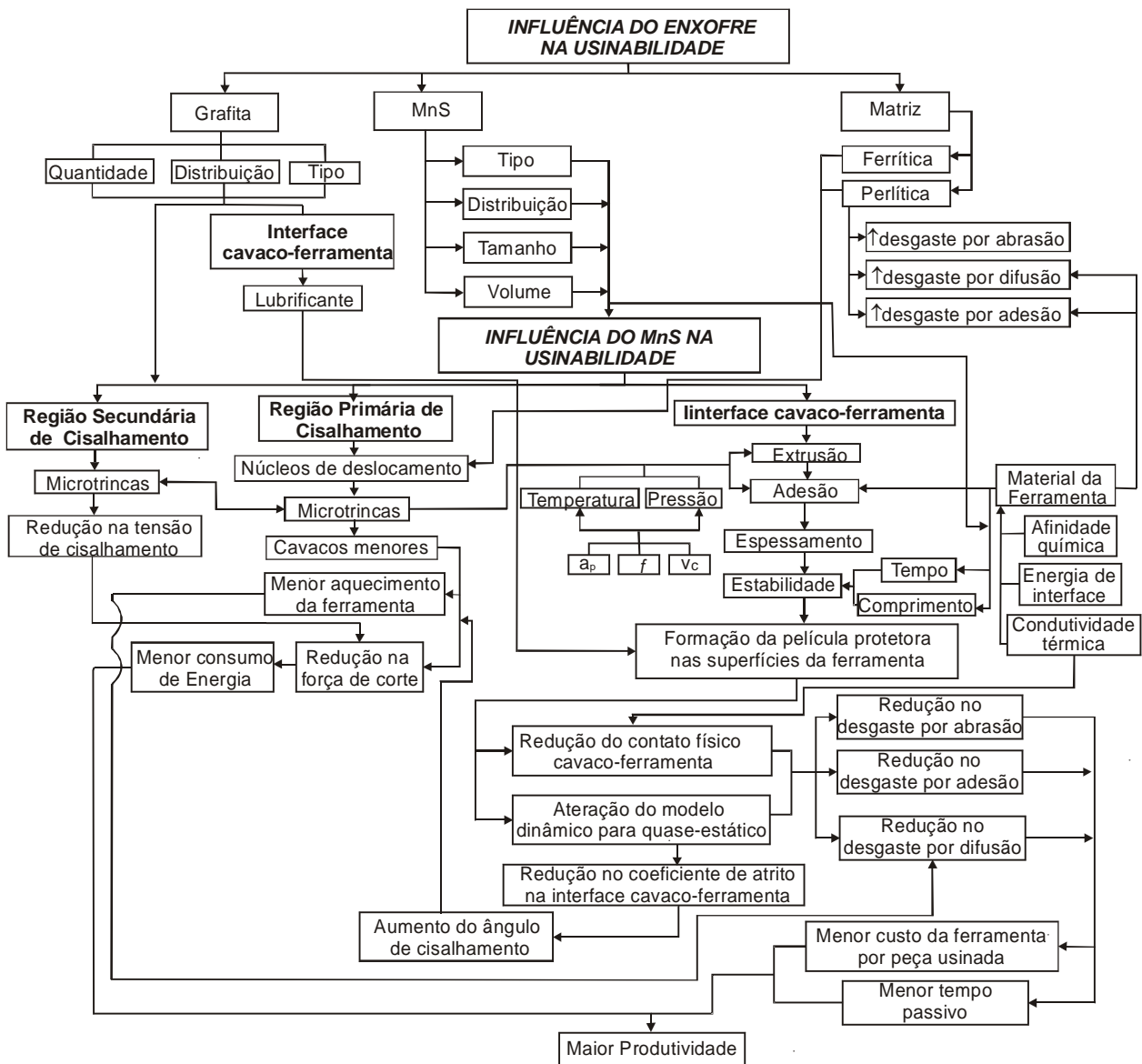


Figura 3.1 - Fluxograma da influência do enxofre na usinabilidade do ferro fundido cinzento.

Usinabilidade é uma expressão usada para se referir à resposta de um material em termos da vida da ferramenta, da força de corte, da qualidade da superfície usinada, da taxa de material removido ou da forma do cavaco. Usinabilidade também é um termo usado para se referir a custo operacional e produtividade, isto é, quanto maior a produtividade e menor o custo para se produzir uma peça, de acordo com o especificado, melhor é a usinabilidade do material.

Melhorar a usinabilidade do material é de grande interesse, em razão do seu significativo impacto sobre a competitividade industrial. A melhoria por sua vez terá caráter de fabricação ou econômico. A melhoria na fabricação é verificada pela maior possibilidade de se produzir à peça de acordo com o especificado, pela facilidade de remoção do cavaco, pelo melhor desempenho no mecanismo de formação do cavaco. A melhoria econômica é constatada pelo menor desgaste da ferramenta, pela menor força de corte (pelo menor consumo de energia) durante o processo, do que resulta menor tempo passivo e menor custo da ferramenta por peça usinada.

Um método extensamente utilizado para melhorar a usinabilidade de um material, sem alterar as propriedades mecânicas e a microestrutura, é através da adição de determinadas inclusões no material, denominadas inclusões de engenharia, que favorecem a redução dos esforços de corte, do desgaste da ferramenta e facilitam a ruptura do cavaco.

A primeira referência sobre os benefícios das inclusões de engenharia na usinabilidade deve-se a Opitz (1963) que descobriu a formação de uma *built-up layer*^{3.1} sobre a face da ferramenta de metal duro durante a usinagem de um aço desoxidado com cálcio. Desde então, a prática do uso das inclusões de engenharia vem sendo largamente aplicada e estudada.

Entre as inclusões favoráveis a usinabilidade encontra-se o sulfeto de manganês. Em condições favoráveis, estas inclusões formam sobre as superfícies da ferramenta de corte uma película protetora também conhecida como *built-up layer* (BUL), responsável pela redução do desgaste da ferramenta e pela redução na força de corte (BRION *et al.* 1992; FANG; ZHANG, 1996; JOSEPH; TIPNIS, 1975; MILLS *et al.* 1996; POULACHON *et al.* 2002).

Diferentemente dos aços, onde as inclusões de MnS são obtidas proposadamente para melhorar a usinabilidade do material, no ferro fundido cinzento estas inclusões aparecem como resultado do processo de fabricação em fornos cubilô. Para que o enxofre presente no coque e na sucata não combine com o ferro formando inclusões de sulfeto de ferro com baixo ponto de fusão, manganês é adicionado para formar inclusões mais estáveis, os sulfetos de manganês, Fig. 3.2.

^{3.1} Película formada, durante o processo de usinagem, pelas inclusões de engenharia, sobre as superfícies da ferramenta de corte.

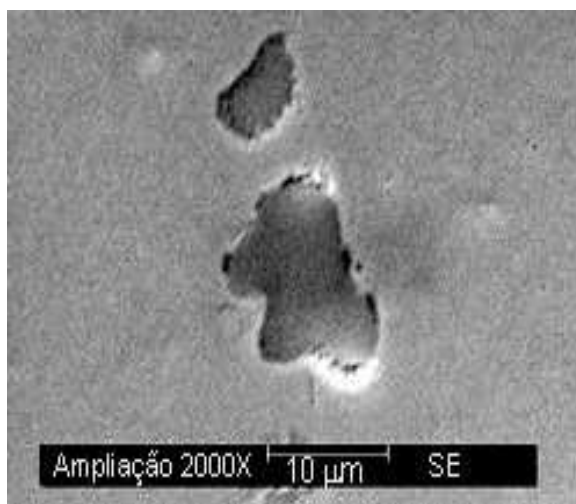


Figura 3.2 - Inclusão de sulfeto de manganês no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S.

A obtenção das inclusões de sulfeto de manganês gera resultados animadores em termos de custo e produtividade, motivando o constante estudo e interesse em relação a influência das inclusões na usinabilidade.

Na usinagem do ferro fundido cinzento, a presença das inclusões de MnS nesse material pode reduzir o coeficiente de atrito na interface cavaco-ferramenta em até cinco vezes, e conseqüentemente, aumentar a vida da ferramenta de corte (SAHM *et al.* 2002).

Apesar dos excelentes resultados de usinabilidade obtidos em razão da presença das inclusões de MnS, a maior quantidade destas partículas na matriz deriva da maior porcentagem de enxofre no material da peça, o que resulta, como apresentado no capítulo dois, em alterações na microestrutura e nas propriedades mecânicas do material. Assim, no ferro fundido cinzento, a presença de uma maior quantidade das inclusões de MnS pode resultar em modificações no tipo, quantidade e distribuição da grafita alterando a força de corte (MARWANGA *et al.* 2000) e o atrito na interface cavaco-ferramenta (LORIA, 1954).

Antes de entrar na descrição detalhada da influência das inclusões de MnS no plano de cisalhamento e na formação da BUL, é de toda a conveniência entender a influência da morfologia, da distribuição e do volume das inclusões de MnS na usinabilidade, em vista de que estes fatores influenciam fortemente o comportamento da inclusão durante o processo de usinagem (ARAKI, 1988; HARJU *et al.* 1999; LESKOVAR; GRUM, 1997; TRENT, 1991).

3.1 Influência do enxofre nas características das inclusões de MnS

3.1.1 Morfologia e distribuição das inclusões de sulfeto de manganês

A forma, o tamanho e a distribuição das inclusões de MnS assumem importante papel na usinabilidade (JOSEPH; TIPNIS, 1975). As inclusões de sulfeto, segundo Sims (1959), são classificadas como tipo I ou globular, Fig. 3.3(a), tipo II ou interdendrítica, Fig. 3.3(b), e tipo III ou angular, Fig. 3.3(c).

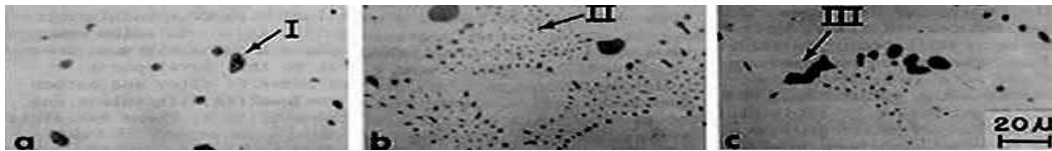


Figura 3.3 - Tipos de sulfetos de manganês. (SIMS, 1959)

A morfologia das inclusões de MnS e a modificação dessa morfologia no aço durante a solidificação pela adição dos elementos Al, Si, C e Ti tem sido estudada por Oikawa *et al.* (1995) com base nos diagramas de fase. Como produto da reação metaestável são obtidos os sulfetos globulares ou tipo I, enquanto que a morfologia angular e a dendrítica aparecem como produto da reação estável com partículas de alto ponto de fusão, como TiN e Al₂O₃, atuando como substrato de nucleação para o MnS.

No ferro fundido cinzento as partículas com alto ponto de fusão aparecem como resultado do processo de inoculação. A adição de pequenas quantidades dos elementos Al, Si, Ca e/ou Ti, resulta em considerável refinamento das inclusões de MnS. A inoculação assume importante papel na dispersão das inclusões de sulfeto de manganês, sendo tanto maior o refinamento destas inclusões quanto maior for a afinidade do inoculante ao oxigênio, assim é possível identificar uma direta relação entre o refinamento das inclusões de MnS e o grau de desoxidação (HUMMER, 1974).

No aço o grau de desoxidação afeta diretamente a morfologia das inclusões de MnS. Quando não desoxidado, as inclusões de MnS apresentam-se na forma globular, no entanto, a adição de uma pequena quantidade de alumínio é suficiente para alterar a morfologia das inclusões de MnS para interdendrítica. Quando o aço é completamente desoxidado por elementos tais como: alumínio e titânio, as inclusões de MnS adquirem a forma angular (SIMS, 1938).

As diferentes morfologias obtidas devem-se as inclusões de óxidos formadas durante a desoxidação as quais atuam como substratos de nucleação para as inclusões de MnS (ROB DEKKERS, 2002). O fato das inclusões abrasivas acompanharem a formação das inclusões de MnS tipo III explica o menor benefício destas inclusões na redução do desgaste da ferramenta, embora a potência necessária e a forma do cavaco permaneçam a mesma. No entanto, quando não acompanhadas por inclusões abrasivas, as inclusões de MnS tipo I e tipo III apresentam praticamente o mesmo coeficiente de atrito na interface cavaco-ferramenta, indicando que a película de MnS formada sobre a ferramenta de corte apresenta as mesmas características para ambos os tipos de inclusões (RAMALINGAM et al.1975).

Apesar de haver uma relação entre o grau de desoxidação e a morfologia das inclusões de MnS nos aços, a ocorrência dessas morfologias no ferro fundido cinzento foi apresentada por Erickson (1976) depender somente da quantidade de enxofre adicionada no material, Fig. 3.4, embora o mesmo resultado não tenha sido obtido por Boehs (1979) no ferro fundido maleável, como pode ser observado na Fig. 3.5.

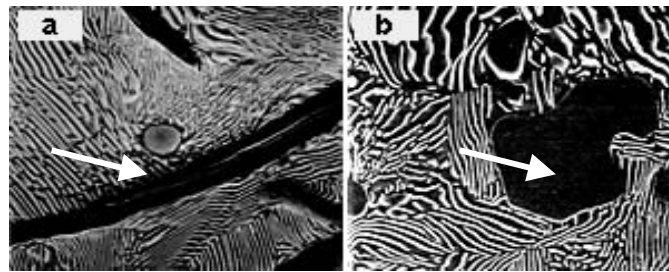


Figura 3.4 - Morfologia das inclusões de MnS no ferro fundido cinzento.
(a) 0,025% S. (b) 0,21% S. (ampliação 3000X). (ERICKSON; HARDY, 1976)

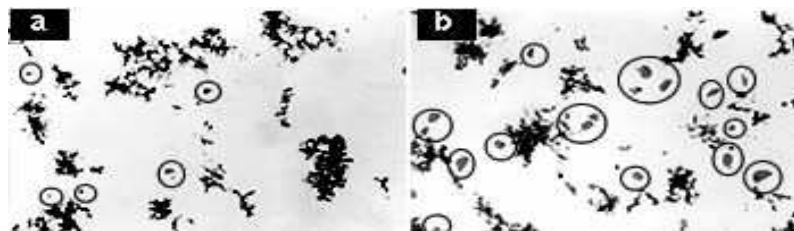


Figura 3.5 - Morfologia das inclusões de MnS no ferro fundido maleável preto ferrítico.
(a) 0,01% S. (b) 0,22% S. (Ampliação 250X) (BOEHS, 1979)

No ferro fundido cinzento, a alteração na morfologia da inclusão de MnS, em função do aumento no teor de enxofre, Fig. 3.4, é acompanhada pelo aumento no tamanho da inclusão, o que explica o melhor resultado obtido por Erickson (1976) nos ensaios de torneamento com

inclusões tipo III (0,12% S) do que com inclusões do tipo I (0,02% S). Nos aços, entretanto, os melhores resultados de usinabilidade são obtidos quando as inclusões do tipo I, Fig. 3.6(a), estão presentes no material (CRAFTS; HILTY, 1953; LESKOVAR; GRUM, 1979; MILLS; AKHTAR, 1975; PALIWODA, 1964; RAMALINGAM et al.1975; TASAKA et al. 1975; VAN VLACK, 1953; YEO, 1967), isto porque, como explicado anteriormente, as inclusões do tipo III, Fig. 3.6(b), são acompanhadas pelas inclusões abrasivas (RAMALINGAM et al.1975).

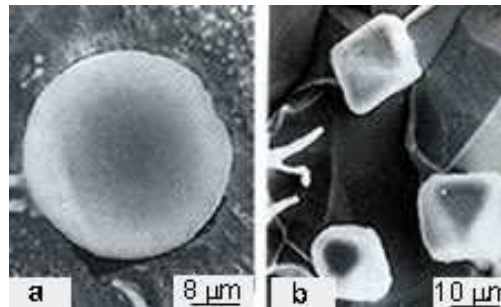


Figura 3.6 – Tipos de sulfeto de manganês. (a) Sulfeto globular. (b) Sulfeto angular.
(Adaptado de OIKAWA et al. 1995)

Nos aços inoxidáveis, as inclusões abrasivas de óxido são utilizadas como núcleo para solidificação do MnS, Fig. 3.7, promovendo a melhor dispersão dessas inclusões na matriz ao mesmo tempo em que o efeito abrasivo do óxido, durante a usinagem, é reduzido, Fig. 3.8, (POULACHON et al. 2002). O controle da distribuição das inclusões na matriz é também um assunto importante, visto que a melhor distribuição das inclusões de MnS resulta em uma maior vida da ferramenta, isto é, melhor usinabilidade (HAZRA; KENEDY, 1975; MILLS; AKHTAR, 1975).

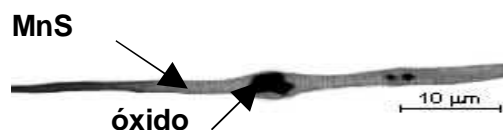


Figura 3.7 - Óxido encapsulado pelo sulfeto de manganês. (POULACHON et al. 2002)

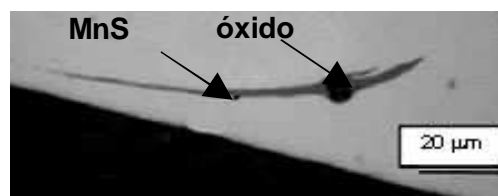


Figura 3.8 - Comportamento da inclusão de sulfeto de manganês na região secundária de cisalhamento do cavaco. (POULACHON et al. 2001)

Em relação à morfologia da inclusão, o melhor resultado de usinabilidade é obtido para inclusões com forma que se aproximam da globular (VAN VLACK, 1953). A influência da morfologia da inclusão sobre o índice de usinabilidade^{3.2} é apresentado na Fig. 3.9.

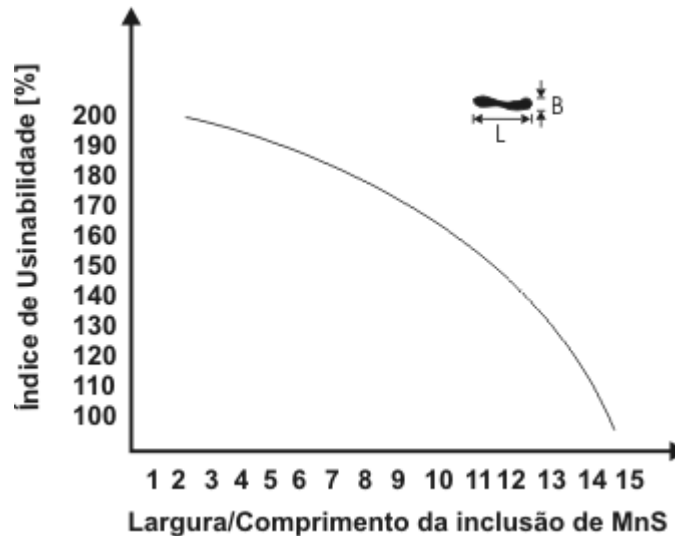


Figura 3.9 - Influência da morfologia das inclusões de MnS sobre o índice de usinabilidade do aço inoxidável de corte livre. (Adaptado de VAN VLACK, 1953)

Os sulfetos eutético ou tipo II, localizados nos espaços interdendríticos formando uma rede de sulfetos, não foram discutidos nesta revisão por ter sido demonstrado como particularmente prejudiciais às propriedades mecânicas (ASM HANDBOOK, 1992; CRAFT 1953) e por não serem formados no material utilizado nesta pesquisa.

3.1.2 Volume das inclusões de sulfeto de manganês

As inclusões de MnS sendo mais dúcteis que a matriz do aço são mais deformadas na região primária, Fig. 3.10(a), e secundária, Fig. 3.10(b) de cisalhamento durante a formação do cavaco. Esta diferente deformabilidade favorece a iniciação de micro-trincas entre as inclusões e a matriz que conseqüentemente conduzem a fratura do cavaco (FANG; ZHANG, 1996; *apud* POULACHON et al. 2002; RAVI et al. 1987). Assim, à medida que a fração de volume de MnS é aumentada na matriz, a ruptura do cavaco é melhorada (1963 *apud* BOEHS, 1979; 1974 *apud* JOSEPH; TIPNIS, 1975).

^{3.2} Índice de usinabilidade é definido como a razão entre a velocidade de corte econômica do material avaliado e a velocidade econômica do aço AISI B 1112 resulfurizado.

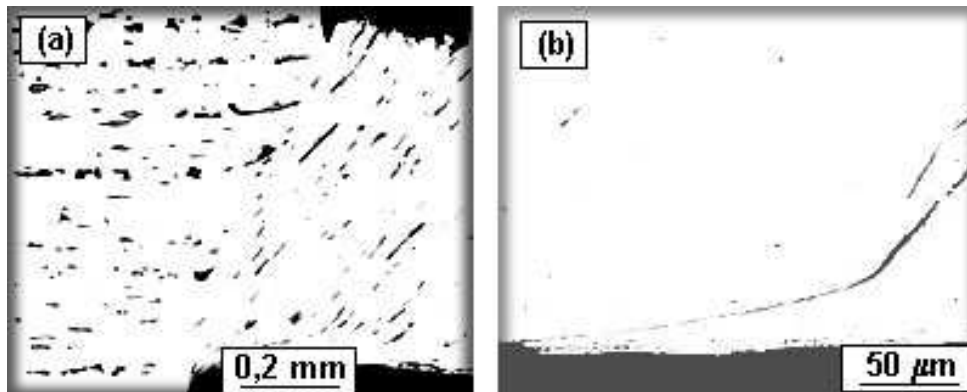


Figura 3.10 - MnS na região primária (a) e secundária de cisalhamento (b).
(Adaptado de TRENT, 1991)

A Fig. 3.11 apresenta o efeito da fração de volume de MnS sobre a taxa de desgaste do flanco na ferramenta de aço rápido, indicando que a taxa de desgaste diminui até 1% da fração de volume de MnS, acima deste valor há pouca melhora no desgaste de flanco (*apud* MILLS; AKHTAR, 1975).

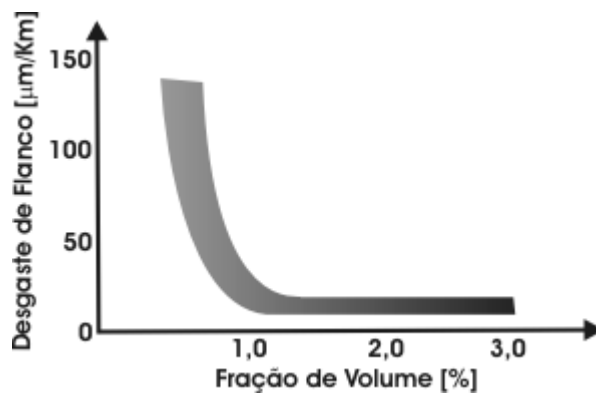


Figura 3.11 - Efeito da fração de volume do MnS sobre a taxa de desgaste do flanco.
(Adaptado de 1974 *apud* JOSEPH; TIPNIS, 1975)

Embora a melhora para da taxa de desgaste do flanco seja insignificante para a fração de volume de MnS maior que 1%, o aumento deste valor conduz a melhor qualidade da superfície usinada, produção de cavacos menores, e redução na força de atrito entre a ferramenta e o cavaco como resultado da menor área de contato entre o cavaco e a ferramenta (JOSEPH; TIPNIS, 1975). É esperado que estes resultados sejam diferentes dependendo das condições e dos parâmetros de corte.

A Fig. 3.12 compara as curvas de vida no fresamento para o aço 40CrMnMo8 com 0,0008% S e 0,07% S. A presença da maior quantidade de enxofre nos aços se traduz na formação de maior número de sulfetos que promovem a ruptura do cavaco em pequenos fragmentos (1963 *apud* BOEHS, 1979). Assim, é esperado que os melhores resultados em termos de vida da ferramenta sejam obtidos para o aço com 0,07% S.

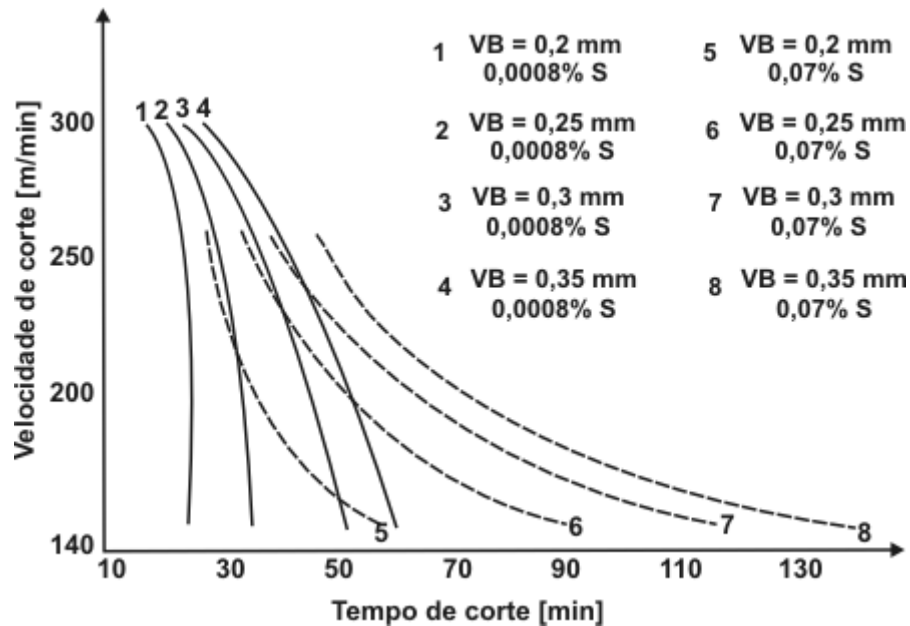


Figura 3.12 - Comparação da curva de vida para o aço 40CrMnMo8 com 0,0008% S e 0,07% S.

($a_e = 10$ mm, $a_p = 1$ mm, $f_z = 0,35$ mm/dente) (Adaptado de POULACHON et al. 2002)

Para $VB = 0,35$ mm, o tempo de corte é 120% maior para o aço com 0,07% S em relação ao aço com 0,0008% S a 150 m/min. No entanto, para a velocidade de corte de 260 m/min esta vantagem do aço resulturizado é reduzida para 10%, e para velocidades de corte de 300 m/min, não há praticamente diferença entre os dois materiais, indicando que para esta velocidade o MnS não tem mais influência (POULACHON et al. 2002) no plano de cisalhamento e na interface cavaco-ferramenta. A influência das inclusões de MnS em cada uma destas regiões é apresentada detalhadamente a seguir.

3.2 Influência das inclusões de MnS na usinabilidade

A inclusão de MnS tem uma estrutura hexagonal, baixa dureza e boa plasticidade (LIU; CHILDS, 1996). As inclusões de MnS melhoram a usinabilidade atuando em três regiões, Fig. 3.13:

- 1- Interface cavaco-ferramenta;
- 2- Região primária de cisalhamento;
- 3- Região secundária de cisalhamento.

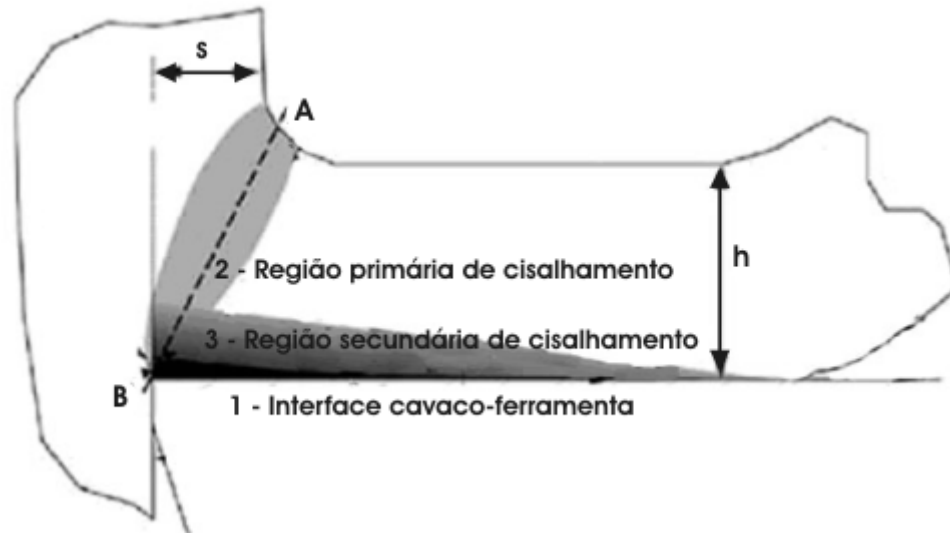


Figura 3.13 - Regiões de atuação das inclusões de MnS.

(Adaptado de HELLE, 1995 *apud* QI; MILLS, 2003)

3.2.1 Interface cavaco-ferramenta

Promove a formação de uma película protetora, quimicamente estável (POULACHON et al.2002), nas superfícies da ferramenta conhecida como *built-up layer* (BUL), tipicamente observada no torneamento (FANG; ZHANG, 1996; QI; MILLS, 1996; SAHM et al. 2002), protegendo a ferramenta dos desgastes por adesão, difusão e abrasão (FANG; ZHANG, 1996) em razão da alteração do modelo dinâmico para quase-estático na interface cavaco-ferramenta (POULACHON et al.2002). A BUL também favorece a redução do coeficiente de atrito na interface cavaco-ferramenta (RAMALINGAM et al.1975; SAHM et al. 2002) contribuindo para redução da força de corte através do aumento no ângulo de cisalhamento (ARAKI; YAMAMOTO, 1975). Os estágios e condições necessárias para formação da BUL, assim como os seus benefícios, estão descritos detalhadamente no item 3.2.1.1.

3.2.1.1 Formação da BUL na interface cavaco-ferramenta

A formação da BUL na interface cavaco-ferramenta, Fig. 3.14, promove a redução do desgaste na ferramenta de corte na usinagem dos aços tratados com cálcio (CAPPELLI et al. 1975; HARJU et al. 1999; LARSSON; RUPPI, 2000; NORDGREN; MELANDER, 1990; RUPPI

et al. 1998), dos aços inoxidáveis com inclusões de CaO-Al₂O₃-SiO (FANG; ZHANG, 1996; QI; MILLS, 1996; MILLS et al. 1996), dos aços inoxidáveis com inclusões de MnS (BEISS; KUTSCH, 1996; HOLZKI, 1996), dos aços com MnS (BRION et al. 1992, POULACHON et al. 2002), do ferro fundido maleável preto ferrítico com MnS (BOEHS, 1979) e do ferro fundido cinzento com MnS (ERICKSON; HARDY, 1976; GASTEL et al. 2000; SAHM et al. 2002).

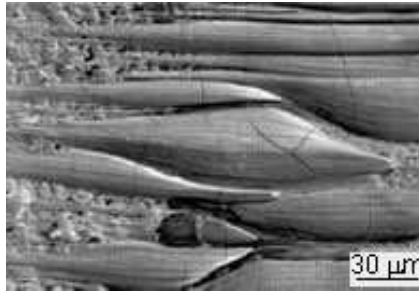


Figura 3.14 - BUL formada sobre a face da ferramenta na usinagem do aço tratado com cálcio. (LARSSON; RUPPI, 2000)

O processo de formação da BUL, durante a usinagem dos materiais contendo inclusões de engenharia, pode ser descrito em quatro estágios (FANG; ZHANG, 1996; QI; MILLS, 1996; MILLS et al. 1996; TIEU et al. 1998):

1º Extrusão das inclusões:

Processo de extrusão das inclusões:

Durante o processo de usinagem as inclusões passam sobre o gume, a face e o flanco da ferramenta promovendo a formação da BUL, se as condições na interface cavaco-ferramenta forem adequadas.

As inclusões, para serem extrudadas e cobrirem as superfícies da ferramenta de corte, devem estar acima ou na linha de corte.

A inclusão, na linha de corte, ao se aproximar da ferramenta, é gradualmente deformada até encontrar o gume da ferramenta quando é dividida em duas partes. Uma parte flui sobre a face, formando a BUL, e a outra parte entra em contato com o flanco. A inclusão próxima da linha de corte, tem um efeito benéfico reduzido quando comparado ao das inclusões que se encontram na linha de corte (FANG; ZHANG, 1996).

As inclusões presentes no material, ao passarem sobre a superfície da ferramenta, só formarão a BUL quando as condições de pressão e temperatura desenvolvidas durante o processo de usinagem forem adequadas.

Condição para Extrusão das inclusões:

A extrusão de uma inclusão é principalmente afetada pela sua viscosidade, que é uma função da temperatura (LUO, 2001) desenvolvida na interface cavaco-ferramenta (ARAKI; YAMAMOTO, 1975; LARSSON; RUPPI, 2000; LUO, 2001; MILLS; AKHTAR, 1975; MILLS et al. 1997; RAMALINGAM et al. 1975).

Quando a velocidade de corte é muito baixa a temperatura na interface cavaco-ferramenta não favorece a deformação da inclusão de MnS nem a sua presença nas superfícies da ferramenta. Entretanto, quando o material é usinado nas velocidades de corte usuais, a temperatura e as tensões desenvolvidas na interface cavaco-ferramenta são suficientemente altas para favorecer a deformação plástica das inclusões possibilitando a sua extrusão e adesão nas superfícies da ferramenta de corte (MILLS et al. 1997; POULACHON et al. 2002).

Assim, o processo de extrusão ocorre quando a temperatura e a tensão na interface cavaco-ferramenta tornam as inclusões plásticas (TRENT, 1991). Para as inclusões CaO-Al₂O₃-SiO a temperatura ideal encontra-se no intervalo de 700 a 900°C (QI; MILLS, 1996), mais precisamente à 850°C (MILLS et al. 1996). A melhor temperatura de corte para formação da BUL de sulfeto de manganês está no intervalo de 700 a 850°C (NORDGREN; MELANDER, 1989). Neste intervalo de temperatura as inclusões são macias o suficiente para serem deformadas e cobrirem as superfícies da ferramenta protegendo-as dos desgastes, porém, resistente o suficiente para permanecer na interface cavaco-ferramenta onde existe uma elevada tensão cisalhante e uma alta pressão de compressão (MILLS et al. 1997, POULACHON et al. 2002).

A Fig. 3.15 e a Fig. 3.16 apresentam a distribuição da temperatura na face da ferramenta de metal duro ISO P10 e de aço rápido, respectivamente, ao longo da direção do fluxo do cavaco na usinagem do aço inoxidável Ca-S.

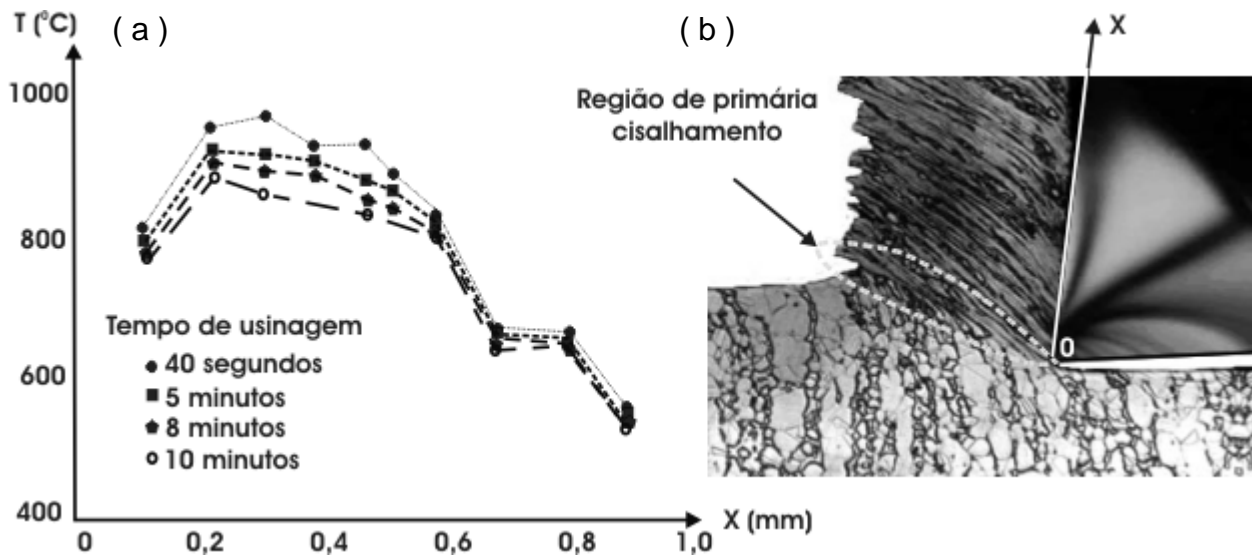


Figura 3.15 - Distribuição da temperatura na face da ferramenta de metal duro ao longo da direção do fluxo do cavaco. ($v_c = 150$ m/min, $f = 0,3$ mm)
(Adaptado de TIEU et al. 1998; TRENT, 1991)

Na face da ferramenta, para $x < 0,1$ e $x > 0,5$ mm, a temperatura é mantida abaixo de 760 °C para a ferramenta de metal duro, e de 700 °C para a ferramenta de aço rápido. Nesta temperatura a BUL não pode ser formada porque a temperatura na interface cavaco-ferramenta é menor do que a necessária. Para $0,1 < x < 0,5$ mm a temperatura na interface cavaco-BUL é mantida em entorno de 900 °C para a ferramenta de metal duro, e 800 °C para a ferramenta de aço rápido. Nesta temperatura, as inclusões presentes no aço estão macias, e são facilmente extrudadas para formar uma película na face da ferramenta. A presença dos elementos Mn, Ca, Al, Mg, O e Si indicam a formação da BUL de $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}$ neste domínio de comprimento (MILLS et al. 1997; TIEU et al. 1998).

Embaixo da BUL, na ferramenta de metal duro, a temperatura diminui rapidamente para 800 °C, tornando a película na interface BUL-ferramenta dura e resistente. Assim, a maior proporção da BUL formada encontra-se na região $0,1 < x < 0,5$ mm. Para $x > 0,5$ mm, onde a temperatura é de 700 °C para ambas as ferramentas, é possível encontrar películas de MnO e MnS, cuja temperatura necessária para a extrusão é menor do que as das inclusões de $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}$. Para distâncias maiores que $0,7$ mm não há contato entre a ferramenta e o cavaco (MILLS et al. 1997; TIEU et al. 1998).

Portanto, se a distribuição da temperatura nas superfícies da ferramenta é apropriada então é possível a formação da BUL (MILLS et al. 1997; TIEU et al. 1998).

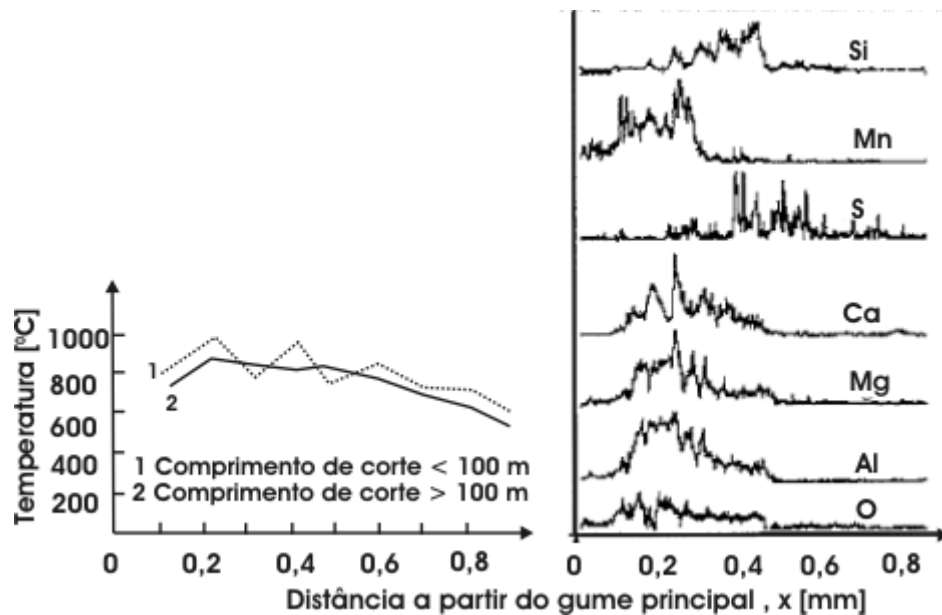


Figura 3.16 - Distribuição da temperatura e dos elementos químicos na face da ferramenta de aço rápido ao longo da direção do fluxo do cavaco.

(Adaptado de MILLS et al. 1997)

Com a formação da BUL, a temperatura na face da ferramenta de corte diminui, Fig. 3.15 e Fig. 3.16. Para o tempo de usinagem menor ou igual a 40 segundos na ferramenta de metal duro, e para o tempo menor que 1 minuto (ou comprimento de corte menor que 100 metros) na ferramenta de aço rápido, a temperatura na face é alta porque o material das inclusões está começando a aderir a face da ferramenta, Fig. 3.17. Assim, a distribuição da temperatura neste intervalo de tempo pode ser considerada como a distribuição da temperatura na usinagem sem a formação da BUL (MILLS et al. 1997; TIEU et al. 1998).

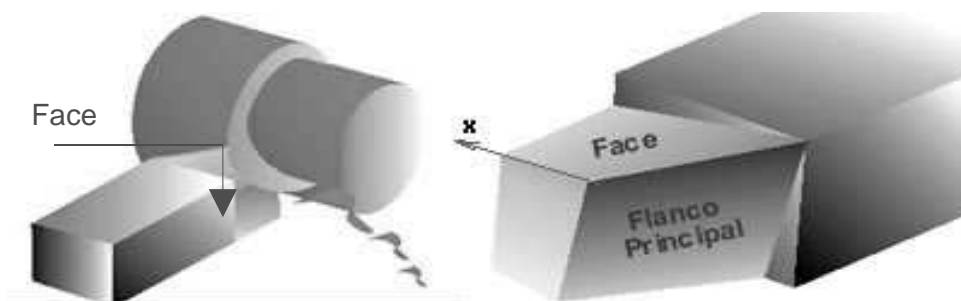


Figura 3.17 - Face da ferramenta de corte e direção de medição da temperatura

Quando o tempo de corte excede os cinco minutos para a ferramenta de metal duro, e 1 minuto (ou comprimento de corte maior que 100 metros) para a ferramenta de aço rápido, uma BUL relativamente estável é formada na região com $0,1 < x < 0,5$ mm. Como resultado da baixa condutibilidade da BUL, a temperatura na face da ferramenta de corte diminui (MILLS et al. 1997; TIEU et al. 1998).

Para $x > 0,6$ mm, Fig. 3.15 e Fig. 3.16, a distribuição da temperatura medida nos diferentes tempos de usinagem mostra pouca diferença, porque não há formação de uma BUL que contribua para uma redução na temperatura de corte (MILLS et al. 1997; TIEU et al. 1998). Este resultado mostra que a formação da BUL é fortemente afetada pela distribuição de temperatura desenvolvida na face da ferramenta. Se a distribuição da temperatura é apropriada, então a inclusão será extrudada e aderida na superfície (MILLS et al. 1997; POULACHON et al. 2002).

A distribuição da temperatura na face da ferramenta ao longo da direção do fluxo do cavaco ocorre de forma desigual devido à distribuição irregular das deformações durante a formação do cavaco na usinagem. Grande parte do calor gerado, na deformação plástica do cavaco na região primária de cisalhamento, Fig. 3.15, e do atrito na interface cavaco-ferramenta, é dissipado pelo cavaco. Apesar de uma pequena parte deste calor ser dissipado pela ferramenta, alta temperatura é desenvolvida em razão da pequena área, na ferramenta, que recebe esta energia, calor, durante todo o processo (FERRARESI, 1982; TRENT, 1991).

A presença de uma BUL na face da ferramenta favorece a diminuição da temperatura desenvolvida nesta superfície através da redução do coeficiente de atrito na interface cavaco-ferramenta promovendo uma redução na quantidade de calor gerada pelo atrito. Indiretamente, a BUL reduz a quantidade de calor gerada na região primária de cisalhamento, Fig. 3.15, visto que a redução do coeficiente de atrito na interface cavaco-ferramenta conduz ao aumento do ângulo de cisalhamento ϕ (ângulo formado entre o plano de cisalhamento e a direção de corte), Fig. 3.18, resultando na diminuição do grau de deformação e conseqüentemente na redução do calor gerado na região primária de cisalhamento (ARAKI; YAMAMOTO, 1975).

Quanto maior a deformação do cavaco, menor é o ângulo de cisalhamento e maiores são os esforços de corte envolvidos, portanto, maior a temperatura desenvolvida durante a usinagem. Este aumento da temperatura acelera o desgaste da ferramenta, por esta razão procura-se reduzir a temperatura desenvolvida durante a usinagem. A Fig. 3.19, apresenta a eficácia da BUL na redução da temperatura, contribuindo, não só, para a redução no desgaste mas também para a manutenção da dureza da ferramenta, tornando-a altamente produtiva.

