

PABLO ALEJANDRO CORREA SALDARRIAGA

**ESTUDO DOS CAMPOS DE TENSÃO GERADOS POR INCLUSÕES
DURANTE O PROCESSO DE TORNEAMENTO EM AÇOS ABNT 1045
UTILIZANDO O MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS**

**São Paulo
2008**

PABLO ALEJANDRO CORREA SALDARRIAGA

**ESTUDO DOS CAMPOS DE TENSÃO GERADOS POR INCLUSÕES
DURANTE O PROCESSO DE TORNEAMENTO EM AÇOS ABNT 1045
UTILIZANDO O MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS**

**Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo para a obtenção do
título de Mestre em Engenharia
Mecânica.**

**Área de concentração:
Engenharia Mecânica**

**Orientadora: Profa. Dra. Izabel
Fernanda Machado**

**São Paulo
2008**

DEDICATÓRIA

**A qualquer um,
a todo mundo,
a ninguém...**

pouco importa.

AGRADECIMENTOS

Agradeço enormemente à Professora Dra. Izabel Fernanda Machado quem possibilitou minha chegada ao seu país e desde o começo mostrou uma grande e sincera preocupação por meu bem-estar. Com seu conhecimento, e parte de seu tempo, indicou-me o caminho para lograr a conclusão desta dissertação.

Agradeço ao professor Dr. Roberto Martins Souza que colaborou gentilmente com a fundamentação teórica do trabalho.

À professora Dra. Larissa Driemeier e ao pessoal do Grupo de Mecânica dos Sólidos e Impacto em Estruturas (GMSIE) da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo pela colaboração prestada.

Agradeço ao Prof. Dr. Mario Bocallini Jr. e ao Prof. Dr. Amilton Sinatora, coordenadores do projeto Finep - Aços Villares: Ação Transversal (CONSTRUMEC) do qual eu fiz parte. Graças às entidades envolvidas no mesmo: Aços Villares, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), Financiadora de Estudos e Projetos (FINEP), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS) e Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT).

Agradeço ao pessoal do LFS, especialmente aos técnicos Jovinilo de Oliveira e Francisco Faustino e ao estudante de engenharia Diego Carreras, que colaboraram nos aspectos experimentais do projeto.

Ao professor Dr. Amilton Sinatora que durante um almoço discutiu comigo coisas, pouco ou muito importantes, que me permitiram meditar sobre o caminho a seguir.

Ao meu caríssimo amigo e futuro mestre, Diego Fernando Gonzalez, companheiro de inúmeras discussões. Sem seu apoio e companhia nada disto seria possível.

A Miguel, Nata, Macha, Burbano, Chato, Luchex, Pecue e Charles, pessoas que me mostraram que *amizade* não é um conceito vazio. Amigos como poucos que me encherão de saudade e que espero cruzar de novo algum dia.

À Pée. Tua imagem atemporal foi fonte infinita de força.

Agradeço à minha família pelo apoio que me deram durante toda a minha vida. Aos meus tios Germán Darío, Nelcy e Ubenny e especialmente à minha irmã, Clarena, que me brinda seu crescente amor e amizade.

Finalmente, um sentimento incomensurável de agradecimento vai para meus pais, Lida e Yesid. Deram-me a oportunidade de errar para tentar viver e realizar algumas coisas boas no percurso.

EPÍGRAFE

**"¿Y si en vez de planear
tanto voláramos un poco
más alto?"**

Mafalda

RESUMO

As inclusões de sulfeto de manganês (MnS) são compostos não-metálicos formados no aço pela reação entre o enxofre (S) e o manganês (Mn). A formação das inclusões de MnS durante o processo de produção do aço é esperada e desejada em aços onde a usinabilidade é uma característica importante. Na usinagem, as inclusões apresentam um efeito de concentração de tensão no aço facilitando a quebra do cavaco. Esse efeito está determinado por fatores como tamanho e forma das inclusões e a distribuição das mesmas na matriz metálica. Vários estudos experimentais têm sido realizados com relação a esses fatores, no entanto, não existem modelos numéricos consolidados sobre este tema. O foco deste trabalho foi estudar a relação entre a microestrutura de dois aços para construção mecânica (composição base ABNT 1045) e sua usinabilidade. Um modelo numérico foi proposto para estudar os campos de tensão gerados no aço durante os processos de corte, considerando os aspectos microestruturais (principalmente as inclusões de MnS). As tensões resultantes durante o torneamento foram simuladas com base em medições de força de avanço e de corte durante ensaios de usinagem. Foi obtida uma boa correlação entre o modelo numérico e os resultados experimentais. A análise numérica confirmou que as inclusões atuam como concentradores de tensão e que sua morfologia e distribuição influenciam na usinabilidade do material.

Palavras-chave: Método dos elementos finitos, Aço, Campos de tensão, Usinagem, Inclusões de MnS.

ABSTRACT

MnS inclusions are non-metallic compounds formed in steel due to chemical reactions between sulfur and manganese. The formation of MnS inclusions during steel production is generally expected and sometimes desired in steels for machining applications. During machining, the stress concentrating effect due to MnS inclusions is determined by factors such as their size, shape and distribution in the metallic matrix. Several experimental studies have been conducted in this area; nevertheless, there are no consolidated numerical models. The main objective of this work was to analyze the relationship between the microstructure of two steels (ABNT 1045) and their machinability. A numerical model was proposed to study the stress fields during the cutting process, considering the microstructural aspects of steels (mainly the MnS inclusions). Stresses during turning were simulated based on experimental measurements of cutting and feed forces. A good agreement between the numerical model and experimental results was observed. Numerical results confirm that MnS inclusions are stress concentrators and their morphology and distribution influence the materials machinability.

Keywords: Finite element method, Steel, Stress fields, Machining, MnS inclusions.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

		Pág.
Figura 2.1	- Diagrama de fase do sistema Fe-C	3
Figura 2.2	- Diâmetro médio das inclusões de MnS do centro até a superfície de um lingote de aço de corte fácil - lingotamento convencional	8
Figura 2.3	- Curvas de tensão-deformação de engenharia sem e com ponto de escoamento	10
Figura 2.4	- Curvas de tensão deformação para o aço AISI 1040 para diferentes tratamentos térmicos	10
Figura 2.5	- Curvas de tensão-deformação para um cabo de liga Fe-0,003%C com aumento nas deformações durante a trefilação	11
Figura 2.6	- Efeito da taxa de deformação nas curvas tensão-deformação de um aço AISI 1040	12
Figura 2.7	- Comparação dos critérios de Rankine, Tresca e Von Mises	18
Figura 2.8	- Operação de torneamento	19
Figura 2.9	- Fotomicrografia de um cavaco parcialmente formado	20
Figura 2.10	- Recalque do cavaco	21
Figura 2.11	- Modelo idealizado do processo de corte	23
Figura 2.12	- Círculo de forças de Merchant	24
Figura 2.13	- Operação de torneamento ortogonal	26
Figura 2.14	- Processo da análise pelo Método dos Elementos Finitos	35
Figura 3.1	- Esquema do ensaio da barra de Hopkinson	46
Figura 3.2	- Visão geral do processo de torneamento	49
Figura 3.3	- Representação esquemática do processo de corte ortogonal mostrando a região analisada	50
Figura 3.4	- Modelo geral do estudo numérico	51

Figura 3.5	- Micrografia do um aço 1145 com sua malha respectiva de elementos finitos	52
Figura 3.6	- Modelo da avaliação das condições de contorno	54
Figura 3.7	- Modelo da avaliação do efeito de borda	55
Figura 3.8	- Morfologia de uma inclusão de MnS e modelo da avaliação dos microcampos de tensões gerados pela inclusão real	56
Figura 3.9	- Modelo da avaliação da influencia do modulo de elasticidade da inclusão	57
Figura 3.10	- Modelo da avaliação do efeito do fator de forma da inclusão	57
Figura 3.11	- Modelos da avaliação de interações entre as inclusões de MnS	59
Figura 3.12	- Modelos dos estudos de efeito do diâmetro de uma inclusão globular e interações entre esse tipo de inclusões	60
Figura 3.13	- Modelo da avaliação de diferentes tipos de inclusões na matriz de aço	60
Figura 3.14	- Micrografia do aço 1145 sem inclusões de MnS e modelo respectivo (ferrita-perlita)	61
Figura 3.15	- Micrografia do aço 1145 com inclusões de MnS e modelo respectivo (ferrita-perlita-inclusão)	61
Figura 4.1	- Micrografias das seções longitudinais dos aços 1045 e 1145	62
Figura 4.2	- Morfologia de uma inclusão real de MnS do aço 1045 e correspondente análise química por energia dispersiva	63
Figura 4.3	- Distribuição de comprimento e espessura das inclusões de sulfeto de manganês para os aços estudados	64
Figura 4.4	- Curvas tensão-deformação obtidas dos ensaios da barra de Hopkinson para os aços estudados	65
Figura 4.5	- Curva tensão deformação da seção transversal do aço 1145	66

Figura 4.6	- Micrografia do aço 1145 depois dos ensaios da barra de Hopkinson	67
Figura 4.7	- Resultados de pressão específica de corte contra velocidade de corte dos ensaios de torneamento	68
Figura 4.8	- Tensão de Von Mises para as simulações das condições de contorno	69
Figura 4.9	- Deslocamento esperado dos nós das regiões esquerda e superior da área analisada e carregamentos aplicados na seção	70
Figura 4.10	- Tensão de Von Mises para as simulações de efeito de borda	72
Figura 4.11	- Deformação plástica equivalente na matriz metálica devida a uma inclusão elipsoidal	73
Figura 4.12	- Localização do ponto crítico diagramas de evolução da tensão de Von Mises e deformação plástica equivalente para esse ponto	73
Figura 4.13	- Diagrama de evolução da tensão principal máxima e esquema da deformação da seção analisada para cada um dos três tempos de transição de comportamento	74
Figura 4.14	- Tensão principal máxima para os tempos de transição	75
Figura 4.15	- Tensão de Von Mises na matriz devida a uma inclusão real e campo de tensão no interior da inclusão	77
Figura 4.16	- Tensão de Von Mises para módulos de elasticidade da inclusão de 0 e 10 GPa	78
Figura 4.17	- Evolução da tensão de Von Mises no ponto crítico para diferentes valores do módulo de elasticidade da inclusão	79
Figura 4.18	- Tensão de Von Mises na matriz de aço devida a uma inclusão rígida	80
Figura 4.19	- Evolução da tensão de Von Mises no ponto crítico para diferentes valores do fator de forma da inclusão	81