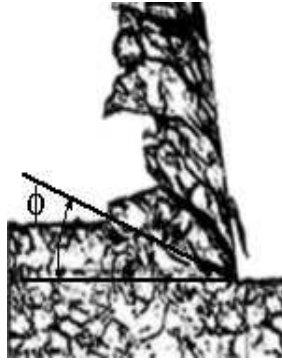


Figura 3.18 - Ângulo de cisalhamento (ϕ) na usinagem do ferro fundido cinzento.
(Adaptado de GEORGIU, 2002)

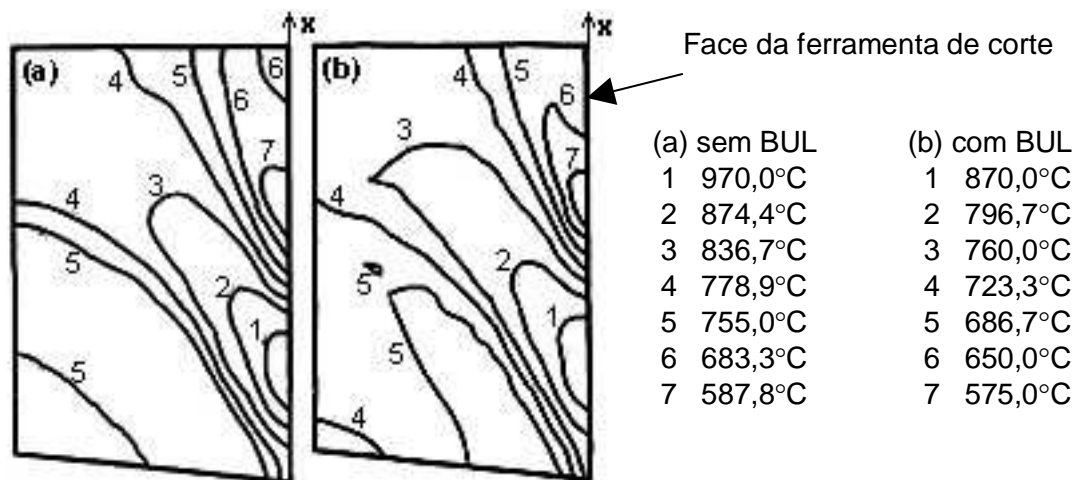


Figura 3.19 - Distribuição da temperatura na face da ferramenta de metal duro (TiC) ISO P10 com BUL (a) e sem BUL (b). (TIEU et al. 1998)

Para aumentar a produtividade de uma ferramenta de corte deve-se aumentar os parâmetros de corte, tais como: avanço, velocidade e profundidade de corte, aumentando, conseqüentemente, a temperatura desenvolvida na região de corte. No entanto, é possível sobre determinadas condições, aumentar estes parâmetros e ao mesmo tempo reduzir o desgaste da ferramenta de corte (BOEHS, 1979; SAHM et al. 2002; YAMANE, 1990).

A Fig. 3.20 apresenta este atípico comportamento na usinagem do ferro fundido maleável preto ferrítico com 0,028% de enxofre usinado com ferramenta NHA – K20 (6% de cobalto, 92% de carboneto de tungstênio, 2% de carboneto de titânio e tântalo) (BOEHS, 1979).

A performance da ferramenta apresentada através da curva de vida, Fig. 3.20, é o resultado das condições desenvolvidas na interface cavaco-ferramenta. A formação de uma

BUL nesta região favorece a redução do coeficiente de atrito e o aumento do ângulo de cisalhamento resultando na redução da força de corte, Fig. 3.21.

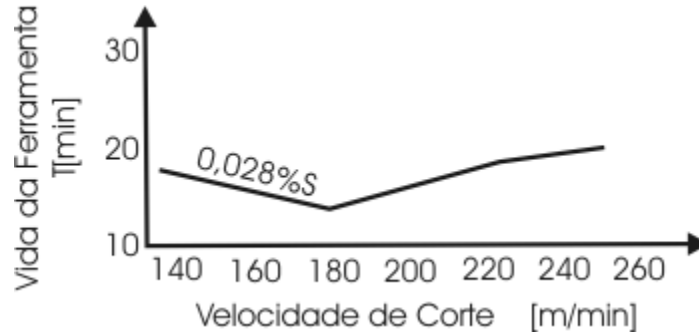


Fig. 5.20 - Curvas de vida ($a_p = 2,0$ mm; $f = 0,25$ mm; $VB = 0,40$ mm).
(Adaptado de BOEHS, 1979)

Na usinagem do ferro fundido maleável preto ferrítico com 0,028% de enxofre usinado com ferramenta NHA – K20, a condição propícia para formação da BUL ocorre nas velocidades de corte maiores que 180 m/min, resultado na redução do desgaste da ferramenta, Fig. 3.20, e da força de corte, Fig. 3.21.

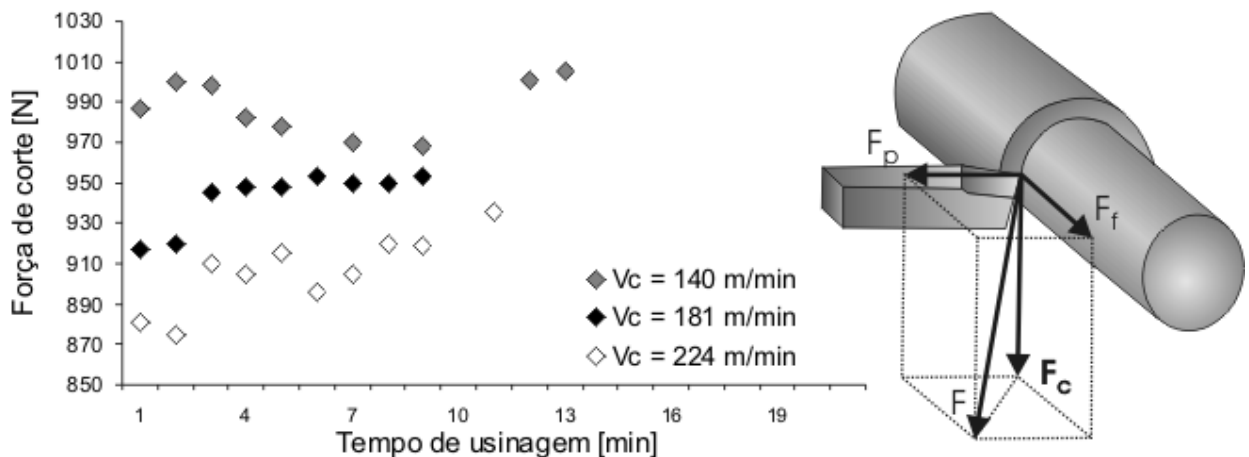


Figura 3.21- Força de corte na usinagem do ferro fundido maleável preto ferrítico com 0,028% S ($a_p = 2,0$ mm, $f = 0,25$ mm). (Adaptado de BOEHS, 1979 e DIN 6584, 1982)

O resultado obtido na usinagem do ferro fundido maleável preto ferrítico com 0,028% S é considerado atípico porque diverge da relação entre vida da ferramenta e velocidade de corte proposta e demonstrada por Taylor através da equação 3.1. Observa-se nesta equação que o

aumento na velocidade de corte resulta na redução na vida da ferramenta^{3.3}. O expoente k é o coeficiente angular da reta $T-v_c$ no gráfico bilogarítmico, e a constante C_t é a vida da ferramenta para uma velocidade de corte de 1 m/min, Fig. 3.22. Os parâmetros C_t e k variam com o material da peça e da ferramenta de corte, com a área e a forma da seção de corte, geometria da ferramenta, fluido de corte e critério de fim de vida (FERRARESI, 1982).

$$v_c = \frac{C_t}{T^{\left(\frac{1}{k}\right)}} \quad \text{onde } k = \tan \beta \quad (3.1)$$

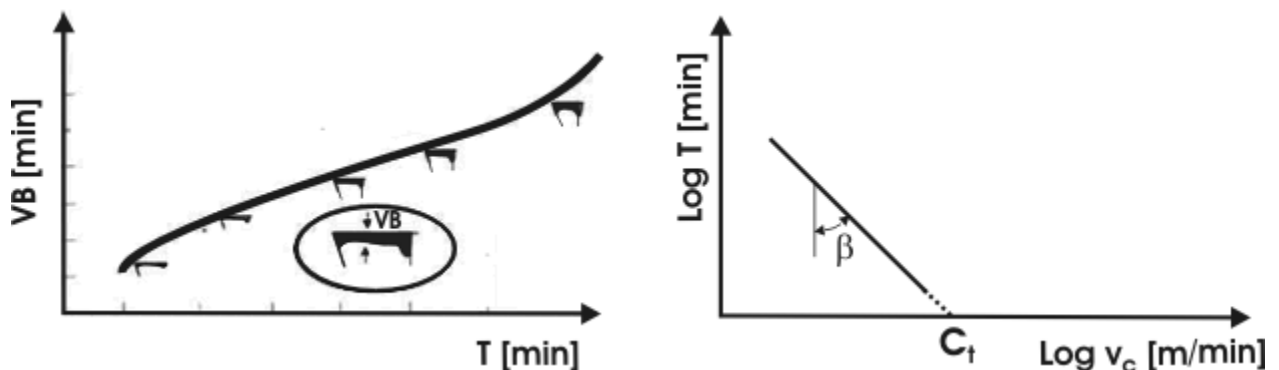


Figura 3.22 - Curva de vida da ferramenta. (SANDVIK, 1994)

A adição de enxofre no material da peça permite alterar o valor da constante C_t , possibilitando o emprego de maiores velocidades de corte sem alterar a vida da ferramenta. Adicionando 0,1% S no aço ABNT 3140, com 75% de perlita e 25% de ferrita, usinado com ferramenta de aço rápido, a constante C_t é alterada de 23 para 37. Da mesma forma, a adição de 0,1% S de enxofre no aço ABNT 4140, com 90% de perlita e 19% de ferrita, usinado com ferramenta de aço rápido, o aumento de C_t é de 23 para 37. Na usinagem com ferramenta de metal duro, o aumento da constante C_t é de 107 para 122. O diferente resultado obtido na usinagem do aço ABNT 4140 com ferramenta de metal duro e de aço rápido deve-se aos diferentes compostos formados na interface cavaco-ferramenta como resultado das reações químicas que ocorrem nesta região (FERRARESI, 1982). Assim, o material da ferramenta de corte também assume importante papel na formação da BUL, como apresentado na Fig.3.23

^{3.3} Vida da ferramenta é o tempo de corte necessário para a ferramenta atingir o valor do critério de vida estabelecido.

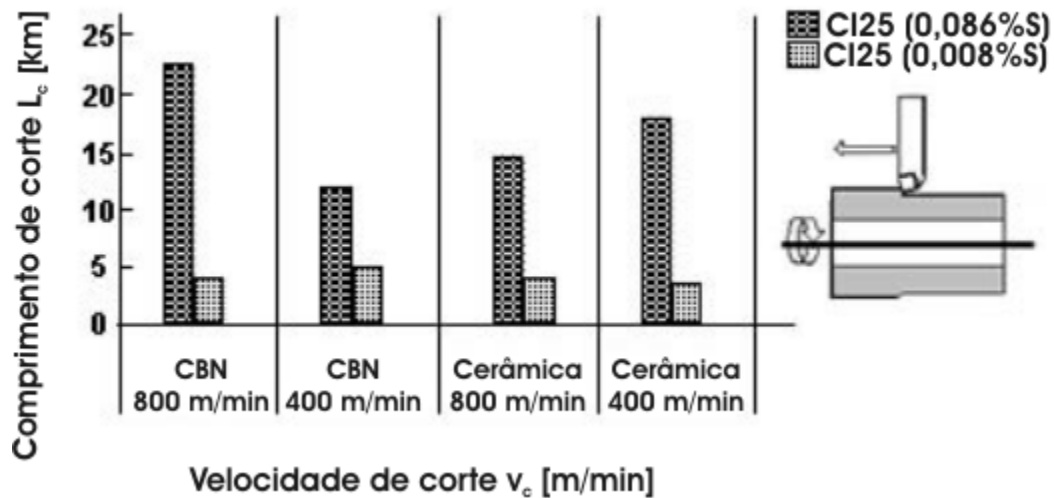


Figura 3.23 - Vida da ferramenta no torneamento longitudinal.

($a_p = 0,15$ mm, $f = 0,3$ mm, $VB = 0,3$ mm)

(Adaptado de SAHM et al. 2002)

A Fig. 3.23 compara a usinabilidade do ferro fundido cinzento usinado com ferramenta de cerâmica e de CBN a 400 e 800 m/min. Na usinagem do ferro fundido cinzento com 0,086% de enxofre, o aumento da velocidade de corte de 400 para 800 m/min resultou na redução do desgaste da ferramenta de CBN. A análise desta informação exige cuidado, visto que o desgaste apresentado pela ferramenta de CBN a 400 m/min é maior do que o obtido a 400 e 800 m/min com a ferramenta de cerâmica. Outros fatores que devem ser observados na análise deste gráfico são os parâmetros de corte empregados, mesmo trabalhando com velocidade de corte considerada muito alta, a profundidade de corte é muito pequena, assim, para que a temperatura necessária à extrusão das inclusões na superfície da ferramenta seja alcançada a velocidade de corte deve ser muito alta. Deste modo, os parâmetros de corte (v_c , a_p e f) selecionados na usinagem devem ser o necessário para o desenvolvimento da temperatura, na interface cavaco-ferramenta, propicia à formação da BUL.

A Fig. 3.24 apresenta a relação entre os parâmetros de corte e a formação da BUL. Estabelecido o avanço e a profundidade de corte, existe uma faixa de velocidade ótima para a formação da BUL. Na região 1, as condições de corte não favorecem a deformação e extrusão da inclusão não-metálica nas superfícies da ferramenta. Aumentando a velocidade de corte até a região 2, desenvolve-se na interface cavaco-ferramenta a condição necessária para formação da BUL. Para uma condição de corte localizada na região 3, há a permanência da BUL na superfície (GRUM; LESKOVA, 1986; TRENT, 1991).

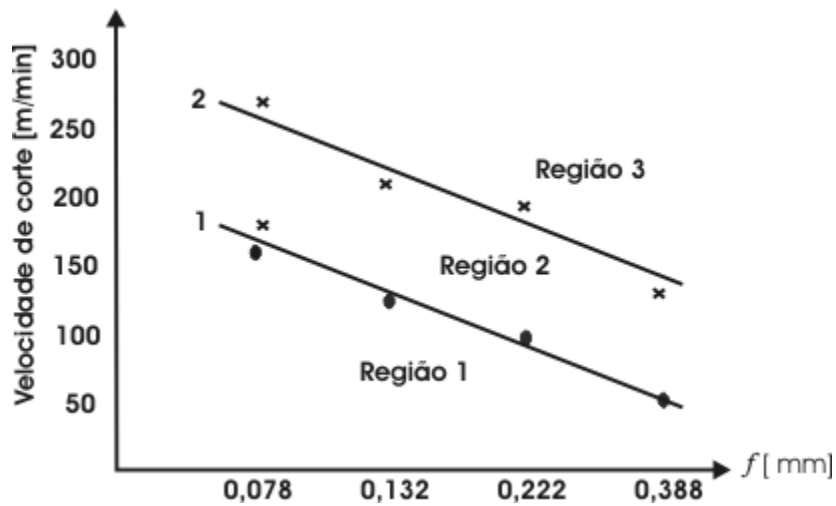


Figura 3.24 - Influência das condições de corte na formação da BUL.
 ($a_p = 2,0$ mm, ferramenta de metal duro, material da peça: aço de corte livre)
 (Adaptado de GRUM; LESKOVA, 1986)

Na usinagem do ferro fundido cinzento com 0,086% S a faixa de velocidade para formação da BUL, Fig. 3.25(b), parece ser mais ampla, Fig. 3.25(a), estando entre 200 e 800 m/min.

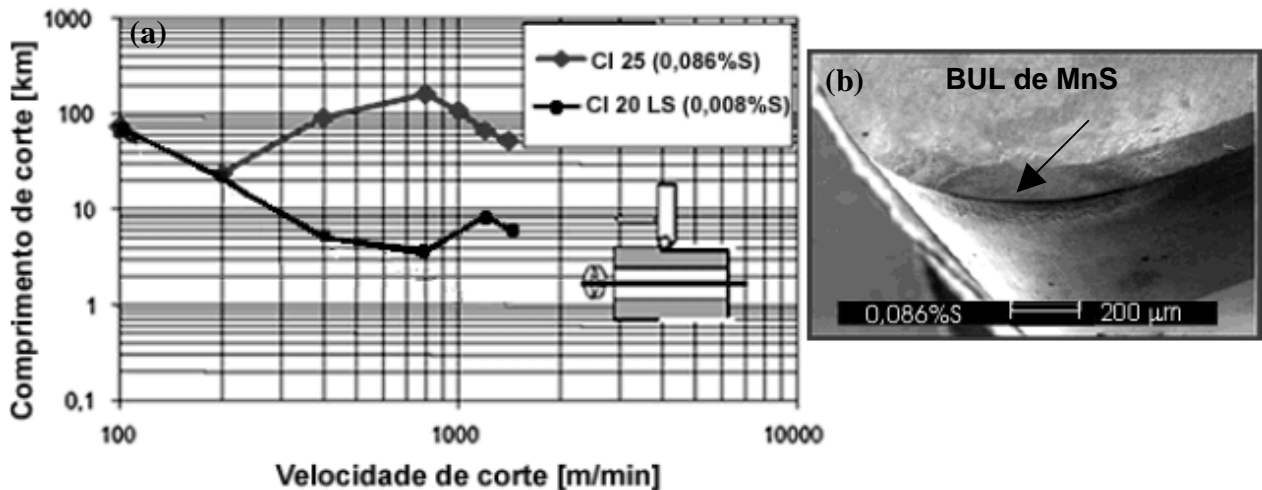


Figura 3.25 - (a) Curva de Taylor. (b) Formação da BUL no torneamento longitudinal do ferro fundido cinzento com ferramenta de PCBN. ($a_p = 0,15$ mm e $f = 0,3$ mm)
 (Adaptado de SAHM et al. 2002)

O desaparecimento da camada de MnS sobre as superfícies da ferramenta em alta velocidade de corte deve-se a redução da resistência do MnS para suportar a carga de contato na interface cavaco-ferramenta, devido à alta temperatura envolvida durante o processo de usinagem (NORDGREN; MELANDER, 1989, 1990). Segundo Poulachon et al. (2002) a temperatura desenvolvida na operação de fresamento, para velocidade de corte menor que 100 m/min, não é suficientemente alta para beneficiar o efeito das inclusões de sulfeto de manganês presente no aço 40CrMnMo8 (dureza 300 HB), acima desta velocidade ocorre o amolecimento da inclusão de sulfeto de manganês melhorando a usinabilidade, o máximo valor de velocidade de corte é achado para 300 m/min ($a_e = 20$ mm, $a_p = 3$ mm, $f_z = 0,2$ mm) que parece ser o limite para a ação do sulfeto de manganês, concordando com outros estudos (FANG; ZHANG, 1996; MILLS 1997; NORDGREN; MELANDER, 1990). Para velocidade de corte maior que 300 m/min a BUL é removida das superfícies da ferramenta pelo cavaco, mostrando que a formação da BUL é fortemente afetada pela distribuição de temperatura na superfície da ferramenta. Se a distribuição de temperatura de corte é apropriada, então uma película composta pelo material da inclusão pode ser formada (POULACHON et al. 2002).

De acordo com o apresentado na Fig. 3.24, mantendo constante uma velocidade de corte propicia a obtenção da BUL, se o avanço for alterado, pode-se desenvolver uma condição não favorável à formação da BUL.

Comparando a usinabilidade do aço 40CrMnMo8 com 0,07% S e 0,0008% S, para uma velocidade de corte de 150 m/min, percebe-se que o efeito das inclusões de sulfeto de manganês é desprezível para avanço menor que 0,1 mm, significando que a temperatura de corte é muito baixa para favorecer a formação de uma BUL sobre a ferramenta. Para altos valores de avanço (maior que 0,35 mm) a energia específica de corte^{3.4} é elevada porque o cavaco é principalmente formado pelo chanfro da ferramenta. Assim, o melhor intervalo de avanço está compreendido entre 0,1 e 0,35 mm por dente (POULACHON et al. 2002).

Portanto, se mantido uma condição ideal de temperatura na interface cavaco-ferramenta haverá a formação da BUL, que no caso do ferro fundido cinzento promove a redução do desgaste da ferramenta, especialmente o desgaste de cratera, com o aumento da velocidade de corte. A Fig. 3.26 mostra a influência da velocidade de corte no desgaste de cratera e de flanco na usinagem do ferro fundido cinzento FC25 com ferramenta de cerâmica à base de nitreto de silício (Si_3N_4).

^{3.4} Energia específica de corte é a razão entre a potência de corte e a taxa de remoção do cavaco. Fisicamente, representa a carga aplicada pelo cavaco na face da ferramenta de corte.

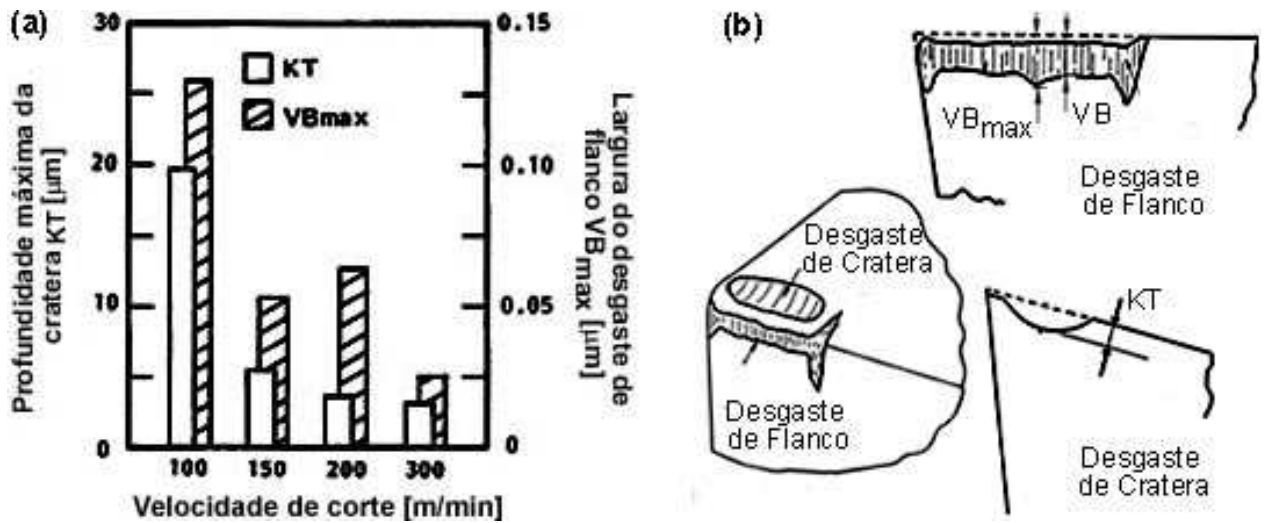


Figura 3.26 – (a) Influência da v_c no VB_{max} e KT na usinagem do FC25 com ferramenta de Si_3N_4 ($f = 0,21$ mm, $a_p = 1$ mm, $t = 10$ min) (YAMANE, 1990). (b) Desgaste de flanco e de cratera. (Adaptado de COOK, 1973 e VENKATESH; SATCHITHANANDAM, 1980)

A fim de verificar se este atípico comportamento está relacionado com o material da ferramenta de cerâmica à base de nitrato de silício, ferramentas de metal duro WC-Co K10 e metal duro P10 também foram empregadas na usinagem do ferro fundido cinzento FC25. A ferramenta de metal duro WC-Co K10 apresentou comportamento típico durante os ensaios de usinabilidade, isto é, o desgaste da ferramenta de corte aumentou com o aumento da velocidade de corte, apesar de Boehs (1979) ter obtido comportamento atípico com ferramentas de metal duro K20. A ferramenta de metal duro P10 apresentou o mesmo atípico comportamento encontrado na usinagem com a ferramenta de cerâmica à base de nitrato de silício, embora a tendência tenha sido instável. Este atípico comportamento é fortemente desenvolvido na usinagem do ferro fundido cinzento FC25 com ferramentas de Si_3N_4 , Fig. 3.26.

Para entender o fenômeno desenvolvido na superfície, as ferramentas foram limpas com ácido clorídrico. Após a remoção do material metálico aderido nas superfícies da ferramenta de Si_3N_4 , foram encontrados os elementos alumínio, manganês e ferro no desgaste de cratera indicando que estes elementos estão aderidos na superfície na forma de óxido, caso contrário, teriam sido removidos pela solução (YAMANE et al. 1990).

Portanto, não só a temperatura ideal para a extrusão da inclusão garante a formação da BUL, o material da ferramenta também assume importante papel neste processo. Este é o assunto tratado no tópico: adesão das inclusões.

2 ° Adesão das inclusões:

Outro ponto importante em relação à formação da BUL refere-se à adesão da inclusão na superfície da ferramenta em condições de temperatura e pressão elevada, condições estas que ocorrem freqüentemente na interface cavaco-ferramenta, desenvolvendo nas superfícies da ferramenta um estado quimicamente ativo (QI; MILLS, 2000).

A adesão das inclusões nas superfícies da ferramenta depende primariamente da energia de interface (ARAKI; YAMAMOTO, 1975) e da afinidade química (TIEU et al. 1998) entre os elementos das inclusões e os elementos na superfície da ferramenta em alta temperatura, mantendo a BUL, Fig. 3.27, suficientemente aderida nas superfícies da ferramenta para atuar eficientemente na redução dos desgastes desenvolvidos na ferramenta (BRION et al. 1992, HARJU et al. 1999).



Figura 3.27 - BUL aderida no desgaste de cratera. (1989 *apud* QI; MILLS, 2003)

Assim como a interação química entre o material da superfície da ferramenta e o material da inclusão, uma boa capacidade de molhamento da inclusão sobre a ferramenta (HELISTO, 1990) é um importante fator para a formação da BUL. Em 1975, considerava-se que o segundo pré-requisito para a formação da BUL, depois da temperatura adequada na interface cavaco-ferramenta, seria a presença dos carbonetos de titânio na superfície da ferramenta (ARAKI; YAMAMOTO, 1975; JOSEPH; TIPNIS, 1975; MILLS et al. 1996) devido ao bom molhamento e aderência das inclusões neste material (HELISTO 1990) reduzindo o desgaste por difusão encontrado nas ferramentas de metal duro.

A Fig. 3.28 (a) representa esquematicamente o desgaste por difusão entre a ferramenta de metal duro (WC-TiC-Co) e o cavaco de aço. O estudo do processo do desgaste por difusão da ferramenta de WC-TiC-Co mostra que o cobalto e os grãos de carboneto de tungstênio dissolvem, por difusão do estado sólido, mais rápido que os grãos de carboneto de titânio. Esta diferente solubilidade promove a exposição dos grãos de carboneto de titânio, facilitando a sua ruptura e remoção pelo cavaco. Quando o aço contém inclusões, como as de $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, a BUL pode ser formada na interface cavaco-ferramenta, visto que a inclusão $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ tem grande afinidade química com o carboneto de titânio e pouca solubilidade com a ferramenta de WC-TiC-Co, formando uma BUL fortemente aderida na superfície da ferramenta, Fig. 3.28(b), e resistente o suficiente para ser removida pelo cavaco (1977 *apud* QI; MILLS, 1996).

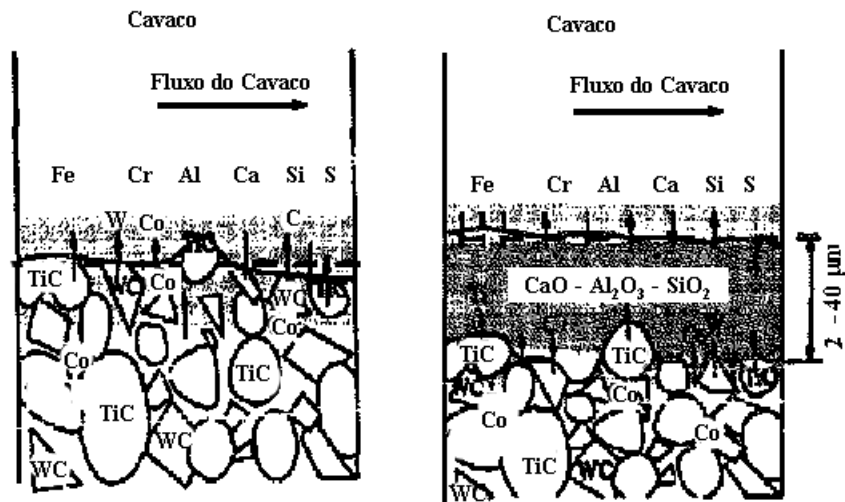


Figura 3.28 – Modelo de difusão na ferramenta de WC-TiC-Co na usinagem do aço sem (a) e com (b) inclusões de $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. (FANG; ZHANG, 1996;1977 *apud* QI; MILLS, 1996)

A resistência da BUL, aderida na superfície da ferramenta depende, primariamente, da energia de interface (ARAKI; YAMAMOTO, 1975) e da afinidade química (TIEU et al. 1998) entre os elementos das inclusões e os elementos da superfície da ferramenta em alta temperatura. Assim, dependendo do material nas superfícies da ferramenta, ocorrerá apenas depósito pontual das inclusões de MnS na ferramenta sem a formação da BUL. A Fig. 3.29 apresenta o depósito pontual de inclusões de MnS no final do desgaste de cratera na ferramenta de metal duro com cobertura de Ti(C,N) , Ti(Al,N) e TiN utilizada no ensaio de fresamento com o tempo de corte de 3,9 min. Apesar de não ter havido a formação da BUL no ensaio realizado por Poulachon et al. (2002) obteve-se uma melhora de 40% na usinabilidade do aço com inclusões de MnS em relação ao aço sem estas inclusões, indicando que mesmo sem a formação da BUL ocorre uma melhora considerável na usinabilidade do material.

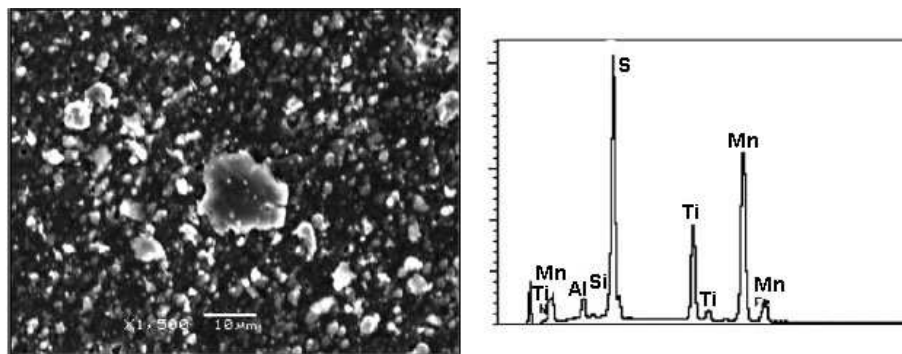


Figura 3.29 – Depósito pontual de sulfeto de manganês no final do desgaste de cratera. (0,07% S, $v_c = 150$ m/min, $a_e = 20$ mm, $a_p = 5$ mm, $f_z = 0,1$ mm) (POULACHON et al. 2002)

A Fig. 3.30 relaciona a área percentual de sulfeto de manganês aderido na região de contato cavaco-ferramenta com o material na superfície, indicando às ferramentas mais adequadas para a formação da BUL na usinagem com inclusões de sulfeto de manganês. De acordo com a teoria de ARAKI (1975) e JOSEPH (1975) a ferramenta contendo inclusões de carboneto de titânio favorece a formação da BUL, no entanto, outros materiais presentes nas superfícies da ferramenta conduzem a melhores resultados, como a ferramenta com cobertura de óxido de zircônio onde a BUL obtida tem aproximadamente 1 μm de espessura.

Os elementos de transição zircônio, titânio, háfnio e lantânio, quando presente na superfície da ferramenta na forma de óxido ou carboneto, desenvolvem reações químicas com as inclusões na peça, formadoras de BUL, conduzindo a uma adesão seletiva do material da peça nas superfícies da ferramenta (1990 *apud* BRION et al. 1992).

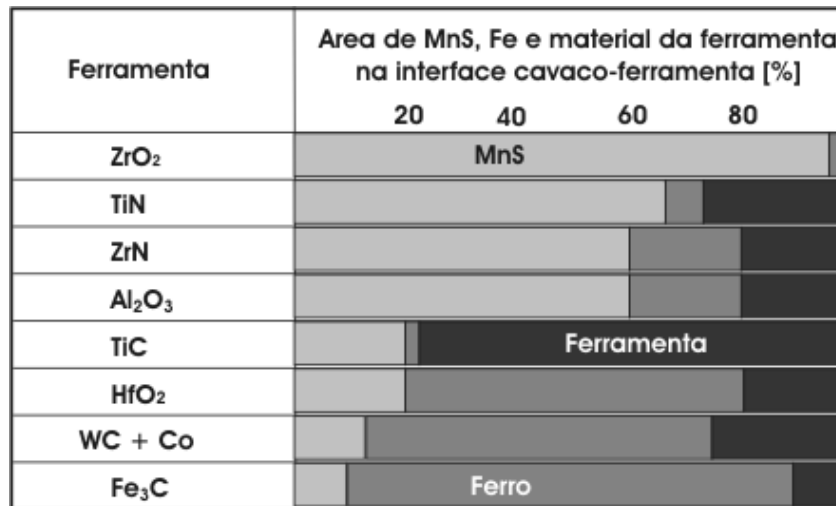


Figura 3.30 - A área percentual de MnS, Fe e material da ferramenta na interface cavaco-ferramenta (KATAYAMA, 1995 *apud* QI; MILLS, 2003)

Para que a ferramenta desenvolva um estado quimicamente ativo é importante que o campo de temperatura na interface cavaco-ferramenta seja adequado e estável.

Em relação à estabilidade do campo de temperatura desenvolvido na interface cavaco-ferramenta, a condutividade térmica da ferramenta assume importante papel na manutenção da BUL. O coeficiente de condutividade térmica para a ferramenta WC-TiC-Co é 33,5 W/m^{°K}, menos da metade da ferramenta WC-Co (75,4 W/m^{°K}). Logo, é mais fácil obter um campo estável de temperatura na ferramenta WC-TiC-Co, sendo mais adequada a formação da BUL (*apud* MILLS et al. 1997; *apud* POULACHON et al. 2002).

A condutividade térmica da ferramenta também é uma função da temperatura, Fig. 3.31(a), e como apresentado anteriormente, a melhor temperatura de corte para formação de uma BUL de sulfeto de manganês está no intervalo de 700 - 850°C (NORDGREN; MELANDER, 1989). Neste intervalo de temperatura seria esperado que a ferramenta com cobertura de Al_2O_3 fosse a mais indicada para a formação da BUL, Fig. 3.31(a), no entanto, na Fig. 3.30 a ferramenta com cobertura de TiN é mais adequada a adesão das inclusões de MnS do que a com cobertura de Al_2O_3 . Esta diferença no resultado deve-se a energia de interface (ARAKI; YAMAMOTO, 1975) e a afinidade química (TIEU et al. 1998) entre os elementos das inclusões e os elementos da superfície da ferramenta em alta temperatura, e as diferentes propriedades dos materiais na superfície da ferramenta, Fig. 3.31(b)

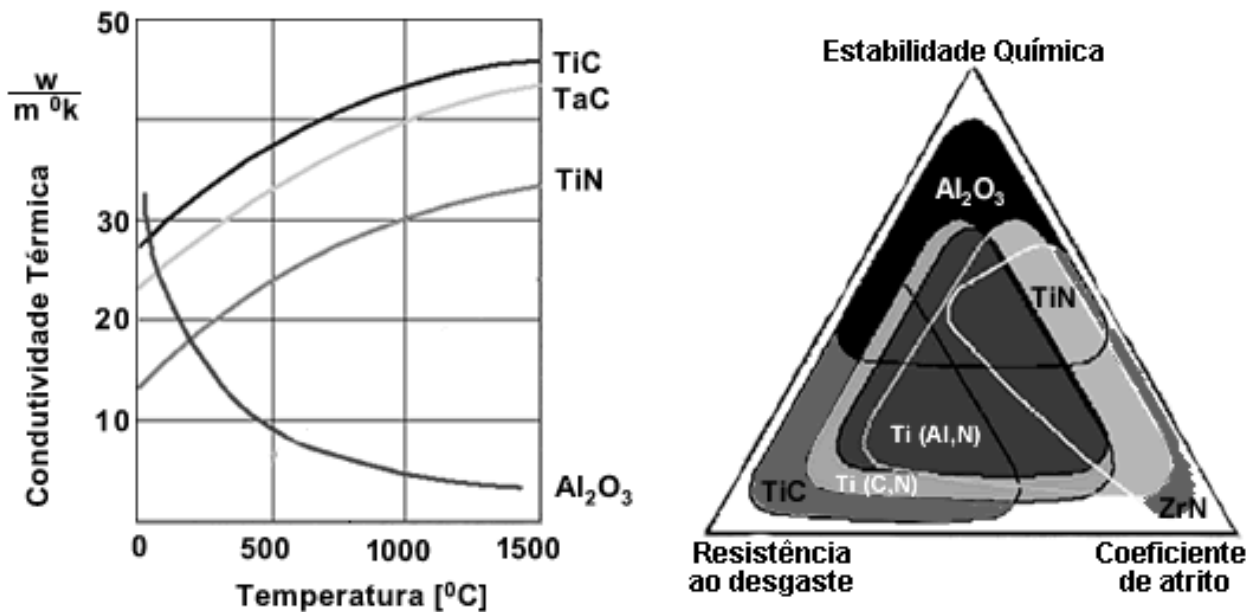


Figura 3.31 - (a) Condutividade térmica em função da temperatura.
(b) Principais propriedades dos vários tipos de cobertura. (WERTHEIM, 2002)

A baixa condutividade térmica da cobertura também favorece a redução do desgaste da ferramenta de corte, promovendo amplo gradientes térmicos através da espessura do cavaco, conduzindo ao menor contato do cavaco com a ferramenta de corte (BALAJI et al. 1999).

3° Espessamento da BUL:

Se as condições necessárias para a extrusão e adesão das inclusões forem satisfeitas haverá então a formação de uma BUL na superfície da ferramenta com uma determinada espessura, conforme apresentado na Fig. 3.32.

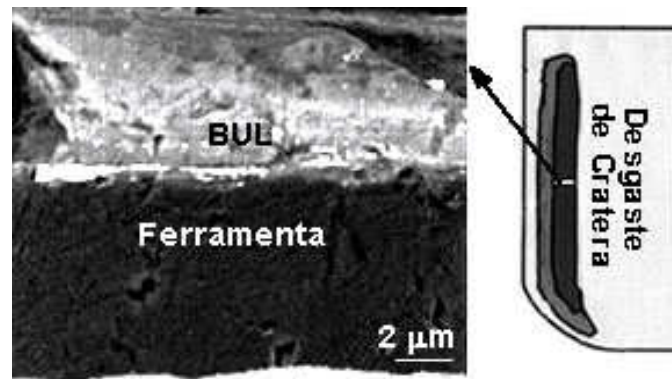


Figura 3.32 - Espessura da BUL. (Adaptado de LARSSON; RUPPI, 2000)

A Fig. 3.32 é a seção transversal da BUL formada sobre a superfície da ferramenta com cobertura de nitreto de titânio, apresentada na Fig. 3.14, desenvolvida na usinagem do aço tratado com cálcio.

A espessura da BUL depende das condições de corte na qual o processo de usinagem é realizado. A Fig 3.33 correlaciona a espessura da BUL com o avanço e a velocidade de corte, medida na seção transversal a 0,5 mm da quina. No intervalo de velocidade de corte compreendido entre 100 e 300 m/min, a BUL apresenta uma espessura de 1,6 a 18 µm. Mantendo a velocidade de corte constante, a espessura da BUL aumenta com o avanço. A razão para este comportamento deve-se ao aumento da temperatura na interface cavaco-ferramenta favorecendo a extrusão das inclusões sobre as superfícies da ferramenta. O aumento do avanço também conduz a um acréscimo da pressão na interface cavaco-ferramenta favorecendo o processo de extrusão (FANG; ZHANG, 1996).

Mantendo o avanço constante, a espessura da BUL aumenta com o aumento da velocidade de corte, em razão do aumento da temperatura na interface cavaco-ferramenta, favorecendo o processo de extrusão das inclusões. No entanto, para velocidades de corte maiores que 300 m/min, a temperatura desenvolvida na interface cavaco-ferramenta aumenta consideravelmente a viscosidade das inclusões conduzindo a redução da espessura da BUL (FANG; ZHANG, 1996; MILLS, 1997; NORDGREN; MELANDER, 1990; POULACHON et al. 2002).

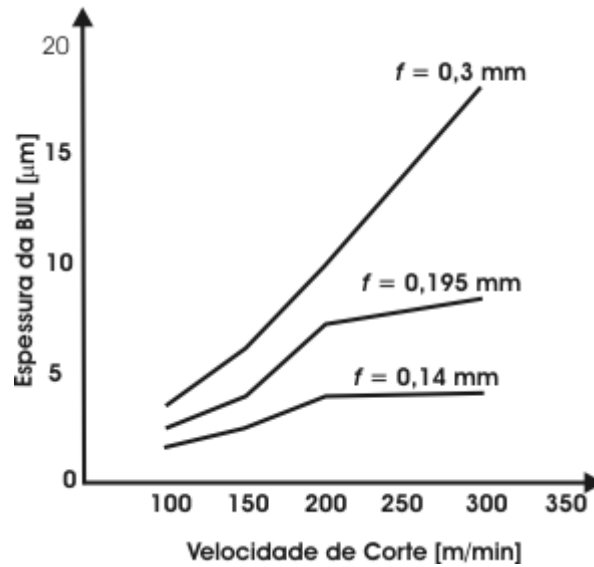


Figura 3.33 - Correlação da espessura da BUL com a velocidade de corte e o avanço. (ferramenta: ISO P10) (Adaptado de FANG; ZHANG, 1996)

Os resultados apresentados na Fig. 3.33, foram obtidos para o comprimento de corte de 1500 m. Quando menor que 450 m, a BUL recém formada pouco contribui para a redução dos desgastes. Para o comprimento de corte de 750 m, a BUL tem uma maior espessura e sua participação na redução dos desgastes torna-se mais pronunciada. No entanto, é somente para o comprimento de corte de 1500 m que a quantidade de inclusões extrudada e acumulada sobre as superfícies favorecem a formação de uma BUL estável (FANG; ZHANG, 1996).

A espessura de uma BUL estável pode ser controlada através do uso de uma temperatura de corte adequada a qual está associada aos parâmetros de corte, em particular, a velocidade de corte (POULACHON et al. 2002). Na usinagem do aço inoxidável com inclusões de $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, a espessura da BUL é de 2 a 40 μm (QI; MILLS, 1996). Na usinagem do ferro fundido cinzento com ferramenta de CBN ($a_p = 0,15$ mm, $f = 0,3$ mm, $v_c = 600$ m/min) a espessura da BUL de sulfeto de manganês é de aproximadamente 1 μm (SAHM et al. 2002).

Os resultados obtidos com a formação da BUL, tais como: redução na força de corte e no desgaste da ferramenta, tem conduzido ao desenvolvimento de coberturas artificiais com elementos das inclusões formadoras de BUL ao invés de cobertura de TiC (NORIHICO, 1976). No entanto, a BUL, tem a vantagem de ser mais estável após um certo tempo de corte (POULACHON et al. 2002).

Com a formação de uma BUL estável na superfície da ferramenta tem-se uma alteração do modelo dinâmico para um modelo quase-estático na interface cavaco-ferramenta, havendo

uma redução da temperatura ao longo da espessura da BUL, permitindo o endurecimento e tornando-a mais resistente ao cisalhamento, reduzindo assim a remoção da BUL pelo cavaco (TIEU et al. 1998). Entretanto, a temperatura entre o cavaco e a BUL deve ser mantida em uma temperatura adequada para que a inclusão presente no cavaco e na linha de corte ou próximo a interface cavaco-BUL esteja no estado viscoso, favorecendo a extrusão, adesão (FANG; ZHANG, 1996), e a recristalização das inclusões de MnS nas superfícies da ferramenta (LARSSON; RUPPI, 2000).

A redução da temperatura na ferramenta de corte, em razão da formação da BUL, pode ser observada na Fig. 3.34. Comparando os dois campos de temperatura desenvolvidos na ferramenta, durante a usinagem do aço com inclusões de $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, observa-se que a temperatura na ferramenta que desenvolveu a BUL é menor. A temperatura na parte inferior da BUL é estável no intervalo de 800°C a 850°C , sendo esta também a melhor temperatura para estabilização da BUL. A temperatura da BUL junto à ferramenta é 100°C a 300°C menor do que na parte em contato com o cavaco, como resultado deste gradiente de temperatura ao longo da espessura, a dureza da BUL na parte inferior é maior do que na parte superior, permitindo que a BUL formada seja estável sob condições de alta tensão de compressão, elevado atrito e alta velocidade relativa entre o cavaco e a ferramenta (MILLS et al. 1997).

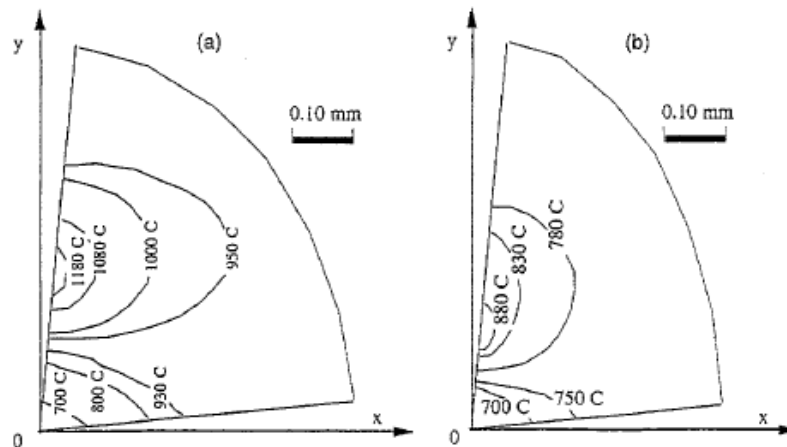


Figura 3.34 - Distribuição da temperatura na face da ferramenta sem BUL (a) e com BUL (b). (MILLS et al. 1997)

4º Formação de uma camada estável:

A formação de uma BUL estável pode ser entendida através do seguinte exemplo hipotético. Imagine uma caixa d'água com duas aberturas na parte superior usadas para encher e esvaziar o recipiente.

Após um tempo "t" a caixa d'água estará completamente cheia. A partir deste momento a quantidade de água acrescentada no recipiente será igual à quantidade de água que estará saindo pela abertura localizada na parte superior da caixa d'água. Nesta situação o sistema terá alcançado a estabilidade.

Na usinagem, quando a taxa de material das inclusões aderida nas superfícies da ferramenta de corte for igual à taxa de material removida pelo cavaco, tem-se a formação de uma BUL estável (FANG; ZHANG, 1996; TIEU et al. 1998). Assim como na caixa d'água, o tempo é variável para a formação de uma BUL estável. Como apresentado na Fig 3.15 e Fig. 3.16, o tempo necessário para a formação da BU estável para a ferramenta de metal duro e aço rápido é de 5 e 1 minuto, respectivamente.

A variável para a formação de uma BUL estável também pode ser expressa na unidade de comprimento de corte. Assim, para a ferramenta de aço rápido a condição necessária para a formação da BUL estável pode ser de 1 minuto ou um comprimento de corte de 100 metros. Na Fig 3.33 o comprimento de corte necessário para a formação da BUL estável foi de 1500 metros.

Se as quatro condições apresentadas (extrusão, adesão, espessamento e estabilidade) forem satisfeitas, então haverá a formação de uma BUL estável na interface cavaco-ferramenta, propiciando (FANG; ZHANG, 1996; QI; MILLS, 1996):

- redução do contato físico entre o cavaco e a ferramenta, reduzindo o desgaste por abrasão;
- redução do contato físico entre o cavaco e a ferramenta, reduzindo o desgaste por adesão;
- redução do contato físico entre o cavaco e a ferramenta, reduzindo o desgaste por difusão;
- alteração do modelo de difusão de dinâmico, entre a ferramenta e o cavaco, para quase-estático, entre a ferramenta e a BUL.

Redução do desgaste por abrasão:

Partículas e microestruturas abrasivas, tais como, o carbonitreto de titânio, Fig. 3.35(a) e a steadita, Fig. 3.35(b), respectivamente, (JOSEPH; TIPNIS, 1975) quando pressionadas sobre uma outra superfície de menor dureza, geram um fluxo plástico no material na região de contato. Nas ferramentas de corte as inclusões abrasivas geram uma tensão localizada que excede a pressão de contato (BARRY; BYRNE, 2001) resultando na deformação plástica da superfície.

Quando um movimento relativo é imposto as superfícies, ocorre uma micro-usinagem na superfície da ferramenta com remoção de material pelas partículas abrasivas (GILTROW, 1970).

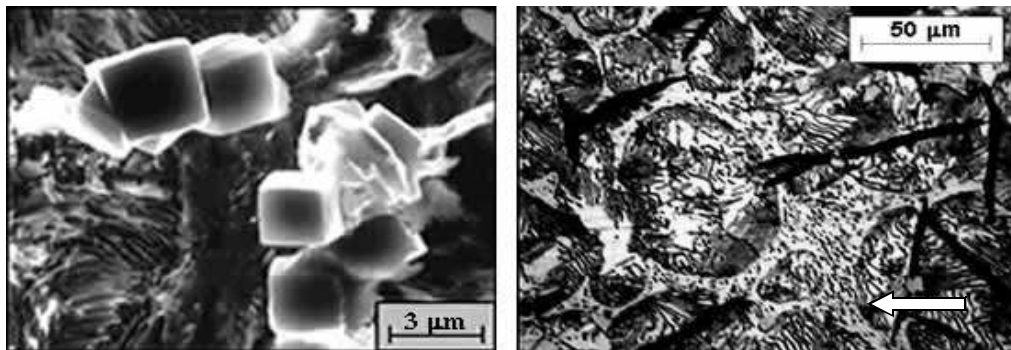


Figura 3.35 - (a) Inclusões de carbonitreto de titânio (KASSACK; REUTER, 2002).
(b) Steadita no ferro fundido cinzento. (Cortesia da empresa Tupy Fundições)

As inclusões de carbonitreto de titânio, Fig. 3.35 (a), são mais duras que os carbonetos de titânio encontrado nas ferramentas de metal duro. Assim, uma alteração na quantidade de titânio, no material da peça, de 0,01 para 0,02%, é suficiente para reduzir a vida da ferramenta de metal duro em aproximadamente 50% (DAWSON et al. 1999; SAHM et al. 2002).

A presença da BUL na interface cavaco-ferramenta diminui o desgaste por abrasão através da redução do contato físico das inclusões abrasivas com as superfícies da ferramenta (FANG; ZHANG, 1996), no entanto, continua havendo remoção do material da ferramenta pelas inclusões abrasivas (LARSSON; RUPPI, 2000) observado através dos “riscos” na superfície da ferramenta embaixo da BUL.

A formação da BUL contribui também para a manutenção da dureza da ferramenta de corte que diminui com o aumento da temperatura, reduzindo assim o desgaste por abrasão.

Redução do desgaste por adesão:

Enquanto o mecanismo de desgaste por abrasão pode ser explicado principalmente em termos de força e tensão, no mecanismo de desgaste por adesão, a interação entre os materiais das superfícies tem um importante papel.

Quando as superfícies são mantidas juntas, atua a distância nanométrica a força fraca de superfície de van der Waals. Esta força resulta da flutuação de cargas ao redor do átomo ou molécula nas superfícies, criando um instantâneo dipolo podendo polarizar um átomo ou molécula vizinha e atrai-lo (BRISCOE; ADAMS, 1987).

Reduzindo a distância entre as superfícies a dimensão atômica, forças fortes de curto alcance e de diferentes tipos, dependendo da natureza dos materiais em contato, entram em ação (CZICHOS, 1978). No entanto, sobre as superfícies, é possível encontrar resíduos, apresentado esquematicamente na Fig. 3.36. Neste caso, somente as forças de superfície de longo alcance, tipo a de van der Waals, contribui para a adesão, isto porque a espessura das camadas de resíduos de ambas as superfícies é em geral maior do que o alcance das forças fortes de curto alcance. Quando uma força tangencial é aplicada, pode haver uma dispersão do filme de resíduos e conseqüentemente forças de curto alcance entraram em ação (CZICHOS, 1978), havendo então a adesão entre as superfícies.

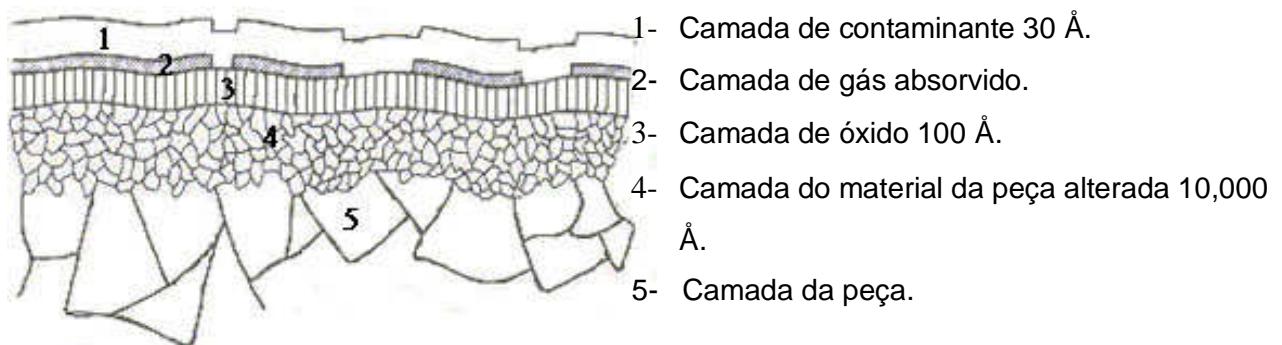


Fig. 3.36 - Vista esquemática dos filmes na superfície do metal.

(Adaptado de RABINOWICZ, 1995)

(A Figura não está em escala)

Se um deslocamento tangencial for aplicado e a força requerida para separar esta adesão através da interface dos materiais for maior que a força requerida para romper através de algum dos materiais, então a transferência de partículas de desgaste por adesão será produzida, Fig 3.37 (RABINOWICZ, 1995).

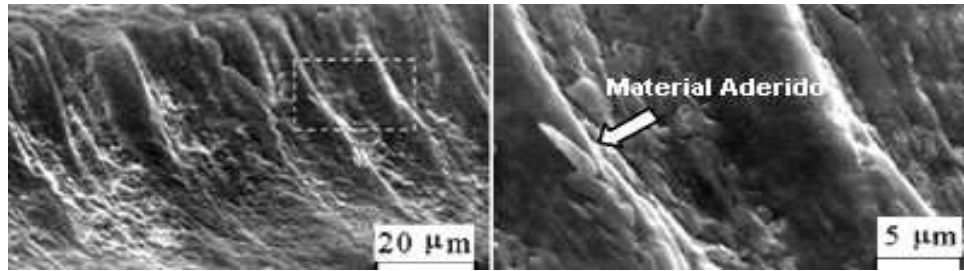


Figura 3.37 - Material aderido no desgaste de cratera da ferramenta de TiC-alumina na usinagem do aço BS 817M40 a $v_c = 2,5$ m/s. (BARRY; BYRNE, 2001)

A presença da BUL, na interface do par tribológico cavaco-ferramenta, torna a interface à região de menor resistência para o cisalhamento, não havendo portanto remoção do material da ferramenta por adesão. No entanto, freqüentemente, as inclusões não formam uma BUL com espessura ao longo de toda a superfície da ferramenta, Fig. 3.32. Geralmente, ocorre o depósito localizado do material das inclusões, como apresentado na Fig. 3.29 e Fig. 3.38.

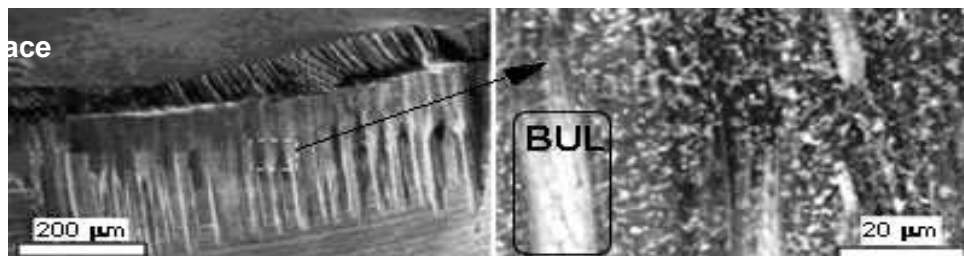


Figura 3.38 – Formação localizada da BUL no flanco da ferramenta de TiC-alumina na usinagem do aço BS 817M40 a $v_c = 2,5$ m/s. (BARRY; BYRNE, 2001)

O desgaste por adesão é reduzido através da formação da BUL, porque as inclusões tem uma bom molhamento na face e no flanco, reduzindo a adesão do cavaco nestas superfícies (FANG; ZHANG, 1996).

Redução do desgaste por difusão:

Na ausência da BUL, o material na região secundária de cisalhamento, quando em contato com a face da ferramenta, adquire a velocidade desta superfície, isto é, 0 m/min (QI; MILLS, 2003). Em relação ao material usinado na presença da BUL, esta redução na velocidade aumenta o tempo de contato entre o material do cavaco e o material da ferramenta favorecendo o desgaste por difusão (VLEUGELS; VAN DER BIEST, 1999).

No ferro fundido cinzento, o tempo de contato cavaco-ferramenta é pequeno em razão da fragilidade do cavaco. Outra característica que contribui para a redução do desgaste por difusão no ferro fundido cinzento é a menor reatividade química deste material em razão dos elementos de liga: silício e carbono, que diminui a reatividade do material da peça com o material da ferramenta, por exemplo, o sialon^{3.5} (1996 *apud* VLEUGELS; VAN DER BIEST, 1999).

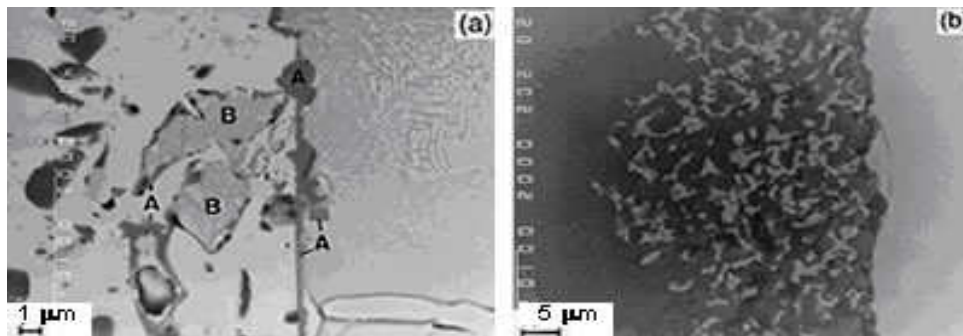


Figura 3.39 - Desgaste por difusão. Seção transversal da interface aço - (ZrO₂-TiB₂) (a) e aço - sialon com 30% de TiB₂ (b). (VLEUGELS; VAN DER BIEST, 1999)

A Fig. 3.39 é um exemplo da difusão entre o material da peça e da ferramenta. A Fig. 3.39(b) mostra a difusão de 28% do volume do silício e do nitrogênio do sialon no aço 42CrMo4. Nenhuma evidência de reação do Al₂O₃ com o aço foi observada. Na Fig. 3.39(a) existe uma camada de TiC (fase A) na interface, e partículas de TiB₂ (fase B) dissolvidas no aço em razão da sua instabilidade química (VLEUGELS; VAN DER BIEST, 1999).

Difusão dos elementos boro e titânio também foram encontrados dissolvidos no ferro fundido cinzento e no ferro fundido vermicular nos testes de difusão realizado com ferramenta de CBN a 700°C. Na temperatura de 1050°C o enriquecimento dos elementos boro e titânio na interface foi maior, aumentando a profundidade de difusão (GASTEL et al. 2000).

Apesar dos testes de difusão não indicarem diferença entre o ferro fundido cinzento e o ferro fundido vermicular, este resultado não é confirmado durante os ensaios de usinabilidade. O desgaste por difusão encontrado na ferramenta de CBN é menor na usinagem do ferro fundido cinzento do que no ferro fundido vermicular. A explicação para esta diferença encontra-

^{3.5} Cerâmica de corte que contém nitreto de silício, óxido de alumínio e carboneto de titânio (Sandvik, 1994).

se na formação da BUL de MnS na interface cavaco-ferramenta, Fig. 3.40, atuando como barreira para o desgaste por difusão devido à sua estabilidade química (GASTEL et al. 2000). A baixa condutividade térmica da BUL também contribui para a redução do desgaste por difusão, permitindo que a temperatura na interface ferramenta-BUL seja menor que na interface cavaco-BUL (FANG; ZHANG, 1996).

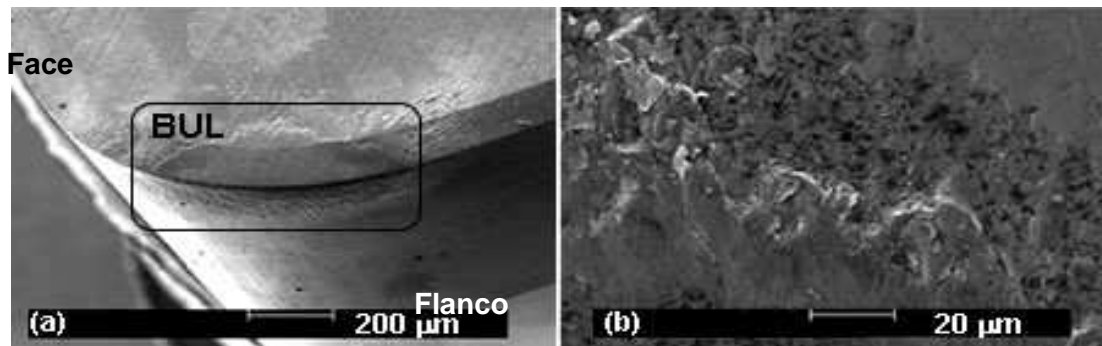


Fig. 3.40 - BUL na usinagem do ferro fundido cinzento com ferramenta de CBN a 800 m/min.
(GASTEL et al. 2000)

Os processos de desgaste apresentados (adesão, difusão e abrasão) podem ser modificados pela ação de um lubrificante, cujo principal propósito é interpor entre as superfícies um filme que seja capaz de reduzir a quantidade de interação direta entre sólido-sólido. No caso dos lubrificantes sólidos estes podem estar na interface cavaco-ferramenta de duas formas: como lubrificante sólido ou como aditivo metalúrgico.

O lubrificante sólido é aplicado nas superfícies da ferramenta, antes da operação de usinagem. Os aditivos metalúrgicos são obtidos durante a produção do material através da adição de elementos que formam inclusões com ação de lubrificante interno (FERRARESI, 1982). Além da ação lubrificante, as inclusões contribuem para a redução da força de corte, durante o processo de usinagem, através da condução de micro-trincas na região primária e secundária de cisalhamento, que é apresentada em detalhe nos próximos tópicos.

3.2.2 Região secundária de cisalhamento

O cavaco movendo-se sobre a face da ferramenta de corte conduz ao estabelecimento de uma região muito estreita e de intenso cisalhamento adjacente a superfície da ferramenta, Fig. 3.41, conhecida como região secundária de cisalhamento ou zona de fluxo (QI; MILLS, 1996).

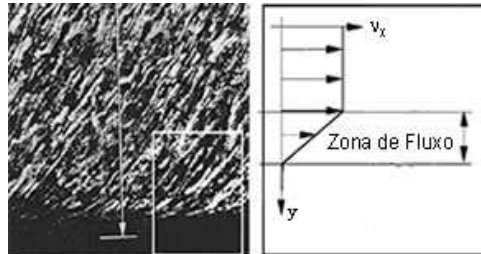


Figura 3.41-Modelo da zona de fluxo segundo Oxley. (Adaptado de 1989 *apud* QI; MILLS, 2003)

As inclusões de MnS na zona de fluxo, Fig. 3.42, são intensamente deformadas podendo ter sua espessura reduzida para tamanhos menores que $0,1 \mu\text{m}$ (1975 *apud* TRENT, 2001).



Figura 3.42 - MnS na zona de fluxo. (Adaptado de 1975 *apud* TRENT, 1991)

Na região secundária de cisalhamento, as inclusões de MnS atuam no interior do material reduzindo a tensão de cisalhamento (ARAKI; YAMAMOTO, 1975) através da condução de micro-trincas (POULACHON et al. 2002), conseqüentemente, reduzindo a força de corte. No entanto, as inclusões de MnS não devem favorecer o cisalhamento do cavaco através do fluxo plástico do metal (*apud* JOSEPH; TIPNIS, 1975)

Para que a inclusão de MnS possa atuar favoravelmente na zona de fluxo a sua característica plástica deve ser adequada, isto é, não muito fluida. Assim, a temperatura deve ser apropriada, favorecendo o papel na inclusão de MnS não só na região secundária mas também na região primária de cisalhamento (ARAKI; YAMAMOTO, 1975).

3.2.3 Região primária de cisalhamento

A interação entre as inclusões de MnS e a matriz na região primária de cisalhamento gera, pela presença de um campo de tensão heterogêneo, uma intensa concentração de tensão em torno das inclusões de MnS induzindo a incoesão através da interface matriz-inclusão e originando micro-trincas na região primária de cisalhamento. Estas micro-trincas promovem a redução na força de corte e menor consumo de energia (ARAKI; YAMAMOTO, 1975; FANG; ZHANG, 1996; MILLS et al. 1997).

A iniciação de micro-trincas na região primária de cisalhamento como resultado da diferente deformabilidade entre as inclusões de MnS e a matriz, favorece a fragmentação do cavaco (FANG; ZHANG, 1996; JOSEPH; TIPNIS, 1975; 1995 *apud* POULACHON et al. 2002; RAMALINGAM et al. 1975; RAVI et al. 1987) e conseqüentemente a redução do comprimento de contato cavaco-ferramenta (*apud* JOSEPH; TIPNIS, 1975) contribuindo para a diminuição da temperatura na ferramenta. No entanto, durante o processo de usinagem, deve-se manter uma temperatura apropriada, na qual a característica plástica da inclusão de MnS seja mantida (ARAKI; YAMAMOTO, 1975). A avaliação da plasticidade “in situ” pode ser determinada através da medida do índice de deformabilidade da inclusão, isto é, a razão entre a deformação da inclusão e a deformação da matriz. A relação entre o índice de plasticidade relativa da inclusão de MnS e a temperatura pode ser acompanhada na Fig. 3.43, obtida em um aço após ter sido laminado até apresentar uma redução de 30% na espessura (LUO, 2001).

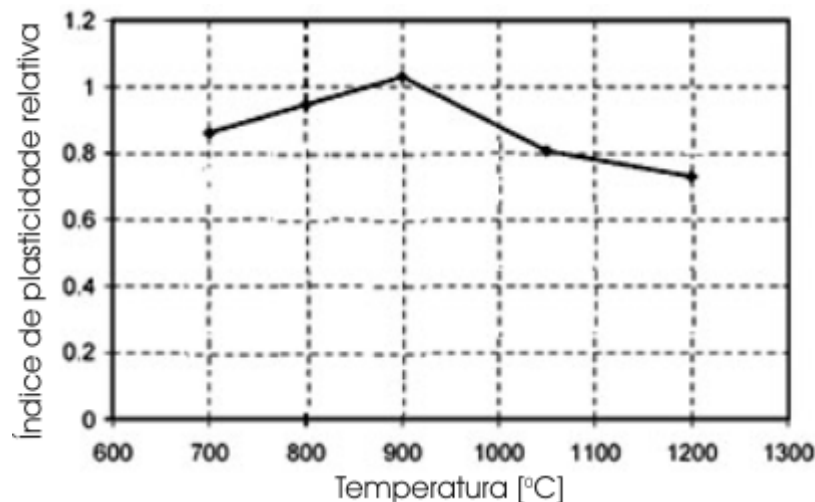


Figura 3.43 - Influência da temperatura sobre o índice de plasticidade relativa da inclusão de MnS. (Adaptado de LUO, 2001)

Observa-se na Fig. 3.43 que as inclusões de MnS apresentam uma gradual mudança na plasticidade sobre um amplo intervalo de temperatura. Para temperaturas maiores que 900°C

a plasticidade da inclusão diminui como resultado da redução do estado viscoso (ARAKI; YAMAMOTO, 1975).

Quando no seu estado plástico, as inclusões são deformadas pela força de atrito na interface matriz-inclusão promovendo a mudança na forma e conduzindo a iniciação dos núcleos de deslocamento, Fig 3.44, e posteriormente as micro-trincas, como resultado da diferente deformabilidade da inclusão e da matriz (LUO, 2001; MILLS; AKHTAR, 1975; MILLS et al. 1997; RAMALINGAM et al.1975).

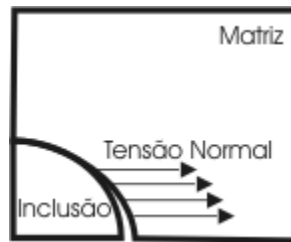


Figura 3.44 - Núcleos de deslocamento entre a inclusão e a matriz. (Adaptado de LUO, 2001)

O grau de deformação da inclusão de MnS durante o processo de usinagem, na região primária e secundária de cisalhamento, pode ser observado na Fig. 3.45. Dependendo das condições desenvolvidas na região de corte, o fator de forma, que representa a razão entre o comprimento e a espessura da inclusão de MnS, pode alcançar valores maiores que 20 durante o processo de usinagem (NORDGREN; MELANDER, 1990; POULACHON et al. 2002).

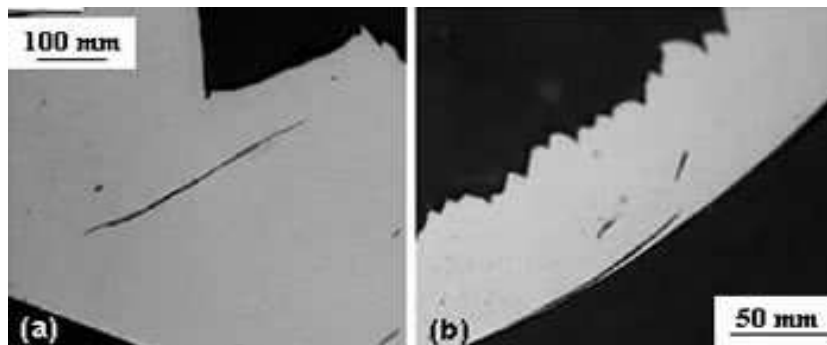


Figura 3.45 - MnS deformado na região primária (a) secundária (b) de cisalhamento.
(aço 40CrMnMo8) (POULACHON et al. 2002)

As condições desenvolvidas na região primária de cisalhamento favorecem, como apresentado na figura 3.45, uma intensa deformação das inclusões, principalmente devido ao estado de tensão desenvolvida nesta região. A determinação da distribuição da taxa de tensão na região primária de cisalhamento, ilustrada na Fig. 3.46, pode ser obtida através da equação 3.2 (1976 *apud* QI; MILLS, 2003), onde \underline{s} é a distância normal do ponto, na região primária de

cisalhamento, ao plano de cisalhamento, e a é a constante que determina a curvatura da hipérbole que representa o fluxo de tensão na região de cisalhamento primária de cisalhamento:

$$\dot{\gamma} = \frac{2av_c \operatorname{sen} \phi}{(s^2 + 4asen^2(\tan\gamma + \cot\phi))^{3/2}} \quad (3.2)$$

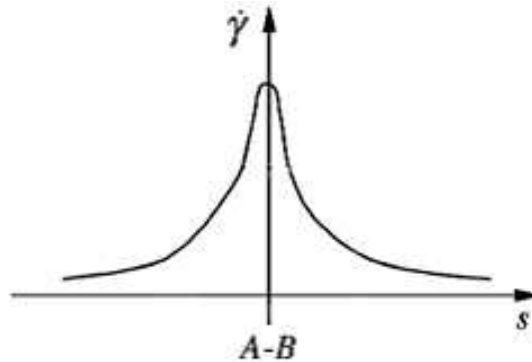


Figura 3.46 – Ilustração esquemática da distribuição da taxa de tensão de cisalhamento no plano de cisalhamento A-B. (Adaptado de 1976 *apud* QI; MILLS, 2003)

Resumindo o comportamento das inclusões na região primária de cisalhamento, tem-se:

- 1- As inclusões, ao adentrarem na região primária de cisalhamento, são intensamente deformadas nas direção de corte (MILLS et. al 1997).
- 2- Seguindo a direção da ação de corte, as inclusões são ainda mais alongadas até iniciarem os núcleos de deslocamento entre a matriz e a inclusão.
- 3- Estes núcleos de deslocamento são ampliados, até atingirem um valor crítico no qual é iniciada a micro-trinca. O valor crítico necessário para o início da micro-trinca pode ser diminuído com o aumento da porcentagem de perlita na matriz (OPLÄNDER, 2001).

Assim, o comportamento da inclusão na usinagem também é influenciado pela matriz na qual está inserida. Por esta e outras razões apresentadas a seguir, o próximo tópico trata da influencia da matriz na usinabilidade, dando ênfase à alteração da matriz pelo teor de enxofre.

3.3 Influência da matriz na usinabilidade do ferro fundido cinzento

Correlacionando a Fig. 3.47(a) e Fig. 3.47(b) é possível entender a influência do enxofre na usinabilidade através das alterações promovidas na matriz. Dependendo do teor de enxofre presente no material a matriz poder ser ferrítica e/ou perlítica (ver capítulo 2). A ferrita, também conhecida com ferro α , é um constituinte de baixa dureza (100 a 150 HB), alta ductilidade e de corte fácil. Entretanto, a ferrita presente no ferro fundido cinzento apresenta dureza moderada em razão do silício dissolvido. A perlita é formada por camadas alternadas de cementita e ferrita. A cementita, também conhecida como carboneto de ferro (Fe_3C), é um constituinte duro e quebradiço (ABM, 1978; AFS, 2003; ROTHERY, 1968; SHACKELFORD, 2000).

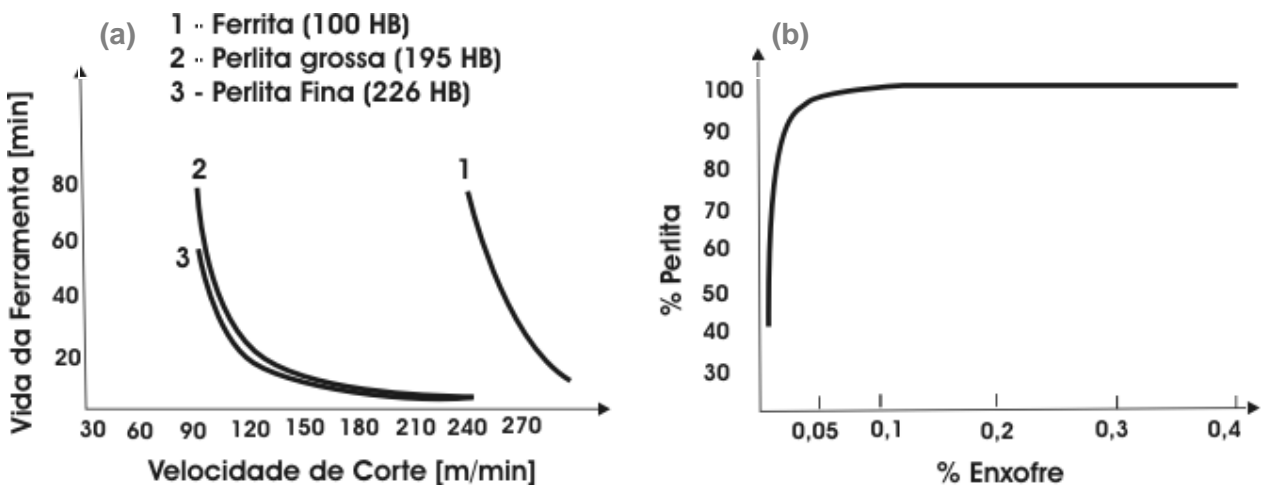


Figura 3.47 – (a) Influência da microestrutura na usinabilidade do ferro fundido cinzento (operação: torneamento, $f = 0,254$ mm, $a_p = 1,575$ mm) (KAHLES; FIELD, 1964). (b) Influência do teor de enxofre na microestrutura do ferro fundido cinzento (MUZUMDAR; WALLACE, 1973).

Embora a melhor usinabilidade seja obtida para uma matriz ferrítica, geralmente o ferro fundido cinzento é produzido com uma matriz perlítica para obter maior resistência e dureza (AFS, 2003). No ferro fundido cinzento contendo 100% de ferrita, v_{30} é igual a 200 m/min. Aumentando a quantidade de perlita, a velocidade de corte é reduzida de modo que para uma matriz 100% perlítica a velocidade de corte é de apenas 100 m/min para um tempo de corte de 3 minutos, Fig. 3.47(a) (KAHLES; FIELD, 1964).

O aumento no percentual de perlita na matriz resulta numa redução da usinabilidade, Fig. 3.48, em razão da maior quantidade de cementita a ser cortada. As lamelas de cementita ao deslizarem, junto com o cavaco, ao longo da face da ferramenta, contribuem para o desgaste por abrasão (ver Capítulo 3: *Redução do desgaste por abrasão*) (LESKOVAR; GRUM, 1997) e por difusão (FERRARESI, 1982). Ambos os tipos de desgaste são influenciados pela espessura da cementita na perlita.

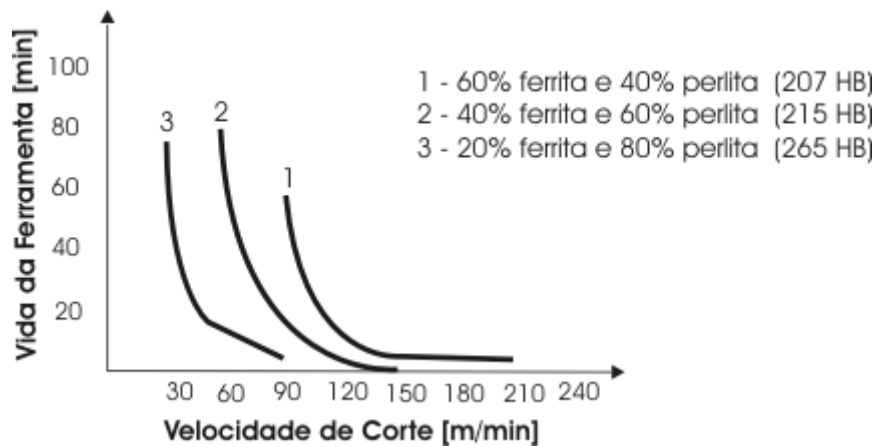


Figura 3.48 – Influência do percentual de ferrita/perlita na usinabilidade do aço.
 (ferramenta: metal duro) (KAHLES; FIELD, 1964)

Quando a velocidade de resfriamento é baixa, durante a solidificação do ferro fundido cinzento, a difusão pode proceder para distâncias maiores, gerando lamelas de cementita mais espessas (VAN VLACK, 1970), conseqüentemente reduzindo a usinabilidade. A Fig. 3.49 apresenta a influência do teor de cementita da perlita na usinabilidade do ferro fundido cinzento. Observa-se que o aumento do percentual de cementita na perlita resulta numa redução do número de furos realizados (BATES, 1996).

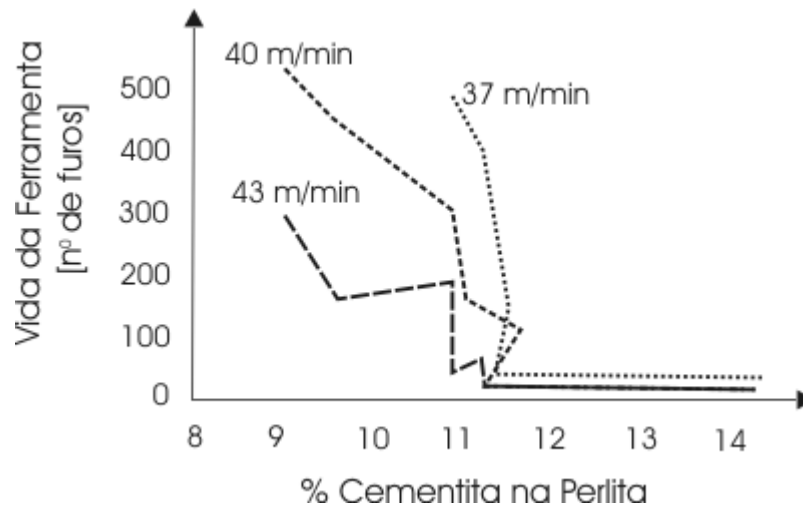


Figura 3.49 – Influência do percentual de cementita da perlita na vida ferramenta.
 (Broca de aço rápido, $f = 0,229$ mm) (BATES, 1996)

A região do cavaco em contato com a ferramenta de corte é formada por uma austenita muito heterogênea, isto é, ao lado de uma austenita rica em carbono formada a partir da perlita,

existe uma austenita pobre em carbono formada a partir da ferrita. Estas duas fases coexistem na estrutura do cavaco devido à baixa velocidade de difusão do carbono das regiões ricas em direção às regiões pobre em carbono. Assim, a perlita fina é desfavorável para a usinabilidade, Fig.3.47(a), em razão do maior número de cristais de austenita ricos em carbono.

As condições físicas que reinam na interface cavaco-ferramenta são altamente favoráveis ao aparecimento das reações de difusão. Durante a usinagem, as temperaturas desenvolvidas na região de corte, podem alcançar à temperatura crítica de transformação α - γ , promovendo alterações na rede cristalina e favorecendo a formação de cristais mistos, dada a semelhança das redes do $Fe\gamma$ e do Co (ligante do metal duro) na usinagem com ferramenta de metal duro. Assim, austenita formada a partir da perlita promove a destruição da estrutura do metal duro enquanto que a austenita formada a partir da ferrita não ataca a superfície da ferramenta, Fig. 3.50 (FERRARESI, 1982).

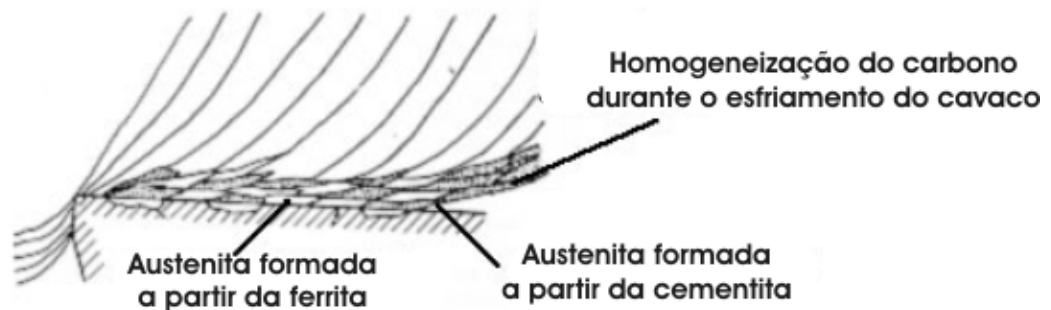


Figura 3.50 – Representação esquemática do ataque dos cristais de austenita com diferentes teores de carbono. (FERRARESI, 1982)

A usinabilidade do ferro fundido cinzento é influenciada não apenas pela microestrutura da matriz, mas também pelo tipo, tamanho e quantidade das lamelas de grafita (MARWANGA et al. 2000), que são, como estudado no *capítulo 2*, fortemente influenciadas pelo teor de enxofre no material. Assim, o próximo tópico apresenta a influencia do tipo, distribuição e quantidade da grafita na usinabilidade em função do percentual de enxofre.

3.4 Influência da Grafita na usinabilidade do ferro fundido cinzento

Sendo a grafita a responsável pela excelente usinabilidade do ferro fundido cinzento, alterações no tipo, na quantidade e na distribuição da grafita têm um grande impacto na resposta de usinabilidade. Assim, é esperado que diferentes percentuais de enxofre no material alterem significativamente a usinabilidade, visto que o enxofre promove alterações no tipo, quantidade e distribuição da grafita (ver *capítulo 2*).

A grafita, com pouca resistência, encontra-se inserida na matriz de forma interconectada e com muitas ramificações dentro de uma célula eutética (AFS, 2003). As pontas vivas e as interconexões das grafitas resultam em áreas com alta concentração de tensão e caminhos propensos ao aparecimento de fraturas durante a usinagem (*apud* MARWANGA et al. 2000).

A grafita favorece a usinabilidade atuando: na interface cavaco-ferramenta, na região primária de cisalhamento e na região secundária de cisalhamento.

3.4.1 Interface cavaco-ferramenta

Quando um bloco de grafita é deslizado sobre uma superfície de metal, plaquetas destacam-se do bloco e são depositadas na superfície do metal (RABINOWICZ, 1995). Assim, é esperado que grafita no processo de usinagem atue como lubrificante na interface cavaco-ferramenta (TRENT, 1991) reduzindo a temperatura na ferramenta de corte (MARWANGA et al. 2000). No entanto, a condição de corte desenvolvida na interface cavaco-ferramenta, pode inibir a ação lubrificante da grafita. Explicando a presença de gume postiço na usinagem do ferro fundido cinzento e nodulares.

3.4.2 Região primária de cisalhamento

A incoesão entre as lamelas de grafita e a matriz, promove a iniciação de micro-trincas na região primária de cisalhamento. Dependendo da dimensão da grafita, esta trinca pode se estender ao longo de um trecho apreciável no plano de cisalhamento, promovendo a fratura do cavaco em intervalos muito freqüentes, contribuindo para a redução da força de corte (MARWANGA et al. 2000; TRENT, 1991)

Ao final deste capítulo, que descreveu o fluxograma apresentado na Fig. 3.1, é possível entender o quão importante é estudar a influência do teor de enxofre na usinabilidade e o quão difícil é analisar esta influência, visto que inúmeras são as alterações no material da peça promovida por este elemento e que são diretamente refletidas na usinabilidade do ferro fundido cinzento.

CAPÍTULO 4

MATERIAIS, MÉTODOS E EQUIPAMENTOS

A análise da influência do enxofre na microestrutura, nas propriedades mecânicas e na usinabilidade do ferro fundido cinzento é bastante extensa e complexa, visto que o resultado depende de muitos fatores, tais como: meio de fusão, composição química, tratamento do banho, etc. Assim, optou-se por desenvolver um trabalho mantendo a mesma condição de fabricação, composição química, tratamento do banho e equipamentos, variando unicamente a porcentagem de enxofre adicionada.

Visto que o objetivo deste trabalho é esclarecer as questões necessárias para a utilização de uma maior parcela do coque nacional na produção do ferro fundido cinzento FC 25, o material utilizado nesta pesquisa foi produzido em condições de fabricação industrial, mantendo, inclusive, a composição química do material base.

As partes experimentais deste trabalho foram realizadas nos laboratórios do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal de Santa Catarina e nos laboratórios da empresa Tupy Fundições.

Este capítulo está dividido em duas partes. A primeira, destinada à apresentação da fabricação e caracterização do material. A segunda parte, descreve os ensaios de usinabilidade e a caracterização dos elementos envolvidos.

4.1 Metodologia, equipamentos e matéria-prima empregada na fundição

A preparação da liga foi feita em um forno de indução de média frequência com duas toneladas de capacidade. Depois de fundida a carga, constituída por sucata de aço e ferro fundido de cubilô, foi adicionado grafita e FeMn para alcançar o ferro base com 3,4% C e 2,15% Si. Enxofre, na forma de sulfeto de ferro (FeS), foi adicionado na carga do forno para produzir quatro diferentes teores de enxofre, 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%.

Após ter sido processada a inoculação no jato com FeSi cálcio bearing, o metal líquido foi vazado em moldes para produção dos corpos de prova (ver 4.2.1) destinados aos ensaios de usinabilidade.

As amostras metalográficas para caracterização (ver 4.1.1) e os corpos de prova para os ensaios mecânicos (ver 4.1.2) foram obtidos, no meio da parede dos cilindros, para que possíveis comparações com resultados presentes na literatura fossem possíveis.

4.1.1 Caracterização da microestrutura

A caracterização microestrutural foi efetuada nas amostras obtidas dos corpos de prova produzidos para os ensaios de usinabilidade. A preparação das amostras, para exame metalográfico, consistiu no lixamento, com lixas de carbetto de silício até a lixa com tamanho de grão de 1500 mesh, e no polimento com pasta de diamante de granulometria 0,25 μm . Como lubrificante, durante o polimento, foi utilizado álcool etílico. O mesmo procedimento foi adotado para a preparação das laminas utilizadas na análise por difratometria de raios X e na microanálise por energia dispersiva.

Para análise dos itens, 4.1.1.2 e 4.1.1.6, utilizou-se o software Image-pro plus versão 5.1 desenvolvido pela empresa Media Cybernetics.

4.1.1.1 Classificação da grafita

As amostras metalográficas, ampliadas 100 vezes, foram classificadas de acordo com a norma ASTM A247.