Figura 4.20	- Evolução da tensão de Von Mises no ponto crítico para diferentes valores do fator de forma da inclusão em função do módulo de elasticidade da mesma	82
Figura 4.21	- Tensão de Von Mises na matriz de aço devida a uma inclusão de MnS	83
Figura 4.22	- Tensão principal máxima no interior da inclusão de MnS	84
Figura 4.23	- Fratura de uma inclusão de MnS e da interface inclusão matriz/inclusão durante um ensaio e baixas taxas de deformação	85
Figura 4.24	- Tensão de Von Mises para as interações dos campos de tensão gerados pelas inclusões de MnS	87
Figura 4.25	- Tensão de Von Mises para uma distribuição real e a microestrutura real do aço ABNT 1145	88
Figura 4.26	- Tensão de Von Mises para dois tamanhos de inclusões globulares: 5 e 10 μm	89
Figura 4.27	- Tensão de Von Mises devida à interação de inclusões globulares	90
Figura 4.28	- Deformação plástica equivalente da matriz de aço devida à presença de inclusões de MnS e Pb	91
Figura 4.29	- Tensão de Von Mises na perlita e ferrita do aço 1145	92
Figura 4.30	- Deformação plástica equivalente na perlita e ferrita do aço 1145	92
Figura 4.31	- Deformação plástica equivalente e tensão de Von Mises na ferrita em presença de inclusões de MnS	93

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	- Composição química nominal dos aços estudados	Pág. 44
Tabela 3.2	- Matriz de simulações para o estudo do efeito do fator de forma	58
Tabela 4.1	- Propriedades dos materiais para a análise numérica	67
Tabela 4.2	- Carregamentos utilizados para a análise numérica	71

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

σ_0	tensão limite de escoamento
ε_v	deformação
K_{LH}	constante na equação de Ludwik-Hollomon
n	coeficiente de encruamento
$\dot{\varepsilon}$	taxa de deformação
K	constante na equação de Johnson-Cook
h	constante na equação de Johnson-Cook
C	constante na equação de Johnson-Cook
m	constante na equação de Johnson-Cook
T_r	temperatura de referência
T_m	temperatura de fusão
$\dot{\varepsilon}_0$	taxa de deformação de referência
ν	índice de deformabilidade
ε_i	medida da deformação verdadeira das inclusões
ε_s	deformação real do aço em tração
σ_u	tensão limite de resistência
σ_1	tensão principal máxima
σ_2	tensão principal média
σ_3	tensão principal mínima
σ_x	tensão normal na direção x
σ_y	tensão normal na direção y

σ_z	tensão normal na direção z
τ_{xy}	tensão cisalhante no plano x na direção y
τ_{yz}	tensão cisalhante no plano y na direção z
τ_{zx}	tensão cisalhante no plano z na direção x
V_c	velocidade de corte no torneamento
f	avanço no torneamento
ap	profundidade de corte no torneamento
ϕ	ângulo de cisalhamento
R_c	recalque
t_c	espessura medida do cavaco
t	espessura do cavaco sem deformar
λ	ângulo de atrito
γ	ângulo de saída da ferramenta
R	força resultante no torneamento
F_s	componente cisalhante da força resultante no torneamento
F_N	componente normal da força resultante no torneamento
F_C	componente de corte da força resultante no torneamento (a mesma convenção foi utilizada no presente estudo)
F_T	componente de avanço da força resultante no torneamento (modelo de Merchant)
F_a	componente de avanço da força resultante no torneamento
i	ângulo de inclinação no torneamento tridimensional
D'	matriz de elasticidade
Δ	matriz de operações diferenciais

ε_0	matriz de deformações não relacionadas com o carregamento
ε	matriz de deformações devidas ao carregamento
u	matriz de deslocamentos
P	matriz de termos polinomiais
α	matriz das constantes polinomiais
δ	matriz transformada de deslocamentos
f_1	matriz de força
δ^*	matriz de deslocamento adicional
ε^*	matriz de deformação adicional
K	matriz de rigidez
f_0	matriz de forças fictícias
ε_0	matriz de deformações fictícias
$q\sigma_s$	tensão de escoamento de Hill
E	módulo de elasticidade
μ	coeficiente de Poisson
Fp	componente passivo da força resultante no torneamento
σ_y	tensão de escoamento
δy	escoamento
δu	alongamento
k_s	pressão específica de corte
k_a	pressão específica de avanço
E_I	módulo de elasticidade da inclusão
E_M	módulo de elasticidade da matriz
a	eixo maior de uma inclusão elipsoidal

b	eixo menor de uma inclusão elipsoidal
a/b	fator de forma de uma inclusão elipsoidal
D	diâmetro de uma inclusão arredondada
E'	relação entre os módulos de elasticidade da inclusão e da matriz
CCC	cúbica de corpo dentrado
CFC	cúbica de face centrada
APC	aresta-postiça-de-corte
MEF	método dos elementos finitos
EDP	equação diferencial parcial
MDF	método das diferenças finitas
LFS	Laboratório de Fenômenos de Superfície
EPUSP	Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

SUMÁRIO

	Pág.
I	
INTRODUÇÃO	1
II	
REVISÃO DA LITERATURA	3
1. OS AÇOS	3
1.1 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS	4
2. INCLUSÕES NÃO-METÁLICAS	6
2.1 INCLUSÕES DE SULFETO DE MANGANÊS	6
3. COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS AÇOS	9
3.1 DEFORMABILIDADE DAS INCLUSÕES DE SULFETO DE MANGANÊS	13
3.2 CRITERIOS DE ESCOAMENTO	14
3.2.1 CRITÉRIO DA TENSÃO NORMAL MÁXIMA (RANKINE)	15
3.2.2 CRITÉRIO DA TENSÃO MÁXIMA DE CISALHAMENTO (TRESCA)	16
3.2.3 CRITÉRIO DA MÁXIMA ENERGÍA DE DISTORÇÃO (VON MISES)	16
4. USINAGEM	18
4.1 MECÂNICA DO CORTE	19
4.2 MODELOS DE CORTE	22
4.2.1 MODELO DE PIISPANEN (modelo das cartas)	23
4.2.2 MODELO DE MERCHANT	24
4.2.3 MODELO DE CORTE ORTOGONAL	25
4.3 FORMAÇÃO DE CAVACO E FORMAÇÃO DE ARESTA POSTIÇA DE CORTE	26

5.	USINABILIDADE	28
5.1	USINABILIDADE DOS AÇOS CARBONO	29
5.2	EFEITO DAS INCLUSÕES DE SULFETO DE MANGANÊS NA USINABILIDADE DOS AÇOS	30
5.3	CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO E MECANISMO DE DEFORMAÇÃO DAS INCLUSÕES DE MnS	31
6.	MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS (MEF)	32
6.1	HISTÓRICO	32
6.2	DESCRIÇÃO	33
6.3	ANÁLISE DE TENSÕES PELO MEF	35
6.4	ESTUDO DOS PROCESSOS DE CORTE PELO MEF	39
III	MATERIAIS E MÉTODOS	44
1.	MATERIAIS	44
2.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	45
2.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	45
2.2	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA (BARRA DE HOPKINSON)	46
2.3	AVALIAÇÃO DAS FORÇAS DE CORTE	47
3.	PROCEDIMENTO NUMÉRICO	48
3.1	MODELOS DA MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E FORÇAS DE CORTE	48
3.2	EQUIPAMENTO E SOFTWARE PARA A SIMULAÇÃO NUMÉRICA	51
3.3	SIMULAÇÕES	52
3.3.1	AVALIAÇÃO DO MODELO	53
3.3.1.1	Condições de contorno e carregamentos	53
3.3.1.2	Efeito de borda	54

3.3.2	AVALIAÇÃO DOS ASPECTOS MICROESTRUTURAIS	55
3.3.2.1	Inclusão real	55
3.3.2.2	Módulo de elasticidade da inclusão	56
3.3.2.3	Estudo do fator de forma	57
3.3.2.4	Interações entre inclusões	58
3.3.2.5	Efeito do tamanho e distribuição de inclusões globulares	59
3.3.2.6	Inclusões de MnS e Pb	60
3.3.2.7	Microestruturas reais (ferrita, perlita e inclusões de MnS)	61
IV	RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
1.	RESULTADOS EXPERIMENTAIS	62
1.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	62
1.2	CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	64
1.3	FORÇAS DE CORTE	68
2.	RESULTADOS NUMÉRICOS	69
2.1	AVALIAÇÃO DO MODELO	69
2.1.1	Condições de contorno e carregamentos	69
2.1.2	Efeito de borda	71
2.2	AVALIAÇÃO DOS ASPECTOS MICROESTRUTURAIS	76
2.2.1	Inclusão real	76
2.2.2	Módulo de elasticidade da inclusão	77
2.2.3	Estudo do fator de forma (tensões na matriz metálica)	80
2.2.4	Estudo do fator de forma (tensões na inclusão de MnS)	83
2.2.5	Interações entre inclusões	86

2.2.6	Efeito do tamanho e distribuição de inclusões globulares	88
2.2.7	Inclusões de MnS e Pb	90
2.2.8	Microestruturas reais (ferrita, perlita e inclusões de MnS)	91
V	CONCLUSÕES	94
VI	TRABALHOS FUTUROS	96
VII	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	97

I. INTRODUÇÃO

Os aços são as ligas metálicas mais utilizadas por apresentarem transformações de fase que permitem a obtenção de amplas faixas de propriedades mecânicas com pequenas variações de composição química. Essas variações nas propriedades mecânicas, decorrentes de modificações microestruturais que normalmente ocorrem durante o resfriamento a partir da austenita, possibilitam a aplicação dos aços nas mais variadas condições de serviço (CALLISTER, 2001; ASM, 1991a).

A utilização dos aços em diversas condições industriais também é viabilizada pela obtenção de componentes, utilizando-se processos de fabricação como a conformação mecânica e a usinagem. A usinagem é um processo fundamental, sendo que boa parte dos custos ligados à fabricação estão associados a ele. Nos Estados Unidos, o custo anual relacionado com a remoção de material foi estimado em torno de 10% do produto interno bruto (SHAW, 2005). Portanto, o estudo desses processos é de grande importância tanto do ponto de vista científico como tecnológico.

O desenvolvimento dos processos de usinagem no campo industrial tem sido realizado, na maioria dos casos, de maneira experimental baseada em procedimentos empíricos, os quais são custosos. O estudo dos processos de usinagem ou de corte é fortemente criticado por Astakhov (2006). Essa crítica se dá por não ter havido uma continuidade para uma análise profunda dos mecanismos e os modelos desenvolvidos por Merchant na década de 1940, que ainda são aceitos como verdadeiros e muito utilizados. Na análise dos processos de corte, a parte experimental é fundamental, mas pode ser reduzida ao se utilizar modelos numéricos e *softwares*. A modelagem numérica dos processos de usinagem tem se convertido em uma importante ferramenta, dado que por meio da sua utilização, os tempos e custos envolvidos na análise podem ser reduzidos significativamente. Desde o início de seu uso, a modelagem para o estudo dos processos de usinagem tem sido realizada em vários trabalhos para melhorar as técnicas de análise e incluir a maioria das variáveis envolvidas no processo.

Embora os aços sejam ligas bastante conhecidas e sua usinagem já tenha sido tema de muitos estudos, este trabalho apresenta uma análise diferenciada em relação à maioria dos trabalhos realizados. O objetivo do presente estudo é analisar o efeito dos aspectos microestruturais de aços para construção mecânica (principalmente das inclusões de sulfeto de manganês) no campo de tensões desenvolvido na matriz durante o processo de torneamento. O estudo numérico foi baseado em dois aços (composição base ABNT 1045) e realizado utilizando o Método dos Elementos Finitos (MEF). Portanto, o trabalho visa à obtenção de modelos que possam relacionar a influência das fases presentes nos aços estudados para uma avaliação preliminar da sua usinabilidade.

II. REVISÃO DA LITERATURA

1. OS AÇOS

Os aços são ligas compostas basicamente por ferro com teores de carbono variando entre 0,005 e 2,00 (% em massa). Ligas com teores mais elevados de carbono estão na faixa de composição dos ferros fundidos. A Fig. 2.1 mostra o diagrama de fase do sistema Fe-C (ASM, 1991a).

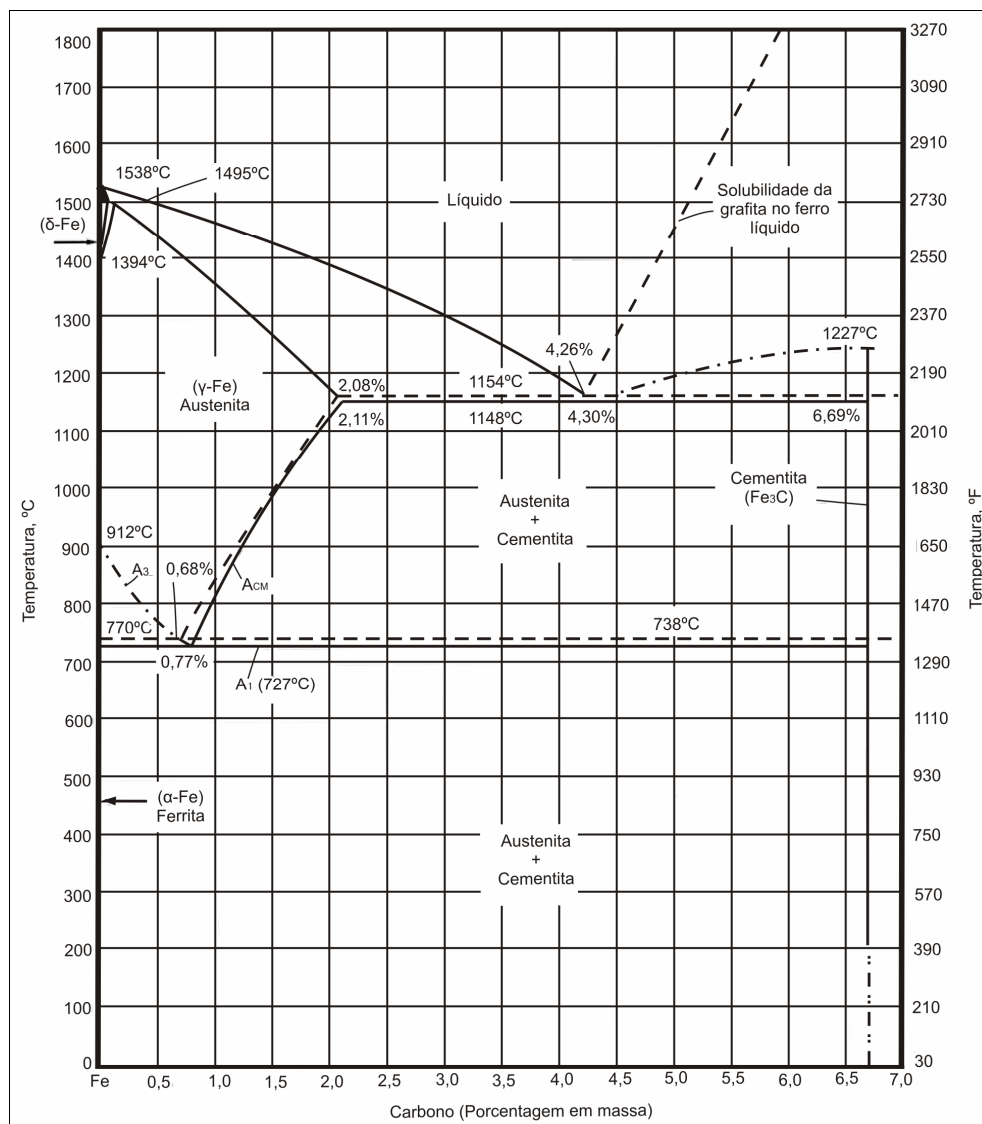


Figura 2.1. Diagrama de fase do sistema Fe-C (ASM, 1991a).

O ferro apresenta diferentes formas alotrópicas que são também encontradas nos aços e são responsáveis pela grande variedade de propriedades mecânicas apresentadas por eles. Essas formas alotrópicas são: duas cúbicas de corpo centrado (CCC) e uma cúbica de faces centradas (CFC). A primeira fase, com estrutura CCC, é estável em temperatura ambiente e é conhecida como ferrita ($Fe \alpha$). Ao aquecer o material acima de aproximadamente $900^{\circ}C$, a ferrita sofre uma transformação para uma fase denominada austenita ($Fe \gamma$), com estrutura CFC. No ferro puro, acima de $1394^{\circ}C$, a austenita se torna novamente uma fase com estrutura CCC, conhecida como ferrita δ , que funde a $1538^{\circ}C$. Adicionalmente, na faixa de composição dos aços se forma um carboneto de ferro (Fe_3C), mais conhecido como cementita (CALLISTER, 2001; ASM, 1991a).

Nos aços, além do ferro e do carbono, existem outros elementos que podem ser elementos de liga ou elementos residuais (também chamados impurezas). Um elemento é considerado elemento de liga quando é adicionado ao aço para modificar as suas propriedades mecânicas. Elementos de liga comumente utilizados são: manganês, silício, cobre, chumbo, boro, cromo, níquel, molibdênio, nióbio, alumínio, titânio e zircônio, entre outros. Enxofre e fósforo podem ser adicionados como elementos de liga, mas de um modo geral esses elementos são exemplos de impurezas e considerados prejudiciais às propriedades mecânicas dos aços. Por esta razão, quando adicionados como elementos de liga (e.g. para melhorar a usinabilidade dos aços), limites máximos são estabelecidos para estes elementos (ASM, 1991a).

1.1 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS

Dependendo das suas composições químicas, os aços podem ser classificados em: aços baixa liga, alta liga e aços ao carbono. Os aços são baixa liga quando apresentam elementos de liga em porcentagens que vão de $2,07^1$ até aproximadamente 10,00. Entre os aços alta liga se encontram os aços de alta tenacidade à fratura ($Fe-9Ni-4Co$), aços maraging ($Fe-18Ni-4Mo-8Co$), aços

¹ Todas as quantidades indicadas representam porcentagens em massa do elemento na liga.

austeníticos ao manganês (Fe-1C-12Mn), aços ferramenta e aços inoxidáveis (ASM, 1991a). Os aços estudados neste trabalho são aços carbono (especificamente os médio carbono), nos quais é focada a presente revisão.

Segundo o Metals Handbook (1991a), os aços são considerados aços carbono quando não requerem a adição de um teor mínimo especificado de cromo, cobalto, nióbio, molibdênio, níquel, titânio, tungstênio, vanádio, zircônio ou qualquer outro elemento para obter um efeito de liga desejado; quando o mínimo especificado para o cobre não supera 0,40%; ou quando o teor máximo especificado para os seguintes elementos não supera os valores indicados: 1,65% manganês, 0,60% silício, 0,60% cobre.

A porcentagem de carbono nos aços apresenta grande influência nas suas propriedades mecânicas. Por esta razão, os aços carbono são comumente classificados em função do teor de carbono em aços de baixo, médio, alto e ultra-alto teor de carbono. O teor máximo de carbono nos aços de baixo carbono é de 0,30%. Os aços médio carbono apresentam teores de carbono entre 0,30 e 0,60% e teores de manganês de 0,60 até 1,65%. Já os aços de alto carbono apresentam teores de carbono entre 0,60 e 1,00%, com teores de manganês entre 0,30 e 0,90% e, finalmente, os aços de ultra-alto teor de carbono são ligas com teores de carbono entre 1,25 e 2,0%.

Os aços utilizados para construção mecânica são geralmente aços baixo e médio carbono, ligados, resulfurados, aços ferramenta e aços inoxidáveis martensíticos, austeníticos e ferríticos². Dentre esses aços os mais produzidos têm sido os aços carbono e são aplicados comumente na produção de automóveis, cabos, tubos e eixos, entre outros. Para aumentar a usinabilidade desses aços, três elementos de liga são geralmente adicionados: fósforo, chumbo e enxofre. A adição de fósforo é comum em aços baixo carbono na faixa de 0,040 a 0,013 %. Em aços carbono e aços liga, o chumbo também pode ser adicionado entre 0,15 e 0,35%. No entanto, a futura utilização deste elemento tende à diminuição devido aos problemas causados ao meio ambiente. A especificação de um teor de enxofre em um aço indica que este foi adicionado como elemento de liga, isto é, se o teor não for especificado o elemento é considerado como impureza (ASM, 1991a). A presença de enxofre nos aços causa a formação de inclusões de sulfeto de vários tipos. Essas

² COMERCIAL GERDAU. Produtos.

Disponível em: www.comercialgerdau.com.br/produtos/acos_especiais_mecanica.asp

inclusões causam detrimento de algumas propriedades mecânicas (e.g. tenacidade), no entanto, podem melhorar a usinabilidade (ASM, 1991a). Assim, a adição, ou não, de enxofre está ligada diretamente à aplicação específica do aço.

2. INCLUSÕES NÃO-METÁLICAS

As impurezas nos aços podem ser de natureza metálica ou não-metálica. Elas reagem umas com outras e com outros elementos não-metálicos como o oxigênio ou nitrogênio, para formar inclusões não-metálicas que podem apresentar sistemas com estruturas cristalinas complexas (KIESSLING; LANGE, 1978). Essas inclusões representam uma pequena porcentagem ao se comparar com o teor de ferro e carbono do aço. No entanto, sua influência nas propriedades mecânicas pode ser grande. Segundo Kiessling e Lang (1978), as inclusões não-metálicas podem ser classificadas em dois grupos dependendo da origem: exógenas e endógenas. As inclusões exógenas são formadas basicamente por escória e materiais refratários incorporados durante o processo de fundição dos aços. As inclusões endógenas são decorrentes de reações entre elementos presentes no aço. Dentre as inclusões podem se encontrar sulfetos, óxidos, silicatos e aluminatos. O presente trabalho foca-se nas inclusões endógenas de sulfeto de manganês. No entanto a discussão é estendida para a presença de inclusões de chumbo (Pb), pois este elemento é ainda muito importante para melhorar a usinabilidade de alguns aços (ASM, 1991a, TRENT, 2000).

2.1 INCLUSÕES DE SULFETO DE MANGANÊS

Durante o processo de solidificação e de resfriamento no estado sólido dos aços ocorre uma diminuição da solubilidade do enxofre (KIESSLING; LANGE, 1978) que causa a precipitação do mesmo na forma de sulfetos. As inclusões de sulfeto podem ser: MnS (MnS e MnS₂), FeS, CaS, entre outras. O presente trabalho dá ênfase às inclusões do tipo MnS em aços.