4.1.1.2 Distribuição do tamanho da grafita

Para determinação da distribuição do tamanho da grafita foram utilizadas, para cada teor de enxofre, três amostras metalográficas obtidas dos corpos de prova produzidos para os ensaios de usinabilidade.

A análise consistiu em obter, para cada amostra, 8 imagens ampliadas 100 vezes. Em seguida, as imagens captadas por uma câmara digital acoplada a um microscópio óptico (modelo Optiphot e marca Nikon) foram analisadas pelo software Image-pro plus, fornecendo a distribuição do tamanho da grafita segundo as normas ASTM A247 e VDG P441.

Durante essa análise, informações referentes à área da grafita e a quantidade de grafita por mm^2 também foram obtidas. A área da grafita indica a porcentagem da matriz ocupada por grafita. O valor de grafita por mm^2 fornece quantas partículas de grafita existem por mm^2 .

4.1.1.3 Caracterização da matriz

A caracterização da matriz foi realizada, para cada teor de enxofre, em quatro amostras metalográficas. Para revelação da estrutura empregou-se o reagente Nital. Como a perlita não é homogênea, o uso do analisador de imagens ou do difratômetro, seria pouco representativo, por esse motivo, optou-se por usar imagens comparativas.

4.1.1.4 Determinação da estrutura cristalina

As propriedades dos materiais não são completamente entendíveis sem a determinação da estrutura dos cristais. Por esta razão, foram desenvolvidos experimentos, destinados à medição da estrutura dos cristais, em um difratômetro da marca Philips, modelo X Pert, com 40 KV e 30mA. As Fig. 4a, Fig. 4b e Fig. 4c, apresentam o suporte para rotação da amostra, o tubo de cobre com $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$ e o detector de raios X para detecção da intensidade dos feixes difratados, respectivamente.

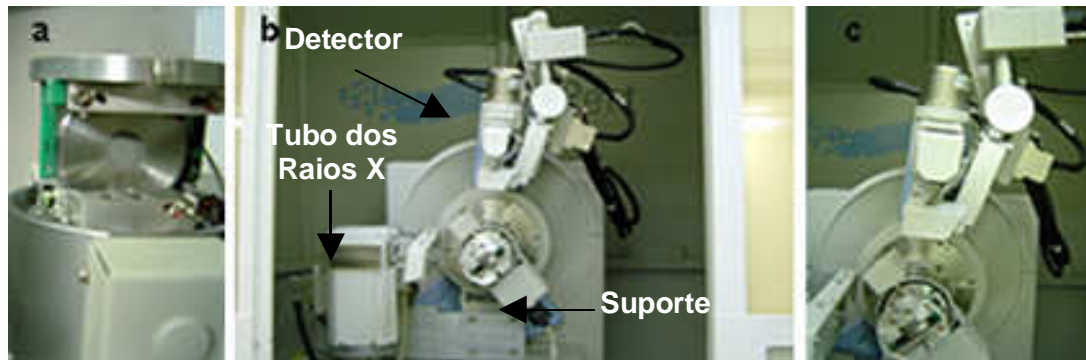


Figura 4.1 - Parte interna do difratômetro. (a) Suporte. (b) Vista geral. (c) Detector dos raios X.

Para esta análise foi utilizada, para cada teor de enxofre, 1 (uma) lamina com 2 mm de espessura, permitindo a sua fixação no suporte. As medições foram realizadas com o ângulo de difração variando de $3,025^\circ$ até $117,97^\circ$. A Fig. 4.2 apresenta esquematicamente os elementos envolvidos, já discutidos na Fig. 4.1, e o ângulo medido. Refere-se a 2θ como ângulo de difração e θ como ângulo de Bragg.

As únicas informações fornecidas por um difratômetro são os ângulos de difração e as respectivas intensidades dos feixes difratados. Para que fosse possível caracterizar a estrutura do material foi necessário gerar os espectros de difração dos raios X e compara-los com os arquivos de difração compilados pela JCPDS - International Centre for Diffraction Data (JCPDS, 1981).

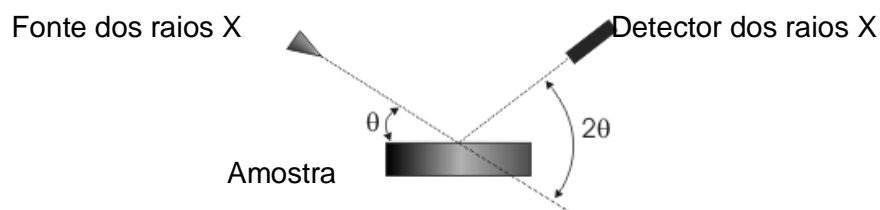


Figura 4.2 - Esquema dos elementos envolvidos e do ângulo medido.

4.1.1.5 Determinação da quantidade de células eutéticas

As células eutéticas foram reveladas com o reagente Stead.

A quantidade de células eutéticas nas amostras obtidas dos corpos de prova produzidos para o ensaio de usinabilidade, foi determinada na metade da espessura da parede dos cilindros.

Em cada amostra metalográfica foram analisadas 10 imagens, ampliadas 50 vezes. Assim, o número de células eutéticas em uma amostra é a média da quantidade de células eutéticas nas 10 imagens.

4.1.1.6 Determinação da área, comprimento e distribuição das inclusões de MnS

A determinação da área e do maior comprimento da inclusão de MnS foi realizada, com auxílio do software Image-pro plus, nas imagens com área de $0,142 \text{ mm}^2$.

A Fig. 4.3 mostra as etapas envolvidas nas avaliações. Primeiro selecionou-se as imagens desejadas nas amostras metalográficas, Fig. 4.3a. Após as partículas com tamanho compreendido no intervalo selecionado terem sido identificadas, Fig. 4.3b, o software avaliou as grandezas escolhidas.

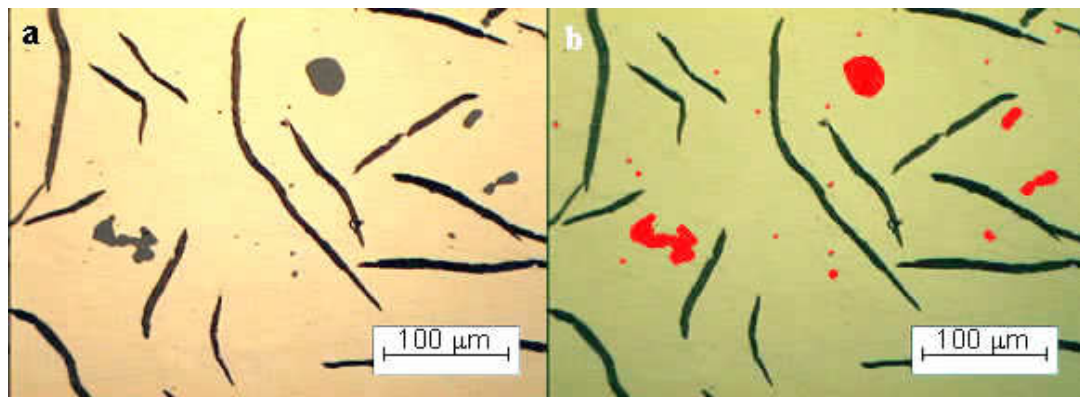


Figura 4.3 - (a) Imagem selecionada. (b) Identificação dos MnS.

Definiu-se durante a análise que o menor comprimento da inclusão de MnS é de $3 \mu\text{m}$, reduzindo a possibilidade dos óxidos (que eventualmente formam-se durante a secagem da amostra) e dos carbonitretos serem incluídos durante a identificação dos MnS. O máximo tamanho foi ajustado de acordo com o maior tamanho da inclusão de MnS presente na imagem em análise, evitando que a grafita fosse considerada durante a avaliação. Quando o software incluía grafitas, óxidos e/ou carbonitretos com tamanhos compreendidos no intervalo estipulado, estas partículas eram identificadas visualmente na análise e removidas.

Durante a avaliação da área e do comprimento, o software Image-pro plus também forneceu a quantidade de inclusões de MnS na área analisada, possibilitando a determinação da quantidade de inclusões de MnS/mm². Para melhor interpretação dos resultados esta informação será correlacionada com a distribuição da área da inclusão.

Para cada teor de enxofre foram utilizadas três amostras metalográficas, e para cada uma dessas foram analisadas quatro imagens ampliadas 400 vezes.

4.1.2 Ensaios mecânicos

Os ensaios de resistência à tração foram realizados em cilindros extraídos no centro da parede dos corpos de prova para ensaio de usinabilidade, preparado segundo a norma NBR 6916. Para execução deste ensaio utilizou-se uma máquina de tração universal da marca Kratos com capacidade de 500 KN.

A dureza foi determinada nas amostras obtidas no centro da parede dos corpos de prova usados nos ensaios de usinabilidade. Foram obtidas impressões de dureza, empregando para tal, uma esfera de aço temperado com 5 mm de diâmetro submetida a uma carga de 7500 N. O diâmetro da impressão foi medido com auxílio de uma lupa e posteriormente convertido em dureza Brinell. Estas medições foram desenvolvidas em um durômetro da marca Wolpert, modelo LVPA/BK 300, com carga máxima de 4000 Kgf.

4.2 Metodologia, equipamentos e materiais empregados nos ensaios de usinabilidade

Para avaliar o grau de usinabilidade de um material, existem vários critérios, tais como: vida da ferramenta, força de corte, potência consumida e acabamento da superfície usinada. No entanto, diferentes resultados de usinabilidade podem ser obtidos em função da máquina, dos parâmetros de corte, do material e da geometria da ferramenta. Assim, optou-se por desenvolver um trabalho mantendo os mesmos equipamentos, parâmetros de corte, geometria e material da ferramenta, variando unicamente a velocidade de corte e a porcentagem de enxofre no material da peça.

Nesta pesquisa, os ensaios de usinabilidade, realizados nas instalações do Laboratório de Usinagem e Comando Numérico (Usicon) do Departamento de Engenharia Mecânica da UFSC, consistiram em comparar a usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 com teores de enxofre de 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%, em três velocidades de corte.

Os corpos de prova (ver 4.2.1) foram previamente preparados através da remoção de uma camada externa de 4 a 10 mm, dependendo da qualidade da superfície fundida, eliminando os defeitos de fundição.

Os ensaios de usinabilidade, desenvolvidos pelo processo de torneamento externo longitudinal num torno convencional (ver 4.2.2) com ferramentas de metal duro (ver 4.2.3), foram realizados nas velocidades de corte de 100, 150 e 200 m/min, mantendo fixos $f = 0,257$ mm e $a_p = 2$ mm. Os ensaios foram realizados com duas replicas e os parâmetros de corte citados, foram selecionados de acordo com a recomendação do próprio fabricante das ferramentas.

Foi estabelecido como critério de fim de vida, levando em consideração a quantidade de matéria prima disponível e a evolução do desgaste da ferramenta de corte, um $VB = 0,3$ mm. Para medição do desgaste de flanco utilizou-se um microscópio de ferramentaria (ver 4.2.4).

Além das curvas de desgaste, para comparação da usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 com diferente teor de enxofre, foram preparadas e caracterizadas amostras metalográficas das seções transversais dos cavacos obtidos em diferentes estágios do desgaste da ferramenta de corte, permitindo uma avaliação qualitativa da condição desenvolvida na interface cavaco-ferramenta.

O efeito das inclusões de sulfeto de manganês na interface cavaco-ferramenta foi avaliado através de mapas de composição, gerados na face e no flanco da ferramenta de corte, assim como na superfície do cavaco que esteve em contato com a ferramenta de corte. Para geração do mapa composicional, utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura (ver 4.2.5) equipado com um detector de microanálise química por energia dispersiva.

4.2.1 Corpo de prova

Os corpos de prova para o ensaio de usinabilidade, Fig. 4.4, foram produzidos (ver 4.1) com espessura de parede de 30 mm para assegurar homogeneidade microestrutural ao longo da seção transversal.

Em função do peso (24 Kg) e do comprimento do corpo de prova, o material foi fundido com uma extremidade sólida para facilitar a fixação no contra-ponta.

Como se sabe, a sensibilidade da usinabilidade a microestrutura do material é tão acentuada, que uma pequena variação que ocorre pode ser suficiente para comprometer os

resultados obtidos. Por esta razão, devido à falta de homogeneidade microestrutural na região maciça, esta parte do corpo de prova foi removida durante os ensaios de usinabilidade.

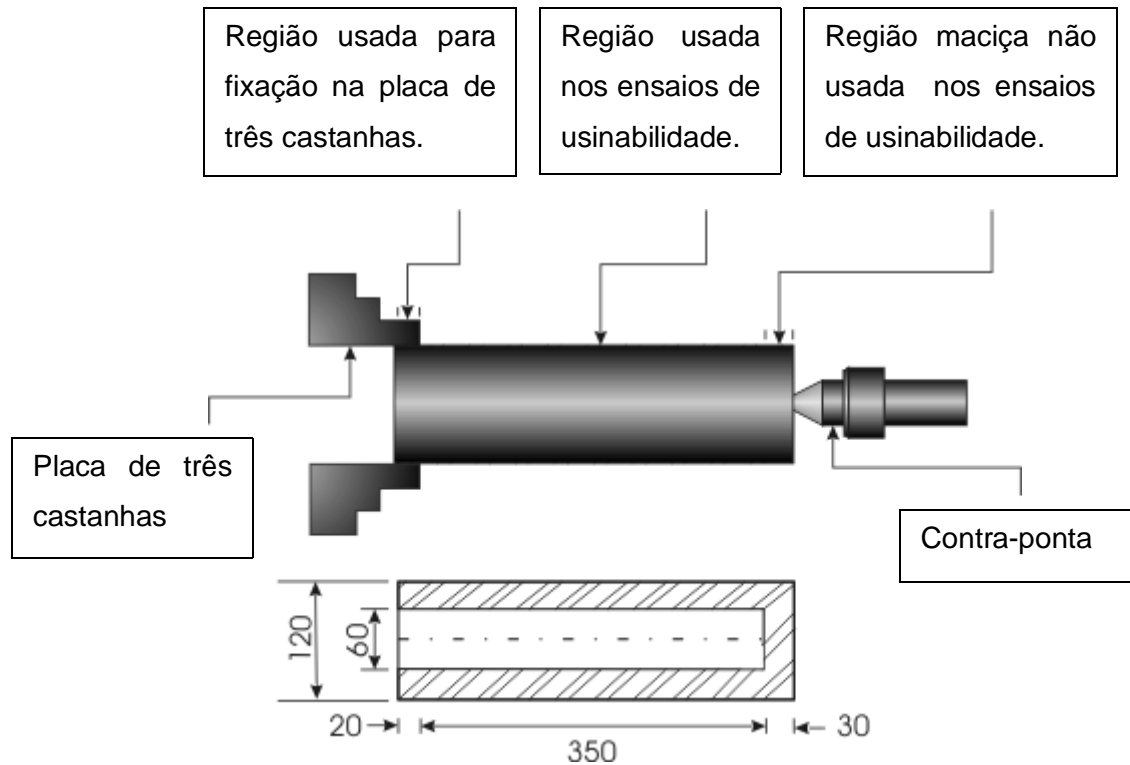


Figura 4.4 - Dimensões e fixação do corpo de prova para os ensaios de usinabilidade.

(A figura não está em escala)

4.2.2 Máquina-ferramenta

Usou-se para os ensaios de usinabilidade um torno convencional, especialmente adaptado com um variador de 12 escalões, para possibilitar uma variação contínua da velocidade dentro de um intervalo de 50 rpm até 2000 rpm.

Máquina: Torno Imor

Modelo: P-400

Fabricante: Indústrias Romi S. A.

Distância entre pontas: 1000 mm

Diâmetro máximo permitido sobre o barramento: 430 mm

Potência do motor: 10 KW

4.2.3 Ferramenta e porta-ferramenta

Em razão da quantidade necessária de corpos de prova para realizar os ensaios de usinabilidade a quatro níveis de enxofre com três velocidades de corte e com duas repetições, optou-se por desenvolver o trabalho com ferramentas de metal duro sem cobertura. Outra razão que levou a esta decisão foi a necessidade de eliminar a possível influência da cobertura da ferramenta sobre os mecanismos de desgaste.

Os ensaios de usinabilidade foram desenvolvidos com ferramentas SNMA 120408, classe KR 3015, na forma de insertos reversíveis fixados no porta-ferramenta PSBNR 2525M12. Tanto a ferramenta de corte quanto o porta-ferramenta é da empresa Sandvik.

4.2.4 Sistema para medição do desgaste de flanco

Para medição do desgaste de flanco, adotado como critério de fim de vida, foi utilizado um microscópio de ferramentaria, Fig. 4.5.



Figura 4.5 - Microscópio usado na medição do desgaste de flanco.

Fabricante: Nikon – Japão

Modelo: Measurescope

Mesa micrométrica com campo de medição de 50 mm x 100 mm

Resolução da mesa micrométrica: 0,001 mm.

4.2.5 Sistema para microanálise química

O desgaste de cratera e de flanco desenvolvido na face e no flanco da ferramenta de corte, respectivamente, é o resultado da interação do material da peça com o material da ferramenta. Para que vestígios dessas interações fossem possíveis de serem analisados, foi empregado um microscópio eletrônico de varredura, Fig. 4.6, modelo Phillips XL30, com filamento de tungstênio e janela de polímero superfina, permitindo detectar elementos com número atômico maior que cinco. Este equipamento possui acoplado um espectrômetro por energia dispersiva, Fig. 4.6c, através do qual foi possível realizar a microanálise química nas ferramentas sem a destruição das mesmas.

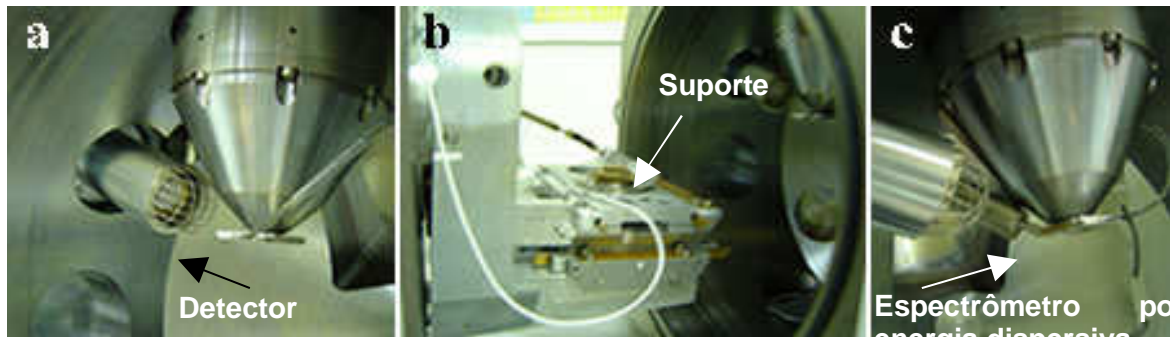


Figura 4.6 - Parte interna do microscópio eletrônico de varredura. (a) Detector de elétrons. (b) Suporte. (c) Detector para microanálise química.

A Fig. 4.6a mostra o detector isolado eletricamente e com uma grade na extremidade. Dependendo do potencial aplicado nessa grade é possível captar os elétrons retroespalhados (ERE) ou os elétrons secundários (ES).

Para análise da textura na região do desgaste de flanco e de cratera, a tensão na grade foi ajustada para captação dos elétrons secundários. As correlações dessas imagens de topografia com os materiais aderidos nas regiões do desgaste foram feitas ajustando a tensão na grade para captação dos elétrons retroespalhados, formando as imagens de BSE.

Para análise do efeito das inclusões de sulfeto de manganês na interface cavaco-ferramenta foram gerados mapas de composição, com o espectrômetro por energia dispersiva, na superfície de saída e de incidência da ferramenta de corte, assim como na superfície do cavaco que esteve em contato com a ferramenta de corte.

4.3 Métodos estatísticos

Informações qualitativas e quantitativas são obtidas durante a caracterização do material e os ensaios experimentais. Para as grandezas expressas por um valor numérico, é necessário aplicar métodos estatísticos para análise dos dados. Dependendo da delimitação empregada para organização dos dados existe um método estatístico mais adequado para análise dos resultados.

Para verificação do efeito dos 4 diferentes percentuais de enxofre nas propriedades mecânicas, área e partícula de grafita, e na usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 usinado a 100, 150 e 200 m/min, empregou-se a análise de variância, apropriada para experimentos com um único fator (% de enxofre) e vários níveis (0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%).

Na análise dos dados referente à influência dos 4 diferentes percentuais de enxofre na distribuição do tamanho da grafita, área e quantidade média das inclusões de MnS e área da matriz ocupada pelas inclusões de MnS, empregou-se a delimitação embutida (*Nested Design*) apropriada para experimentos hierárquicos. Esta delimitação é aplicada para experimentos com multifatores, isto é, fatores dentro de fatores. Para melhor entendimento, a Fig. 4.7 mostra esquematicamente a hierarquia empregada para análise da influência do enxofre na distribuição da grafita.

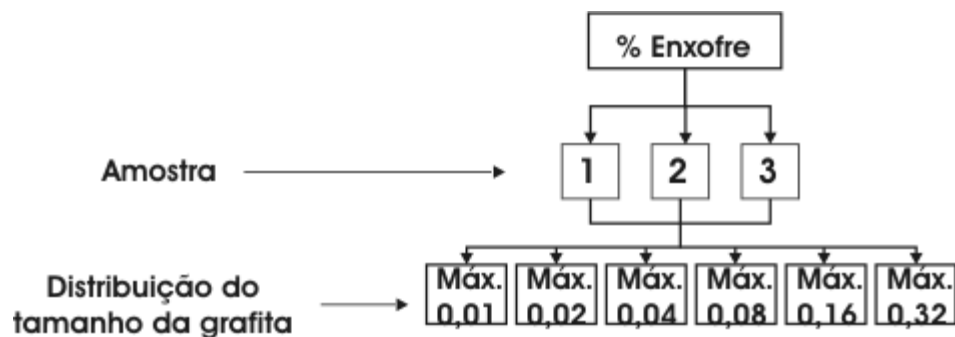


Fig. 4.7 – Estrutura hierárquica empregada na análise da influência do enxofre na distribuição da grafita

Apresentada a metodologia, os materiais e equipamentos empregados no desenvolvimento e análise do tema proposto, o próximo capítulo apresenta os resultados obtidos relacionado-os com a fundamentação teórica discutida nos capítulos 2 e 3.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Para que o objetivo maior deste trabalho, viabilização do uso de um maior percentual de coque nacional na produção do ferro fundido cinzento FC 25, seja alcançado, faz-se necessário à aquisição de dados que confirme o não comprometimento das propriedades mecânicas, da microestrutura e da usinabilidade decorrente do aumento percentual de enxofre durante a fundição do referido material.

Os resultados experimentais, acompanhados pelas discussões baseadas nas observações e fundamentadas na teoria apresentada nos *capítulos 2 e 3*, estão organizados em duas partes, a primeira destinada à caracterização das propriedades mecânica e da microestrutura do material. A segunda parte apresenta e discute os resultados de usinabilidade e a caracterização dos elementos envolvidos relacionando-os com as informações obtidas na primeira parte.

5.1 Composição química

A análise química dos elementos, fornecida pela empresa Tupy Fundições, está apresentada na tabela 5.1.

Tabela 5.1 - Composição química (%)

S	Mn	P	Cu	Sn	Ti	C	Si	Cr ⁽¹⁾	Nb	Mo
0,065	0,477	0,046	0,646	0,064	0,010	3,440	2,240	0,195	0,001	0,004
0,120	0,530	0,051	0,620	0,063	0,014	3,440	2,270	0,245	0,002	0,006
0,150	0,530	0,050	0,640	0,068	0,014	3,420	2,230	0,157	0,001	0,001
0,180	0,630	0,052	0,640	0,069	0,013	3,400	2,220	0,264	0,007	0,007

Nota: Valores referentes às moedas produzidas para análise química.

(1) A variação no teor de cromo é o resultado da obtenção dos corpos de prova em diferentes corridas.

5.2 Propriedades mecânicas

A tabela 5.2 apresenta os valores de resistência à tração e dureza para ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre.

Tabela 5.2 – Resistência à tração e dureza Brinell

%S	Resistência (MPa)	Dureza (HB)					
		Amostra				Média	Desvio padrão
		1°	2°	3°	4°		
0,065	247	211	193	180	195	194,75	12,71
0,12	240	187	199	215	197	199,50	11,59
0,15	230	180	184	207	180	187,75	12,97
0,18	240	193	201	199	213	201,50	8,38

Nota: Valores referentes às amostras obtidas dos corpos de prova produzidos para o ensaio de usinabilidade.

Para verificação do efeito dos teores de enxofre (0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%) na dureza do ferro fundido cinzento FC 25, tabela 5.2, foi empregada a análise de variância (MONTGOMERY, 1997) para um nível de significância de 5%.

A análise de variância para a dureza está sumarizada na tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Análise de variância da dureza

	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F _o	F _{cr}
% Enxofre	448,25	3	149,42	1,12	3,49
Erro	1603,50	12	133,62
Total	2051,75	15

Visto que ($F_o = 1,12$) < ($F_{cr} = 3,49$), tabela 5.3, conclui-se que **os percentuais de enxofre estudados não alteram significativamente a dureza do ferro fundido cinzento FC 25.**

Pode-se concluir que o aumento na porcentagem do enxofre no ferro fundido cinzento FC 25 de 0,065% para 0,18% S, mantendo a relação $Mn (\%) = 1,7\% S + (0,322 \pm 0,036)$, não produz alterações significantes (nível de confiança igual a 95%) nas propriedades mecânicas do material.

5.3 Caracterização da microestrutura

5.3.1 Classificação da Grafita

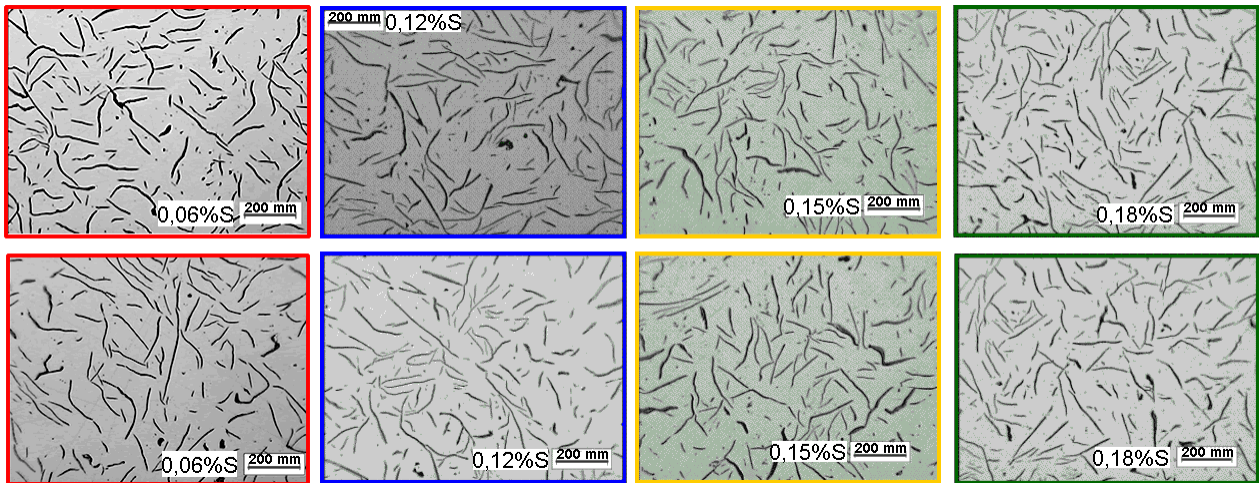


Figura 5.1- Classificação da grafita segundo a norma ASTM A247.

Para os quatro teores de enxofre estudados (0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%) somente a grafita tipo A está presente na matriz, Fig. 5.1, indicando que **os teores de enxofre analisados não alteram o tipo de grafita** no ferro fundido cinzento FC 25.

5.3.2 Área e partículas de grafita

A tabela 5.4 apresenta a porcentagem da matriz ocupada por grafita e a quantidade de grafita por mm^2 .

Tabela 5.4 - Área percentual de grafita e número de grafita/ mm^2

Teor de enxofre	0,065%	0,12%	0,15%	0,18%
	10,42	7,87	5,69	8,11
	9,88	5,57	9,41	5,38
Área da grafita (%)	10,94	8,01	9,67	9,99
Média	10,41	7,15	8,25	7,82
Desvio padrão	0,53	1,37	2,22	2,31
	182	175	198	181
	156	200	226	221
Grafita/ mm^2	161	196	195	186
Média	166	190	206	196
Desvio padrão	13,80	13,43	17,10	21,80

Lê-se: 10,42% da área da amostra com 0,065% S é ocupada por grafita.

A amostra com 0,065% S possui 182 grafita por mm^2 .

Para verificação do efeito do teor de enxofre na área percentual de grafita e na quantidade de grafita/mm², foi empregada a análise de variância (MONTGOMERY, 1997) para um nível de significância de 5%.

A análise de variância, para a área percentual de grafita, está sumarizada na tabela 5.5.

Tabela 5.5 - Análise de variância para a área percentual de grafita na matriz

	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F _o	F _{cr}
% Enxofre	17,91	3	5,96	1,90	4,07
Erro	24,99	8	3,13
Total	42,90	11

Visto que ($F_o = 1,90$) < ($F_{cr} = 4,07$), tabela 5.5, conclui-se que **os percentuais de enxofre analisados não alteram significativamente a área percentual de grafita** no ferro fundido cinzento FC 25.

A análise de variância, para a quantidade de partículas de grafita/mm², está sumarizada na tabela 5.6.

Tabela 5.6 - Análise de variância para a quantidade de partículas de grafita/mm²

	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F _o	F _{cr}
% Enxofre	2580,01	3	860,00	3,07	4,07
Erro	2241,30	8	280,16
Total	4821,32	11

Visto que ($F_o = 3,07$) < ($F_{cr} = 4,07$), tabela 5.6, conclui-se que **os percentuais de enxofre analisados, no ferro fundido cinzento FC 25, não alteram significativamente a quantidade de partículas de grafita por mm².**

5.3.3 Distribuição do tamanho das grafitas

Embora tenha sido constatado no item 5.3.1 que o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre apresente somente grafita tipo A (norma ASTM A247) na matriz, diferentes valores de propriedades mecânicas podem ser obtidos dependendo da distribuição do comprimento da grafita. Para os materiais em análise esta informação, classificada segundo a norma VDG P441 e ASTM A247, é apresentada na forma de histograma através da Fig. 5.2 e Fig. 5.3.

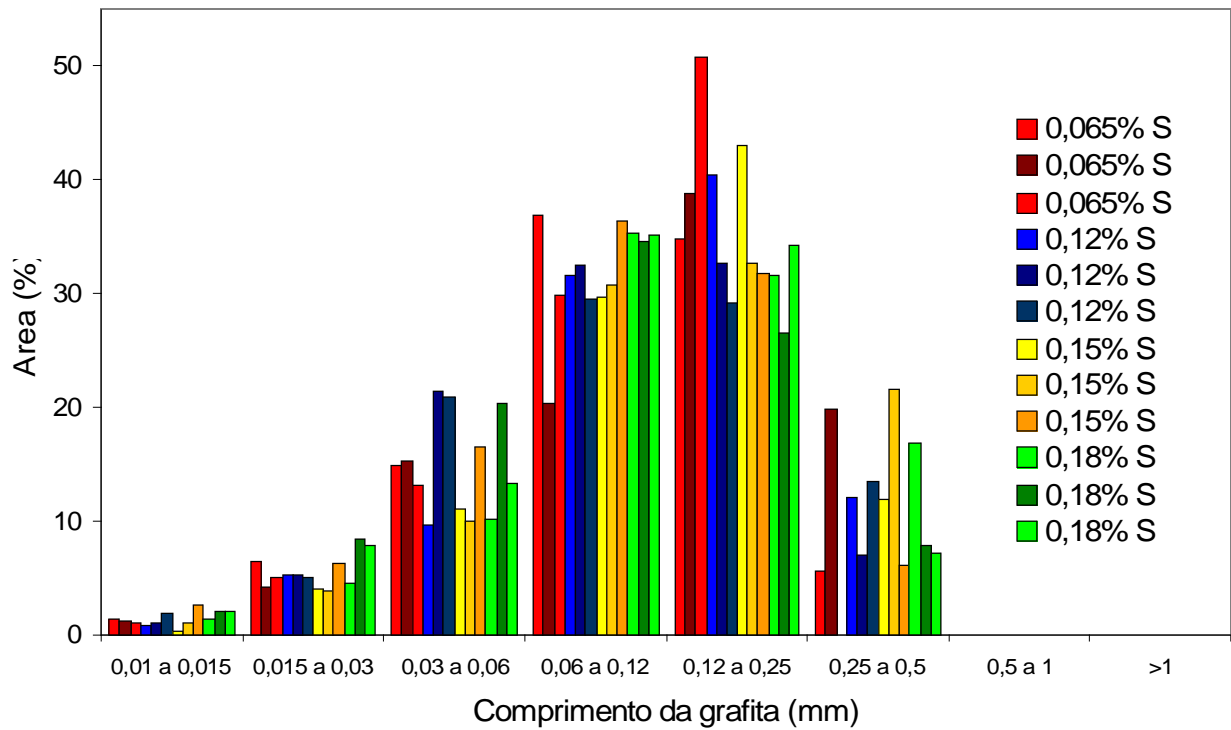


Figura 5.2 - Distribuição do tamanho da grafita segundo a norma VDG P441.

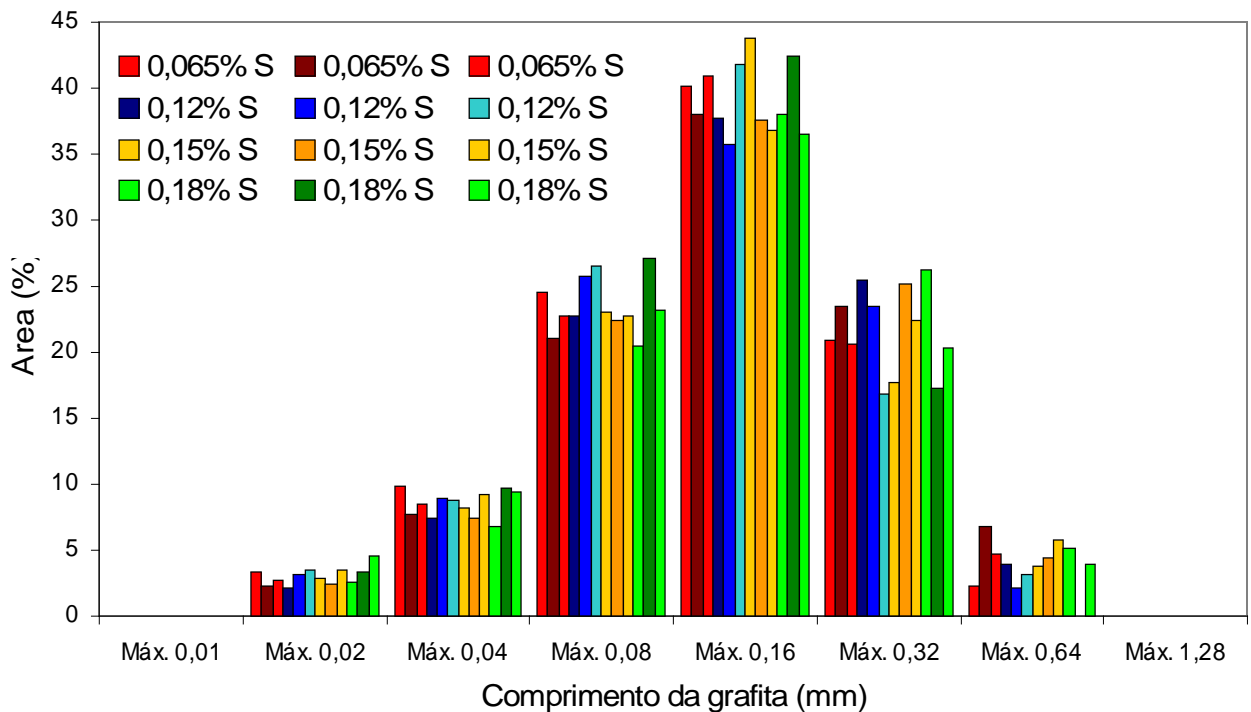


Figura 5.3 - Distribuição do tamanho da grafita segundo a norma ASTM A247.

Tabela 5.7 - Análise de variância para a delineação embutida (*nested design*) (MONTGOMERY, 1997) referente à distribuição do tamanho da grafita segundo a norma VDG P441

	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F _o	F _{cr}
% enxofre (A)	0,00	3,00	0,00	0,00	19,16
Amostra (B)	0,00	2,00	0,00	0,00	5,14
Erro A (B)	0,00	6,00	0,00		
Distribuição (C)	16771,00	7,00	2395,85	123,12	2,24
AC	311,23	21,00	14,82		
BC	268,04	14,00	19,14		
Erro (ABC)	817,26	42,00	19,46
Total	18167,53	95,00

Visto que $(F_{(A)0} = 0) < (F_{cr} = 19,16)$, tabela 5.7, conclui-se que **os quatro teores de enxofre estudados** (0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%) **não alteram significativamente, entre si, a distribuição do tamanho da grafita** no ferro fundido cinzento FC 25.

Como $(F_{(A(B))0} = 0) < (F_{cr} = 5,14)$, tabela 5.7, **não há variação significativa da distribuição do tamanho da grafita, entre as amostras, para cada teor de enxofre estudado.**

Tabela 5.8 - Análise de variância para a delineação embutida (*nested design*)(MONTGOMERY, 1997) referente à distribuição do tamanho da grafita segundo a norma ASTM A247

	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F _o	F _{cr}
% enxofre (A)	0,30	3,00	0,10	0,81	4,76
Amostra (B)	0,03	2,00	0,02	0,13	5,14
Erro (AB)	0,74	6,00	0,12		
Distribuição (C)	16903,42	7,00	2414,77	430,97	2,24
AC	21,86	21,00	1,04		
BC	29,65	14,00	2,12		
Erro (ABC)	235,33	42,00	5,60
Total	17191,33	95,00

As afirmações apresentadas para a análise estatística referente à norma VDG P441 são válidas para a norma ASTM A247.

No ferro fundido cinzento a distribuição do tamanho dos veios de grafita exerce acentuada influência nas propriedades mecânicas. Desta forma, os dados apresentados graficamente na Fig. 5.2 e Fig. 5.3 encontram-se de forma coerente com as informações analisadas no item 5.2, isto é, o teor de enxofre não altera significativamente a distribuição do tamanho dos veios de grafita, conseqüentemente, as propriedades mecânicas não são alteradas, para um nível de confiança igual a 5%.

5.3.4 Determinação da estrutura cristalina

A Fig. 5.4 mostra o padrão de difração, para as amostras de ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre, medido com o comprimento de onda de 1,5418 Å.

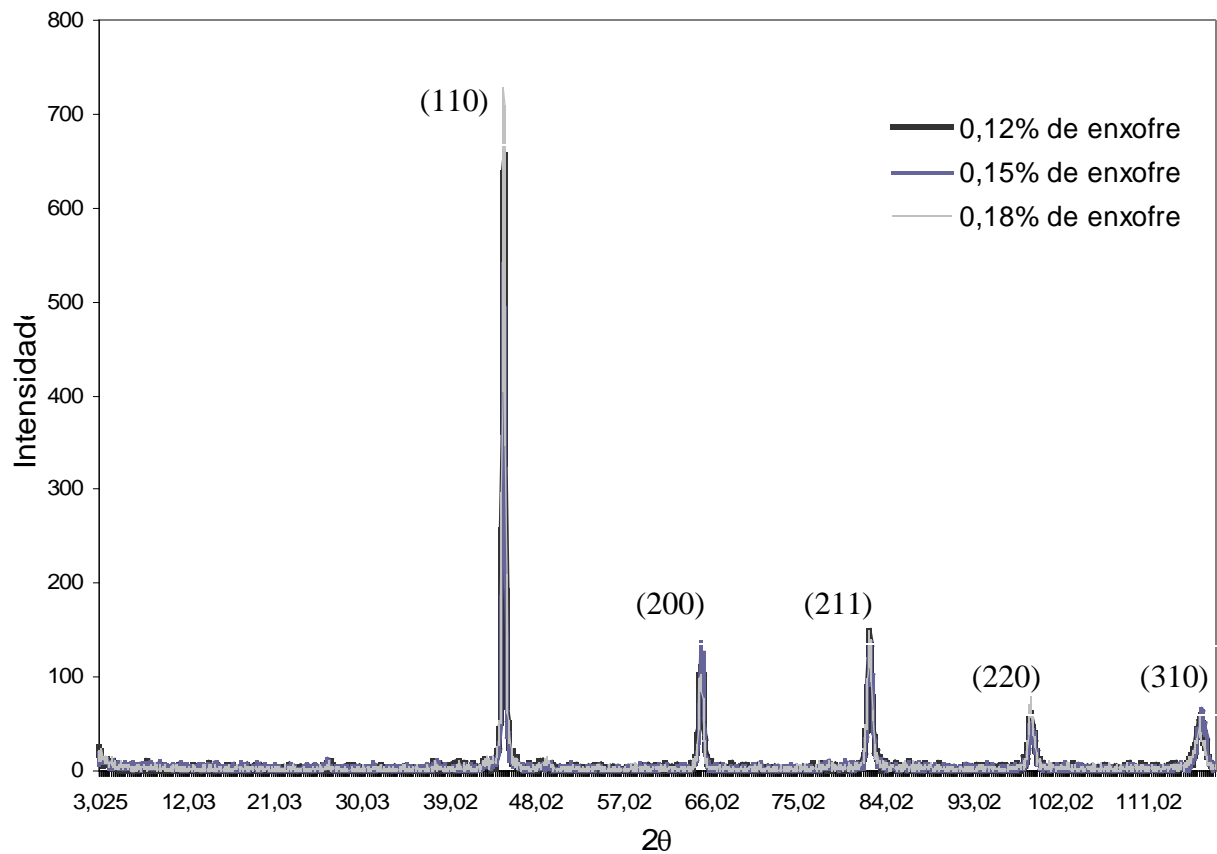


Figura 5.4 – Espectro da estrutura cristalina do ferro fundido cinzento FC 25.

O espectro apresentado na Fig. 5.4 é característico da estrutura cúbica de corpo centrado (GOLDSTEIN et al. 1992). Usando a relação $\sin^2\theta/s = \lambda^2/4a^2$, onde $s = h^2 + k^2 + l^2$ e h, l e k são os índices de Muller, determinou-se o tipo e o parâmetro de rede, bem como o material. Os cálculos sumarizados estão apresentados na tabela 5.9.

Embora a caracterização da matriz (ver item 5.3.5) apresente uma estrutura perlítica, somente a ferrita, parâmetro de rede igual a 2,87 Å (JCPDS, 1981), pode ser identificada no espectro apresentado na Fig. 5.4. devido à sobreposição dos picos da perlita pelos picos da ferrita (BRANDOM; KAPLAN, 1999), por esta razão não foi possível determinar a composição percentual de cada fase.

Tabela 5.9– Determinação do tipo de rede, do parâmetro de rede e da indexação dos planos para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S

Pico	$\text{sen}^2\theta$	Estrutura	s	$\lambda^{2(1)}/4a^2$	a	hkl
$2\theta = 44,72^\circ$	0,14	Cúbica simples	1	0,14	2,03	100
		CCC ⁽²⁾	2	0,07	2,87	110
		CFC ⁽³⁾	3	0,05	3,51	111
		Diamante	3	0,05	3,51	111
$2\theta = 65,02^\circ$	0,29	Cúbica simples	2	0,14	2,03	110
		CCC	4	0,07	2,87	200
		CFC	4	0,07	2,87	200
		Diamante	8	0,04	4,06	220
$2\theta = 82,47^\circ$	0,43	Cúbica simples	3	0,14	2,03	111
		CCC	6	0,07	2,87	211
		CFC	8	0,05	3,31	220
		Diamante	11	0,04	3,88	311
$2\theta = 98,92^\circ$	0,58	Cúbica simples	4	0,14	2,03	200
		CCC	8	0,07	2,87	220
		CFC	11	0,05	3,37	311
		Diamante	16	0,04	4,06	400
$2\theta = 116,67^\circ$	0,72	Cúbica simples	5	0,14	2,03	210
		CCC	10	0,07	2,87	310
		CFC	12	0,065	3,14	222

(1) Material empregado no tubo, neste caso $\lambda_{\text{cobre}} = 1,5418 \text{ \AA}$.

(2) Cúbica de corpo centrado.

(3) Cúbica de face centrada.

Os cálculos apresentados na tabela 5.9, para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12%, são igualmente válidos para o mesmo tipo de material com 0,15% e 0,18% de enxofre, visto que os pico refletem para o mesmo ângulo de difração. Conclui-se, portanto, que **os teores de enxofre estudados não alteram o parâmetro de rede da ferrita.**

5.3.5 Caracterização da matriz

O efeito do enxofre na microestrutura, caracterizada conforme apresentado no item 4.1.1.3, pode ser observado na Fig. 5.5, 5.6, 5.7 e 5.8. Através destas imagens não é possível verificar alterações entre a matriz do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre. Assim, um aumento de 177% de enxofre, em relação ao material com 0,065%, não promoveu alteração na matriz formada por perlita fina.

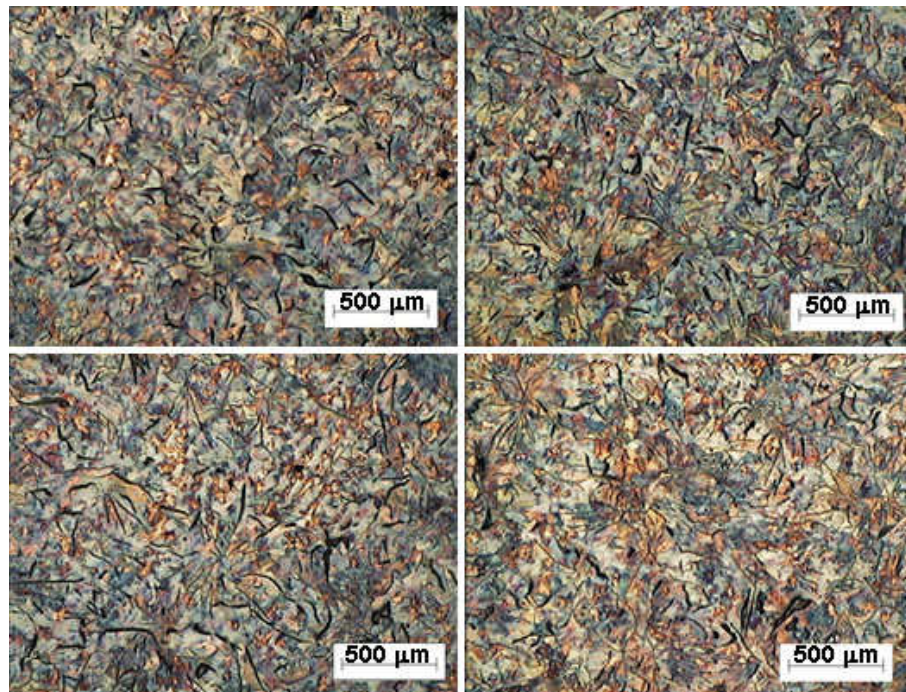


Figura 5.5 - Aspecto da perlita no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S. Reagente: nital.

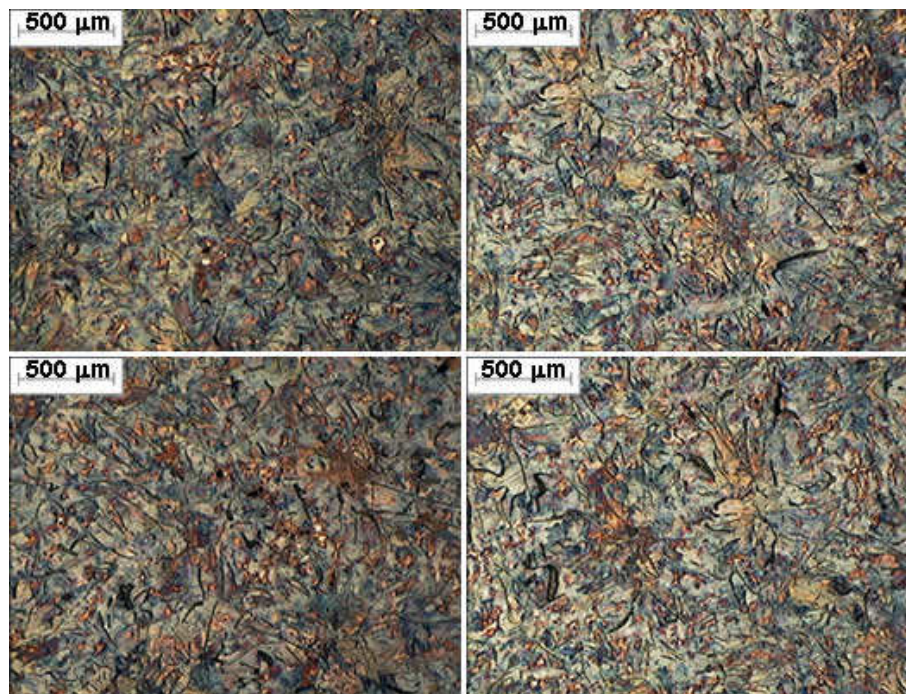


Figura 5.6 - Aspecto da perlita no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S. Reagente: nital.

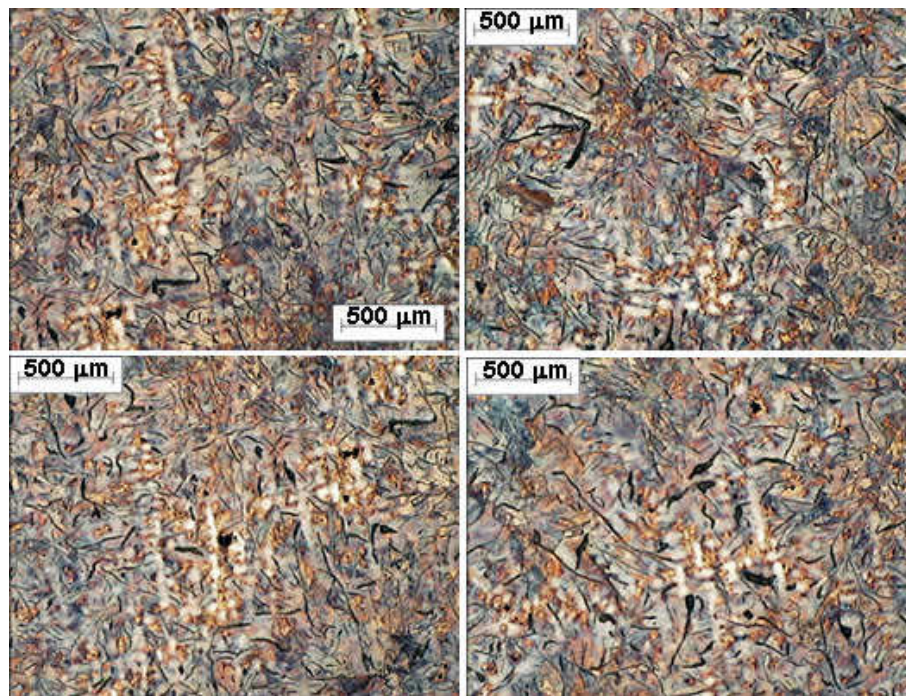


Figura 5.7 - Aspecto da perlita no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S. Reagente: nital.

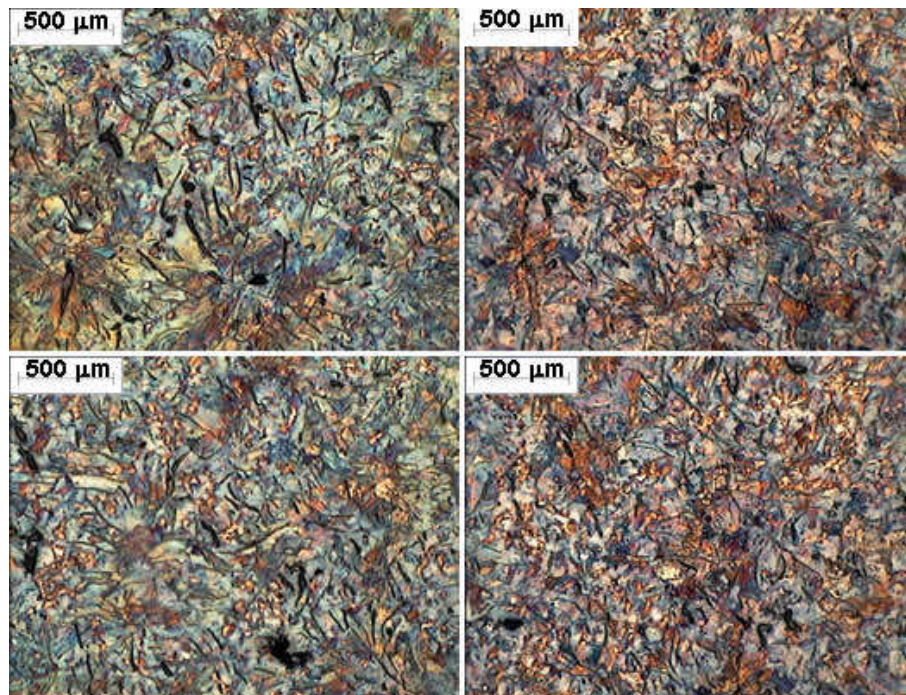


Figura 5.8 - Aspecto da perlita no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S. Reagente: nital.

5.3.6 Determinação do número de células eutéticas

A tabela 5.10 apresenta o número de células eutéticas/cm² para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre.

Tabela 5.10 - Número de células eutéticas/cm²

S(%)	Células eutéticas/cm ²			
	1ª amostra	2ª amostra	Média	Desvio padrão
0,065	92	130	111	27
0,12	85	101	93	11
0,15	84	74	79	7
0,18	93	85	89	6

Nota: Valores referentes às amostras obtidas dos corpos de prova produzidos para o ensaio de usinabilidade.

Para verificação do efeito dos teores de enxofre (0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%) no número de células eutéticas do ferro fundido cinzento FC 25, foi empregada a análise de variância (MONTGOMERY, 1997) para um nível de significância de 5%.

A análise de variância, para o número de células eutéticas, está sumarizada na tabela 5.11.

Tabela 5.11 – Análise de variância do número de células eutéticas

	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F _o	F _{cr}
% Enxofre	1038,37	3	346,29	1,55	6,59
Erro	891,49	4	222,8
Total	1929,87	7

Visto que ($F_o = 1,55$) < ($F_{cr} = 6,59$), tabela 5.11, conclui-se que **os percentuais de enxofre estudados, no ferro fundido cinzento FC 25, não alteram significativamente o número de células eutéticas.**

5.3.7 Identificação das inclusões presentes na matriz

Tão importante quanto à caracterização da matriz é a identificação das inclusões, devido ao seu importante papel nas relações tribológicas, possibilitando a avaliação qualitativa da resistência ao desgaste da ferramenta e da usinabilidade do material da peça.

No ferro fundido cinzento em estudo há inclusões benéficas e prejudiciais à usinabilidade. Como inclusão benéfica à usinabilidade, encontra-se: o sulfetos de manganês, Fig. 5.9 e Fig. 5.10 com composição química apresentada na tabela 5.12 e 5.13, respectivamente. Quando na interface cavaco-ferramenta, esta inclusão promove a redução do desgaste por adesão (ver item 5.4.1) e difusão (ver item 5.4.2). A Fig. 5.11 e Fig. 5.12 mostram a inclusão de MnS na região secundária de cisalhamento, em razão da dificuldade de apresentação na interface cavaco-ferramenta.

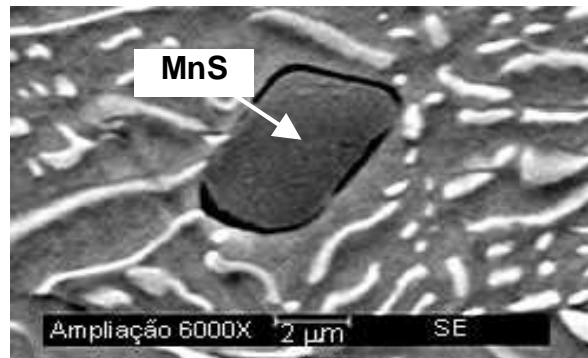


Figura 5.9 - Inclusão de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S. Reagente: nital.

Tabela 5.12 - Composição química da inclusão de MnS apresentada na Fig. 5.9

Elemento	wt %	At %	Z	A
C (K)	4,71	16,61	1,16	0,12
S (K)	19,02	25,12	1,09	0,73
Mn (K)	36,07	27,80	0,95	0,99
Fe (K)	40,20	30,47	0,97	0,99
Total	100	100		

Tabela 5.13 – Composição química da inclusão de MnS apresentada na Fig. 5.10

Elemento	wt %	At %	Z	A
Si (K)	0,87	1,47	1,09	0,51
S (K)	22,19	32,77	1,09	0,73
Mn (K)	36,56	31,52	0,96	0,98
Fe (K)	40,37	34,24	0,98	0,99
Total	100	100		

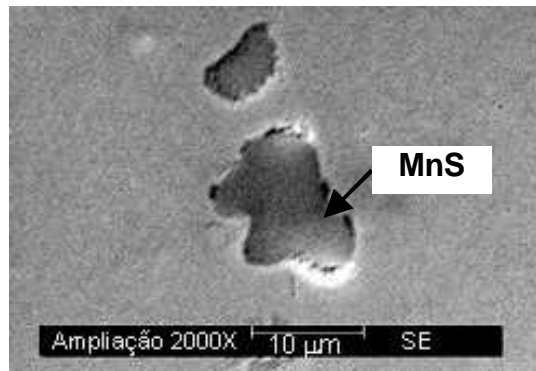


Figura 5.10 - Inclusão de sulfeto de manganês no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S.

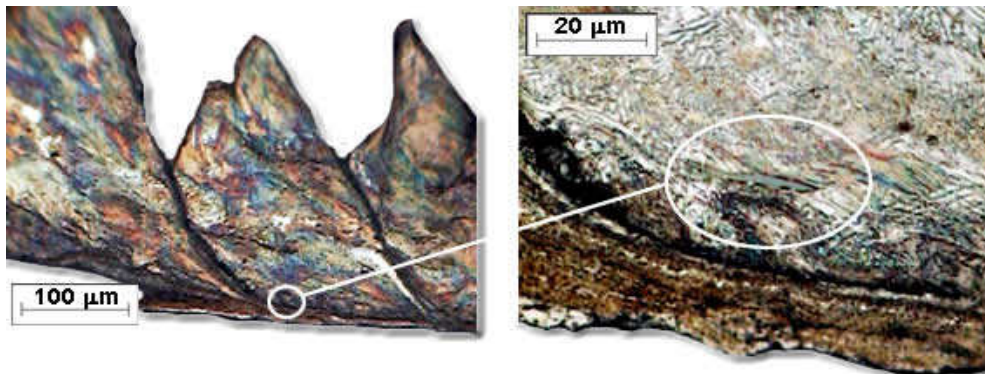


Figura 5.11 - Inclusão de MnS na região secundária de cisalhamento (0,065% S e $v_c = 150\text{m/min}$). Reagente: nital.

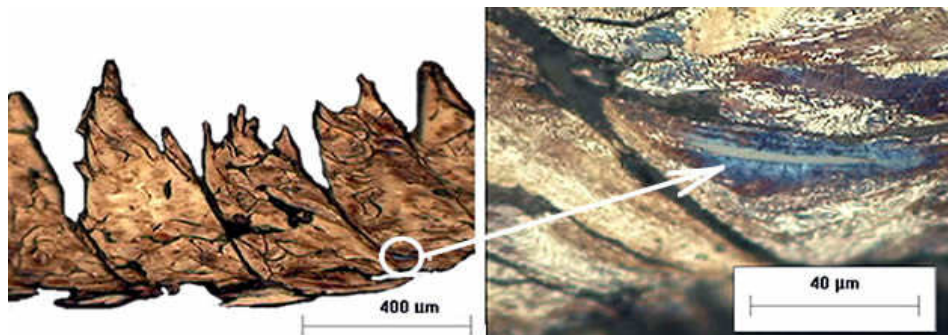


Figura 5.12 - Inclusão de MnS na região secundária de cisalhamento (0,12% S e $v_c = 150\text{m/min}$). Reagente: nital.

O grau de deformação da inclusão de MnS durante o processo de usinagem, na região secundária de cisalhamento, pode ser observado na Fig. 5.11 e 5.12.

As inclusões prejudiciais à usinabilidade, presente no material pesquisado, são: carboneto de titânio, carbonitreto de titânio, Fig. 5.13, carbonitreto de titânio e nióbio, Fig. 5.15 e 5.16, e carboneto de molibdênio, Fig. 5.17. A composição química das inclusões apresentadas na Fig. 5.13, 5.15, 5.16 e 5.17 encontra-se na tabela 5.14, 5.15, 5.16 e 5.17, respectivamente.

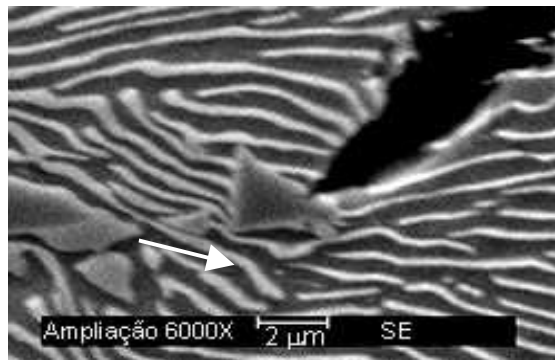


Figura 5.13 - Inclusão de carbonitreto de titânio com cromo dissolvido. Ferro fundido cinzento com 0,15% S. Reagente: nital.

Tabela 5.14 - Composição química da inclusão apresentada na Fig. 5.13

Elemento	wt %	At %	Z	A
C (K)	13,04	36,80	1,14	0,20
N (K)	4,82	11,66	1,13	0,21
Si (K)	1,78	2,15	1,07	0,49
Ti (K)	5,62	3,98	0,96	0,98
Cr (K)	1,07	0,69	0,96	0,98
Fe (K)	73,68	44,72	0,96	0,99
Total	100	100		

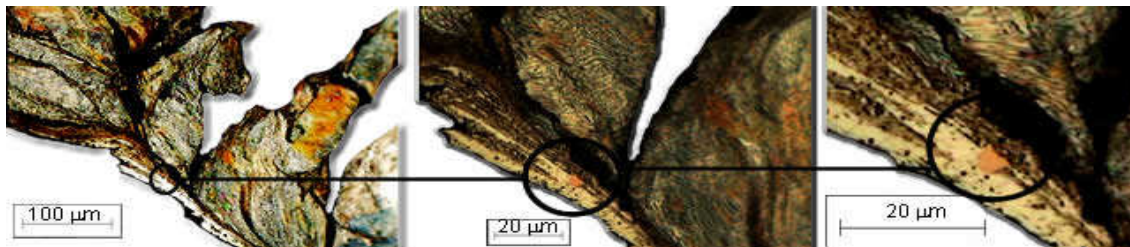


Figura 5.14 - Inclusão de carbonitreto de titânio ou carboneto de titânio na região secundária de cisalhamento no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S usinado a 150 m/min. Reagente: nital

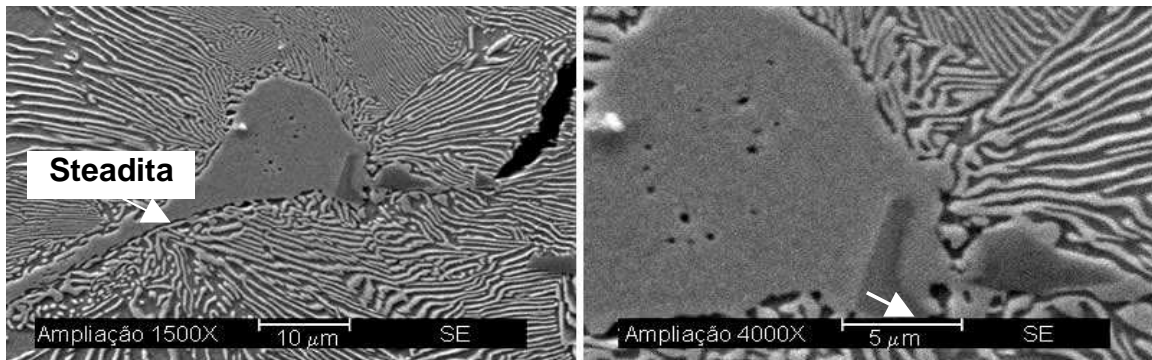


Figura 5.15- Inclusão de carbonitreto de titânio e nióbio com cromo dissolvido. Ferro fundido cinzento com 0,15% S. Reagente: nital.

Tabela 5.15 - Composição química da inclusão apresentada na Fig. 5.15

Elemento	wt %	At %	Z	A
C (K)	6,76	20,63	1,16	0,19
N (K)	8,81	23,06	1,15	0,20
Nb (L)	17,80	7,02	0,89	0,94
Ti (K)	49,23	37,65	0,98	0,95
Cr (K)	4,82	3,40	0,97	0,87
Fe (K)	12,58	8,25	0,98	0,92
Total	100	100		

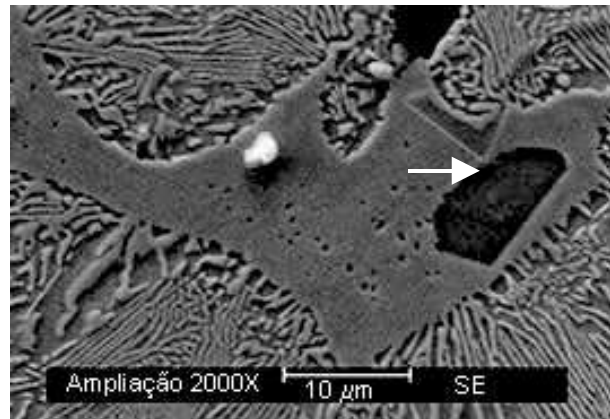


Figura 5.16- Inclusão de carbonitreto de titânio e nióbio com cromo dissolvido. Ferro fundido cinzento com 0,15% S. Reagente: nital.

Tabela 5.16 - Composição química da inclusão apresentada na Fig. 5.16.

Elemento	wt %	At %	Z	A
C (K)	7,71	24,00	1,17	0,18
N (K)	7,31	19,51	1,16	0,18
Nb (L)	23,44	9,43	0,89	0,96
Ti (K)	50,57	39,45	0,98	0,94
Cr (K)	5,69	4,09	0,98	0,87
Fe (K)	5,26	3,52	0,98	0,91
Total	100	100		

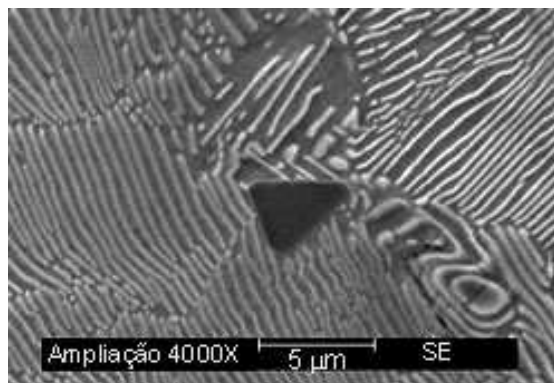


Figura 5.17 - Inclusão de Mo_2C com manganês dissolvido. Ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S. Reagente: nital.

Tabela 5.17 – Composição química da inclusão apresentada na Fig. 5.17.

Elemento	wt %	At %	Z	A
C (K)	3,18	15,71	1,23	0,13
Mo (L)	43,69	27,06	0,91	0,91
Mn (K)	38,30	41,44	1,02	0,95
Fe (K)	14,83	15,79	1,04	0,96
Total	100	100		

Segundo Laird et al (2000), a dureza (DPH) e a densidade (g/cm^3) das inclusões e da matriz, é de:

TiC	2000 - 3100	4,9
Mo ₂ C	1500 - 1800	9,1
grafita	15 - 40	2,175
perlita	250 - 450	7,78

Assim, apesar da intensa pressão e da elevada tensão de compressão e de cisalhamento na região secundária de cisalhamento a inclusão de TiC permanece no seu estado inalterado, Fig. 5.14, devido à sua elevada dureza, contribuindo, possivelmente, para o desgaste por abrasão na ferramenta de corte. É esperado também, devido a sua dureza, que as inclusões de Mo₂C sejam prejudiciais a usinabilidade. A Fig. 5.18 e 5.19 apresenta um caso onde duas inclusões abrasivas, com composição química indicada na tabela 5.18, aparecem juntas.

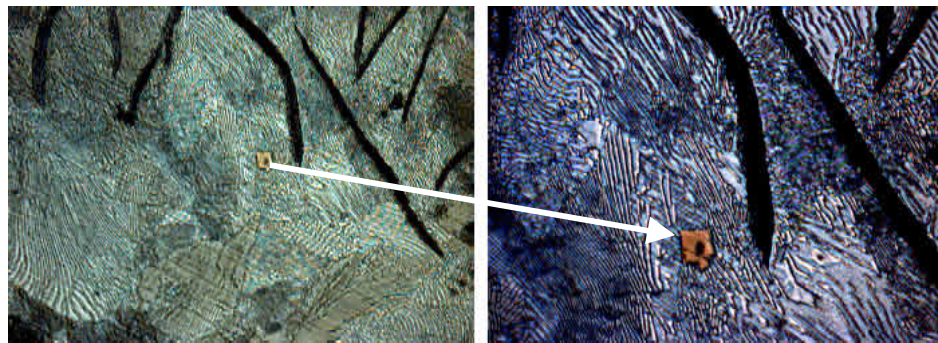


Figura 5.18 - Inclusão de Mo₂C com manganês dissolvido, encapsulada pelo Ti (C,N). Ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S. Reagente: nital.

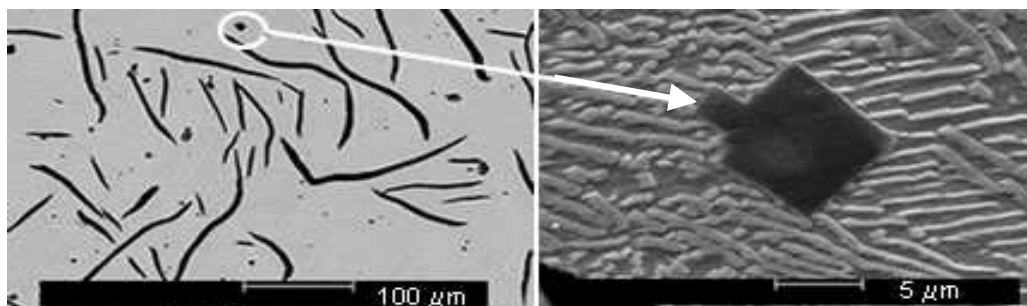


Figura 5.19 - Inclusão de Mo₂C com manganês dissolvido, encapsulada pelo Ti (C,N). Ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S. Reagente: nital.

Tabela 5.18 - Composição química da inclusão apresentada na Fig. 5.19.

Elemento	wt %	At %	Z	A
C (K)	0,78	2,76	1,18	0,21
N (K)	8,71	26,34	1,17	0,26
Mo (K)	15,51	6,85	0,89	0,95
Ti (K)	55,80	49,33	0,99	0,95
Mn (K)	13,75	10,60	0,97	0,89
Fe (K)	5,43	4,12	0,99	0,92
Total	100	100		

Embora o eutético Fe-P-C, Fig. 5.20, não seja uma inclusão, segundo Goodrich (1997) este também é prejudicial a usinabilidade, devido à sua dureza.

A Fig. 5.21 mostra o eutético Fe-C-P inalterado na região secundária de cisalhamento, apesar da elevada temperatura e da intensa tensão compressiva e de cisalhamento reinante nesta parte do cavaco.

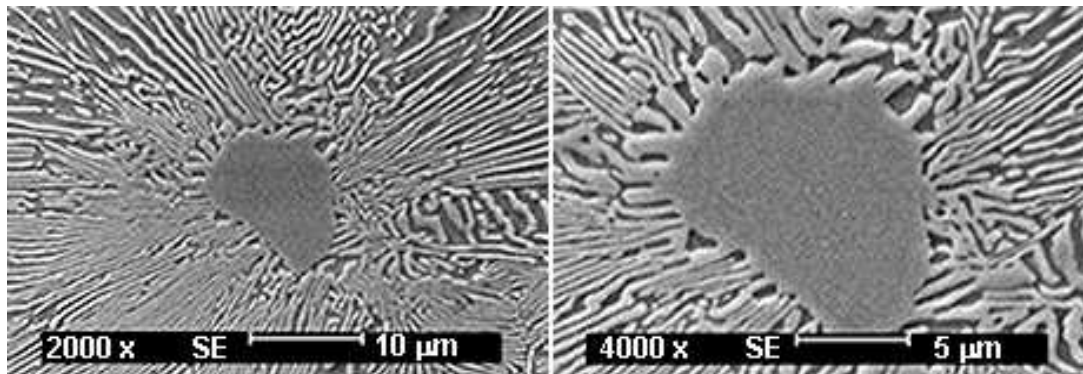


Figura 5.20- Eutético Fe-C-P no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S. Reagente: nital.

Tabela 5.19 - Composição química do eutético Fe-C-P apresentado na Fig. 5.20.

Elemento	wt %	At %	Z	A
C (K)	5,34	19,76	1,17	0,16
P (K)	7,09	10,19	1,07	0,58
Cr (K)	4,29	3,67	0,98	0,99
Mn (K)	1,40	1,13	0,96	0,99
Fe (K)	81,88	65,24	0,98	0,99
Total	100	100		

O eutético Fe-C-P é a combinação do eutético fosfeto de ferro e do eutético carboneto de ferro (GOODRICH, 1997). Segundo Laird et al. (2000), os elementos cromo e manganês podem substituir, parcialmente, o ferro na estrutura cristalina do carboneto de ferro.

Assim, fica explicado a presença dos elementos cromo e manganês na microanálise química, tabela 5.19, realizada no eutético Fe-C-P apresentado na Fig. 5.20.

A Fig. 5.21 mostra o comportamento do eutético Fe-C-P na região secundária de cisalhamento. Comparando com a deformação das inclusões de MnS, Fig. 5.11 e 5.12, e com a inclusão de TiC, Fig. 5.14, na mesma região, fica demonstrado que o eutético Fe-C-P pode ser considerado como particularmente prejudicial a usinabilidade.

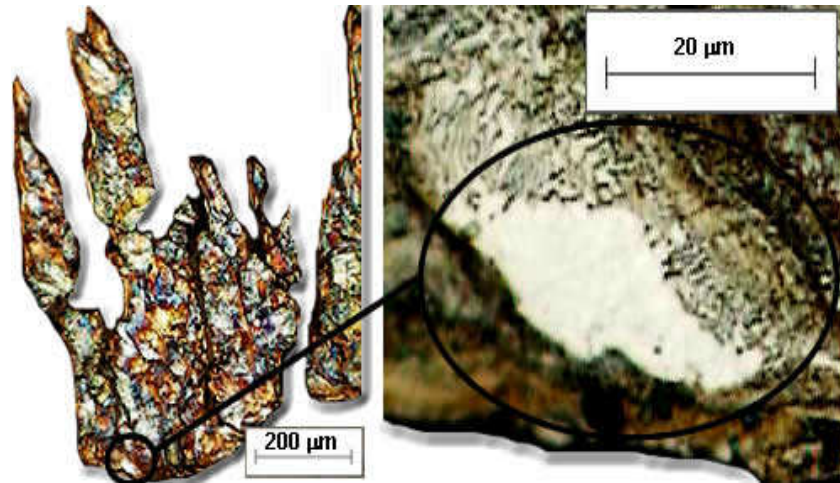


Figura 5.21 – Eutético Fe-C-P na região secundária de cisalhamento no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S usinado a 200 m/min. Reagente: nital.

A caracterização das inclusões presentes no material em análise, é um assunto sublinhado como importante, visto que dependendo da sua propriedade e quantidade, diferentes resultados de usinabilidade podem ser obtidos.

Para elucidar os conceitos apresentados no *capítulo 3* em relação à influência das inclusões na vida da ferramenta, secções transversais de cavaco foram preparadas, das quais pode-se observar que as inclusões com alta dureza, em relação a matriz perlítica, não são deformadas na região secundária de cisalhamento, ficando demonstrado como potencialmente prejudiciais à usinabilidade, embora esta afirmação necessite de uma pesquisa focada neste assunto para a confirmação.

Resultante da demonstração do comportamento das inclusões de sulfeto de manganês na região secundária de cisalhamento, Fig. 5.11 e Fig. 5.12, se apóiam inteiramente a afirmação da característica plástica destas inclusões durante a usinagem. Destas duas imagens, pode-se observar, também, a influência do teor de enxofre na área da inclusão de sulfeto de manganês. Desta forma, é esperado que o percentual de enxofre altere as características das inclusões de MnS e conseqüentemente conduza a diferentes resultados de usinabilidade. Por esta razão os próximos tópicos analisam e avaliam a influência do teor de enxofre na área, quantidade e tipo das inclusões de MnS.

5.3.7.1 Caracterização das inclusões de sulfeto de manganês

5.3.7.1.1 Avaliação do efeito do enxofre na área das inclusões de MnS

Para avaliar a área das inclusões de MnS com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre, foi empregado à delineação embutida (*Nested Design*) apresentada por Montgomery (1997).

Selecionou-se aleatoriamente, para cada teor de enxofre (a) três amostras metalográfica (b). Para cada uma dessas foram realizadas três medições (n). Como descrito no item 4.1.1.6, o software utilizado identifica as inclusões de MnS em cada imagem e calcula a área de cada inclusão. Sendo o número de inclusões diferente para cada imagem, usou-se a média da área das inclusões de cada medição, isto é, cada medição (n) é a média da área das inclusões presente em cada imagem. O resultado das observações está apresentado na tabela 5.20.

Tabela 5.20 – Área média das inclusões de MnS (μmm^2)

amostra	0,065% S			0,12% S			0,15% S			0,18% S		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
	11,98	8,58	13,46	33,28	30,87	11,22	36,00	310,60	229,80	32,60	72,10	61,10
	11,48	13,27	10,01	37,87	22,91	12,24	49,60	51,60	112,00	40,80	145,80	103,30
	6,37	14,19	14,62	18,98	54,17	11,73	94,30	50,70	83,10	31,10	61,80	70,10
Média	11,55			25,92			113,08			68,74		
Desvio padrão	2,76			14,49			94,56			36,66		

As hipóteses para análise estatística são:

$$H_0: A_{0,065\% S} = A_{0,12\% S} = A_{0,15\% S} = A_{0,18\% S} \quad \text{e} \quad H_1: A_i \neq A_j \quad \text{para todo } i \neq j$$

O nível de significância adotado é de 5%.

O experimento analisado possui quatro níveis (a) do fator A (teor de enxofre), três níveis do fator B (amostra metalográfica) “embutida” em cada nível do fator A, e três replicas (n).

Tabela 5.21 - Análise de variância para a área média das inclusões de MnS.

	Soma dos Quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F_o	F_{cr}
Teor de enxofre	56659	3	18886	7,87	4,07
Amostra (dentro do teor de enxofre)	19204	8	2401	0,89	2,36
Erro	64826	24	2701
Total	140689	35

Conclusão: $F_o (7,87) > F_{cr} (4,07)$, tabela 5.21, portanto, **a área média das inclusões de MnS difere significativamente com respeito ao teor de enxofre.**

O efeito do enxofre na área das inclusões de MnS pode ser observado na Fig 5.22, 5.23, 5.24 e 5.25. Para melhor identificação, as inclusões de MnS encontram-se circundadas.

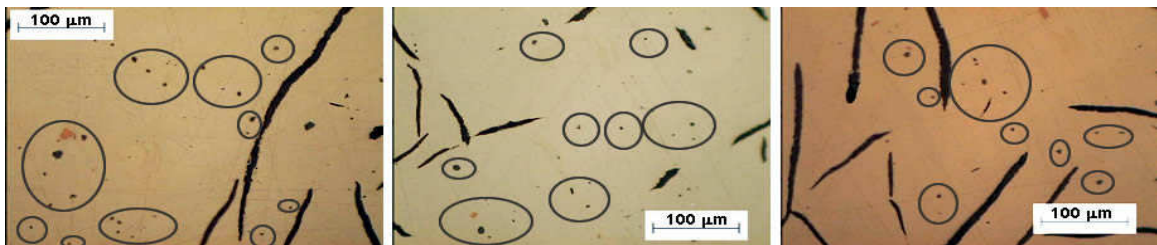


Figura 5.22 - Inclusões de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S.



Figura 5.23 - Inclusões de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S.



Figura 5.24 - Inclusões de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S.

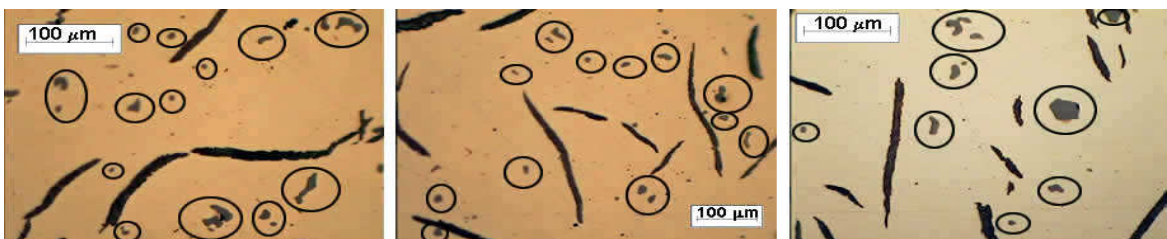


Figura 5.25 - Inclusões de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S.

A informação qualitativa obtida na Fig 5.22, 5.23, 5.24 e 5.25 é que o enxofre promove um aumento na área das inclusões de MnS e que esta diferença, segundo a análise estatística apresentada na tabela 5.21, é significativamente diferente.

5.3.7.1.2 Distribuição da área das inclusões de MnS

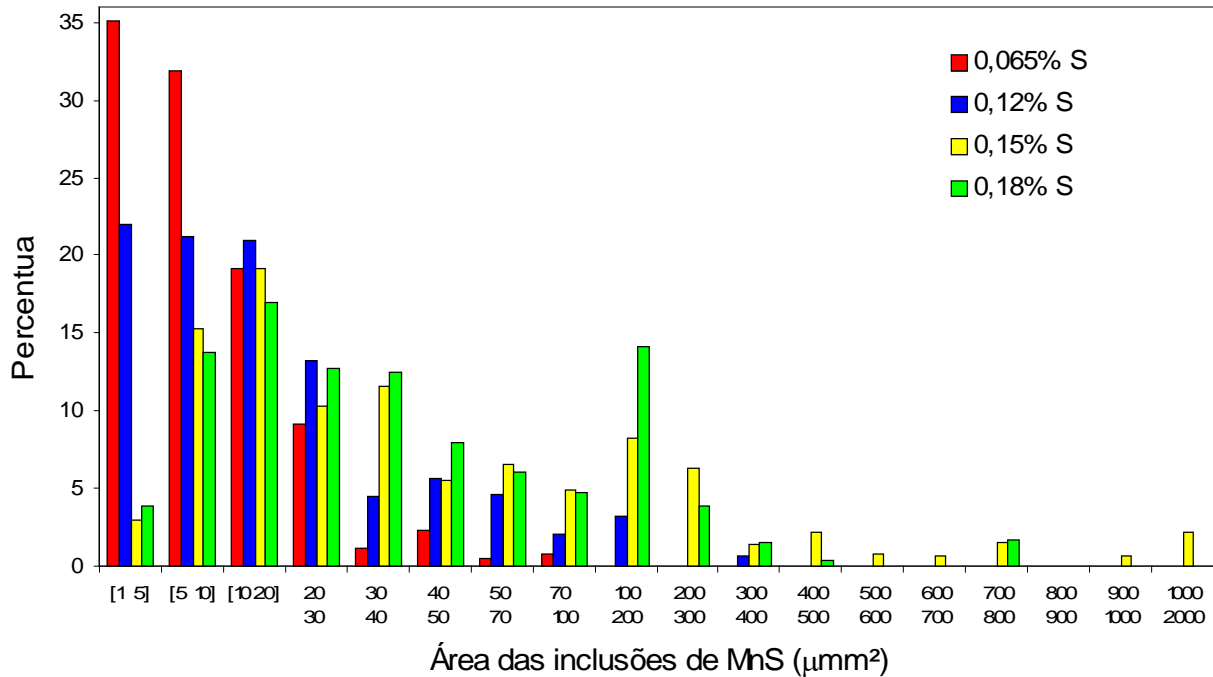


Figura 5.26 - Distribuição da área das inclusões de sulfeto de manganês

No ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S, em média, 86% das inclusões de MnS apresentam uma área de 1 a 20 μmm^2 . No ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S, 78% das inclusões de sulfeto de manganês possuem, em média, uma área entre 1 e 30 μmm^2 . No ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% e 0,18% de enxofre, 56% das inclusões de sulfeto de manganês, em média, encontram-se no intervalo de 5 e 40 μmm^2 .

A área das inclusões de sulfeto de manganês no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S ($y = -0,03x^3 + 1,20x^2 - 13,90x + 49,93$, $R^2 = 0,96$)^{5.1} e 0,12% S ($y = -0,008x^3 + 0,39x^2 - 6,06x + 30,65$, $R^2 = 0,94$), pode ser descrita por um polinômio decrescente, enquanto que o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S e 0,18% S podem ser descrito por um polinômio com máximo localizado no intervalo de 10 - 20 μmm^2 (valor obtido derivando a equação $y = 0,0005x^5 - 0,024x^4 + 0,489x^3 - 4,538x^2 + 17,326x - 7,981$, $R^2 = 0,78$). Portanto, **o aumento percentual do enxofre tende a promover uma inversão do polinômio, que descreve a distribuição da área das inclusões de sulfeto de manganês, de decrescente para crescente.**

^{5.1} Equações obtidas aplicando a análise de regressão, apresentada por Montgomery (1997), no histograma da Fig. 5.26. O coeficiente de correlação, R^2 , revela a proximidade da curva, utilizada para determinação da equação, com os valores dos pontos utilizados na análise de regressão.

5.3.7.1.3 Avaliação do efeito do teor de enxofre na quantidade das inclusões de MnS

Para avaliar o efeito do teor de enxofre na quantidade de inclusões de MnS, tabela 5.22, foi empregada a *Nested Design* (MONTGOMERY, 1997) para um nível de significância de 5%. As hipóteses adotadas são: $H_0: Q_{0,065\%S} = Q_{0,12\%S} = Q_{0,15\%S} = Q_{0,18\%S}$ e $H_1: Q_i \neq Q_j$ para todo $i \neq j$.

Tabela 5.22 - Quantidade média das inclusões de MnS/mm²

	0,065% S			0,12% S			0,15% S			0,18% S		
amostra	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
	99	78	120	141	78	148	85	155	56	148	148	127
	113	85	85	113	85	169	106	92	127	190	120	113
	99	78	106	134	78	159	134	106	113	148	106	99
Média	95			122			108			133		
Desvio padrão	15			35			29			28		

Tabela 5.23 - Análise de variância para quantidade média das inclusões de MnS/mm²

	Soma dos Quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F _o	F _{cr}
Teor de enxofre	8694,19	3	2898,06	1,66	4,06
Amostra (dentro do teor de enxofre)	13932,76	8	1741,59		
Erro	10046,47	24	418,60
Total	32673,42	35

Conclusão: Da tabela 5.23, $F_0 (1,66) < F_{cr} (4,06) \therefore$ aceita H_0 , isto é, **a quantidade de inclusões de MnS não difere significativamente com respeito ao teor de enxofre**, Fig. 5.27.

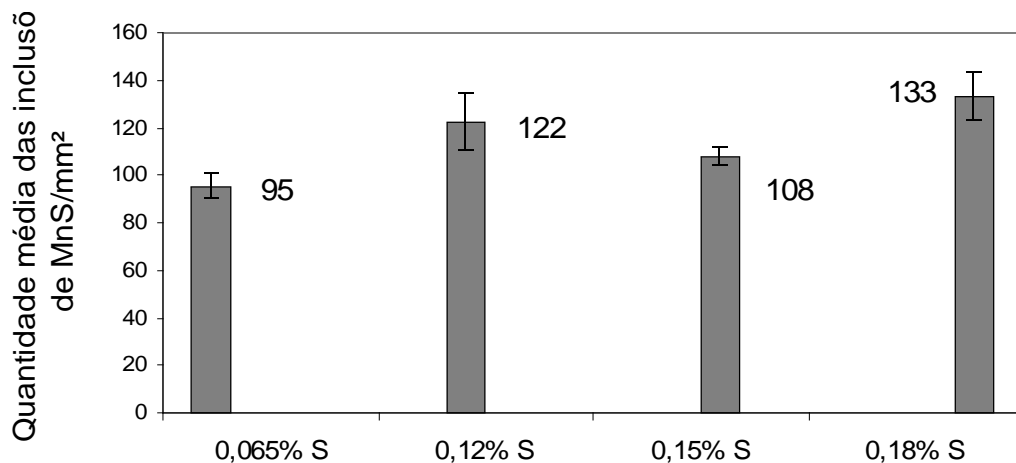


Figura 5.27 – Quantidade média das inclusões de MnS/mm²

Portanto, **os teores de enxofre estudados influenciam significativamente na área média mas não na quantidade média das inclusões de MnS no material.**

5.3.7.1.4 Porcentagem da matriz ocupada por inclusões de MnS

A correlação entre a área da amostra ocupada por inclusões de MnS e o teor de enxofre presente no material é apresentada na tabela 5.24. Para a análise estatística foi empregada a delineação embutida (*Nested Design*) apresentada por Montgomery (1997) para um nível de significância de 5%. Os resultados resumidos estão apresentados na tabela 5.25.