As inclusões de sulfeto de manganês (MnS) são formadas pela reação entre o enxofre (S) e o manganês (Mn). O enxofre presente no aço tem sua origem principalmente no coque (ASM, 1991a). Por outro lado, o manganês é utilizado como elemento de liga, pois ele melhora algumas propriedades mecânicas do aço, como a resistência mecânica e a dureza, e principalmente por seu efeito desulfurante, que inibe a formação de inclusões do tipo FeS, que são mais prejudiciais do que as de MnS. O manganês é geralmente especificado em teores que variam entre 0,10 e 0,23% em aços carbono e até 1,65% em aços resulfurados (KIESSLING; LANGE, 1978; ASM, 1991a). As inclusões de MnS apresentam geralmente efeitos negativos em relação às propriedades mecânicas dos aços para a maioria das aplicações tecnológicas, diminuindo a ductilidade, a tenacidade, a resistência à tração e a soldabilidade (ASM, 1991a). Por esta razão procura-se manter o teor de enxofre abaixo de 0,05% nos aços carbono e até 0,33% nos aços-liga especiais (resulfurados e refosforados) (KIESSLING; LANGE, 1978; ASM, 1991a).

Existem vários aspectos importantes das inclusões a serem considerados ao avaliar sua influência nas propriedades mecânicas dos aços, como por exemplo: o tamanho, distribuição e morfologia. Esses aspectos estão diretamente relacionados com o processo utilizado para a produção dos aços (TRENT, 2000). O tamanho e distribuição das inclusões variam através do lingote de aço (lingotamento convencional), apresentando uma influência diferente nas propriedades mecânicas nas diferentes regiões do mesmo. O efeito das inclusões é ilustrado na Fig. 2.2, onde é apresentada a distribuição de diâmetros das inclusões de MnS em diferentes posições radiais de um lingote fundido (inclusões globulares) de um aço resulfurado de corte fácil. Vê-se que o diâmetro médio das inclusões na superfície é de aproximadamente $2,5 \mu m$, enquanto que no centro é de $10 \mu m$.

As inclusões de MnS podem ser de forma globular ou alongada. Usualmente, inclusões alongadas são encontradas após processos de conformação mecânica. A deformação plástica das inclusões ocorre conjuntamente com a deformação da matriz e depende da temperatura de processamento e da taxa de deformação, determinando a formação de elipsóides de MnS orientados na direção de deformação do material (KIESSLING; LANGE, 1978). Outro fator que influencia a morfologia das inclusões de MnS é a adição de diferentes elementos ao aço. Por exemplo, a adição de manganês ajuda à formação de inclusões menores e mais bem distribuídas nos aços; adições de selênio favorecem a formação de inclusões

arredondadas. A presença de oxigênio também muda a morfologia das inclusões: quanto maior o teor de oxigênio, menor será o fator de forma (i.e. relação entre o comprimento e a espessura da inclusão) e maior será a usinabilidade do material (KIESSLING; LANGE, 1978).

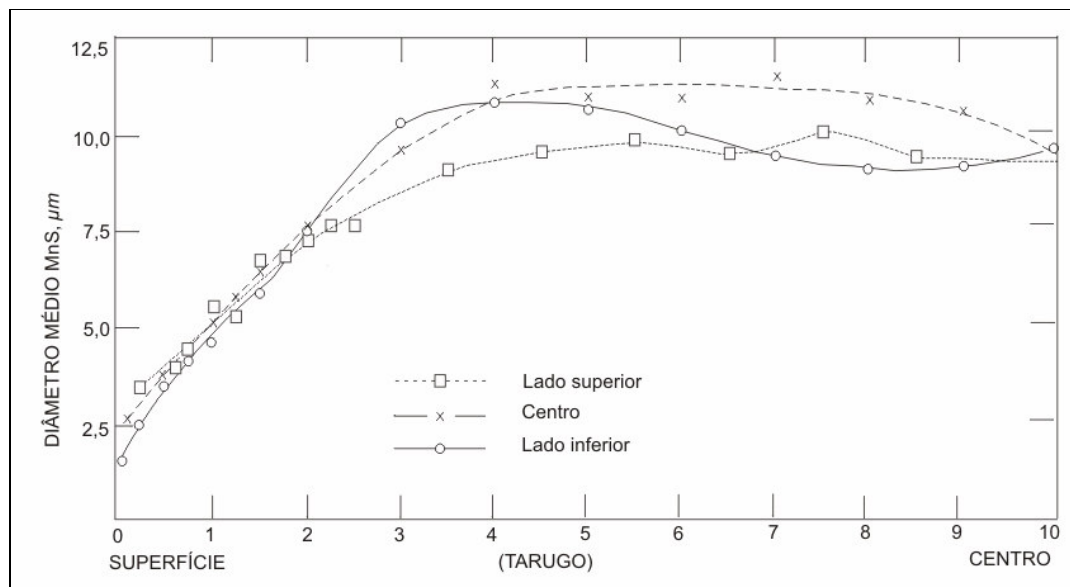


Figura 2.2. Diâmetro médio das inclusões de MnS do centro até a superfície de um lingote de aço de corte fácil - lingotamento convencional (KIESSLING; LANGE, 1978. Fig. 191, pp. 7).

Em termos gerais, as inclusões são consideradas benéficas para os processos de corte do aço. Aços especiais têm sido desenvolvidos para melhorar as condições de usinagem. Denominados aços de corte fácil, eles apresentam teores máximos de enxofre de 0,35% e chumbo na faixa de 0,15 a 0,35% (ASM, 1991a). Acredita-se que as inclusões de MnS aumentam a usinabilidade, porque promovem a formação de cavacos pequenos e quebradiços e evitam a aderência do cavaco à face de saída da ferramenta, eliminando a formação de aresta-postiça-de-corte (APC) (ASM, 1991a TRENT, 2000). Estas condições representam menos potência requerida pela máquina-ferramenta, aumento da vida da ferramenta, melhora do acabamento da peça e maior produtividade. É importante mencionar que a produção dos aços de corte fácil é mais custosa que a produção dos aços ao carbono convencionais. No entanto, este fato é compensado pela redução do custo ao se usar o material (TRENT, 2000).

3. COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS AÇOS

A avaliação do comportamento mecânico de um material é importante, não só do ponto de vista de projeto do componente ou estrutura, bem como para se avaliar e definir as melhores formas de processamento do material. Os processos de corte envolvem grandes quantidades de deformação plástica. Por essa razão, para o desenvolvimento desses processos, é necessário entender as tensões e deformações envolvidas no comportamento plástico dos materiais. Os conceitos básicos relacionados com a deformação plástica são apresentados neste texto.

O teste mais comum para se avaliar o comportamento mecânico de um material é o ensaio de tração. Durante esse ensaio, o comportamento mecânico é caracterizado basicamente por três fatores nas curvas de tensão-deformação: resposta elástica, plástica e ruptura (MEYERS; CHAWLA, 1999). Na resposta elástica a deformação do material é proporcional à tensão aplicada e não existe deformação permanente, isto é, a deformação desaparece ao se retirar o carregamento. A resposta plástica do material corresponde à deformação permanente do mesmo e ocorre ao ser ultrapassada a tensão limite de escoamento. Após esse ponto, um crescente aumento na resistência do material (encruamento) é observado até alcançar a tensão limite de resistência do material, fenômeno que é seguido da ruptura. O comportamento mecânico dos materiais é descrito por vários parâmetros nas curvas tensão-deformação apresentadas na Fig. 2.3 (ensaio de tração) (MEYERS; CHAWLA, 1999). O limite elástico se refere à máxima tensão que pode se aplicar ao material antes deste deformar permanentemente. O ponto A, chamado tensão limite de escoamento, corresponde à deformação permanente e é geralmente definido em 0,2% de deformação. Dependendo do comportamento do material pode ser definido um limite de proporcionalidade (ponto D) onde a curva perde a sua linearidade. Existem também casos, como nos aços baixo carbono, onde o material pode exibir duas tensões de escoamento: superior (ponto B) e inferior (ponto C), e um comportamento idealmente plástico (ponto H) denominado deformação de Lüders. Em materiais dúcteis, quando o limite de resistência (ponto D') é atingido segue-se o processo de ruptura do material (tensão de ruptura, ponto E), no entanto, para materiais frágeis a tensão máxima ocorre no ponto da fratura (E = D') (MEYERS; CHAWLA, 1999).

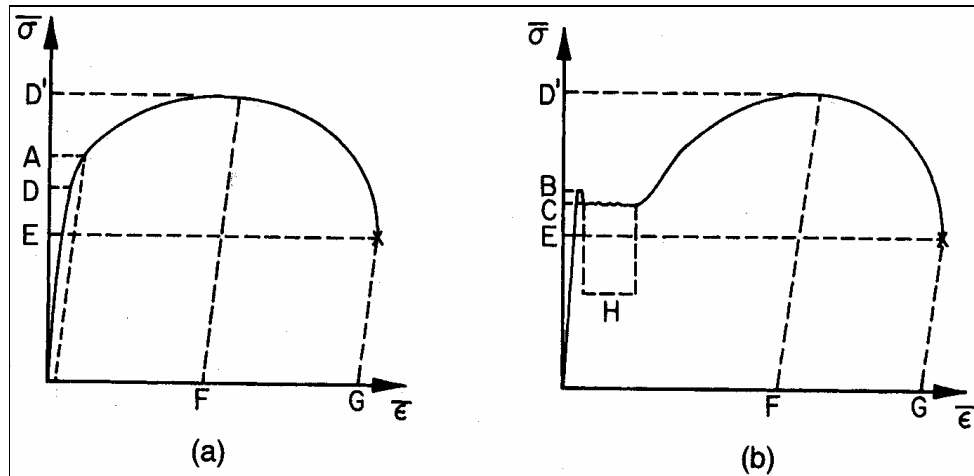


Figura 2.3. Curvas de tensão-deformação de engenharia (a) sem e (b) com ponto de escoamento (MEYERS; CHAWLA, 1999). São mostrados: o limite de escoamento (A), limite de escoamento superior (B), limite de escoamento inferior (C), limite de proporcionalidade (D), limite de resistência (D'), tensão de ruptura (E), deformação uniforme (F), deformação na ruptura (G) e a deformação de Lüders (H).

As propriedades mecânicas dos aços, obtidas em diferentes ensaios (e.g. ensaio de tração) estão intimamente ligadas às microestruturas presentes nos mesmos. As microestruturas no aço são geralmente modificadas utilizando tratamentos térmicos, os quais podem ser definidos como o aquecimento e resfriamento controlados de um metal ou liga no estado sólido para se obter as condições ou propriedades desejadas (ASM, 1991b). A Fig. 2.4. ilustra o efeito da mudança na microestrutura no comportamento mecânico de um aço AISI 1040.