Tabela 5.24 – Área da matriz ocupada pelas inclusões de MnS (%)

amostra	0,065% S			0,12% S			0,15% S			0,18% S		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
	0,008	0,006	0,009	0,023	0,022	0,008	0,025	0,219	0,162	0,023	0,051	0,043
	0,008	0,009	0,007	0,027	0,016	0,009	0,035	0,036	0,079	0,029	0,103	0,073
	0,004	0,010	0,010	0,013	0,038	0,008	0,066	0,036	0,059	0,022	0,044	0,049
Média	0,008			0,018			0,080			0,049		
Desvio padrão	0,002			0,010			0,067			0,026		

Lê-se: 0,008% da área da amostra 1, com 0,065% S, é ocupada por inclusões de MnS.

As hipóteses para análise: $H_0: Q_{0,065\%S} = Q_{0,12\%S} = Q_{0,15\%S} = Q_{0,18\%S}$, $H_1: Q_i \neq Q_j$ para todo $i \neq j$.

Tabela 5.25 - Análise de variância para área da matriz ocupada pelas inclusões de MnS (%)

	Soma dos Quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F_o	F_{cr}
Teor de enxofre	0,028	3	0,009	7,84	4,06
Amostra (dentro do teor de enxofre)	0,009	8	0,001		
Erro	0,032	24	0,001
Total	0,070	35

Conclusão: $F_o(7,84) > F_{cr}(4,06)$, tabela 5.25, portanto, **a porcentagem da matriz ocupada por inclusões de MnS difere significativamente com respeito ao teor de enxofre.**

5.3.7.1.5 Classificação das inclusões de MnS ^{5.2}

Para classificar as inclusões de MnS, segundo o tipo (ver 3.1.1), foram escolhidas aleatoriamente imagens da microestrutura. Observar-se na Fig. 5.28 que as inclusões de MnS, no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S, são predominantemente do tipo I. No material com 0,12% S, Fig. 5.29, encontram-se inclusões de MnS do tipo I e uma pequena quantidade do tipo III. Para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S, Fig. 5.30, as inclusões de MnS do tipo I e III ocorrem de forma balanceada. O ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S, Fig. 5.31, apresenta predominantemente inclusões de MnS do tipo III e uma pequena quantidade do tipo I.

^{5.2} As inclusões de sulfeto, segundo Sims (1959), são classificadas como tipo I ou globular, tipo II ou interdendrítica, e tipo III ou angular.

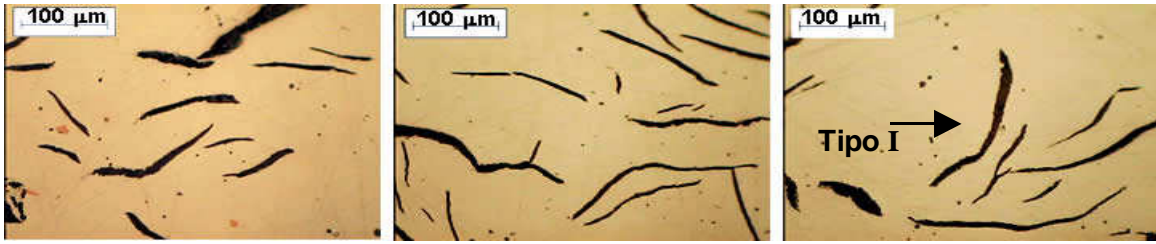


Figura 5.28 - Tipos de inclusões de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S.

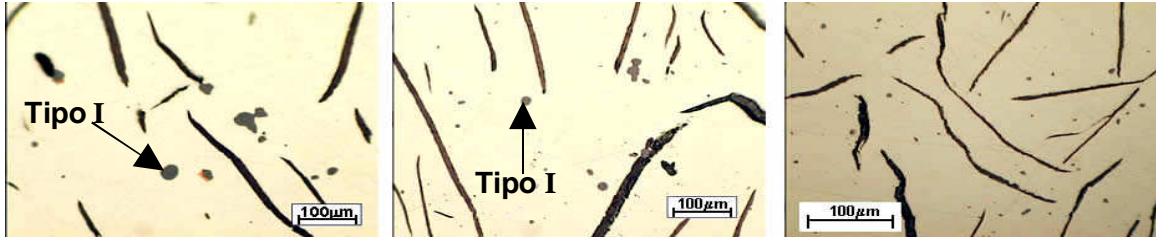


Figura 5.29 - Tipos de inclusões de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S.

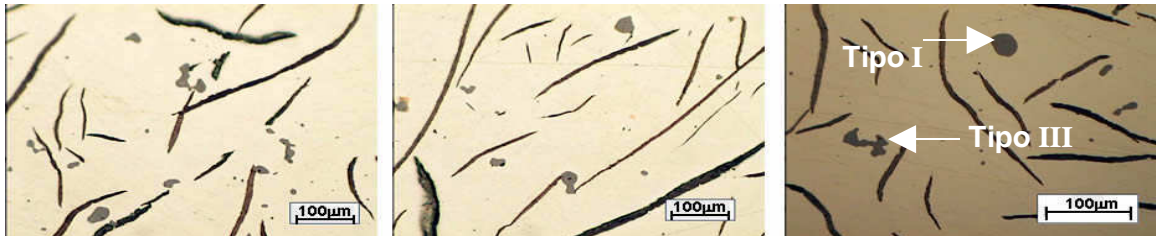


Figura 5.30 - Tipos de inclusões de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S.



Figura 5.31 - Tipos de inclusões de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S.

Pode-se afirmar, com base nas informações qualitativas obtidas na Fig 5.28, 5.29, 5.30 e 5.31, que o percentual de enxofre é o responsável pela alteração no tipo das inclusões de MnS. Esta suposição é confirmada na Fig. 5.32, 5.33, 5.34 e 5.55.

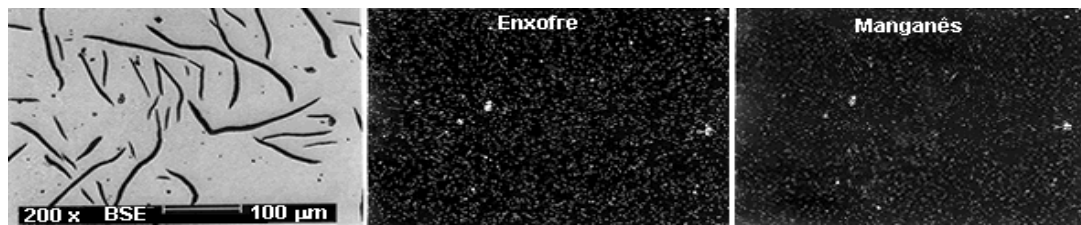


Figura 5.32 – Mapa de composição para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S.

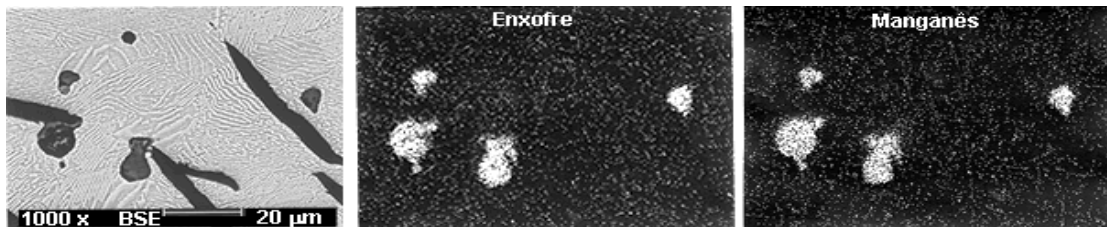


Figura 5.33 – Mapa de composição para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S.

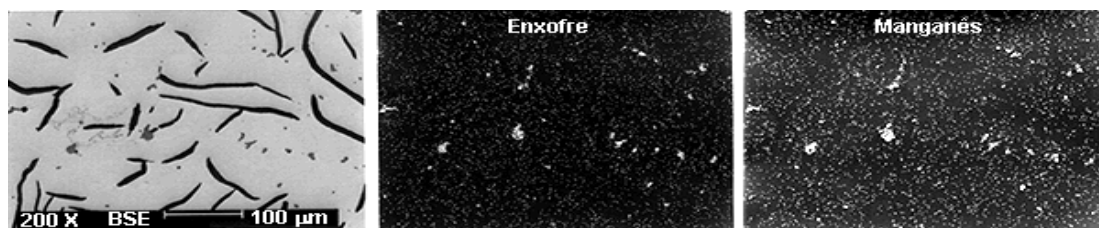


Figura 5.34 – Mapa de composição para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S.

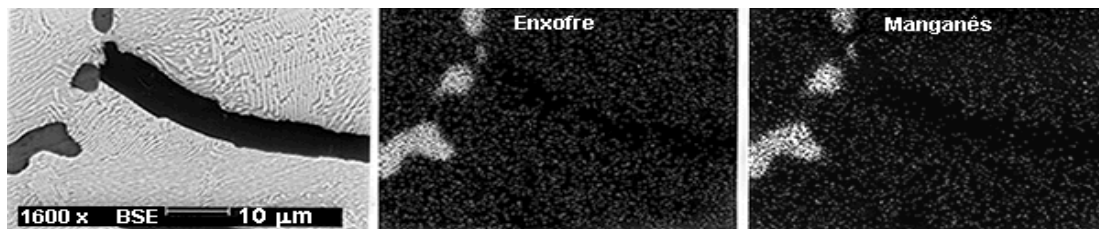


Figura 5.35 – Mapa de composição para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S.

A verificação da teoria, referente à associação das inclusões de MnS do tipo III à partículas com alto ponto de fusão (OIKAWA, 1995), foi realizada através de microanálise química, tabela 5.26 e 5.27, nas inclusões de sulfeto de manganês apresentadas nas Fig. 5.36 e Fig. 5.37, respectivamente.

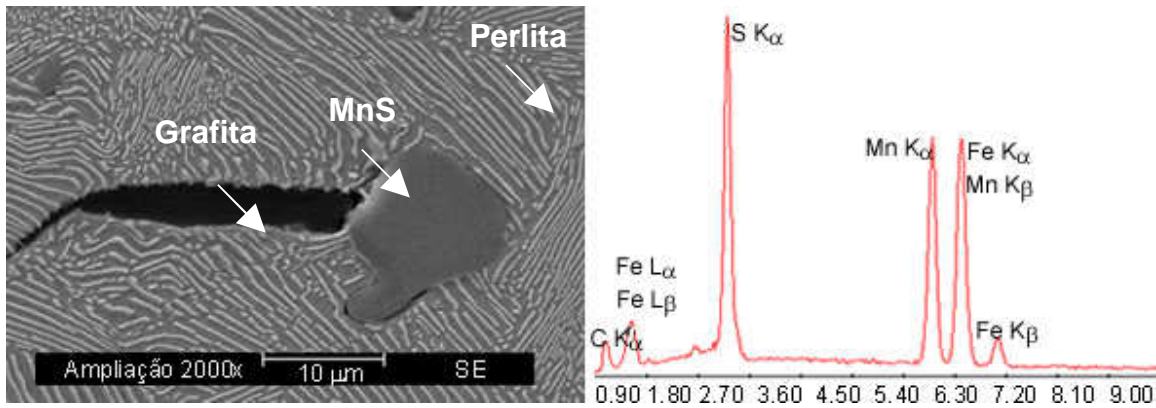


Figura 5.36 - Microanálise química da inclusão de MnS tipo III no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S. Reagente: nital.

Tabela 5.26 - Composição química da inclusão de MnS referente à Fig. 5.36.

Elemento	wt %	At %	Z	A
C (K)	4,71	16,61	1,1591	0,122
S (K)	19,02	25,12	1,0913	0,7355
Mn (K)	36,07	27,80	0,9548	0,9871
Fe (K)	40,20	30,47	0,9734	0,9935
Total	100	100		

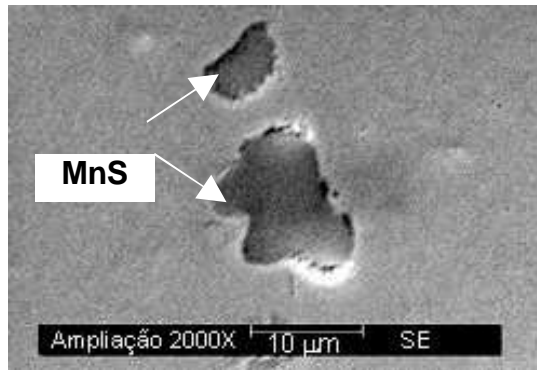


Figura 5.37 - Inclusão de sulfeto de manganês no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S.

Tabela 5.27 - Composição química da inclusão de MnS referente à Fig. 5.37.

Elemento	wt %	At %	Z	A
Si (K)	0,87	1,47	1,0953	0,5094
S (K)	22,19	32,77	1,0978	0,7289
Mn (K)	36,56	31,52	0,9602	0,9833
Fe (K)	40,37	34,24	0,9789	0,9905
Total	100	100		

Para que conclusões errôneas não sejam formadas em relação aos resultados apresentados nas tabelas 5.26 e 5.27, referentes às imagens 5.36 e 5.37, respectivamente, é necessário que se entenda os fenômenos físicos que ocorrem nas interações entre o feixe de elétrons e a amostra.

Os elétrons do feixe, ao atingirem a superfície da amostra, serão desacelerados e chegarão ao repouso após várias colisões com os pesados núcleos dos átomos da amostra. Assim, os elétrons do feixe percorrerão um certo volume dentro da amostra denominado volume de interação.

Durante a análise química, o feixe de elétrons, direcionado para a inclusão de MnS, pode percorrer um volume maior que o volume da inclusão, Fig. 5.38, o que explica a presença dos elementos da matriz na composição da inclusão.

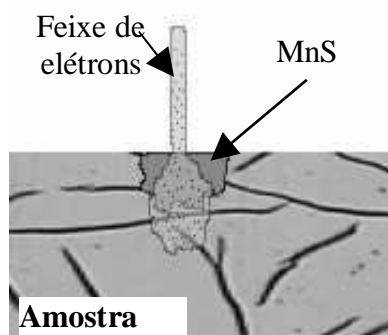


Figura 5.38 – Figura esquemática mostrando a relação entre o volume de interação e o volume da inclusão de MnS.

A ocorrência da inclusão de MnS com a **morfologia tipo III** foi apresentada, tabela 5.26 e 5.27, **não depender de óxidos, nitretos ou carbonetos como substratos de nucleação**.

Embora não tenha sido encontrada partícula de alto ponto de fusão associada às inclusões apresentadas na Fig. 5.36 e Fig. 5.37, não são raras as ocorrências de inclusões abrasivas associadas aos sulfetos de manganês. A Fig. 5.39 mostra uma inclusão de sulfeto de manganês nucleada sobre um carbonitreto de titânio. Contudo, este tipo de nucleação não é exclusivo das inclusões de sulfeto de manganês tipo III. A Fig 5.40, Fig. 5.41 e Fig. 5.42 mostram que as inclusões tipo I e tipo III podem, ou não, estar associada às inclusões com alto ponto de fusão. Este tipo de análise se faz necessário para uma posterior correlação das informações referentes à microestrutura ao resultado de usinabilidade.

O efeito benéfico das inclusões de MnS pode, em alguns casos, não ser percebido, principalmente quando encapsuladas por inclusões abrasivas, Fig. 5.40 e Fig. 5.41, ou pela

steadita, Fig. 5.44 e Fig. 5.45. Através da análise da Fig. 5.43 e Fig. 5.46, é possível supor que o efeito benéfico das inclusões de MnS na usinabilidade, pode ser reduzido devido ao encapsulamento dos MnS pela inclusão de Ti(C,N), TiC ou pela steadita, embora esta suspeita fique no terreno das hipóteses.

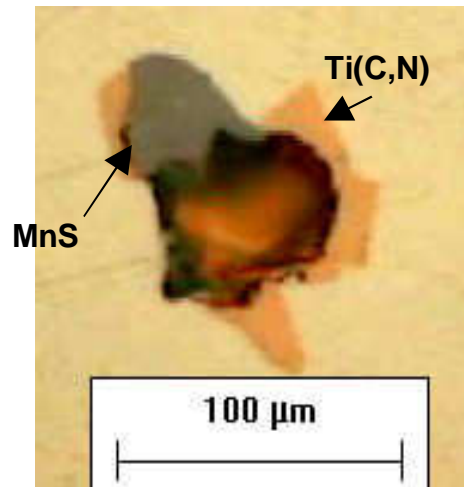


Fig.5.39 - Inclusão de Ti(C,N) como substrato de nucleação para a inclusão de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S.

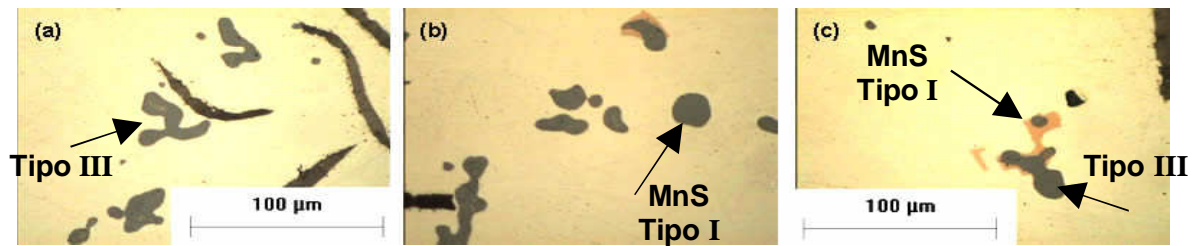


Figura 5.40 - Associação das inclusões de MnS à inclusões abrasivas no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S.

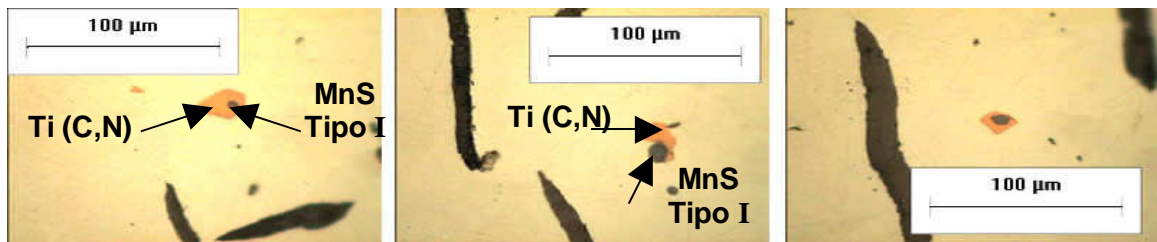


Figura 5.41 - Associação das inclusões de MnS à inclusões abrasivas no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S.

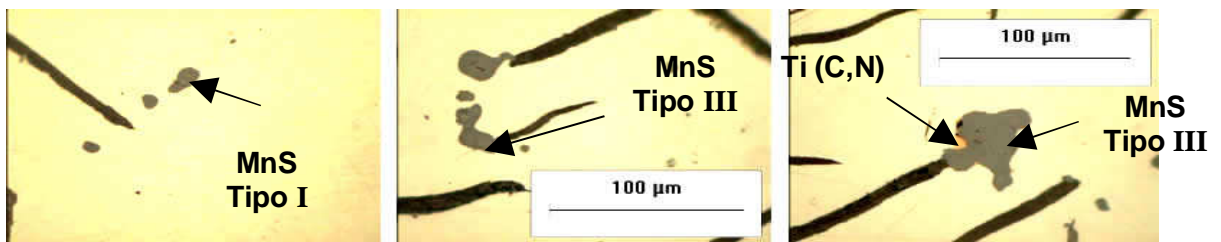


Figura 5.42 - Associação das inclusões de MnS à inclusões abrasivas no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S.

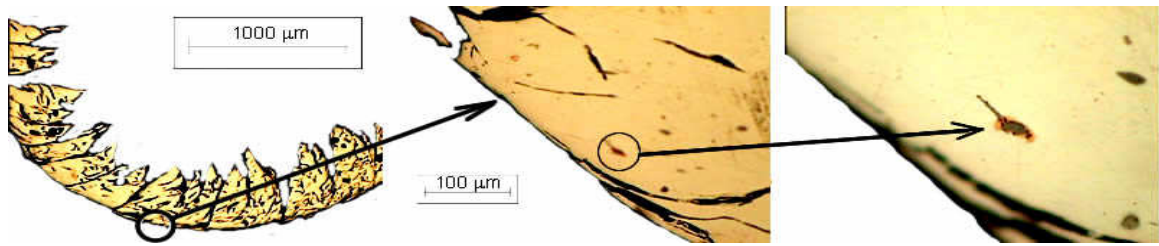


Figura 5.43 – Inclusão de MnS encapsulada pelo Ti (C,N) no cavaco do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S usinado a $v_c=150$ m/min.

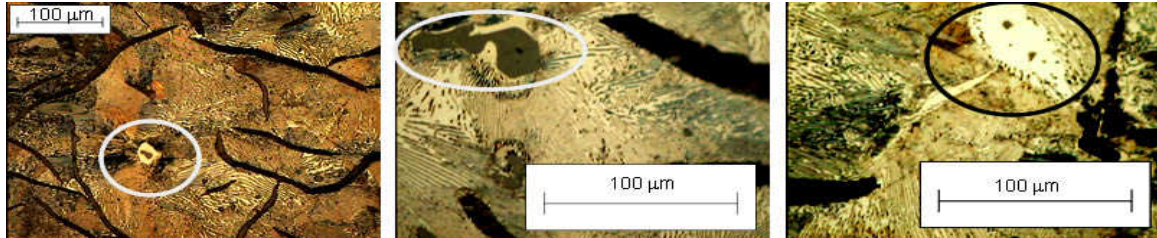


Figura 5.44 – Inclusão de MnS encapsulada pela steadita no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S. Reagente: nital.

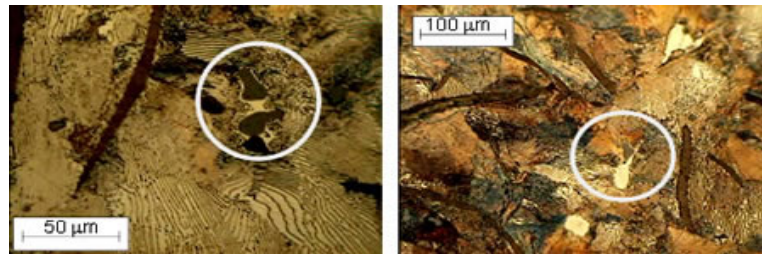


Figura 5.45 – Inclusão de MnS encapsulada pela steadita no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S. Reagente: nital.

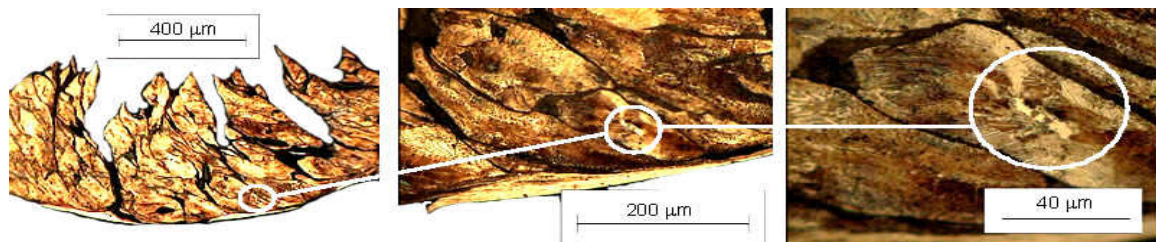


Figura 5.46 – Inclusão de MnS encapsulada pela steadita no cavaco do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S usinado a $v_c=150$ m/min.

Após a análise e caracterização da microestrutura do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre, serão apresentados os resultados de usinabilidade, com o propósito de correlacionar a microestrutura do material com o resultado de usinabilidade obtido, permitindo ao final deste capítulo entender a relação entre microestrutura, propriedades mecânicas e usinabilidade.

5.4 Influência do enxofre na usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25

Antes de avaliar a usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre, é importante observar os principais tipos de desgaste e identificar suas possíveis origens para que se possa entender os resultados apresentados nos gráficos das curvas de desgaste (ver item 5.5).

Os desgastes predominantemente desenvolvidos nas ferramentas de corte, Fig. 5.47, são:

- Desgaste de cratera;
- Desgaste de flanco.

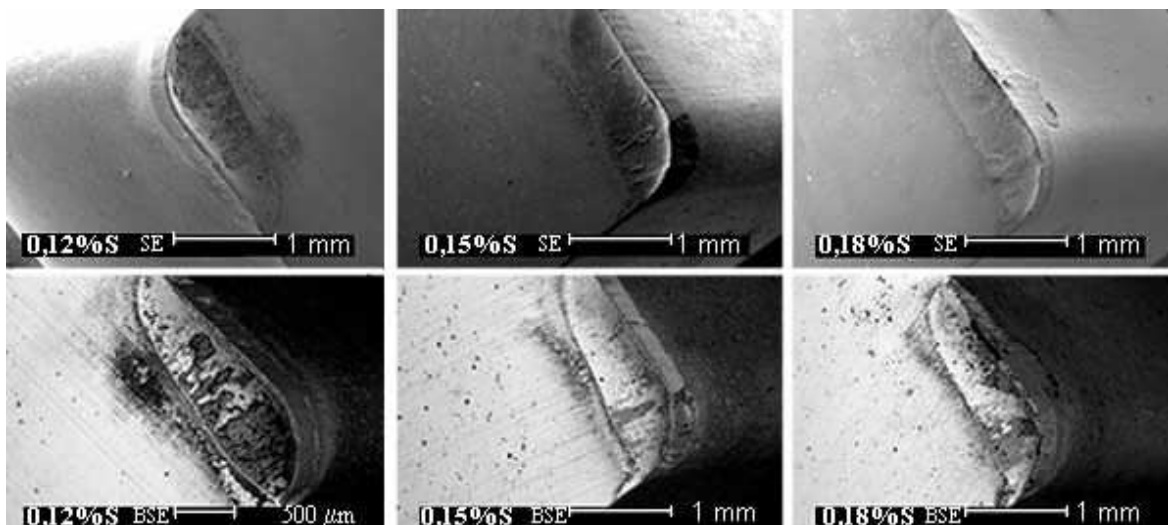


Figura 5.47 – Desgaste de cratera e de flanco para $v_c = 150$ m/min.

Na região do desgaste de cratera é possível identificar material aderido à ferramenta. Caso este material não seja formado por sulfeto de manganês, possivelmente:

- As condições desenvolvidas na interface cavaco-ferramenta não favoreceram a formação da BUL;
- Há desgaste por adesão;
- Há desgaste por difusão.

Para avaliação das hipóteses apresentadas, é importante identificar e analisar os elementos aderidos à ferramenta. A Fig. 5.48(b) é uma imagem de composição referente a Fig. 5.48(a). Uma imagem de composição é auto-explicativa em relação aos elementos presentes. Regiões mais escuras referem-se ao material com menor número atômico, como o carbono. Regiões mais claras referem-se aos materiais com maior número atômico, como o titânio e o tungstênio presentes no material da ferramenta.

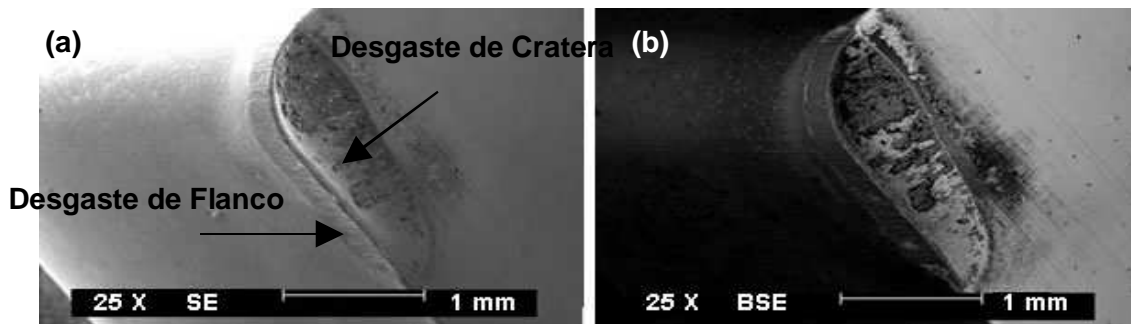


Figura 5.48 – (a) Textura das superfícies da ferramenta. (b) Imagem de composição. (0,12% S e $v_c = 150$ m/min).

A identificação dos elementos, na face da ferramenta apresentada na Fig. 5.48, foi realizada nos pontos identificados na Fig. 5.49. O valor quantitativo dos elementos obtidos por microanálise química está apresentado na tabela 5.28.

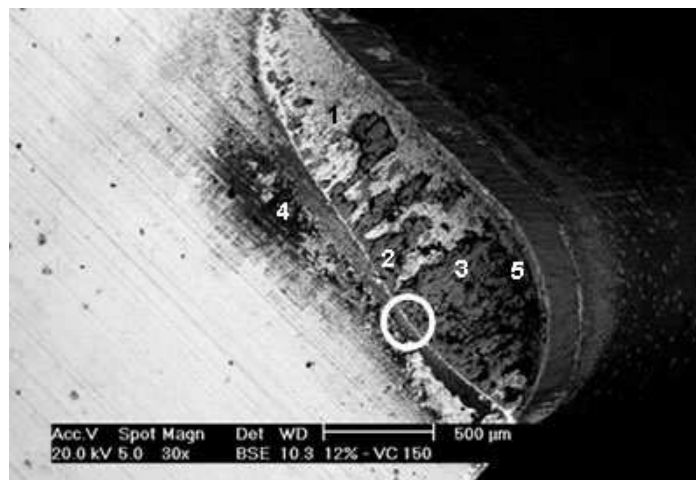


Figura 5.49 – Pontos selecionados para microanálise química. (0,12% S e $v_c = 150$ m/min).

Tabela 5.28 – Composição química dos pontos selecionados na Fig. 5.49 ⁽²⁾(wt %)

	C	Si	Mo	Mn	Fe	W	S	Ti
1	6,43	3,9	3,16	3,27	23,45	59,79
2	10,86	1,84	⁽¹⁾ ..	1,22	85,65	..	0,42	..
3	13,17	1,58	..	1,05	83,89	..	0,31	..
4	39,58	4,44	..	1,29	41,11	..	2,68	0,76
5	13,77	0,98	..	4,51	62,19	13,1	0,68	..

(1) .. (dois pontos) indica que não se aplica dado numérico (IPARDES, 2000).

(2) O peso percentual é o peso de um elemento em relação ao peso total da liga (CALISTER, 1999).

Na região 4, o cavaco não entra em contato com a face da ferramenta, contudo, há um desprendimento do carbono presente na matriz na forma de grafita, acumulando no espaço localizado após o desgaste de cratera, resultando numa grande concentração do elemento carbono nesta região.

O ponto 1 é composto principalmente por elementos da ferramenta de metal duro, tais como: tungstênio e carbono. Nesta região não há evidência da presença do elemento enxofre, portanto, não havendo possibilidade da formação da BUL.

Nos pontos 2, 3, 4 e 5, há detecção do elemento enxofre, porém, não em uma relação estequiométrica com o Mn ($Mn/S = 1,7$). Para verificar a possibilidade da formação da BUL de MnS na superfície da ferramenta de corte, selecionou-se uma região apresentada na Fig. 5.49 para geração do mapa de composição, Fig. 5.50.

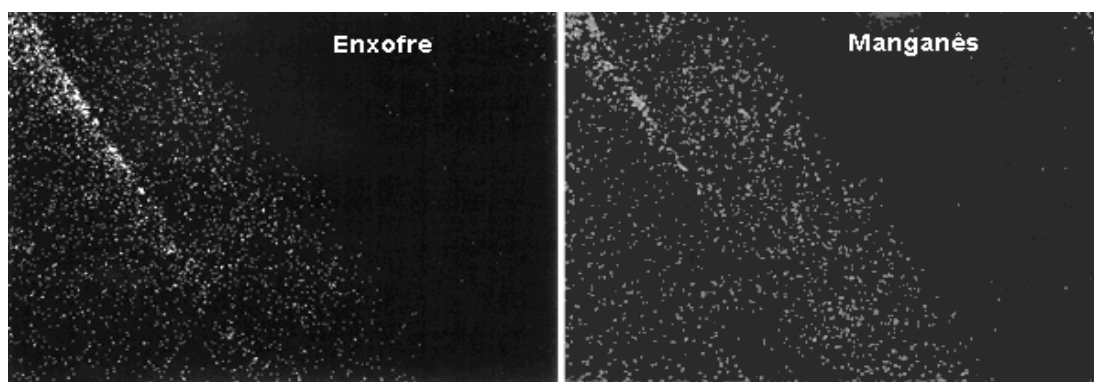


Figura 5.50 – Mapa composicional da área selecionada na Fig. 5.49.

A sobreposição dos pontos, dos elementos enxofre e manganês, na Fig. 5.50, sugere que houve depósito das inclusões de sulfeto de manganês no final do desgaste de cratera, em razão das condições de corte favoráveis desenvolvida nesta região, concordando com resultado obtido por Larsson (2000).

O depósito das inclusões de sulfeto de manganês, no final do desgaste de cratera, indica que as duas primeiras condições para a formação da BUL (extrusão e adesão) foram satisfeitas nesta região, isto é, a temperatura na interface cavaco-ferramenta foi adequada para extrusão das inclusões e o material da ferramenta de corte foi propício para a adesão das inclusões.

Apesar das duas primeiras condições para a formação da BUL terem sido satisfeitas, a presença do sulfeto de manganês na forma pontual indica que não houve a formação da BUL.

Isto porque a terceira condição para a formação da BUL não foi satisfeita, isto é, o tempo de corte usado nos ensaios de usinabilidade foi menor que o recomendado pela literatura para a formação da BUL. Para Tieu (1998) e MILLS et al. (1997) o tempo de corte deve ser de 5 min na ferramenta de metal duro e 1 min para a ferramenta de aço rápido, respectivamente.

Embora não seja reportado na literatura, acredita-se que o tempo para a formação de uma BUL estável não depende somente do material da ferramenta de corte, mas também da porcentagem da área de inclusões de sulfeto de manganês no material da peça. Quanto maior porcentagem da área de inclusões de sulfeto de manganês, para uma mesma ferramenta, menor deverá ser o tempo para a formação de uma BUL estável. Assim, quanto menor o tempo da operação de usinagem (ex: fresamento) maior deverá ser porcentagem da área de inclusões de sulfeto de manganês no material a fim de formar uma BUL estável.

Desta forma, sugere-se que o tempo para a formação de uma BUL estável possa ser descrito por uma curva exponencial, Fig. 5.51. Quando a porcentagem da área de inclusões de sulfeto de manganês no material for muito pequena, mesmo para um tempo infinito, não será possível formar uma BUL estável. No entanto, se a área da matriz for ocupada por uma grande porcentagem de sulfeto de manganês, sempre será necessário um tempo mínimo para a formação da BUL estável.

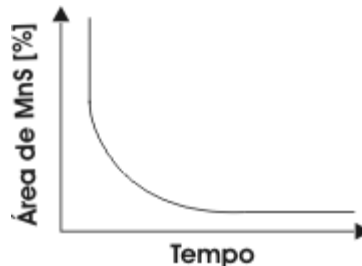


Figura 5.51 – Relação entre a área de MnS e o tempo de usinagem para formação da BUL.

A tabela 5.29 apresenta, para um tempo de corte de 1 minuto, a quantidade de inclusões sobre o gume da ferramenta. Para se ter uma real dimensão da influência das inclusões de MnS, na usinabilidade dos materiais em estudo, o número de inclusões calculado foi convertido em área. A correlação dos dados na tabela 5.29 com o desgaste é apresentada no item 5.4.1.

Tabela 5.29 – Quantidade e área de MnS sobre a gume da ferramenta

	v_c (m/min)	quantidade de inclusões/min	área (m^2)
0,065% S	100	$(18,19 \pm 2,08) \times 10^6$	$(1,58 \pm 0,25) \times 10^{-3}$
	150	$(28,64 \pm 3,02) \times 10^6$	$(2,37 \pm 0,38) \times 10^{-3}$
	200	$(38,19 \pm 4,02) \times 10^6$	$(3,16 \pm 0,51) \times 10^{-3}$
0,12% S	100	$(24,40 \pm 4,66) \times 10^6$	$(3,64 \pm 1,33) \times 10^{-3}$
	150	$(36,74 \pm 6,98) \times 10^6$	$(5,47 \pm 2,00) \times 10^{-3}$
	200	$(48,99 \pm 9,31) \times 10^6$	$(7,29 \pm 2,66) \times 10^{-3}$
0,15% S	100	$(21,00 \pm 3,80) \times 10^6$	$(15,90 \pm 8,72) \times 10^{-3}$
	150	$(32,40 \pm 5,69) \times 10^6$	$(23,90 \pm 13,10) \times 10^{-3}$
	200	$(43,20 \pm 7,59) \times 10^6$	$(31,90 \pm 17,40) \times 10^{-3}$
0,18% S	100	$(26,50 \pm 3,73) \times 10^6$	$(9,71 \pm 3,38) \times 10^{-3}$
	150	$(39,91 \pm 5,58) \times 10^6$	$(14,60 \pm 5,07) \times 10^{-3}$
	200	$(53,22 \pm 7,45) \times 10^6$	$(19,40 \pm 6,76) \times 10^{-3}$

Lê-se: Na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S à 100 m/min, passam sobre a gume da ferramenta $(18,19 \pm 2,08) \times 10^6$ inclusões, para um tempo de corte de 1 minuto.

Lê-se: Para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S, usinado à 100 m/min, passam sobre a gume de corte $0,2 \text{ m}^2$ de material, sendo $(1,58 \pm 0,25) \times 10^{-3} \text{ m}^2$ deste material composto por sulfeto de manganês.

O desenvolvimento dos ensaios de usinabilidade com tempo menor que o recomendado pela literatura para o desenvolvimento de uma BUL deve-se:

1- A ferramenta de metal duro utilizada nos ensaios de usinabilidade não possui cobertura, resultando num acentuado desgaste durante o processo de torneamento. Assim, para que fosse possível gerar as curvas de desgaste, o desgaste de flanco precisou ser medido em curto espaço de tempo. A escolha por desenvolver o trabalho com ferramentas de metal duro sem cobertura resultou da quantidade de corpos de prova necessários para realizar os ensaios de usinabilidade à quatro níveis de enxofre com três velocidades de corte e com duas repetições.

A análise apresentada anteriormente, para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S usinado à 150 m/min, é apresentada a seguir para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% de enxofre usinado nas mesmas condições de corte com a ferramenta apresentada na Fig. 5.52.

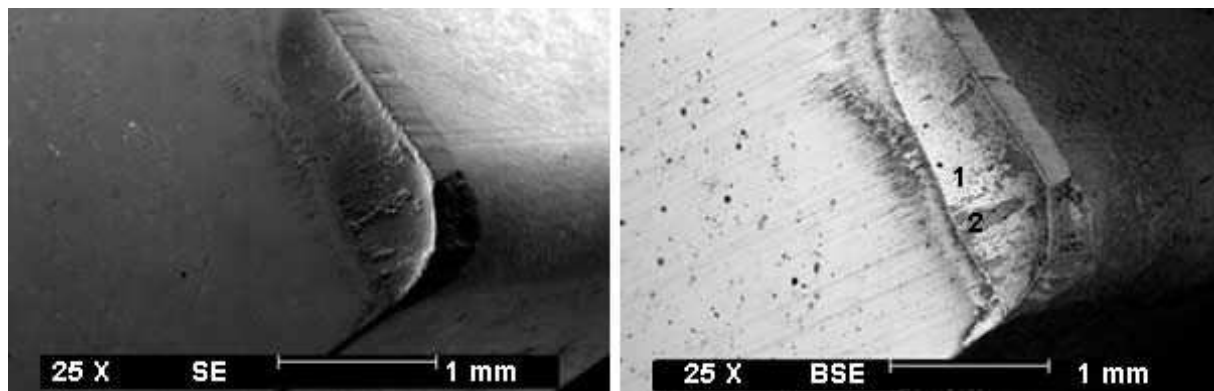


Figura 5.52 - Textura (a) e imagem de composição (b) das superfícies da ferramenta usadas na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S a $v_c = 150$ m/min.

Tabela 5.30– Composição química (wt %) dos pontos selecionados na Fig. 5.52(b)

	C	Si	Mn	Fe	W	S
1	8,08	4,38	2,64	11,67	70,2	3,03
2	9,39	2,15	1,5	86,28		

O ponto 1 é composto principalmente por elementos da ferramenta (tungstênio e carbono). A grande quantidade do elemento ferro no ponto 2 indica que esta região é formada por material da peça aderido na região do desgaste de cratera. Para verificar uma possível formação da BUL de sulfeto de manganês, nesta ferramenta, foi selecionada a área apresentada na Fig. 5.53 para geração do mapa composicional, Fig. 5.54.

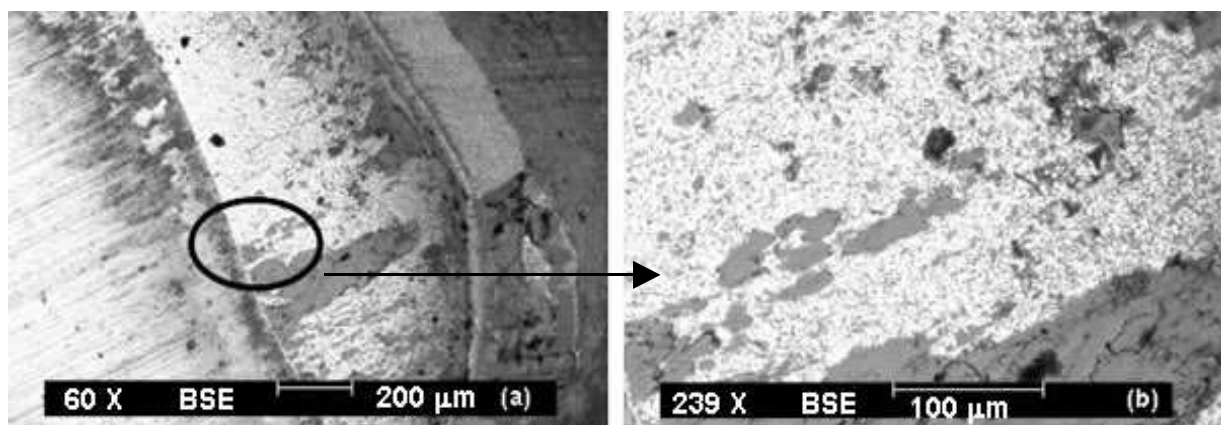


Figura 5.53 – Região selecionada para geração do mapa de composição.

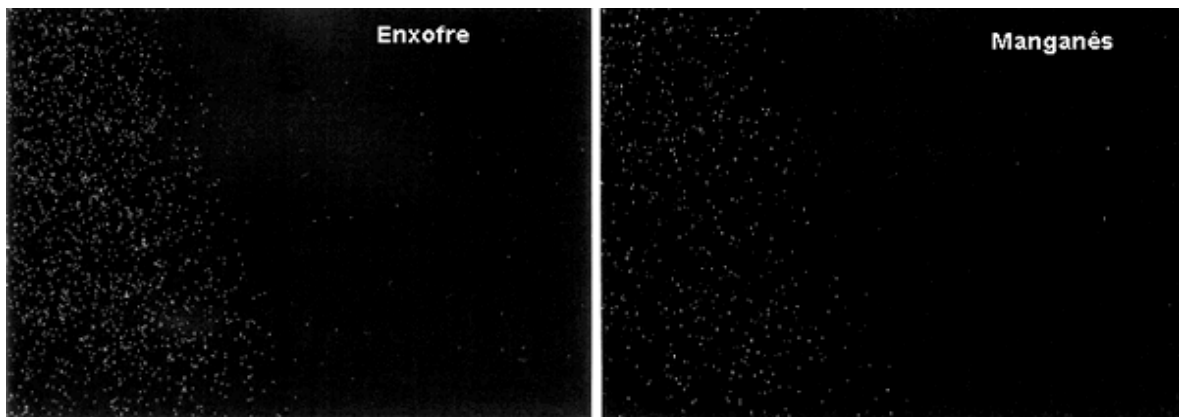


Figura 5.54 – Mapa composicional da área selecionada na Fig. 5.53.

A sobreposição dos pontos referentes aos elementos enxofre e manganês, Fig. 5.54, sugere que houve depósito pontual das inclusões de sulfeto de manganês no final do desgaste de cratera. Vide explicação apresentada para a Fig. 5.50.

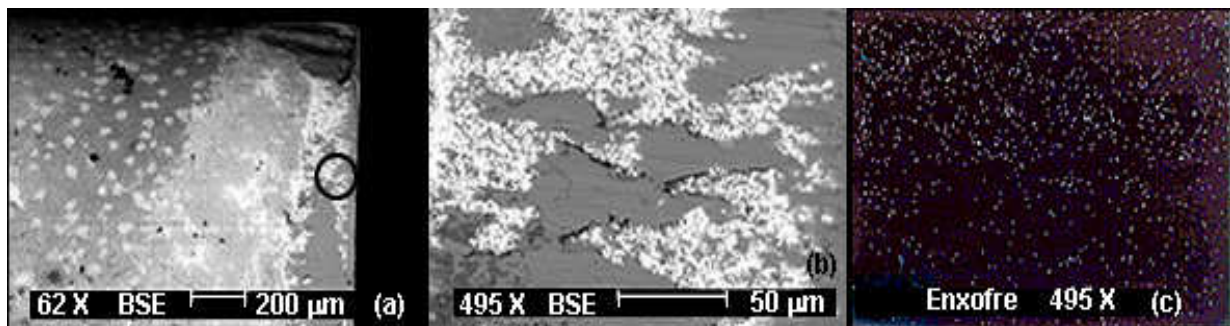


Figura 5.55 – Mapa composicional no flanco da ferramenta (0,15% S e $v_c = 150$ m/min).

Visto que o flanco da ferramenta foi a superfície controlada para a geração das curvas de desgaste da ferramenta, a análise da possível formação da BUL de sulfeto de manganês nesta superfície se faz necessário.

No flanco a concentração do sulfeto de manganês é maior do que na face da ferramenta, Fig. 5.55. Possivelmente, as condições desenvolvidas nesta região foram mais favoráveis a formação da BUL. Apesar da análise quantitativa dos elementos não ter sido realizada na região apresentada na Fig. 5.55(b), o material aderido no flanco da ferramenta não é uma BUL, visto que, segundo Larsson e Rupp (2000), uma BUL é identificada visualmente pela evidência de trincas decorrentes do choque térmico (ver Fig. 3.14).

A análise dos elementos presentes nas superfícies da ferramenta de corte realizada anteriormente para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% e 0,15% de enxofre foi estendida para a ferramenta utilizada na usinagem do ferro fundido cinzento com 0,18% S nas mesmas condições de corte, Fig. 5.56.

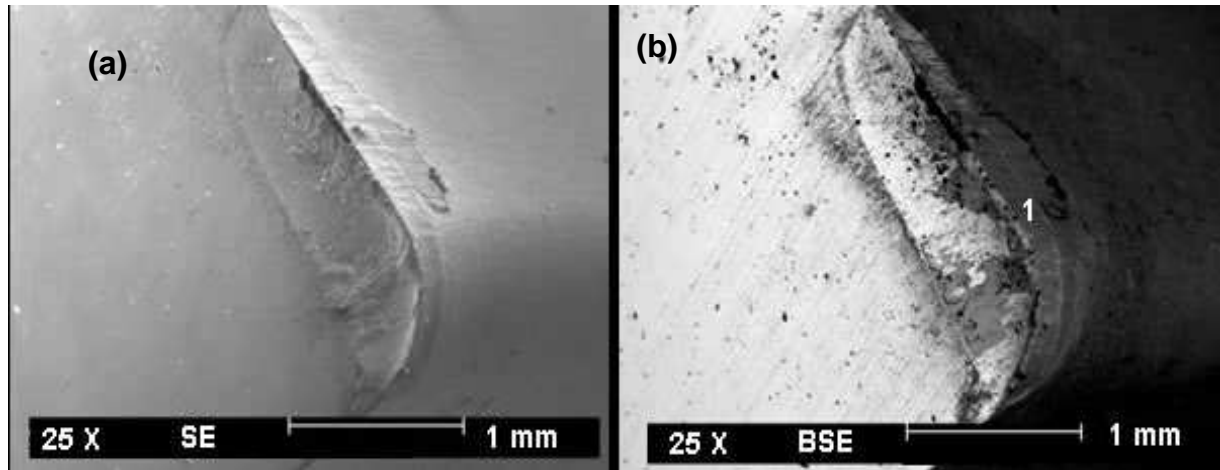


Figura 5.56 - Textura (a) e imagem de composição (b) das superfícies da ferramenta de corte usada na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S a $v_c = 150$ m/min.

Tabela 5.31 – Composição química dos pontos selecionados na Fig. 5.56 (%wt)

	C	Si	Mn	Fe	S
1	10,42	3,57	0,95	84,75	0,32

As afirmações e suposições quanto à formação da BUL, apresentadas para as ferramentas utilizadas na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% e 0,15% de enxofre, são válidas para a ferramenta empregada na usinagem do material com 0,18% S.

No item 5.4, constatou-se que **ao invés da formação da BUL houve o depósito pontual das inclusões de MnS no flanco**, Fig. 5.50 e Fig. 5.54, **e na face**, Fig. 5.55, **da ferramenta de corte**. O resultado deste depósito, na redução dos desgastes, é apresentado nos próximos itens.

5.4.1 Influência das inclusões de MnS na redução do desgaste por adesão

Entre os quatro teores de enxofre estudados (0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%), somente o material com 0,065% de enxofre apresentou uma intensa adesão do material da peça na face da ferramenta de corte. Para o ferro fundido cinzento FC 25 com este teor de enxofre foi possível encontrar, freqüentemente, cavaco aderido na face da ferramenta, Fig. 5.57 e Fig. 5.59. Duas hipóteses explicariam este resultado:

- 1- Afinidade química entre o material da ferramenta e o da peça;
- 2- A diferente área percentual de inclusões de sulfeto de manganês na matriz, conforme apresentado na tabela 5.24 e 5.25.

A primeira hipótese foi testada, utilizando uma ferramenta de metal duro SNMA 120408 4015 com 14 μm de cobertura composta por carbonitreto de titânio, óxido de alumínio e nitreto de titânio, aplicada pelo processo CVD. As Fig. 5.58 e Fig.5.60 apresentam o cavaco aderido na face da ferramenta. Assim, a intensa adesão do material da peça na face não pode ser unicamente explicada devido ao material da ferramenta.

Visto que não houve diferença significativa das propriedades mecânicas (ver item 5.2) e da microestrutura do material (ver item 5.3), exceto na área média das inclusões de MnS (ver item 5.3.7.1.1), a ocorrência de material da peça aderido na face da ferramenta, somente para o ferro fundido cinzento FC 25 com o menor teor de enxofre (0,065%), indica que:

- 1- Para uma efetiva redução do desgaste por adesão, deve haver uma mínima porcentagem da área da matriz ocupada por inclusões de sulfeto de manganês. Da tabela 5.24, tem-se que a área da matriz ocupada por sulfeto de manganês é:

$$0,065\% \text{ S} \rightarrow (0,008 \pm 0,001) (\%)$$

$$0,12\% \text{ S} \rightarrow (0,018 \pm 0,006) (\%)$$

Visto que somente o ferro fundido cinzento com 0,065% de enxofre apresentou uma intensa adesão, deduz-se que para uma efetiva redução do desgaste por adesão, durante a usinagem, a menor área ocupada por sulfeto de manganês deve ser de $(18 \pm 6) \times 10^{-3} \%$. Embora Subramanian et al. (2004) reporte que a menor fração volumétrica de inclusões requerida para lubrificar a interface cavaco-ferramenta esteja na ordem de 10^{-4} .

- 2- As inclusões de sulfeto de manganês assumem importante papel na interface cavaco-ferramenta contribuindo para redução do desgaste por adesão.



Figura 5.57 - Adesão na face da ferramenta de metal duro sem cobertura (0,065% S e $v_c = 150$ m/min).



Figura 5.58 - Adesão na face da ferramenta de metal duro com cobertura (0,065% S e $v_c = 150$ m/min).

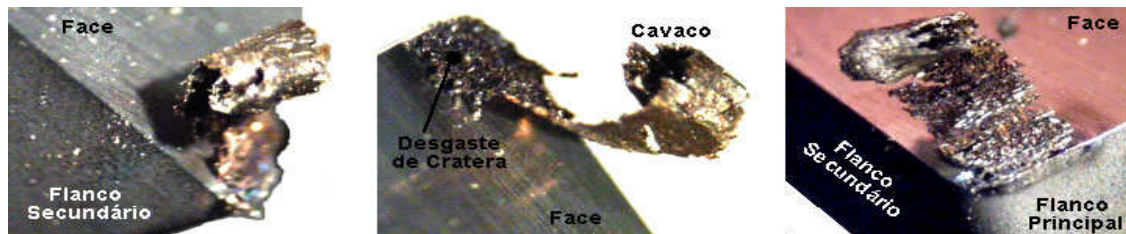


Figura 5.59 - Adesão na face da ferramenta de metal duro sem cobertura (0,065% S e $v_c = 200$ m/min).



Figura 5.60 - Adesão na face da ferramenta de metal duro com cobertura (0,065% S e $v_c = 200$ m/min).

A intensa adesão do material da peça nas ferramentas com e sem cobertura também foi observado na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 a 100 m/min.

5.4.2 Influência das inclusões de MnS na redução do desgaste por difusão

No processo de torneamento, as elevadas temperaturas combinadas com as tensões normais e de cisalhamento, desenvolvidas na região de corte, favorecem o desgaste por difusão, quando a relação metalúrgica entre o material da peça e da ferramenta é favorável (TRENT, 1991).

Através da Fig. 5.61, pode-se avaliar qualitativamente as tensões desenvolvidas na interface cavaco-ferramenta.



Figura 5.61- (a) Deformação do material e (b) tensão desenvolvida na região secundária de cisalhamento. (0,12% S e $v_c = 150$ m/min). Reagente: nital.

O material da peça deformado plasticamente na região secundária de cisalhamento, Fig. 5.63, 5.64, 5.65, 5.66, segundo Trent (1991), apresenta-se cheio de discordâncias e outras imperfeições no reticulado favorecendo o desgaste por difusão.

O elemento tungstênio, presente na superfície do cavaco que esteve em contato com a face da ferramenta, Fig. 5.62, pode ser o resultado do desgaste por difusão e/ou da ação mecânica.

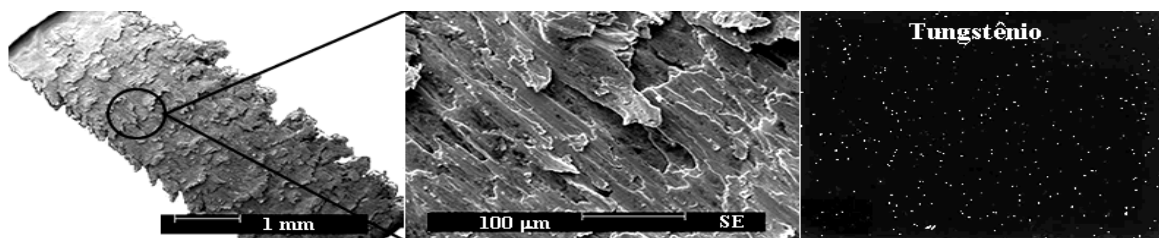


Figura 5.62 - Tungstênio da ferramenta na superfície do cavaco. (0,15% S e $v_c = 150$ m/min).

O uso de ferramenta de metal duro sem cobertura, na usinagem do ferro fundido cinzento, conduz a um acentuado desgaste por difusão em razão da afinidade cobalto e do carbono da ferramenta com o ferro da peça (FERRARESI, 1982).

A Fig. 5.62, mostra o elemento tungstênio da ferramenta na superfície do cavaco que esteve em contato com a face da ferramenta. Em razão do material da peça ter uma grande quantidade de carbono, não foi possível verificar, durante a análise química, se o elemento tungstênio encontra-se difundido no cavaco na forma de carboneto de tungstênio ou se houve a decomposição do WC em tungstênio e carbono.

Estudos realizados por (AKASAWA, 1980) mostraram que ocorre decomposição do carboneto de tungstênio. Análise da região secundária de cisalhamento, com auxílio de raios X, revelaram a formação de compostos intermetálicos do tipo $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $(\text{FeW})_6\text{C}$ e $(\text{FeW})_{23}\text{C}$, havendo, portanto, destruição do carboneto de tungstênio (1965 apud FERRARESI, 1982).

A difusão do tungstênio para o cavaco é favorecida pela formação de grãos nanométricos (20 nm de diâmetros) na região secundária de cisalhamento, sendo identificado como o principal mecanismo pelo qual ocorre o desgaste químico, em razão da alta solubilidade do soluto e da alta difusividade no contorno dos grãos (SUBRAMANIAN et al. 2004).

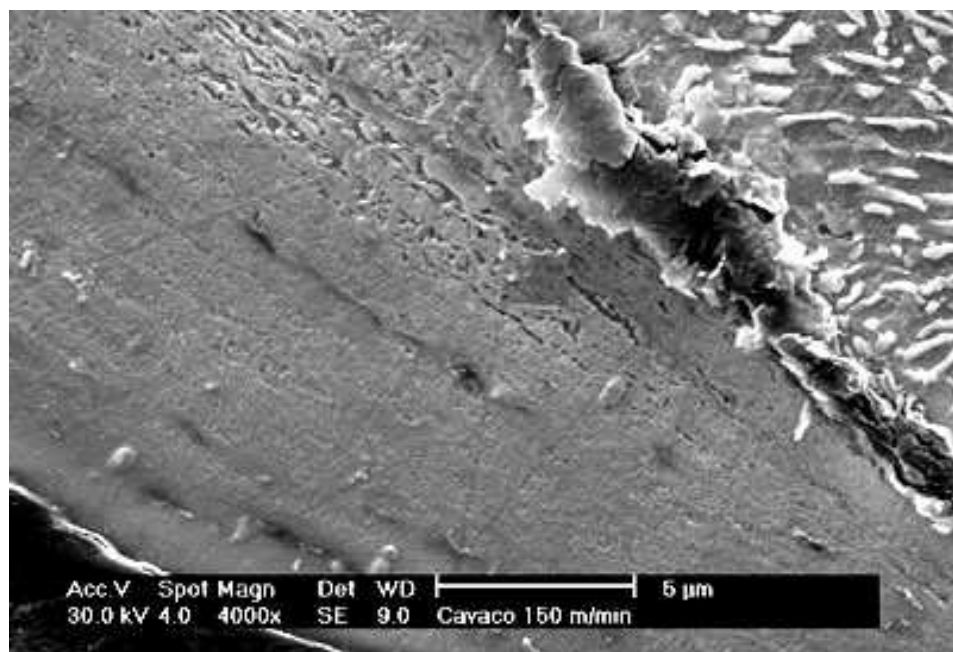


Figura 5.63 - Região secundária de cisalhamento. (0,065% S e $v_c = 150\text{m/min}$). Reagente: nital.

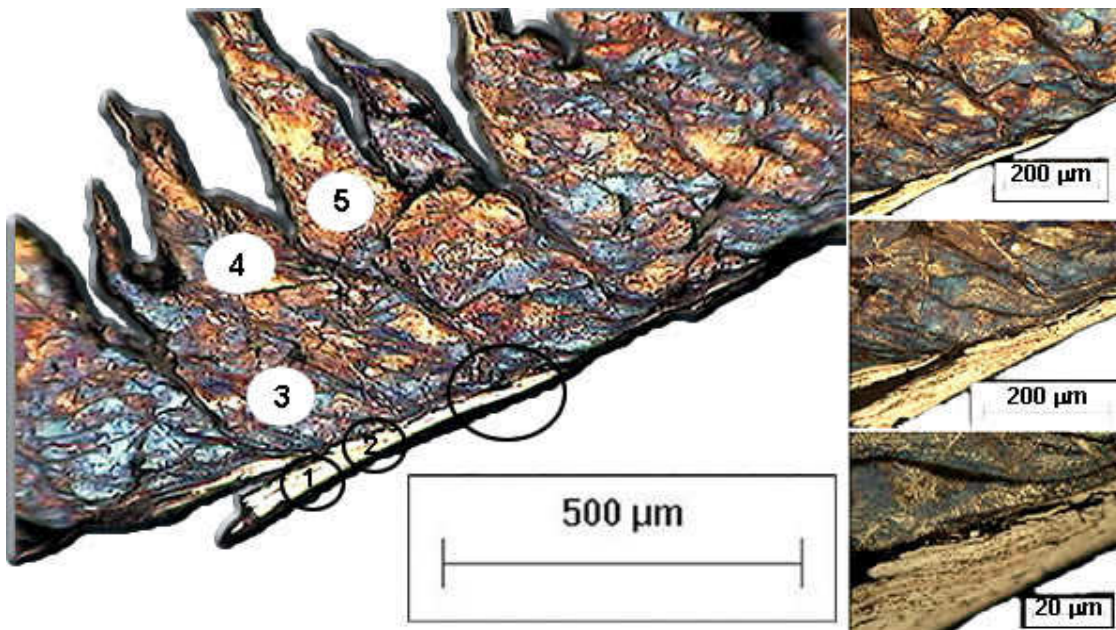


Figura 5.64 – Regiões selecionadas para medição da micro-dureza.
(0,065% S e $v_c = 150$ m/min). Reagente: nital.

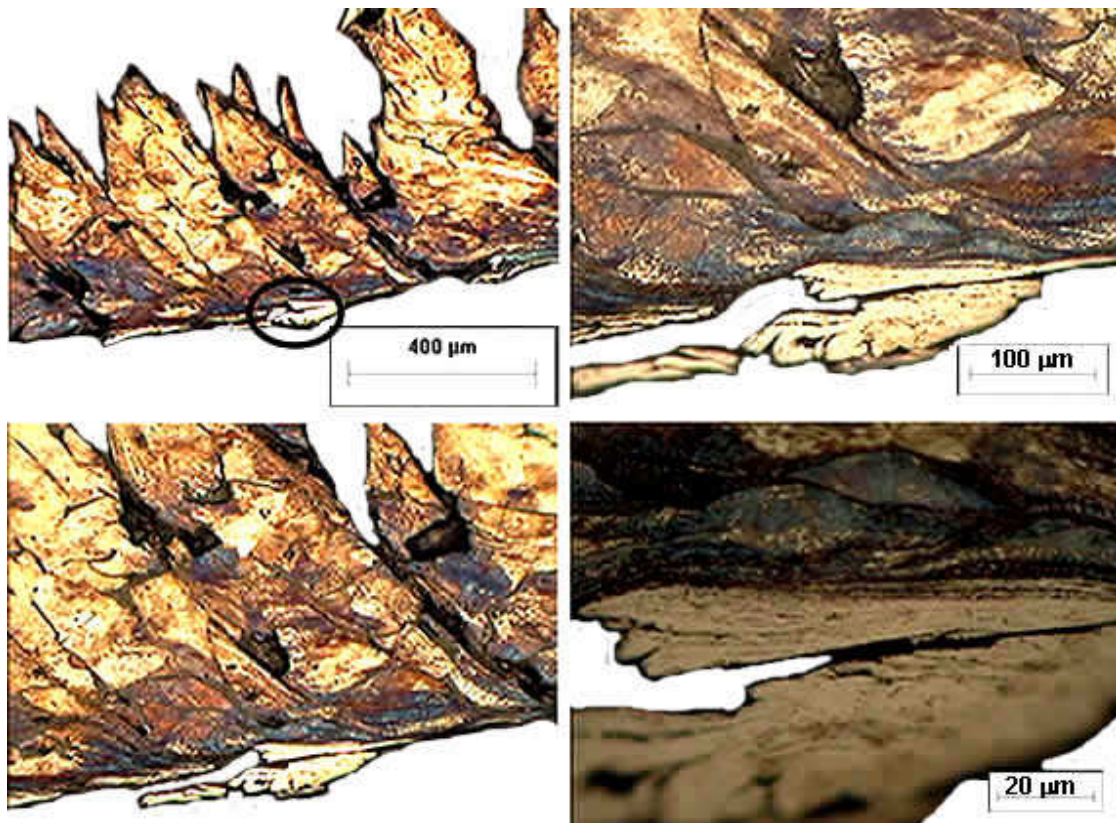


Figura 5.65 - Região intensamente deformada plasticamente.
(0,12% S e $v_c = 150$ m/min). Reagente: nital.

A caracterização da região secundária de cisalhamento, é um assunto sublinhado como importante, visto que o desgaste por difusão depende, em parte, do estado desenvolvido nesta região (temperatura, alteração microestrutural, entre outros) durante o processo de usinagem. Segundo Subramanian et al. (2004), além da formação de grãos nanométricos, o material na região secundária de cisalhamento transforma-se em martensita precedida pela recristalização dinâmica, favorecendo o desgaste por difusão.

Visualmente, o resultado obtido por Subramanian et al. (2004) em seu trabalho não pode ser confirmado nesta pesquisa, pois não há evidência de grãos nanométricos ou de agulhas de martensita na região secundária de cisalhamento apresentada na Fig. 5.63, 5.66 e 5.68.

Uma segunda hipótese, para o aspecto da região secundária de cisalhamento apresentada na Fig. 5.64 e 5.55, seria a descarbonetação. Para sustentar esta hipótese, uma investigação da micro-dureza, na seção transversal do cavaco, foi realizada nos pontos apresentados na Fig. 5.64, selecionados de modo a permitir uma comparação dos valores obtidos nos pontos 2 e 3 (região secundária de cisalhamento) com os pontos 3, 4 e 5.

Tabela 5.32 – Micro-dureza do cavaco.

Ponto	Carga (kgf)	Tempo de aplicação da carga (seg)	dureza		Média (HRC)	Desvio padrão
			HV	HRC		
1	0,05	5	774	63,00	62,45	0,78
2	0,05	5	744	61,90		
3	0,5	15	336	34,00	26,76	7,40
4	0,5	15	235	19,20		
5	0,5	15	280	27,10		

Para medição da micro-dureza, foi utilizado um micro-durômetro da marca Shimadzu, modelo HMV-2. A carga e o tempo de aplicação da carga foram selecionados de acordo com a espessura e a microestrutura na região de medição. Assim, utilizou-se uma carga de 0,5 kgf durante um tempo de 15 segundos nos pontos 3, 4 e 5 para que o valor obtido não seja referente, somente, a cementita ou a ferrita, mas sim da perlita. A menor carga aplicada nos pontos 1 e 2, deve-se à pequena área disponível para medição.

Observa-se na tabela 5.32 que a micro-dureza nos pontos 1 e 2 é, em média, 133% maior do que nos pontos 3, 4 e 5. Desta forma, a hipótese de descarbonetação pode ser rejeitada, sustentado o resultado obtido por Subramanian et al. (2004), embora, para ferro fundido cinzento, este resultado necessite de uma pesquisa focada neste assunto para confirmação.

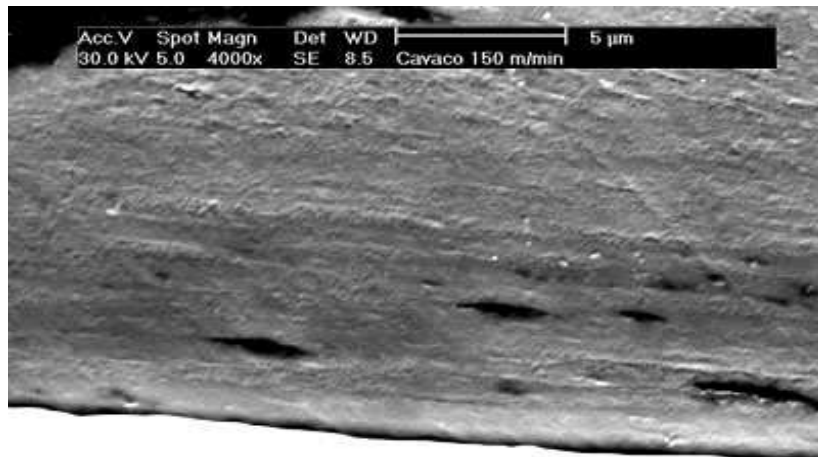


Figura 5.66 - Região secundária de cisalhamento. (0,065% S e $v_c = 150\text{m/min}$). Reagente: nital.

É esperado, pelo apresentado no item 5.4.1, que o maior desgaste por difusão seja desenvolvido na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S, em razão do maior tempo de contato do cavaco com a ferramenta, embora, no ferro fundido cinzento, este tempo seja reduzido pela presença da grafita cujas pontas “vivas”, Fig. 5.67(a) resultam em áreas com alta concentração de tensão e caminhos propensos ao aparecimento de fraturas durante a usinagem como pode ser visto na Fig. 5.67(b).

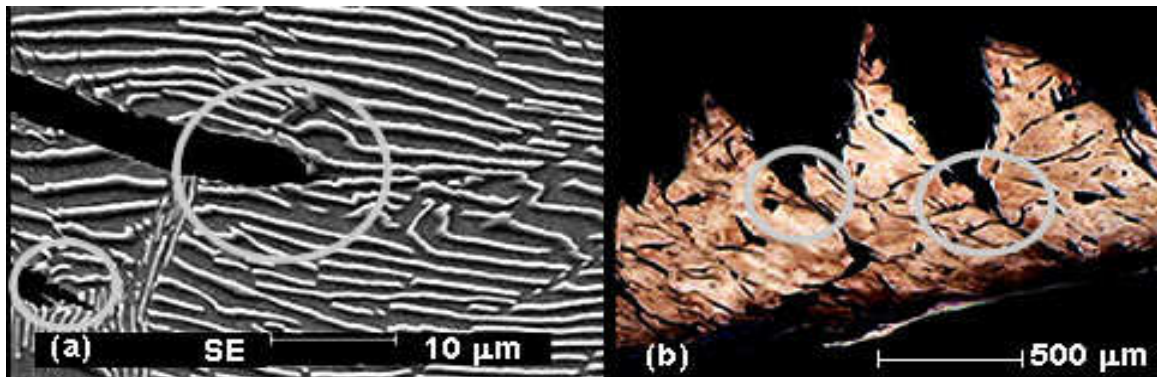


Figura 5.67 – Efeito da grafita na redução do tempo de contato do cavaco com a ferramenta. Reagente: nital.

A região secundária de cisalhamento é um local de intenso cisalhamento adjacente a superfície da ferramenta, Fig. 5.68, tendo sua largura reduzida na presença da grafita.

Embora o efeito das inclusões de sulfeto de manganês seja reduzido na região primária de cisalhamento, Fig. 5.69, e na região secundária de cisalhamento, Fig. 5.70 e Fig. 5.71, a sua presença é muito importante para a excelente usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 com alto teor de enxofre (0,12%, 0,15% e 0,18%) em relação ao material com 0,065% S (ver item 5.5) devido ao seu papel na redução do desgaste por adesão (ver item 5.4.1).

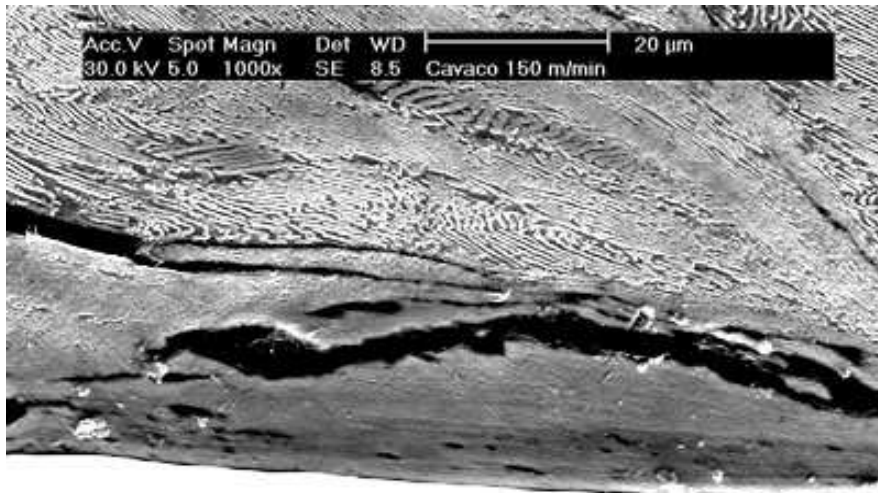


Figura 5.68 - Região secundária de cisalhamento. (0,065% S e $v_c = 150\text{m/min}$). Reagente: nital

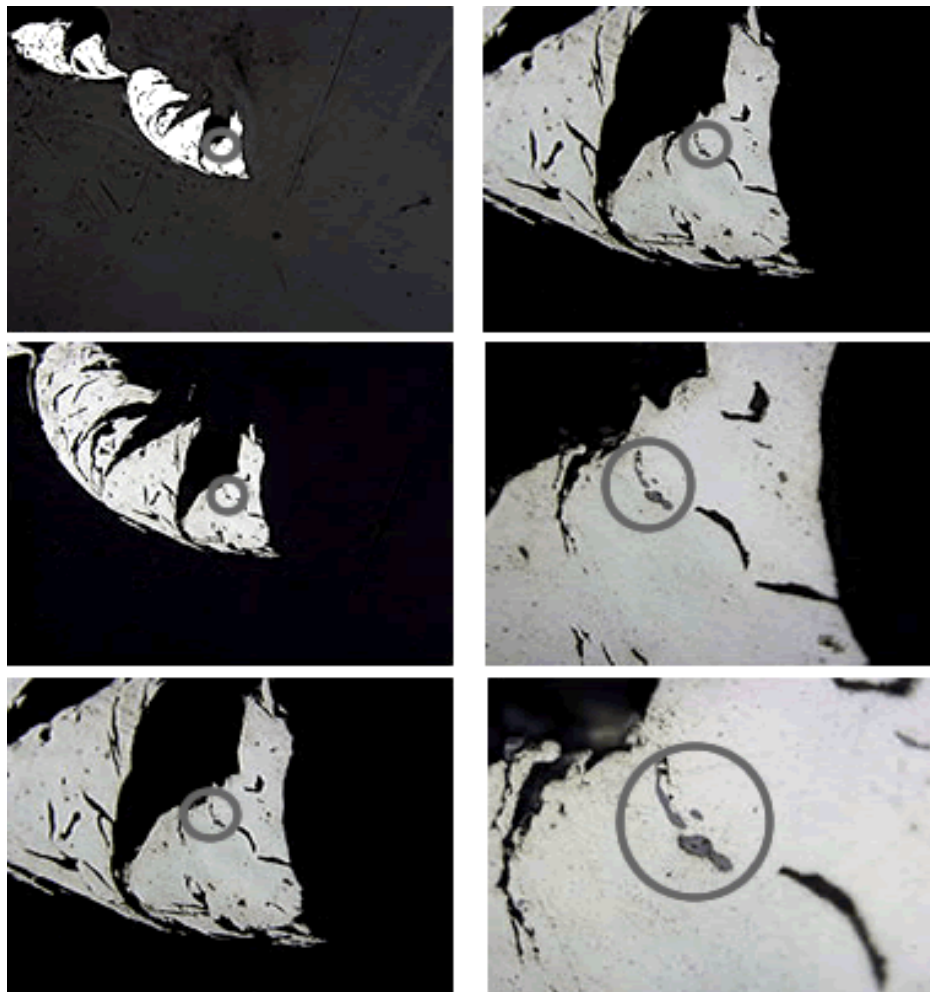


Figura 5.69 - Inclusão de MnS na região primária de cisalhamento. (0,15% S e $v_c = 200\text{ m/min}$).

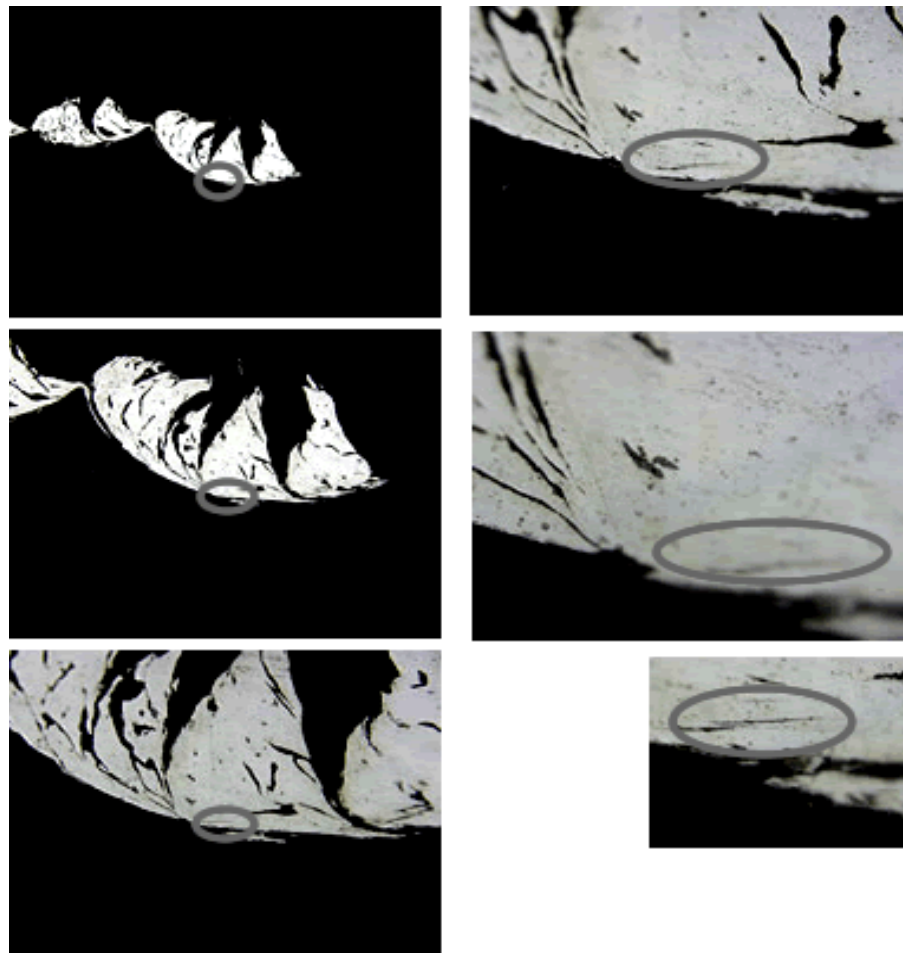


Figura 5.70 - Inclusão de sulfeto de manganês na região secundária de cisalhamento. Ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S usinado a $v_c = 200$ m/min.

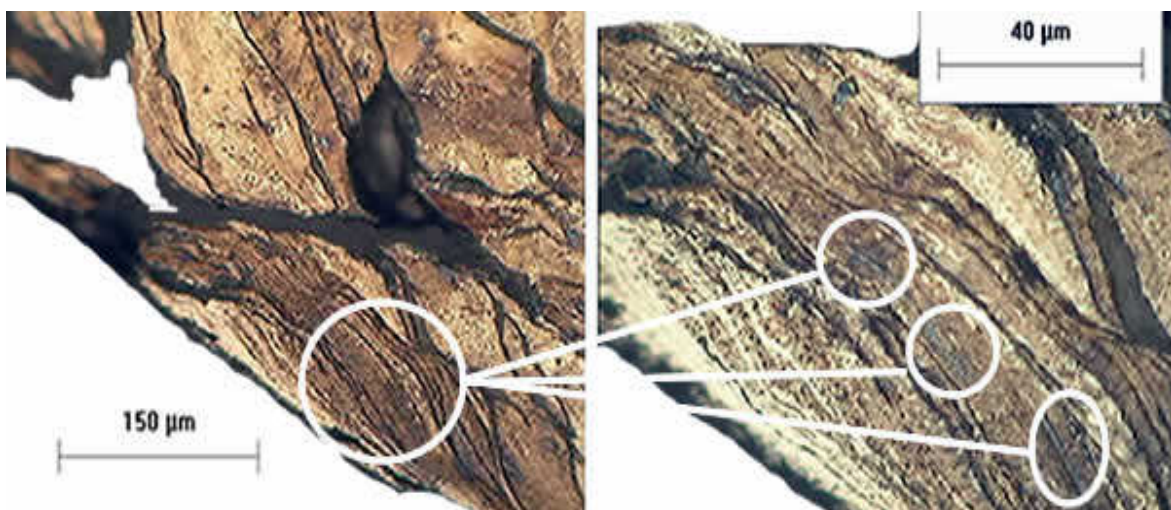


Figura 5.71 - Inclusão de sulfeto de manganês na região secundária de cisalhamento. Ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% S usinado a $v_c = 150$ m/min. Reagente: nital.

5.5 Avaliação da usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25

O efeito das inclusões de sulfeto de manganês na interface cavaco-ferramenta foi apresentado e avaliado nos itens anteriores, por meio de mapas de composição e através de amostras metalográficas das seções transversais dos cavacos. A correlação dos resultados apresentados, em relação as inclusões de sulfeto de manganês, com os de usinabilidade é apresentado neste item. As curvas de desgaste da ferramenta são apresentadas nas Figs. 5.72, 5.73, 5.74, para as velocidades de corte de 100, 150 e 200 m/min, respectivamente.

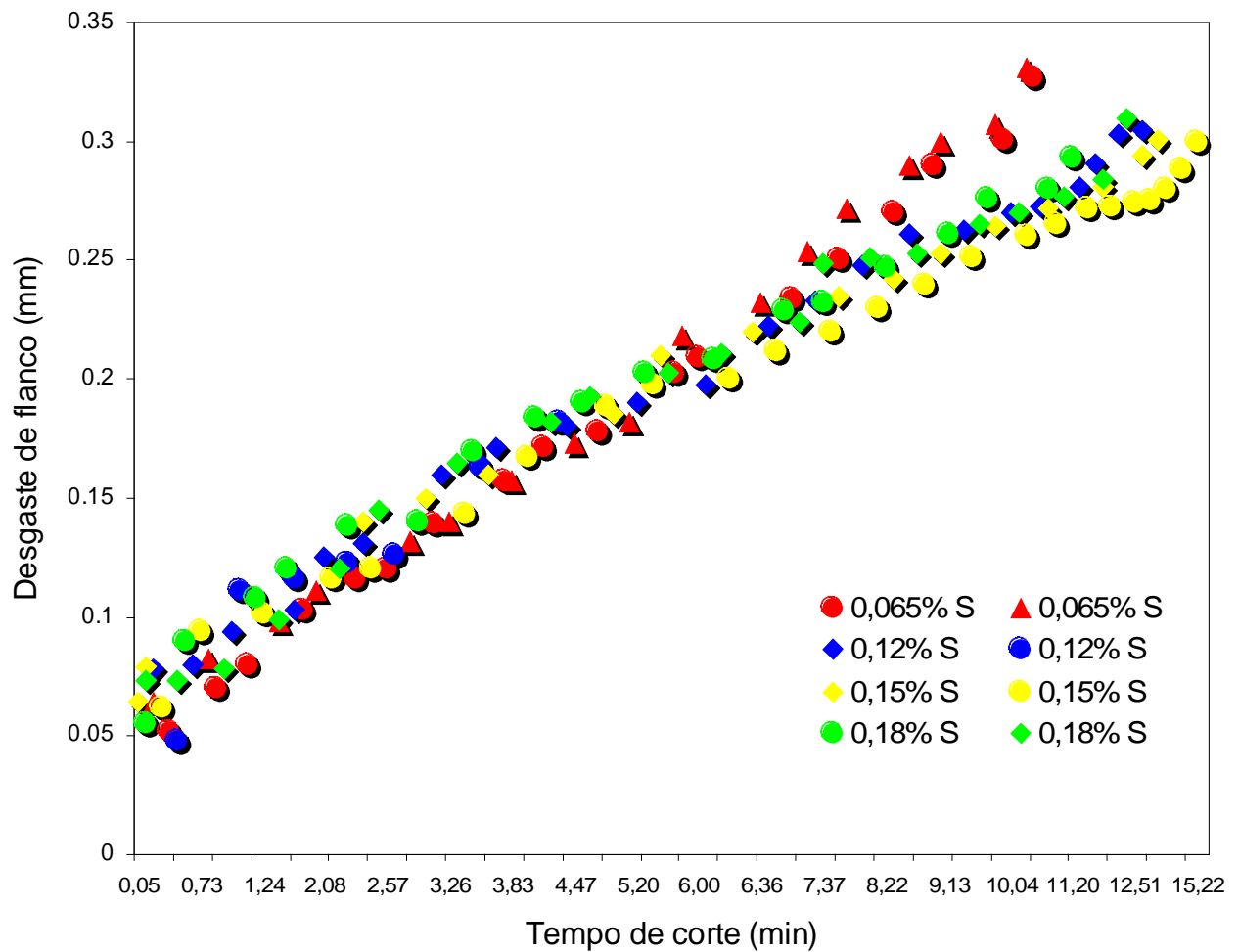


Figura 5.72 - Curvas de desgaste para o ferro fundido cinzento FC 25 usinado a 100 m/min.

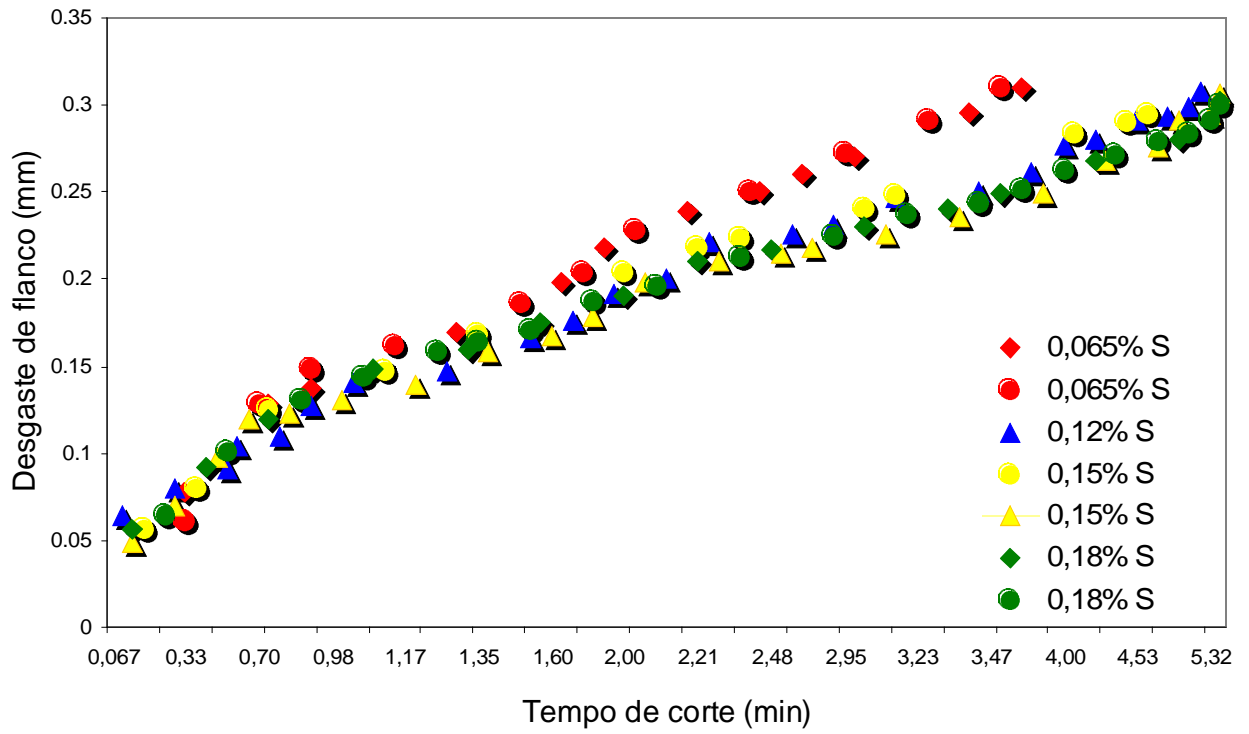


Figura 5.73 - Curvas de desgaste para o ferro fundido cinzento FC 25 usinado a 150 m/min.