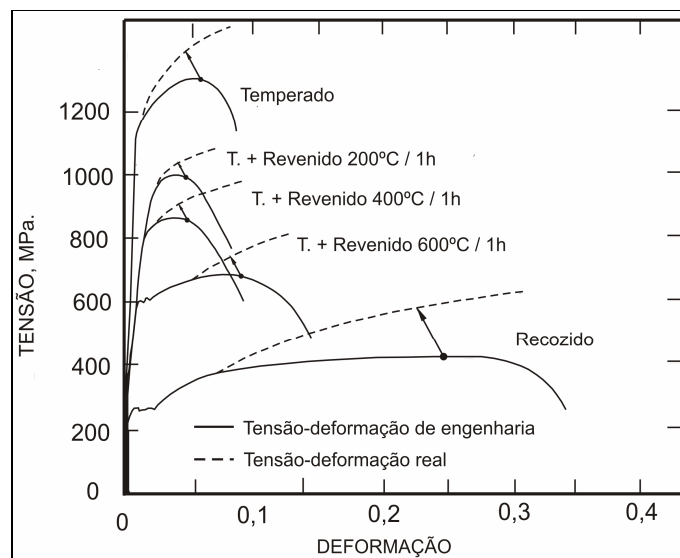


Figura 2.4. Curvas de tensão deformação para o aço AISI 1040 para diferentes tratamentos térmicos. Curvas obtidas de ensaios de tensão (MEYERS; CHAWLA, 1999).

Além do efeito da microestrutura nas propriedades e comportamento mecânico dos aços, outro aspecto importante a se considerar é o encruamento. A Fig. 2.5 mostra o efeito do encruamento nas propriedades mecânicas de um aço doce.

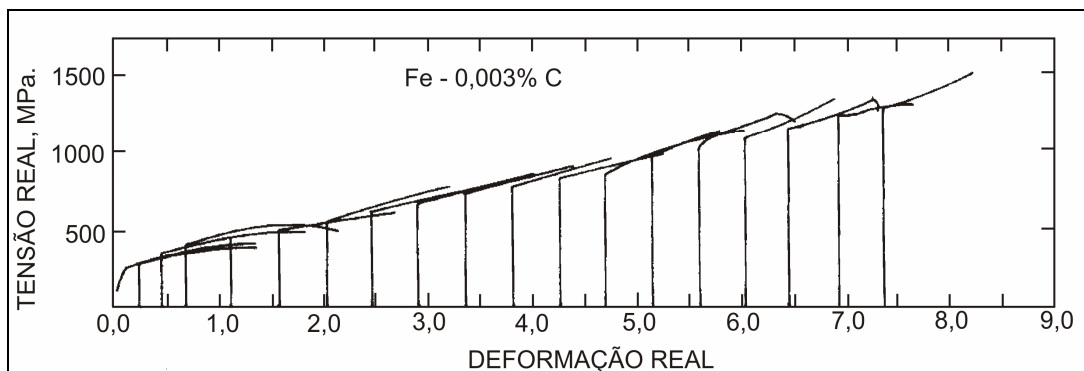


Figura 2.5. Curvas de tensão-deformação para um cabo de liga Fe-0,003%C com aumento nas deformações durante a trefilação. Cada curva é iniciada à deformação correspondente à anterior redução do cabo (MEYERS; CHAWLA, 1999).

A resposta ou comportamento mecânico do material durante o processo de deformação depende fortemente das condições dos ensaios realizados para caracterizar o mesmo ou, em um caso geral, das condições de solicitação a que este é submetido. Outros fatores críticos, que devem ser levados em conta na análise do comportamento do material em uma determinada solicitação, são a temperatura e a taxa de deformação. Nas operações de usinagem, por exemplo, as altas taxas de deformação envolvidas influenciam na resposta do material. Assim, ao se estudar esse tipo de operações, é importante se considerar as modificações do comportamento do material geradas por esses efeitos.

Existem equações utilizadas para representar a resposta plástica (curva tensão-deformação) dos sólidos policristalinos (e.g. aço). Estas equações são chamadas equações constitutivas e uma das mais utilizadas é a equação de Ludwik-Hollomon. A versão mais comumente utilizada dessa equação é a apresentada na eq. (2.1).

$$\sigma = \sigma_0 + K_{LH} \varepsilon_V^n \quad (2.1)$$

Na equação (2.1), o primeiro termo (σ_0) corresponde à tensão limite de escoamento do material e o segundo ($K_{LH} \varepsilon_V^n$) ao encruamento. Assim, ε_V é a

deformação plástica verdadeira, K_{LH} é uma constante e o expoente n (chamado coeficiente de encruamento) é uma quantidade que depende da natureza do material, da deformação prévia e da temperatura na qual ocorre tal deformação.

A taxa de deformação ($\dot{\epsilon} = d\epsilon / dt$) influencia as curvas tensão-deformação de muitos materiais, entre eles muitos aços. A magnitude da taxa de deformação pode variar desde baixa como no caso de fluência (*creep*), média como no caso dos ensaios de tração ($10^{-4} \text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), até muito alta como no processo de usinagem ($\dot{\epsilon} > 10^4 \text{ s}^{-1}$). Para taxas de deformação da ordem de 10^2 s^{-1} , os efeitos de inércia e propagação de ondas se tornam importantes (MEYERS; CHAWLA, 1999). Em termos gerais, com o aumento da taxa de deformação há uma diminuição da ductilidade e um aumento da resistência mecânica. Um aumento da tensão limite de escoamento de 15% pode ser obtido ao se dobrar o valor da taxa de deformação (MEYERS; CHAWLA, 1999). A Fig. 2.6 mostra o efeito de diferentes taxas de deformação na resposta à tração de um aço AISI 1040.

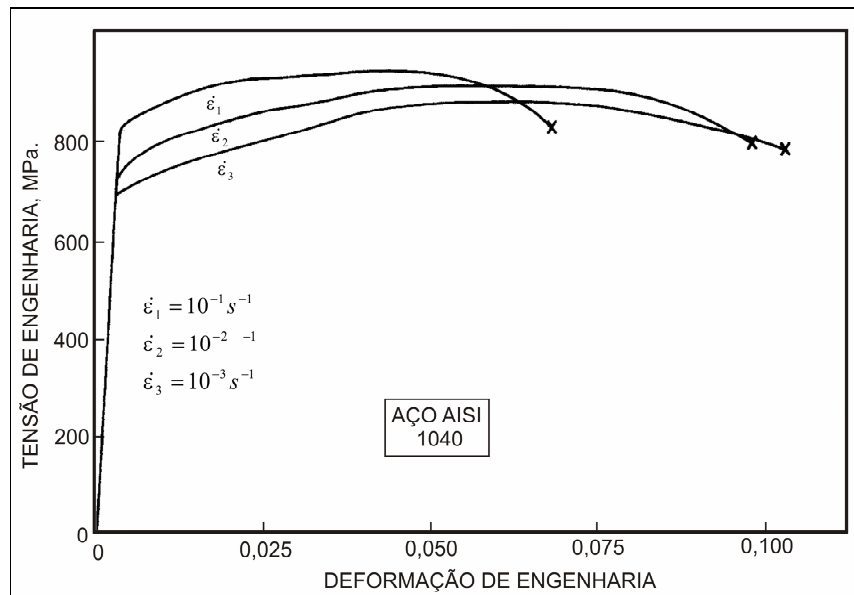


Figura 2.6. Efeito da taxa de deformação nas curvas tensão-deformação de um aço AISI 1040 (MEYERS; CHAWLA, 1999). $\dot{\epsilon}$, taxa de deformação.

Nas curvas tensão-deformação, o efeito da temperatura é também importante e geralmente apresenta efeitos opostos àqueles produzidos pela taxa de deformação, isto é, com o aumento da temperatura há uma diminuição da resistência mecânica e um aumento da ductilidade. (MEYERS; CHAWLA, 1999. pp. 118).

Embora seja uma boa aproximação das curvas de tensão-deformação em muitos casos, a equação de Ludwik-Hollomon não representa o fenômeno físico de maneira satisfatória, principalmente, devido ao fato de que não leva em conta todos os fatores que influenciam o processo de deformação, isto é, a taxa de deformação, a temperatura e os diferentes processos microscópicos que predominam nas diferentes etapas da deformação (MEYERS; CHAWLA, 1999). Por outro lado, existem equações constitutivas mais gerais que incluem esses efeitos. Um exemplo destas equações constitutivas é a eq. (2.2), apresentada por Johnson e Cook (1985).

$$\sigma = (\sigma_0 + K\varepsilon_v^h) \cdot \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \cdot \left(1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r}\right)^m\right) \quad (2.2)$$

Nesta equação, os três grupos de termos em parêntesis representam os efeitos do encruamento, da taxa de deformação e da temperatura, respectivamente. As constantes K , h , C e m são parâmetros do material; T_r é uma temperatura de referência; T_m é a temperatura de fusão do material; e $\dot{\varepsilon}_0$ a taxa de deformação de referência.

3.1 DEFORMABILIDADE DAS INCLUSÕES DE SULFETO DE MANGANÊS

Para o estudo do comportamento mecânico de um aço, é importante avaliar a ocorrência de deformação das fases presentes. No texto são apresentadas algumas características da deformação da fase MnS, as quais são base do presente estudo.

A plasticidade relativa da fase MnS em relação à matriz do aço, apresenta uma grande influência no comportamento do mesmo. Essa plasticidade relativa é chamada índice de deformabilidade (v) e é definida como (KIESSLING; LANGE, 1978):

$$v = \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_s} \quad (2.3)$$

Onde ε_i é uma medida da deformação verdadeira das inclusões e ε_s uma expressão da deformação real do aço em tração. O índice de plasticidade tem valores que variam de zero (para as inclusões que não deformam em relação à matriz) a um (para inclusões que deformam com a mesma relação que a matriz). No caso de $\nu = 1$, as ligações químicas na interface inclusão-aço se quebram e as inclusões formam elipses sem a ocorrência de descontinuidades no aço. É importante mencionar que existem valores maiores do que a unidade para o índice de deformabilidade, isto ocorre para inclusões que se deformam mais do que o aço.

Segundo Kiessling e Lange (1978), a deformabilidade das inclusões de sulfeto de manganês é independente da temperatura em uma faixa de -80°C a 1260°C . Acima de 1260°C a deformabilidade começa a diminuir gradualmente. Por esta razão, a plasticidade do MnS e do aço são muito similares em uma ampla faixa de temperaturas. Não obstante, mudanças na solubilidade dos metais (e.g. Se, Te ou Pb), no MnS ou variações na composição ou tratamento térmico do aço, influenciam a deformação relativa das duas fases (KIESSLING; LANGE, 1978).

A taxa de deformação também afeta a deformabilidade das inclusões de sulfeto de manganês (KIESSLING; LANGE, 1978; TRENT, 2000). Para valores baixos de taxa de deformação as inclusões deformam-se de maneira similar à matriz e essa deformabilidade relativa se reduz ao aumentar a taxa de deformação, o que pode causar o surgimento de trincas na matriz. A determinação do surgimento das trincas é muito importante, seja para evitá-las ou para favorecê-las (como no caso de mecanismos de formação de cavaco). Para o melhor entendimento deste fenômeno é importante avaliar os critérios de falha. No entanto, na maioria dos casos é primordial se definir de forma inicial qual o critério de escoamento do material (utilizado para materiais dúcteis).