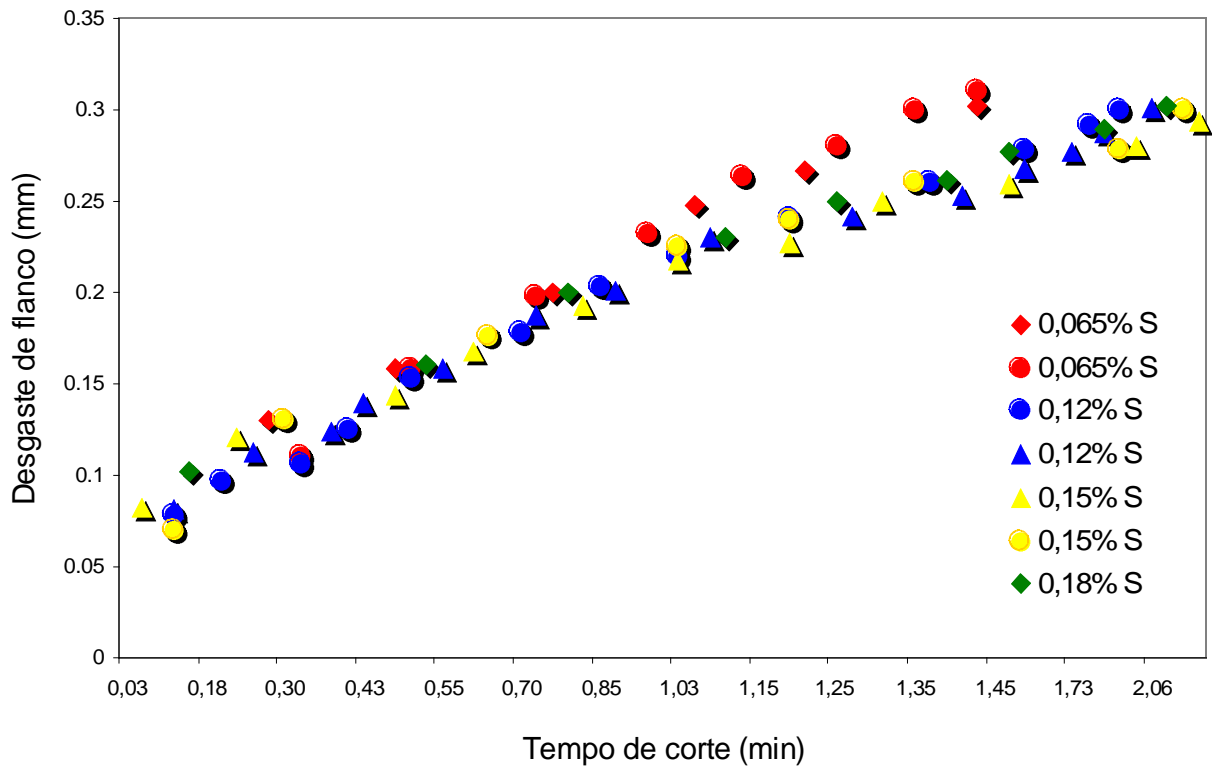


Figura 5.74 - Curvas de desgaste para o ferro fundido cinzento FC 25 usinado a 200 m/min.

A verificação do efeito dos teores de enxofre (0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18%) na usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 usinado a 100, 150 e 200 m/min, foi realizada para VB = 0,3 mm empregando a análise de variância (MONTGOMERY, 1997) para um nível de significância de 5%.

Tabela 5.33 - Análise de variância para $v_c = 100$ m/min

	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F_o	F_{cr}
% Enxofre	33,18	3	11,06	96,68	9,27
Erro	0,34	3	0,11
Total	33,53	6

Visto que ($F_o = 96,68$) > ($F_{cr} = 9,27$), tabela 5.33, conclui-se que **os percentuais de enxofre estudado alteram significativamente a usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 usinado a 100 m/min.**

Tabela 5.34 - Análise de variância para $v_c = 150$ m/min

	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F_o	F_{cr}
% Enxofre	5,14	3	1,72	12,32	9,27
Erro	0,42	3	0,14
Total	5,56	6

Visto que ($F_o = 12,32$) > ($F_{cr} = 9,27$), tabela 5.34, conclui-se que **os percentuais de enxofre estudado alteram significativamente a usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 usinado a 150 m/min.**

Tabela 5.35 - Análise de variância para $v_c = 200$ m/min

	Soma dos quadrados	Grau de liberdade	Média quadrática	F_o	F_{cr}
% Enxofre	0,820	3	0,270	54,750	9,270
Erro	0,015	3	0,005
Total	0,830	6

Visto que ($F_o = 54,750$) > ($F_{cr} = 9,270$), tabela 5.35, conclui-se que **os percentuais de enxofre estudado alteram significativamente a usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 usinado a 200 m/min.**

Quando comparamos um F significativo ($F_0 > F_{cr}$) relacionado com diferenças entre média, é importante determinar onde se situam essas diferenças.

O teste LSD (*Least significant difference*) permite fazer comparações múltiplas e localizar as diferenças significantes entre médias. Por este método, compara-se a diferença entre duas médias com o LSD, calculado através da equação 5.1.

$$LSD = t_{(\alpha, N-a)} \sqrt{MS_E \left(\frac{1}{n_i} + \frac{1}{n_j} \right)} \quad (5.1)$$

Diz-se que a diferença entre duas médias é estatisticamente significativa se for igual ou maior que LSD. Para um nível de confiança de 95%, tem-se:

- a usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% e 0,18% de enxofre, usinado a 100 m/min, não difere significativamente.
- a usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre não difere significativamente quando usinado a 150 e 200 m/min.

A melhor usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 contendo inclusões de sulfeto de manganês tipo III (0,18% S), Fig. 5.75, em relação ao material com inclusões tipo I (0,065% S) indica que a usinabilidade não é influenciada pela morfologia mas pela área percentual de inclusões de sulfeto de manganês, tabela 5.20, concordando com o resultado obtido por Erickson (1976).

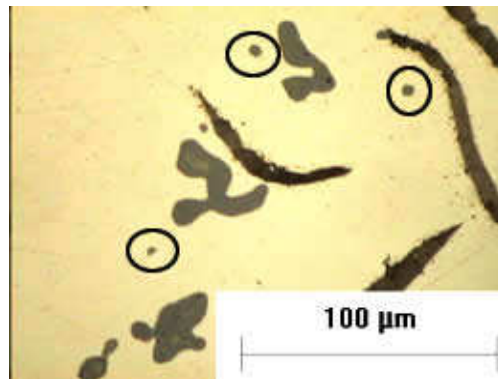


Figura 5.75 – Morfologia das inclusões de MnS no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S.

Em relação ao ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% de enxofre (tomado como referência devido ao seu uso na produção do ferro fundido cinzento), o material com 0,065% S apresentou uma redução na vida da ferramenta de 24%, 32% e 38%, para as velocidades de 100, 150 e 200 m/min, respectivamente, Fig. 5.76. Assim, o efeito dos sulfetos de manganês foi maior, apesar de menos expressivo, na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 usinado em altas velocidades de corte, divergindo dos resultados apresentado por Poulachon et al. (2002) obtidos na usinagem do aço.

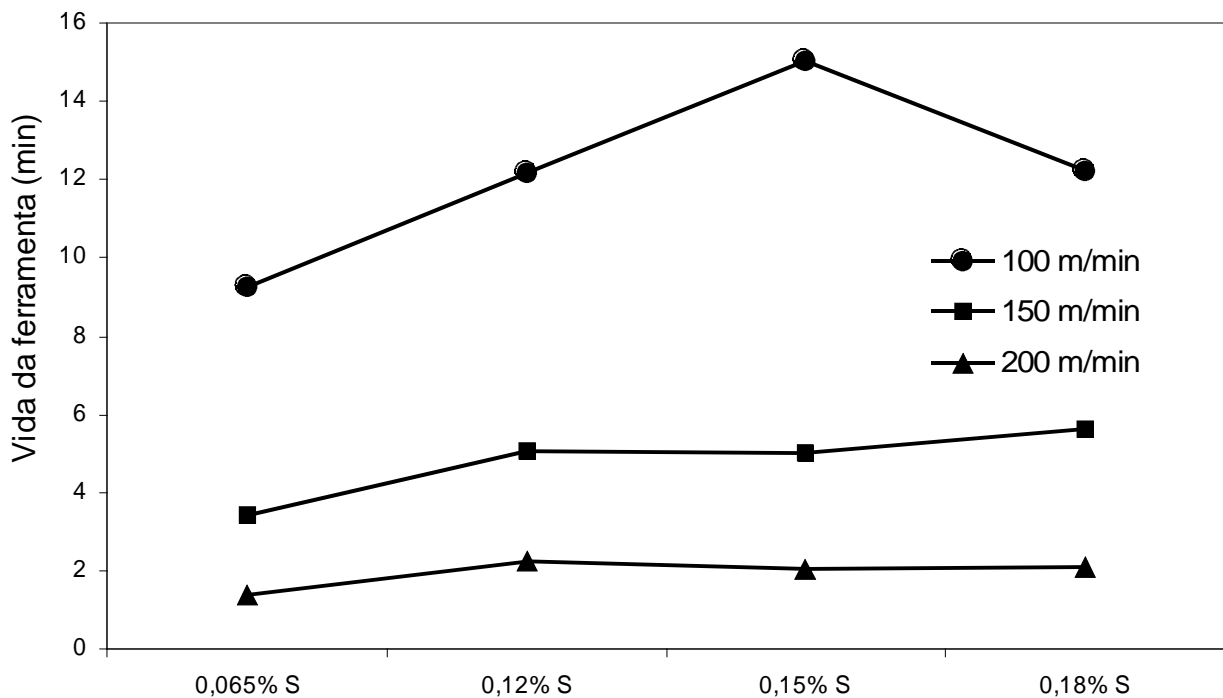


Figura 5.76 - Vida da ferramenta em função do percentual de enxofre para VB = 0,3 mm.

Na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre a 100, 150 e 200 m/min, os desgastes desenvolvidos na ferramenta de corte são o de cratera e de flanco, Fig. 5.77.

A principal causa para o desenvolvimento do desgaste de flanco, segundo Sandvik (1999), são: abrasão e difusão. No material em estudo, o desgaste por abrasão deve-se a presença das inclusões abrasivas, Fig. 5.78, identificadas no item 5.3.7, e também devido a matriz perlítica (ver item 5.3.5).



Figura 5.77 - Desgastes desenvolvidos na ferramenta de corte na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S a 100 m/min.

O desgaste de cratera é decorrente do desgaste por difusão (item 5.4.2), adesão (item 5.4.1) e abrasão desenvolvido na interface cavaco-ferramenta. Como não há diferença na quantidade de inclusões abrasivas entre os materiais (tabela 5.1), é esperado que o desgaste por difusão e adesão sejam os principais responsáveis pelo diferente resultado apresentado pelo ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre .

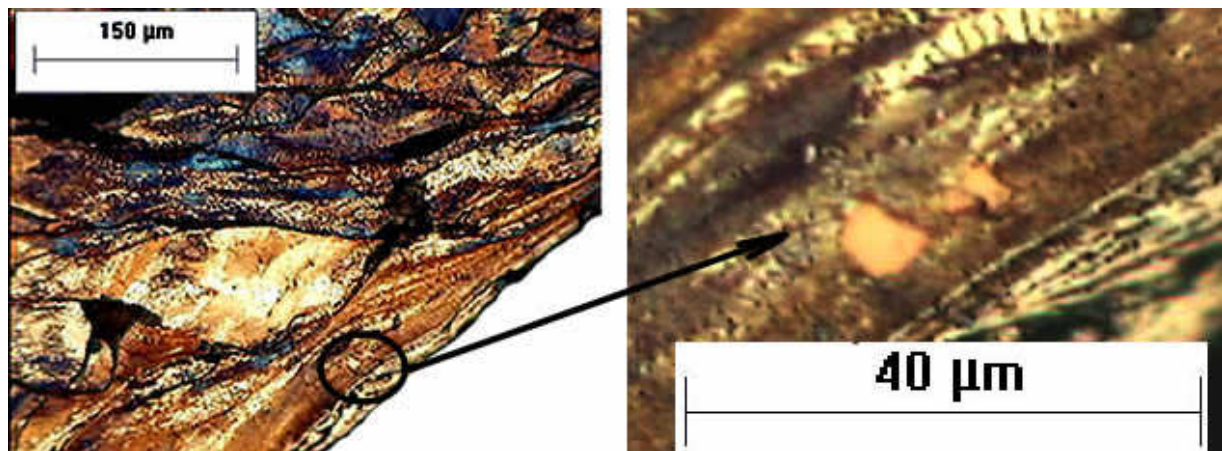


Figura 5.78 - Inclusão de carbonitreto de titânio na região secundária de cisalhamento. (0,12% S e $v_c = 150$ m/min). Reagente: nital

Na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 a 200 m/min, além do desgaste de cratera e de flanco, as ferramentas de corte apresentaram deformação plástica, Fig. 5.79, para VB próximo ao valor do critério de fim de vida pré-estabelecido (VB = 0,3 mm).

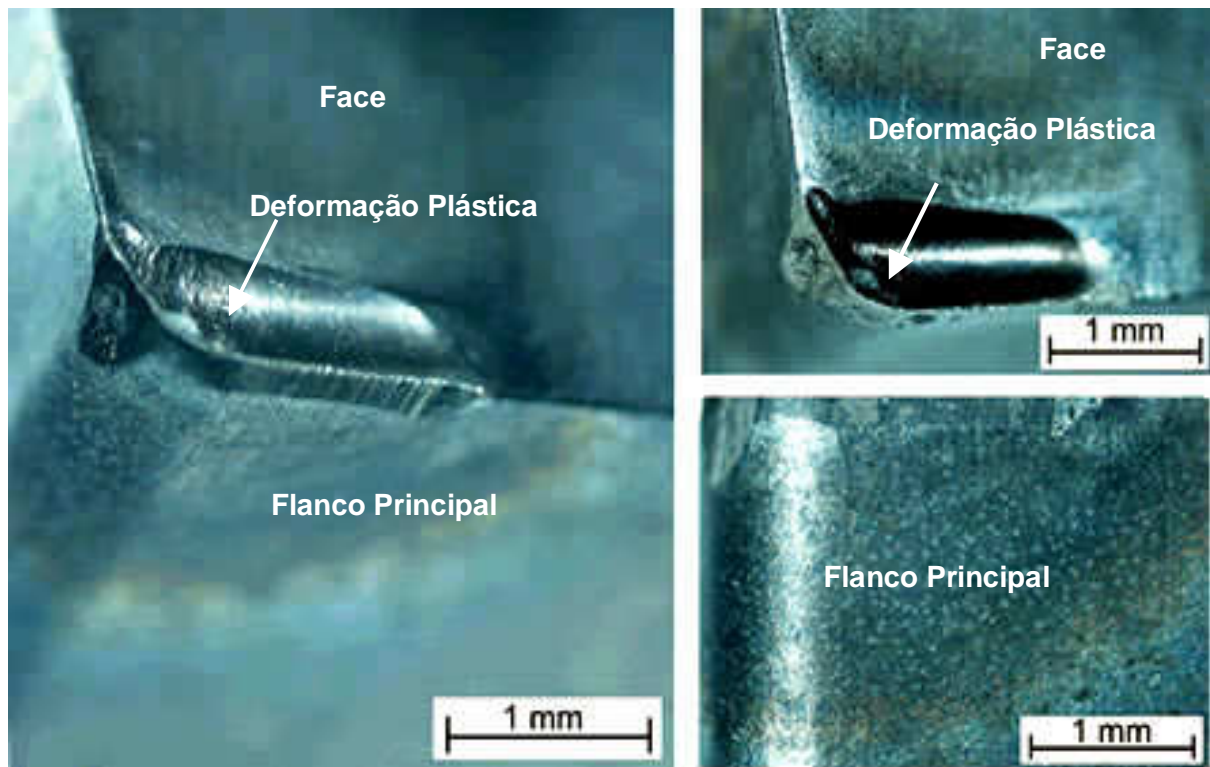


Figura 5.79 - Desgastes desenvolvido na ferramenta de corte ($v_c = 200$ m/min).

A velocidade de corte máxima recomendada pelo fabricante para a ferramenta empregada, *com cobertura*, é de 250 m/min. O uso da ferramenta *sem cobertura* à 200 m/min, favoreceu o desenvolvimento de uma elevada temperatura na região de corte, isto porque a ausência de cobertura propiciou maior atrito na interface cavaco-ferramenta e menor proteção térmica do substrato. Desta forma, a alta temperatura combinada com a elevada pressão conduziu a deformação plástica do gume da ferramenta.

A usinabilidade do ferro fundido cinzento, conforme apresentado no *capítulo 3*, comporta-se de forma atípica porque diverge da relação entre vida da ferramenta e velocidade de corte proposta e demonstrada por Taylor. Assim, não seria apropriado representar graficamente as curvas de Taylor para os materiais estudados.

Dentro deste quadro de resultados, obtidos dentro das possibilidades e limitações na qual este trabalho foi desenvolvido, são apresentadas, no próximo capítulo, as conclusões a cerca dos resultados aqui discutidos.

CAPÍTULO 6

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

6.1 Conclusões

Desta pesquisa, importantes resultados foram obtidos, mostrando que o aumento de 0,12% para 0,18% de enxofre na produção do ferro fundido cinzento FC 25 é possível sem o detrimento das propriedades mecânicas, da microestrutura e da usinabilidade. Desta forma, o objetivo maior deste pesquisa, viabilização do uso de um maior percentual de coque nacional na produção do ferro fundido cinzento FC 25, foi alcançado, sustentado nos dados experimentais apresentados no capítulo 5 acompanhados pelas discussões baseadas nas observações e fundamentadas na teoria apresentada nos *capítulos 2 e 3*.

As principais conclusões obtidas, nos ensaios experimentais, são apresentadas em três partes, são estas:

Propriedades mecânicas:

- O aumento na porcentagem do enxofre no ferro fundido cinzento FC 25 de 0,065% para 0,18% S, mantendo a relação $Mn (\%) = 1,7\% S + (0,322 \pm 0,036)$, não produz alterações significativas (nível de confiança igual a 95%) nas propriedades mecânicas do material.

Microestrutura:

- No ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre, somente a grafita tipo A (norma ASTM A247) está presente na matriz, indicando que os teores de enxofre analisados não alteram o tipo de grafita.
- Para um nível de confiança de 95%, a área percentual, a quantidade de partículas de grafita por mm^2 e a distribuição do tamanho das grafitas (classificadas segundo a norma VDG P441 e ASTM A247) não diferem significativamente para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065%, 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre.
- O parâmetro de rede da ferrita manteve-se em 2,87 para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre.

- O aumento de 177% de enxofre, em relação ao material com 0,065%, não promoveu alteração na matriz formada por perlita fina.
- O aumento percentual do enxofre tende a promover uma inversão do polinômio, que descreve a distribuição da área das inclusões de sulfeto de manganês, de decrescente para crescente.
- Os teores de enxofre analisados influenciam significativamente (nível de confiança igual a 95%) na área média mas não na quantidade média das inclusões de MnS no material. Assim, a porcentagem da matriz ocupada por inclusões de MnS difere significativamente com respeito ao teor de enxofre.
- O enxofre promove alteração na morfologia das inclusões de MnS da seguinte forma: no ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% S, as inclusões de MnS, são predominantemente do tipo I. No material com 0,12% S, encontram-se inclusões de MnS do tipo I e uma pequena quantidade do tipo III. Para o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,15% S, as inclusões de MnS do tipo I e III ocorrem de forma balanceada. O ferro fundido cinzento FC 25 com 0,18% S, apresenta predominantemente inclusões de MnS do tipo III e uma pequena quantidade do tipo I.
- A ocorrência da morfologia tipo III, não depende de óxidos, nitretos ou carbonetos como substratos de nucleação. Embora não sejam raras as ocorrências de inclusões abrasivas associadas aos sulfetos de manganês. Contudo, este tipo de nucleação não é exclusivo das inclusões de sulfeto de manganês tipo III, inclusões do tipo I podem, ou não, estar associada à inclusões com alto ponto de fusão.

Usinabilidade:

- Constatou-se que ao invés da formação da BUL houve o depósito pontual das inclusões de MnS nas superfícies de incidência e de saída da ferramenta de corte;
- Para uma efetiva redução do desgaste por adesão, deve haver uma mínima porcentagem da área da matriz ocupada por inclusões de sulfeto de manganês. Visto que somente o ferro fundido cinzento FC 25 com 0,065% de enxofre apresentou uma intensa adesão, deduz-se que a menor porcentagem de área ocupada por sulfeto de manganês deve ser de $(18 \pm 6) \times 10^{-3}$, para reduzir a adesão do material da peça nas superfícies da ferramenta de corte.

- Para um nível de confiança de 95%, a usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% e 0,18% de enxofre, usinado a 100 m/min, não difere significativamente;
- Para um nível de confiança de 95%, a usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12%, 0,15% e 0,18% de enxofre não difere significativamente quando usinado a 150 e 200 m/min.
- A melhor usinabilidade do ferro fundido cinzento FC 25 contendo inclusões de sulfeto de manganês tipo III (0,18% S) em relação ao material com inclusões tipo I (0,065% S) indica que a usinabilidade não é influenciada pela morfologia mas pela área percentual de inclusões de sulfeto de manganês.
- Em relação ao ferro fundido cinzento FC 25 com 0,12% de enxofre (tomado como referência devido ao seu uso na produção do ferro fundido cinzento), o material com 0,065% S apresentou uma redução na vida da ferramenta de 24%, 32% e 38%, para as velocidades de 100, 150 e 200 m/min, respectivamente. Assim, o efeito dos sulfetos de manganês foi maior, apesar de menos expressivo, na usinagem do ferro fundido cinzento FC 25 usinado em altas velocidades de corte.

O arrolamento das conclusões proporciona ao pesquisador a constatação de que houve lacunas em seu trabalho. Assim, sugestões para novos estudos se fazem oportunas.

6.2 Sugestões para Futuros Trabalhos

- Para que um maior percentual de enxofre possa ser utilizado na produção do ferro fundido cinzento FC 25 é importante avaliar a influência deste elemento na microestrutura e nas propriedades mecânicas das seções com espessura menores e maiores que 30 mm.
 - Realizar os ensaios de usinabilidade com o tempo, ferramenta e parâmetros necessários e adequados para o desenvolvimento da BUL;
 - Determinar, para o ferro fundido cinzento, a relação entre o tempo necessário para a formação da BUL e a porcentagem da área ocupada por sulfeto de manganês, isto é, quantificar e validar o gráfico proposto na Fig. 5.51.
 - Determinar o tempo necessário para a formação da BUL para as diferentes coberturas. Visto que nas industriais é conveniente que se utilize as ferramentas com menor tempo para a formação da BUL.

CAPÍTULO 7

REFERÊNCIAS

ABIFA. Associação Brasileira de Fundição. 2004.

AGUIAR, W. M.; CASTRO, R. J. **Metalografia - Microestruturas de Aços e Ferros Fundidos**. ETFCE-SENAI. p. 37-42.

AKASAWA, T. et al. Crater Wear Mechanism of WC-Co Tools at High Cutting Speeds. **Wear**, n. 65, p. 141-150, 1980.

ALDERSON, A. **The Influence of Manganese and Sulphur on the Structure and Mechanical Properties of Gray Cast Iron**. The British Foundryman, p. 335-341, 1985.

AMERICAN FOUNDRY SOCIETY. **Introduction to Gray Cast Iron Processing**. United States of America: AFS, p. 1-91. 2000.

AMERICAN FOUNDRY SOCIETY. **Iron Castings Engineering Handbook**. United States of America: AFS, p. 95-131. 2003.

ARAKI, T. **Roles of Inclusions in Steel for the Fatigue Properties and Machinability Problems**. Japan, p. 149-155, 1988.

ARAKI, T.; YAMAMOTO, S. Some Aspects of New Type Nonmetallic Inclusions Favorable for Machinability. In: INFLUENCE OF METALLURGY ON MACHINABILITY, 7, 1975. **Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability**. United States of America: American Society for Metals, 1975. p.159-173.

ASM HANDBOOK. **Handbook - Castings**. ed. 9. United States of America: ASM, 1992. v. 15. p. 50-330.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS. **Fundição**. ed. 10. São Paulo: ABM, 1978.

BALAJI, A. K. et al. The Effects of Cutting Tool Thermal Conductivity on Tool-Chip Contact Length and Cyclic Chip Formation in Machining with Grooved Tools. **Annals of the CIRP**, v. 48, p. 33-38, 1999.

Balanço Energético Nacional, Ministério das Minas e Energia, Brasília, 2002. Disponível em <<http://www.mme.org.br>>. Acesso em 10 março 1004.

BARRY, J.; BYRNE, G. Cutting Tool Wear in the Machining of Hardened Steels. Part II: Cubic Boron Nitride Cutting Tool Wear. **Wear**, n. 247, p. 152-160, 2001.

BATES, C. E. Study Examines Influences on Machinability of Iron Castings. **Modern Castings**, p. 36-39, 1996.

BEISS, P.; KUTSCH, U. Machinability of Sintered Stainless Steel 439LHC. **Power Metallurgy**, v. 39, n. 1, p. 66-70, 1996.

BOEHS, L. **Influência do Sulfeto de Manganês na Usinabilidade do Ferro Fundido Maleável Preto Ferrítico**. 1979. 105f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1979.

BRANDON, D.; KAPLAN, W. **Microstructural Characterization of Materials**. England: John Wiley & Sons, 1999, p.59-253.

BRION, J. M. et al. Mechanisms of Built-up Layer Formation on Turning Tools: Influence of Tool and Workpiece. **Wear**, n. 154, p. 225-239, 1992.

BRISCOE, B. J.; ADAMS, M. J. **Tribology in Particulate Technology**. Philadelphia: Adam Hilger, p.91-372, 1987.

CALLISTER, W. D. **Materials Science and Engineering an Introduction**. ed. 5. United States of America: John Wiley & Sons, 2000. p. 364-369.

CAMPOS, S. N. **Uma Biografia com um Pouco da Historia do Carvão Catarinense**. Florianópolis: Ed. Insular, 2001.

CAPPELLI, P. G. et al. Evaluation of Different Deoxidized Steels. In: INFLUENCE OF METALLURGY ON MACHINABILITY, 7, 1975. **Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability**. United States of America: American Society for Metals, 1975. p.174-188.

CASTELLO BRANCO, C. H. **Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares**. Joinvile: Fundação Tupy, publicação interna. p. 65-71.

Centre metallographique des Inclusions dans les Aciers. **Atlas Metallographique des Inclusions dans les Aciers Calmes**. p.6-20.

CHAVES FILHO, L. M. **Avaliação do Comportamento de Alguns Inoculantes para Ferros Fundidos Cinzentos**. Joinvile: Sociedade Educacional Tupy, 1975. p. 3-29.

COLE, C. S. Solidification of Ductile Iron. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, n.80, p.335-348, 1972.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. 3. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1969.

COOK, N. H. Tool Wear and Tool Life. **Transactions of the ASME: Journal of Engineering for Industry**, p.931-938, 1973.

CORREA DA SILVA, L. C. **Princípios Básicos de Metalurgia**. São Paulo: Associação Brasileira de Metais. v. II. 1959. p. 17.1-21.41

CRAFTS, W.; HILTY, D. C. Sulfide and Oxide Formation in Steel. **Proceeding of Electric Furnace Steel Conf.**, p. 121, 1953.

CZICHOS, H. **Tribology a systems approach to the science and technology of friction, lubrication and wear**. New York: Elsevier, p.80-210, 1978.

DAWSON, S. et al. The Effect of Metallurgical Variables on the Machinability of Compacted Graphite Iron. In: COMPACTED GRAPHITE IRON, 2002, Bad Nauheim, Germany. **Machining Workshop**. 2002. p.1-26

DEKKERS, R. 2002. Thesis, Katholieke Universiteit Leuven, Leuven, Belgium. Disponível em: <www.sirius.mtm.kuleuven.ac.be>. Acesso em: 04 abril 2002

Deutsches Institut für Normung DIN 6584. **Begriffe der Zerpantechnik**. Berlin, 1982. Nr. 0009.

EDWARDS, R. **Cutting Tools**. 1. ed. London: The Institute of Materials, p.39-91, 1993.

ERICKSON, P. S.; HARDY, J. M. Effect of Manganese Sulfide Inclusions in Cast Gray Iron on Tool Life. **AFS Transactions**, p. 407-416, 1976.

FANG, X. D.; ZHANG, D. An Investigation of adhering layer formation during tool wear progression in turning of free-cutting stainless steel. **Wear**, n. 197, p.169-178, 1996.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Metais**. 4. ed. São Paulo: Editora Edgar Blücher Ltda, 1982. v. 1. p. 145-555.

FREDRIKSSON, H.; REMAEUS, B. The Influence of Sulphur on the Transitions White to Grey and Grey to White in Cast Iron. In: THE METALLURGY OF CAST IRON, 1974, Geneva, Switzerland. **Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron**. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p.315-326.

FULLER, A. Effect of Manganese and Sulfur on Mechanical Properties and Structure of Flake Graphite Cast Iron. **AFS Transactions**, v. 94, p. 863-972, 1986.

FUNCITEC. **Análise Preliminar de Alternativas para Valorização do Carvão Mineral no Estado de Santa Catarina**. Fundação de Ciência e Tecnologia. Setembro de 2003.

GASTEL, M. et al. Investigation of the Wear Mechanism of Cubic Boron Nitride Tools Used for the Machining of Compacted Graphite Iron and Grey Cast Iron. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, n. 18, p. 287-296, 2000.

GEORGIU, G. High Speed Machining of Compacted Graphite Iron. In: COMPACTED GRAPHITE IRON, 2002, Darmstadt. **Machining Workshop**. 2002.

GILTROW, J. P. A relationship between abrasive wear and the cohesive energy of materials. **Wear**, n. 15, p.71-80, 1970.

GOLDSTEIN, J. I. et al. **Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis**. New York: Plenum Press, 1992.

GOODRICH, G. M. et al. Manganese, Sulfur and Manganese-Sulfur Ratio Effects in Gray Cast Iron. **AFS Transactions**, p. 1-30, 2003.

GOODRICH, G. M.; SVOBODA, J.M. **Basic Concepts of Ferrous Metallurgy**. United States of America: American Foundrymen's Society. p. 15-65.

GOODRICH, G.M. Cast Iron Microstructure Anomalies and Their Causes. **AFS Transactions**, v. 107, p. 669-681, 1997.

GRUM, J.; LESKOVA, P. Analysis of the wear Process in the cutting of Free Cutting Steels. **Conference on Production Engineering**. Beograd, 1986. p. 83-89.

GUNDLACH, R. B. et al. On the Problems with Carbide Formation in Gray Cast Iron. In: THE PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON, 1984, Stockholm, Sweden. **Proceedings of the Third International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron**. North-Holland: Materials Research Society, 1989. Vol 34. p.251-261.

HARJU, E. et al. Formation of a Wear Resistant Non-Metallic Protective Layer on PVD-Coated Cutting and Forming Tools. **Surface and Coatings Technology**, n. 112,p. 98-102, 1999.

HAZRA, J.; KENEDY, E. M. The Influence of Metallurgical Processing on Machinability. In: INFLUENCE OF METALLURGY ON MACHINABILITY, 7, 1975. **Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability**. United States of America: American Society for Metals, 1975. p.202-218.

HELISTÖ, P. et al. Interface Phenomena Between Oxide Layers and Cemented Carbide Tools. **Wear**, n. 139, p. 225-234, 1990.

HOLZKI, M. Optimisation of Cutting Parameters when Drilling Sintered Stainless Steel 439LHC . **Power Metallurgy**, v. 39, n. 4, p. 256-257, 1996.

HUMMER, R. Some Aspects of Inoculation of Flake and Nodular Graphite Cast Iron. In: The Metallurgy of Cast Iron, 1974, Geneva, Switzerland. **Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron**. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p.174-160.

IPARDES Instituto Paranaense Econômico e Social. **TABELAS**. Curitiba: UFPR, 2000.

VLEUGELS, J.; VAN DER BIEST, O. Chemical Wear Mechanisms of Innovative Ceramic Cutting Tools in the Machining of Steel. **Wear**, p. 225-229, 1999.

JCPDS. **Powder Diffraction File Search Manual for Common and Organic**. Pennsylvania: International Center for Diffraction Data, 1981, p. 41.

JOCKYMAN, A. A Grande Incógnita. **Metalurgia e Materiais**, v. 60, n. 550, novembro de 2004, p. 654-656.

JOSEPH, R. A.; TIPNIS, V.A. The Influence of Non-Metallic Inclusions on the Machinability of Free-Machining Steels. In: INFLUENCE OF METALLURGY ON MACHINABILITY, 7, 1975. **Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability**. United States of America: American Society for Metals, 1975. p.55-72.

KAHLES J. F.; FIELD M. Relation of Microstructure to Machinability of Gray Iron, Ductile Iron and Malleable Iron. **AFS Transaction**, p. 587-595, 1964.

KASSACK, J.; REUTER, U. Audi CGI Production Planning. In: COMPACTED GRAPHITE IRON, 2002, Darmstadt. **Machining Workshop**. 2002.

KHRUSHOV, M. M. Principles of Abrasive Wear. **Wear**, n. 28, p.69, 1974.

KONDIC, V. **Princípios Metalúrgicos de Fundição**. Tradução: Cláudio Luiz Mariotto. São Paulo: Polígono, 1973.

LAHLES, J. F.; FIELD, M. Relation of Microstructure to Machinability of Gray Iron, Ductile Iron and Malleable Iron. **AFS Transaction**, p. 587-595, 1964.

LAIRD, G. et al. **Abrasion Resistant - Cast Iron Handbook**. Illinois: AFS American Foundry Society, 2000. p.9-103.

LALICH, M. J. The Influence of Rare Earth Elements on Magnesium Treated Ductile Cast Irons. In: THE METALLURGY OF CAST IRON, 1974, Geneva, Switzerland. **Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron**. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p.561-581.

LARSSON, A.; RUPPI, S. Structure and Composition of Built-up Layers on Coated Tools During Turning of Ca-treated Steel. **Materials Science and Engineering**, p. 160-169, 2000.

LESKOVAR, P.; GRUM J. Wearing Action at Cutting Plates of Cemented Carbides. **Mechanical Engineering Journal**, v. 25, n. 3, p. 1-8, 1979.

LESKOVAR, P.; GRUM, J. The Metallurgical Aspects of Machinability. **CIRP Reports and News**, 1997.

Li, H. et al. Machinability of Class 40 Gray Iron. **AFS Transactions**, p. 1-14, 2002

LIU, Z.; CHILDS, T. H. C. The Influence of TiC, CaF₂ and MnS additives on friction and lubrication of sintered high speed steels at elevated temperature. **Wear**, n. 193, p. 31-37, 1996.

LLORCA-ISERN, N. et al. Internal Features of Graphite in Cast Irons Confocal Microscopy: Useful Tool for Graphite Growth Imaging. **Micron**, n33 (2002) 357-364.

LOPER, C. R. Structure and Property Control of Cast Iron. In: PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON IV, 1989, Tokyo, Japan. **Proceedings of the Fourth International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron IV**. Pennsylvania: Materials Research Society, 1989. p.281-291.

LORIA, E. A. Machinability and Microstructure of Cast Irons. **AFS Transactions**, n. 62, p. 163-175, 1954.

LUO, C. **Modeling the Behavior of Inclusions in Plastic Deformation of Steels**. 2001. Tese. Royal Institute of Technology, Stockholm, 2001.

MAGNAVITA, M. Produção de Coque é o Primeiro Investimento da Vale na China. **Gazeta Mercantil**, p.10. 14 julho 2004.

MARWANGA, R. O. et al. Influence of Graphite Morphology and Matrix Structure on Chip Formation During Machining of Gray Irons. **AFS Transactions**, n. 108, p. 595-607, 2000.

MILLS, B.; AKHTAR, S. A Metallurgical and Machining Study of Free Machining Low Carbon Steels. In: INFLUENCE OF METALLURGY ON MACHINABILITY, 7, 1975. **Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability**. United States of America: American Society for Metals, 1975. p.73-88.

MILLS, B.; HAO, C. S.; Qi, H. S. Formation of an Adherent Layer on a Cutting Tool Studied by Micro-Machining and Finite Element Analysis. **Wear**, n. 208, p. 61-66, 1997.

MINKOFF, I.; LUX, B. Graphite Growth from Metallic Solution. In: THE METALLURGY OF CAST IRON, 1974, Geneva, Switzerland. **Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron**. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p.473-493.

MIZOGUCHI, T. et al. Nucleation During Solidification of Cast Irons. **AFS Transactions**, p. 89-94, 1997.

MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. ed. 4. United States of America: John Wiley & Sons, 1997. p. 63-568.

MUZUMDAR, K. M.; WALLACE, J. F. Effect of Sulfur in Cast Iron. **AFS Transactions**, p.412-423, 1973.

MUZUMDAR, K. M.; WALLACE, J. F. Inoculation Sulfur Relationship of Cast Iron. **AFS Transactions**, v. 80, p.317-328, 1972.

NIESWAGG, H.; ZUITHOFF, A. J. The Effect of S, P, Si and Al on the Morphology and Graphite Structure of Directionally Solidified Cast Iron. In: THE METALLURGY OF CAST IRON, 1974,

Geneva, Switzerland. **Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron**. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p.327-353.

NORDGREN, A.; MELANDER, A. Deformation Behaviour of Different Types of Inclusions During Chip Formation in Turning of Quenched and Tempered Steels. **Mater, Sci. Technol**, n. 5, p. 940-951, 1989.

NORDGREN, A.; MELANDER, A. Tool Wear and Inclusion Behavior During Turning of a Calcium-Treated Quenched and Tempered Steel Using Coated Cemented Carbide Tools. **Wear**, n. 139, p. 209-223, 1990.

NORIIHIKO, N. **Cutting Performance of Carbide Tools Coated or Sintered with Complex Oxides**. **Ann. CIRP**, n. 25, p. 93-98, 1976.

OECD. **Glossary of Terms and Definitions in the field of Friction, Wear and Lubrication – Tribology**. Paris: OECD, 1969.

OIKAWA, K. et al. The Control of the Morphology of MnS Inclusions in Steel during Solidification. **ISIJ Int.**, v. 35, n. 4, p. 402-408, 1995.

OLDFIELD, W.; KANGILASKI, M. Surface Active Agents and Cast Iron Solidification – Their Occurrence and Their Effect. **Transactions of the American Foundrymen's Society**, n. 79, p. 455-458, 1971.

OPITZ, H. Tool Wear and Tool Life. **Proc. Int. Production Engineering Research Conf**, Pittsburg. ASME, New York, 1963, pp.107-113.

PALIWODA, E. J. The role of oxygen in Free Cutting Steels. **Proceedings AIME Mechanical Working of Steel 2**, v. 26, p.27-47, 1964.

PELHAN, A. The Effect of Several Elements on the Formation of the Eutectic Cell. **Giesserei-Praxis**, n.11, 1962, p. 184-189.

POULACHON, G. et al. An investigation of the influence of sulphide inclusions on tool-wear in high speed milling of tool steels. **Wear**, n. 250, p. 334–343, 2001.

POULACHON, G. et al. Sulphide inclusion effects on tool-wear in high productivity milling of tool steels. **Wear**, n. 253, p. 339–356, 2002.

PRABHU, K.; LOPER, C. R. Influence of Manganese and Sulfur on the Strength, Hardness and Microstructure of Gray Cast Iron. **AFS Transactions**, p.287-296, 1988.

QI, H. S.; MILLS, B. Formation of a Transfer Layer at the Tool-Chip Interface During Machining. **Wear**, n. 245, p. 136-147, 2000.

QI, H. S.; MILLS, B. Modelling of the Dynamic Tool-Chip Interface in Metal Cutting. **Journal of Materials Processing Technology**, p. 201-207, 2003.

QI, H. S.; MILLS, B. On the Formation Mechanism of Adherent Layers on a Cutting Tool. **Wear**, n. 198, p. 192-196, 1996.

RABINOWICZ, E. **Friction and Wear of Materials**. 2. ed. United States: Wiley Interscience, p.40-300, 1995.

RAMALINGAM, S. et al. The Role of Sulfide Type and of Refractory Inclusions in the Machinability of Free Cutting Steels. In: INFLUENCE OF METALLURGY ON MACHINABILITY, 7, 1975. **Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability**. United States of America: American Society for Metals, 1975. p.111-129.

RIBEIRO, I. Insumo Pressionará Preço do Aço em 2005. **Valor**, 06/10/2004.

ROTHERY, W. H. **The Structures of Alloys of Iron**. Oxford: Pergamon Press, 1968. p.56-205.

RUNGTA, R. et al. **Inclusions: Advantage, Disadvantages and the Technological Trends**. Ohio - USA. p.1-18.1987.

RUPPI, S. et al. Wear Characteristics of TiC, Ti(C,N), TiN and Al₂O₃ Coatings in the Turning of Conventional and Ca-Treated Steels. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, n. 16, p. 353-368, 1998.

SAHM, A. et al. State of the Art in CGI-Machining. In: COMPACTED GRAPHITE IRON, 2002, Darmstadt. **Machining Workshop**. 2002.

SANDVIK. **Modern Metal Cutting – A Practical Handbook**. Suécia: Sandvik Coromat, 1994, p.1 2-VI107.

SHACKELFORD, J. F. **Introduction to Materials Science for Engineers**. ed. 5. United States of America: Prentice Hall, 2000. p. 355-412.

SIMS, C.E. The Nonmetallic Constituents of Steel. **Transactions AIME**, v. 215, 1959

SIMS, C.E.; DAHLE, F.B. The Effect of Aluminum on the Properties of Medium Carbon Cast Steel. **AFS Transactions**, v. 46, p. 65-132, 1938.

SNEZHNOY, R. L.; ZHUKOV, A. A. Factors Affecting Graphite Shape in Cast Iron. In: THE METALLURGY OF CAST IRON, 1974, Geneva, Switzerland. **Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron**. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p.13-29.

SOUZA SANTOS, A. B.; CASTELLO BRANCO, C. H. **Metalurgia dos Ferros Fundidos Cinzentos e Nodulares**. São Paulo: IPT, 1977. p.2-189.

SRINIVASAN, M. N.; KONDIC, V. Relating the Microstructure to the Mechanical Properties of a Flake Cast Iron. In: THE METALLURGY OF CAST IRON, 1974, Geneva, Switzerland.

Proceedings of the Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p.753-765.

SRIVASTAVA, A. K.; FINN, M. E. Machinability of Cast Iron. Cincinnati: The Manufacturing Solutions Center. Disponível em: <www.techosolve.org/pdf/machinability%20of%20cast%20Iron.pdf>. Acesso em 6 junho 2003.

STEMMER, C. E. **Ferramentas de Corte I.** ed. 4, Florianópolis: Ed. UFSC, 1995. p. 126-167.

SUÁREZ, O. M. et al. Late Sulfur Additions to Postinoculated High-CE Ductile Iron Melts. **AFS Transactions**, p. 63-69, 1999.

SUBRAMANIAN, S. V. et al. Inclusion Engineering of Steel to Prevent Chemical Tool Wear. **Ironmaking and Steelmaking**, v. 31, n. 3, p. 249-257, 2004.

SUN, G. X.; WANG, Y. M. The Role of Dendrites and Eutectics in the Fracture of Gray Iron. In: PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON IV, 1989, Tokyo, Japan. **Proceedings of the Fourth International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron IV.** Pennsylvania: Materials Research Society, 1989. p.305-312

TASAKA, K. et al. Effect of Oxides Sulfides on the Machinability of Steels. In: INFLUENCE OF METALLURGY ON MACHINABILITY, 7, 1975. **Proceedings of the International Symposium on Influence of Metallurgy on Machinability.** United States of America: American Society for Metals, 1975. p.130-141.

TEICHERT, E. **Siderurgia – Introdução à Metalurgia do Ferro.** Tradução: Francisco Chaves e Antônio Penna. Rio de Janeiro: Ed. Globo, 1953.

TIEU, A. K.; FANG, X. D.; ZANG, D. FE Analysis of Cutting Tool Temperature Field with Adhering Layer Formation. **Wear**, n. 214, p. 252-258, 1998.

TRENT, E. M. **Metal Cutting.** 3. ed. London: Butterworth Heinemann, p.13-262, 1991.

VAN VLACK, L. H. **Elements of Materials Science.** Wesley Publishing Company. 1964. p. 251-348.

VAN VLACK, L. J. Correlation of Machinability with Inclusion Characteristics in Resulphurized Bessemer Steels. **Transactions ASM**, v. 45, p. 741, 1953.

VEIGA, O. P. **Siderurgia de Santa Catarina S.A.** p. 9.

VENKATESH, V. C.; SATCHITHANANDAM, M. **A Discussion on Tool Life Criteria and Total Failure Causes.** **Annals of the CIPR**, v. 29, p. 19-22, 1980.

WALLACE, J. F. Influence of Minor Elements Including Sulfur on the Morphology of Cast Irons. In: THE METALLURGY OF CAST IRON, 1974, Geneva, Switzerland. **Proceedings of the**

Second International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron. Switzerland: Georgi Publishing Company, 1974. p.583-602.

WERTHEIM, R. et al. Development of Cutting Tool Materials for Machining CGI and ADI. In: COMPACTED GRAPHITE IRON, 2002, Darmstadt. **Machining Workshop.** 2002.

XINQING, G. et al. The Effects of Inoculation of Yttrium Rare Earth Containing Ferrosilicon on Gray Cast Iron. In: PHYSICAL METALLURGY OF CAST IRON IV, 1989, Tokyo, Japan. **Proceedings of the Fourth International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron IV.** Pennsylvania: Materials Research Society, 1989. p. 159-169.

YAMANE, Y. et al. The Formation of a Protective Oxide Layer in Machining Resulphurized Free-Cutting Steels and Cast Irons. **Wear**, n. 139, p. 195-208, 1990.

YEO, R. B. G. The Effect of Oxygen in Resulfurized Steels. **Journal of Metals**, v. 19, n. 7, p. 23, 1967.