3.2 CRITERIOS DE ESCOAMENTO

O termo critério de falha tem a sua origem nas análises estruturais onde, por exemplo, a deformação plástica de um material de natureza dúctil representava a falha do componente. No entanto, em processos como conformação ou corte, que

estão baseados na deformação plástica, os critérios de falha estão relacionados com a resposta do material durante o processo de deformação.

Em termos gerais, a definição de um critério de falha tem o objetivo de prever um limite onde existe uma mudança no comportamento do material (e.g. início da deformação plástica) devido a um estado complexo de tensões. Comumente, os materiais, dependendo das suas propriedades e do estado de tensão presente, podem apresentar escoamento (critério de escoamento) ou fratura (critério de falha). Para materiais dúcteis como os aços, o critério de escoamento prevê o começo da deformação plástica em um estado complexo de tensão quando é conhecida a tensão limite de escoamento do material sob tensão uniaxial (MEYERS; CHAWLA, 1999). Nesse estado de tensão uniaxial, o fluxo plástico começa quando a curva tensão-deformação se desvia do seu comportamento linear. No entanto, em materiais frágeis como os cerâmicos, não ocorre deformação plástica ou ocorre de forma muito incipiente e os critérios de falha devem ser aplicados (MEYERS; CHAWLA, 1999).

Dentre os critérios de escoamento propostos na literatura, os mais comumente utilizados são: o critério da tensão normal máxima (Rankine), o critério da tensão máxima de cisalhamento (Tresca) e o critério da máxima energia de distorção (Von Mises). Eles serão brevemente descritos nesta revisão. Outros critérios podem ser encontrados em Dowling (1999).

3.2.1 CRITÉRIO DA TENSÃO NORMAL MÁXIMA (RANKINE)

O critério da tensão máxima estabelece que ocorre escoamento quando a tensão principal máxima (trativa ou compressiva) em um estado complexo de tensão atinge o valor da tensão limite de escoamento em tensão uniaxial (MEYERS; CHAWLA, 1999). Este critério tem mostrado uma boa relação com resultados experimentais ao se avaliar a fratura de materiais frágeis e, portanto, é geralmente considerado como um critério de falha e utilizado em relação à tensão limite de resistência (σ_u) (DOWLING, 1999). O problema ao se utilizar este critério para prever o escoamento de um material é que ele supõe deformação plástica sob um

estado de tensão hidrostático; no entanto, a deformação plástica não depende da pressão hidrostática (MEYERS; CHAWLA, 1999).

3.2.2 CRITÉRIO DA TENSÃO MÁXIMA DE CISALHAMENTO (TRESCA)

Este critério estabelece que a deformação plástica inicia quando a tensão máxima de cisalhamento em um estado complexo de tensão atinge um valor igual à tensão limite de escoamento por cisalhamento em tração ou compressão (MEYERS; CHAWLA, 1999; DOWLING, 1999). A tensão de escoamento por cisalhamento é uma propriedade do material e pode ser expressa em termos da tensão limite de escoamento. Assim, o critério está representado pela eq. (2.4).

$$\sigma_0 = MAX (|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_3 - \sigma_1|) \quad (2.4)$$

Nesta equação, σ_1 , σ_2 e σ_3 são as tensões principais, σ_0 é a tensão limite de escoamento em tração e o operador *MAX* indica que o maior valor do módulo das diferenças entre as tensões principais é o escolhido. Um aspecto importante deste critério é que não prediz o escoamento do material em presença exclusiva de pressões hidrostáticas.

3.2.3 CRITÉRIO DA MÁXIMA ENERGIA DE DISTORÇÃO (VON MISES)

O critério da máxima energia de distorção, também chamado critério de Von Mises ou critério da tensão octaédrica de cisalhamento, é um critério de escoamento que estabelece que este inicia quando uma tensão crítica denominada tensão efetiva, dada pela eq. (2.5), atinge o valor da tensão limite de escoamento em tração (MEYERS; CHAWLA, 1999).

$$\sigma_{mises} = \frac{\sqrt{2}}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]^{\frac{1}{2}} \quad (2.5)$$

Esse critério pode também ser expresso em função das tensões normais e cisalhantes nas direções x, y e z:

$$\sigma_{mises} = \frac{\sqrt{2}}{2} [(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)]^{\frac{1}{2}} \quad (2.6)$$

Um aspecto particular do critério da máxima energia de distorção é que ele leva em conta as tensões de cisalhamento presentes, como mostra a eq. (2.6). Além disso, como o critério de Tresca, o critério de Von Mises não leva em conta as pressões hidrostáticas. Uma explicação detalhada do termo energia de distorção pode ser encontrada em Dowling (1999) e em Norton (2004).

É comumente aceito (MEYERS; CHAWLA, 1999) que o critério da máxima energia de distorção expressa o valor crítico da componente de distorção (ou cisalhamento) da energia de deformação de um corpo. Isto significa que o material flui plasticamente em um estado complexo de tensão quando a energia de deformação de distorção (ou de cisalhamento) é igual à energia de deformação de distorção tratativa ou compressiva.

A Fig. 2.7 é uma representação gráfica dos três critérios em estado plano de tensão para vários aços e ligas de alumínio (comportamento plástico) e um ferro fundido (comportamento frágil). Pode-se observar que, enquanto as ligas metálicas seguem o critério de Von Mises (e o critério de Tresca de maneira mais conservativa), o ferro fundido, que apresenta uma baixa ductilidade, segue o critério de Rankine.

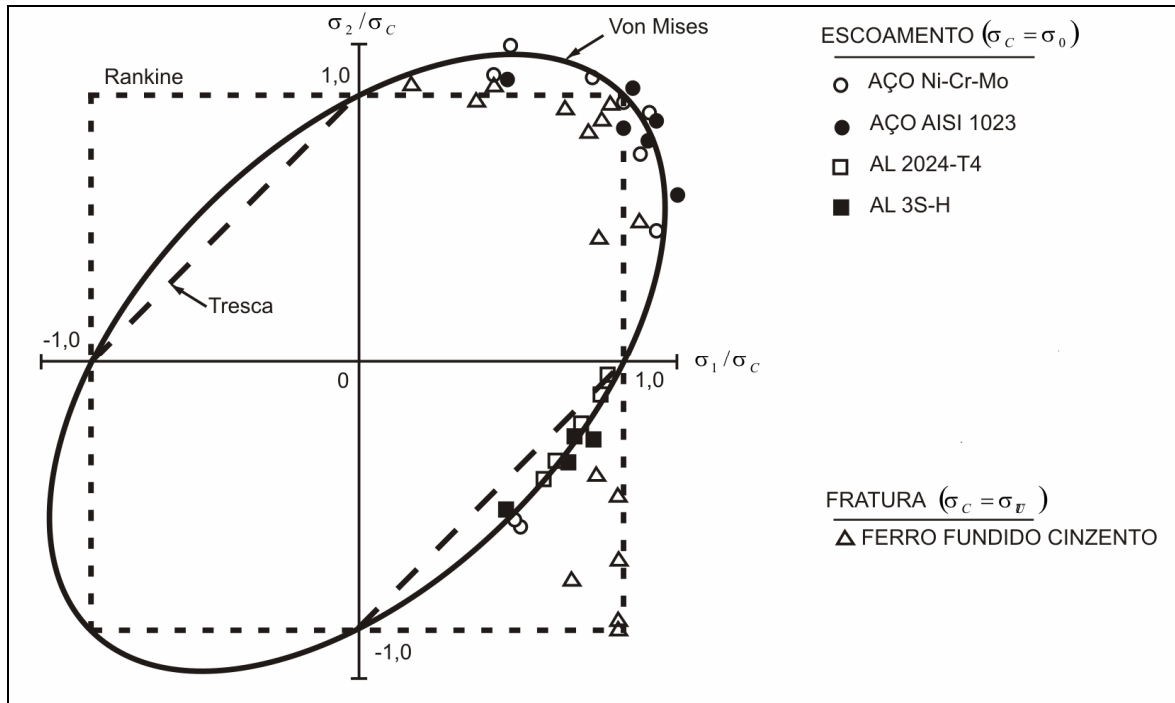


Figura 2.7. Comparação dos critérios de Rankine, Tresca e Von Mises (DOWLING, 1999).

4. USINAGEM

O termo usinagem se refere a um grupo de operações realizadas para modificar uma ou várias superfícies de uma peça de trabalho (i.e., conferir forma, dimensões ou acabamento), caracterizadas pela remoção de material por meio da produção de cavaco, o qual apresenta uma forma geométrica irregular (SHAW, 2005; TRENT, 2000). Os processos de usinagem são geralmente aplicados às peças produzidas por outros processos de manufatura (fundição e conformação) para conferir às mesmas as características finais antes de serem utilizadas.

Dentre os vários processos de usinagem um dos mais comumente utilizados para conferir às peças as formas necessárias é o torneamento. Esta operação, realizada em uma máquina-ferramenta chamada torno, é definida como um processo de usinagem para gerar superfícies externas de revolução mediante a ação de uma ferramenta monocortante sobre uma peça que gira em torno de um eixo (SHAW, 2005; ASM, 1991d; FERRARESI, 1970). O processo de torneamento e sua geometria são apresentados na Fig. 2.8.

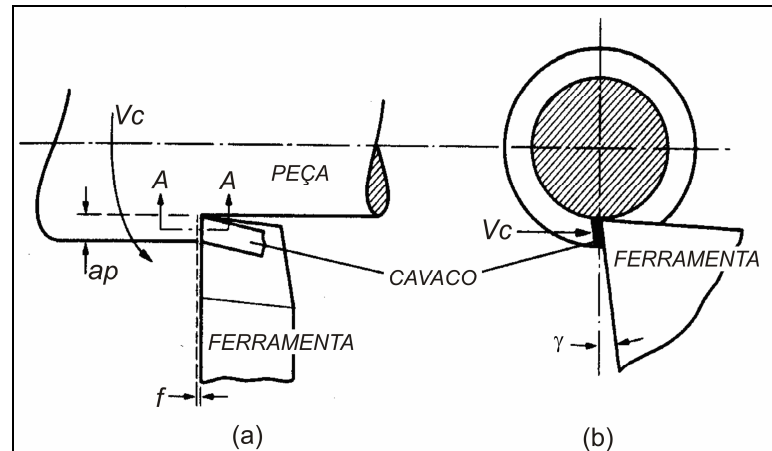


Figura 2.8. Operação de torneamento (também chamada corte semi-ortogonal em laboratórios de pesquisa). (a) Vista lateral e (b) vista frontal de uma operação de torneamento (SHAW, 2005). V_c , velocidade de corte; ap , profundidade de corte; f , avanço; e γ , ângulo de saída da ferramenta.

As variáveis ajustadas pelo operador são: a velocidade de corte V_c (m min^{-1}), o avanço f (mm rev^{-1}), e a profundidade de corte ap (mm). Se desejado, nos processos de torneamento podem ser mantidas condições de deformação plana mantendo o valor da profundidade acima de cinco vezes o valor do avanço (SHAW, 2005). Neste tipo de condições de corte, o processo é relativamente mais estável, produzindo um cavaco mais uniforme sendo que a largura do mesmo é aproximadamente igual à largura do cavaco sem deformar.

4.1 MECÂNICA DO CORTE

Para realizar estudos que permitam melhorar os processos de corte é preciso entender alguns conceitos sobre a mecânica do corte. A Fig. 2.9 apresenta uma fotomicrografia de um cavaco parcialmente formado. Nesta figura pode ser observado que não existe fratura a partir da ponta da ferramenta e são evidentes linhas de fluxo dentro do cavaco, as quais estão na direção do plano de cisalhamento. Isto indica que o corte envolve o mecanismo de cisalhamento (SHAW, 2005).

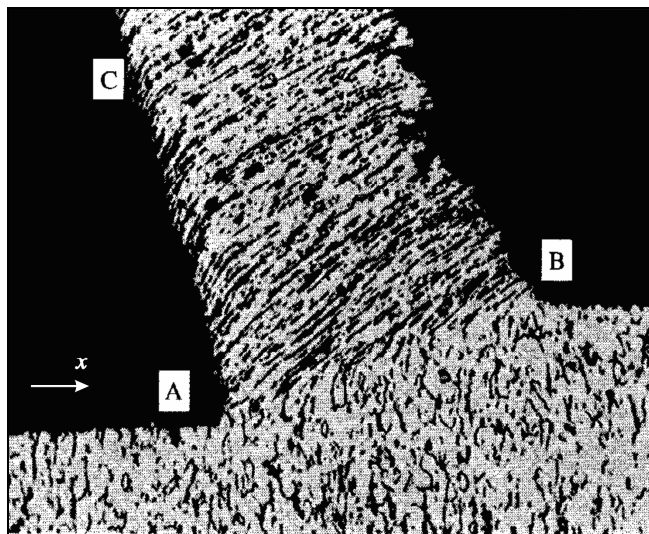


Figura 2.9. Fotomicrografia de um cavaco parcialmente formado. Material AISI 1015 usinado com velocidade de corte $0,13 \text{ m s}^{-1}$. (SHAW, 2005). A linha (AB) separa a região não deformada da região deformada.

A linha (AB) separa a região não deformada, correspondente à peça, da região deformada denominada cavaco. O cavaco é formado durante um processo de cisalhamento concentrado em uma região denominada plano de cisalhamento, que é a fronteira entre o cavaco e a peça. O ângulo formado entre a direção de corte (ou eixo x na Fig. 2.9) e o plano de cisalhamento é chamado ângulo de cisalhamento (ϕ). Assim, durante o processo de corte, existem três regiões de interesse: a primeira é a área que se estende ao longo do plano de cisalhamento, a segunda é a área da interface entre o cavaco e a ferramenta e a terceira área é aquela da superfície usinada e o material adjacente a ela. Ao se estudar essas regiões, o interesse está nas características da deformação plástica do material na primeira região, nas características de atrito e desgaste da combinação ferramenta-peça na segunda e na integridade da superfície usinada relacionada com a terceira.

Ao se medir a espessura do cavaco verifica-se que esta é maior do que o avanço utilizado no processo de corte. Esse fenômeno é denominado recalque (FERRARESI, 1970) e é mostrado esquematicamente na Fig. 2.10. O recalque (R_c) pode ser definido como a relação entre o avanço (f , mm rev^{-1}) e a espessura medida do cavaco (t_c). Com base nessa definição, R_c é sempre menor do que a unidade com valores variando entre 0,2 e 0,5. Se o recalque é pequeno, o ângulo de cisalhamento é pequeno e o cavaco sai lentamente, enquanto que um ângulo de cisalhamento grande significa um cavaco fino com alta velocidade de saída (TRENT,

2000, pp. 27). Ferraresi (1970) define recalque como a relação entre a espessura medida do cavaco e o avanço. Embora os valores de recalque se tornem maiores do que 1, a análise permanece a mesma.

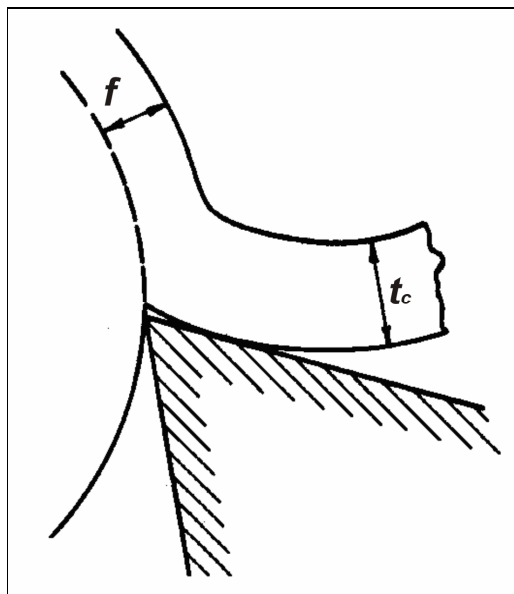


Figura 2.10. Recalque do cavaco. $R_c = f / t_c$ (FERRARESI, 1970)

Segundo Shaw (2005) a energia associada com uma operação bidimensional de corte é consumida de várias maneiras: como energia de cisalhamento (plano de cisalhamento), como energia de atrito (face da ferramenta), como energia superficial relacionada com a formação de uma nova área e como energia de momento devido à mudança de momento do metal quando ocorre a deformação intensa no plano de cisalhamento. Essa energia é uma quantidade intensiva (i.e. quantidade independente da extensão do sistema) que caracteriza a resistência ao corte oferecida por um material e é distribuída da seguinte maneira: aproximadamente 90% dela é consumida ao longo do plano de cisalhamento e essencialmente extraída pelo cavaco; 5% é consumida ao longo da face de saída da ferramenta e é dividida entre o cavaco e a ferramenta, sendo que a maioria vai para o cavaco; os 5% restantes são transferidos para a peça de trabalho. Mais sucintamente, quase toda a energia associada com uma operação de corte é consumida em deformação plástica ou atrito (as componentes de superfície e momento são desprezíveis) e essencialmente toda se torna energia térmica.

Em termos gerais, o entendimento do processo de formação de cavaco, e particularmente do que acontece em cada uma das três principais regiões, envolve um conhecimento de vários campos da engenharia e da ciência como: física do estado sólido, engenharia mecânica, ciência dos materiais, engenharia da plasticidade e mecânica da fratura, fundamentos de tribologia, conceitos básicos de química e física, princípios de metalurgia mecânica e termodinâmica e transferência de calor. No âmbito deste trabalho os aspectos considerados os mais importantes são relativos aos mecanismos de corte, para avaliação do estado de tensão na zona de cisalhamento durante o processo de usinagem. Na seqüência deste texto são apresentados alguns modelos de corte e de formação de cavaco.

4.2 MODELOS DE CORTE

A complexidade dos processos de corte é devida ao fato de que ocorrem altas deformações concentradas em uma zona de cisalhamento e há deslocamento de material em uma região onde existem altas tensões (interface cavaco/ferramenta). No caso de análises de fenômenos tão complexos é mais conveniente a construção de modelos simplificados focados em diferentes aspectos do problema (térmico, material, entre outros) e baseados em resultados de experimentos planejados cuidadosamente, que ajudem a explicar os fenômenos utilizando uma análise científica. Assim, dada a dificuldade em se analisar as numerosas variáveis envolvidas no corte (e suas interações), dependendo das condições específicas do problema analisado, podem ser utilizadas combinações dos modelos simplificados ao se variar o grau de importância de cada um dentro da análise. Para o entendimento do fenômeno de corte têm sido propostos vários modelos fundamentais. Alguns desses modelos são apresentados para ampliar o entendimento do problema em questão.

4.2.1 MODELO DE PIISPANEN (modelo das cartas)

O modelo das cartas (Fig. 2.11), proposto por Väinö Piispänen (1937), é o primeiro modelo simplificado de corte existente.

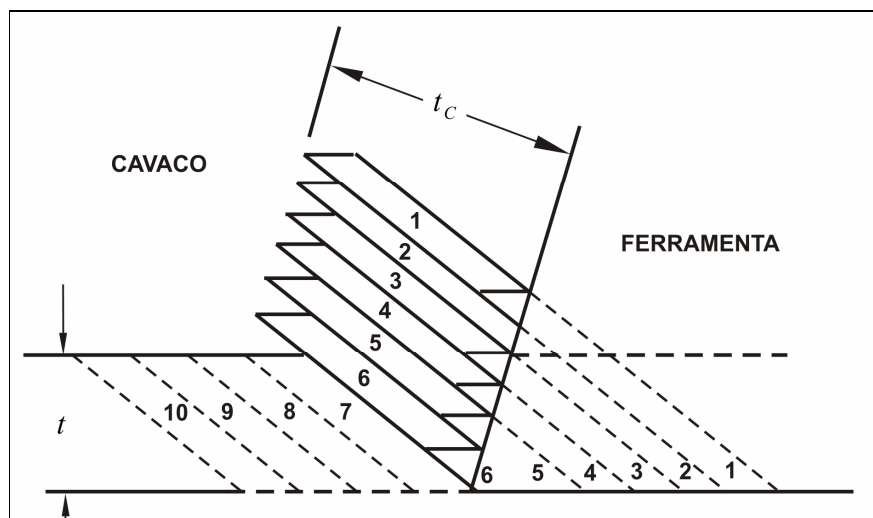


Figura 2.11. Modelo idealizado do processo de corte. (PIISPANEN, 1937). t , espessura do cavaco sem deformar e t_c , espessura medida do cavaco.

Este modelo relaciona o material cortado com um baralho de cartas que se encontra inclinado em relação à superfície livre formando um ângulo correspondente ao ângulo de cisalhamento. Assim, ao se movimentar relativamente à peça, a ferramenta entra em contato com uma carta de cada vez fazendo-a deslizar sobre a sua vizinha. O modelo permitiu o entendimento dos conceitos fundamentais da formação de cavaco contínuo e foi utilizado como base para os modelos propostos posteriormente. No entanto, na realidade a falta de homogeneidade na formação de cavaco não é tão forte. O modelo não considera fatores como a possibilidade da formação de aresta postiça, não oferece uma explicação para o arqueamento do cavaco na face de saída da ferramenta e tampouco uma predição da região de contato. Finalmente, ele assume que o cisalhamento ocorre em uma superfície perfeitamente plana em um ângulo de cisalhamento arbitrário.

4.2.2 MODELO DE MERCHANT

Por volta dos anos 40, Eugene Merchant e Hans Ernst (MERCHANT, 1945) realizaram importantes contribuições ao estudo da mecânica do corte. No modelo proposto por Merchant o cisalhamento fica reduzido exclusivamente à zona de cisalhamento, da mesma forma que no modelo de Piispanen, e o movimento entre o cavaco e a ferramenta é descrito por deslizamento com um ângulo de atrito (λ).

Embora o modelo não apresente valores numéricos satisfatórios para as predições do ângulo de cisalhamento com base nos parâmetros de corte, ele estabeleceu o diagrama de forças envolvidas no processo que é utilizado até hoje (Fig. 2.12).

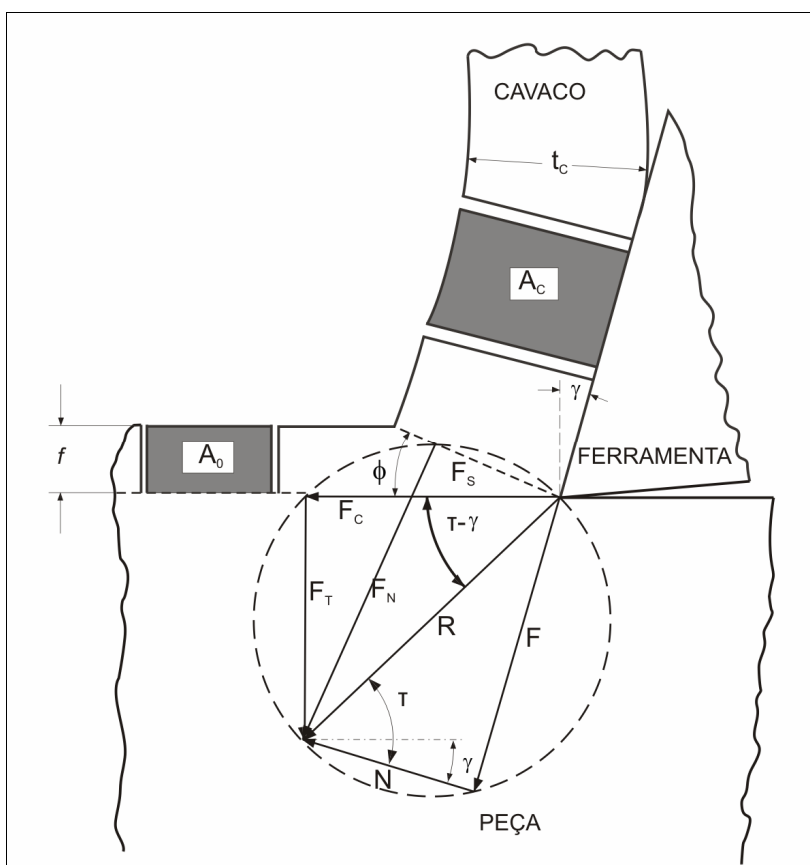


Figura 2.12. Círculo de forças de Merchant (1945). O modelo mostra o ângulo de saída da ferramenta (γ), o ângulo de cisalhamento (ϕ), o avanço (f), a espessura do cavaco (t_c) e a força resultante (R) descomposta nas componentes: de corte (F_s) e normal (F_N) assim como de corte (F_c) e avanço (F_T).

A partir dos modelos de Piispanen e Merchant, que estabeleceram as bases para o entendimento dos processos de corte, outros modelos têm sido propostos, considerando outros efeitos como o encruamento (SHAW, 1950), zonas de cisalhamento e condições de atrito mais realistas (OXLEY, 1961; RUBENSTEIN, 1965), e outras teorias (ASTAKHOV, 1998) ou modificações e análises dos modelos apresentados (MOLINARI, 2008).

4.2.3 MODELO DE CORTE ORTOGONAL

A Fig. 2.9 mostra o corte bidimensional que é uma operação relacionada com um modelo de corte ideal, que assume um comportamento homogêneo do material, eliminando assim o conceito de deformação não homogênea. O modelo é conhecido como corte ortogonal e têm várias premissas estabelecidas que são (SHAW, 2005): (1) a ferramenta é perfeitamente afiada sem contato na face de folga e o comprimento da aresta de corte é maior do que aquele da peça; (2) a aresta de corte é uma linha reta que se estende de maneira perpendicular à direção do movimento gerando uma superfície plana enquanto a peça passa por ela com velocidade constante; (3) é gerado um cavaco contínuo, sem formação de aresta-postiça-de-corte, em condições de deformação plana (i.e. sem fluxo de material nas direções laterais) com profundidade de corte constante e (4) a superfície de cisalhamento é um plano que se estende acima da aresta de corte, onde as tensões de cisalhamento e normais, ao longo do plano de cisalhamento e da ferramenta, são uniformes.

As limitações do modelo de corte ortogonal são entendidas ao compará-lo com uma operação tridimensional como o torneamento. No torneamento (Fig. 2.8), a velocidade de corte e o avanço variam ao longo da aresta de corte, causando um escoamento do cavaco, o qual afasta-se da superfície da peça. Existe também uma pequena mudança na espessura do cavaco através da aresta de corte. No modelo de corte ortogonal essas pequenas variações ao longo da aresta de corte são usualmente ignoradas e são utilizados os valores máximos da velocidade de corte e os valores médios do avanço e da espessura do cavaco. Na Fig. 2.13, a profundidade e a largura de corte são constantes ao longo da aresta de corte e a

direção do fluxo do cavaco é perpendicular à aresta de corte em todos os pontos ao longo da mesma (SHAW, 2005).

Quando a aresta de corte não é perpendicular ao eixo da peça, o ângulo formado entre eles é denominado ângulo de inclinação (i). O ângulo de inclinação na Fig. 2.8 é de 90° . Quando i não é 90° , são geradas variações na velocidade de corte e do avanço ao longo da largura do cavaco, gerando mudanças adicionais na direção de fluxo do cavaco na face de saída da ferramenta (SHAW, 2005).

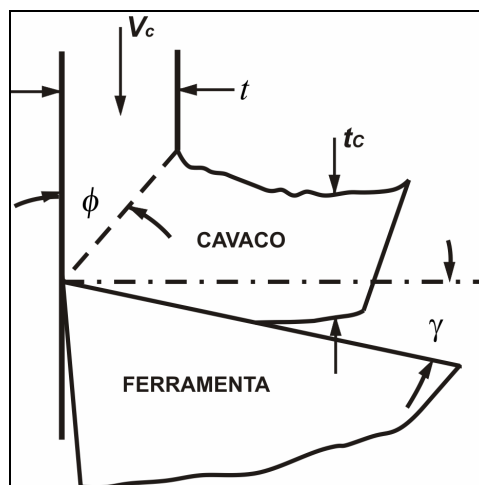


Figura 2.13. Operação de torneamento ortogonal (SHAW, 2005). (Seção AA da Fig. 2.8; $i = 90^\circ$). São mostrados: a espessura do cavaco sem deformar (t), a velocidade de corte (V_c), a espessura do cavaco (t_c), o ângulo de cisalhamento (ϕ) e o ângulo de saída da ferramenta (γ).

As condições de corte ortogonal bidimensional não são normalmente obtidas. No entanto, algumas operações do torneamento são essencialmente bidimensionais e, mesmo representando uma simplificação, geralmente os resultados obtidos utilizando esta análise podem ser aplicados.

4.3 FORMAÇÃO DE CAVACO E FORMAÇÃO DE ARESTA POSTIÇA DE CORTE

Os modelos apresentados consideram a formação de cavaco contínuo formado em um processo estável, com forma de fita contínua, de espessura constante e com um plano de cisalhamento bem definido (Fig. 2.9). O cavaco contínuo se forma usualmente em materiais dúcteis, usinados em altas velocidades de corte e/ou com

grandes ângulos de saída (SHAW, 2005). No entanto, na prática, dependendo dos parâmetros de corte utilizados, é possível a formação de cavacos cíclicos ou descontínuos devido às instabilidades do processo de corte que são aumentadas pela resposta dinâmica da estrutura da máquina-ferramenta (KOMANDURI, 1981). Alguns tipos de cavaco de formação cíclica são:

- **Cavaco descontínuo:** É denominado cavaco descontínuo à formação de segmentos discretos de cavaco que ocorre devido à geração e rápida propagação de uma trinca através da espessura do cavaco causando a separação do mesmo (KOMANDURI, 1981; SHAW, 2005). A formação de cavacos descontínuos ocorre geralmente ao se usinar materiais com pobres propriedades térmicas ou materiais muito frágeis, dado que apresentam uma baixa capacidade de suportar as altas deformações por cisalhamento envolvidas no corte (KOMANDURI, 1981; SHAW, 2005). Também são comuns ao se usinar materiais que possuem partículas concentradoras de tensão, como nódulos de grafita no ferro fundido ou inclusões de sulfeto de manganês nos aços de corte fácil (SHAW, 2005).
- **Cavaco ondulado ou segmentado:** A segmentação de cavaco é um processo caracterizado por grandes deformações, ângulos de cisalhamento que oscilam e adesão cíclica do cavaco na face de saída da ferramenta. O cavaco segmentado é contínuo e apresenta variação periódica da sua espessura (KOMANDURI, 1981). Ocorre em certas velocidades de corte e depende principalmente dos parâmetros de corte utilizados, da composição e microestrutura do material, e das vibrações que ocorrem no sistema (KOMANDURI, 1981; SHAW, 2005).
- **Cavaco serrilhado:** Esta denominação é devida à semelhança entre este tipo de cavaco e uma lâmina de uma serra. É um tipo de cavaco segmentado de natureza semi-contínua cuja principal característica é a ocorrência de fratura cíclica (SHAW, 2005). O cavaco serrilhado apresenta grandes regiões de baixa deformação acompanhadas de regiões pequenas com alta concentração de deformação, denominadas bandas de cisalhamento.

Outro fenômeno que pode ocorrer durante o corte é a formação de aresta-postiça-de-corte (APC). Aresta-postiça-de-corte é o material da peça de trabalho que fica aderido à face da ferramenta e que é decorrente da fratura no interior do cavaco

ao longo de um plano aproximadamente perpendicular ao plano de cisalhamento (SHAW, 2005). A formação de APC ocorre geralmente ao usinar ligas com mais do que uma fase nas suas microestruturas, em velocidades de corte intermédias, e sua formação depende, para uma liga determinada, dos parâmetros de corte utilizados (TRENT, 2000). As principais influências da APC são: atrito elevado na ponta da ferramenta, aumento no ângulo de saída efetivo e detrimento do acabamento superficial (SHAW, 2005).

5. USINABILIDADE

A usinabilidade pode ser definida como uma grandeza tecnológica que expressa, por meio de um valor numérico comparativo (índice ou porcentagem), um conjunto de propriedades de usinagem do metal, em relação a outro tomado como padrão (FERRARESI, 1970). Essas propriedades expressam o efeito do metal sobre aspectos quantificáveis do processo de usinagem como a força de usinagem ou o desgaste de ferramenta. A usinabilidade do aço depende de vários fatores como a deformação dos diferentes componentes microestruturais do mesmo, do material e geometria da ferramenta, da natureza exata da operação de usinagem, dos parâmetros de corte, da temperatura, da lubrificação, entre outros (ASM, 1991d). Dada a natureza complexa das operações de corte, na prática da usinagem é difícil estabelecer relações que definam quantitativamente a usinabilidade de um material particular. Os fatores de maior interesse ao se avaliar a usinabilidade são: a vida da ferramenta, a qualidade do acabamento da superfície gerada (integridade superficial) e a magnitude das forças de corte.

A usinabilidade não é uma propriedade única do material (como a resistência mecânica à tração), mas é resultante da combinação de dois materiais (ferramenta/peça) e depende do meio no qual é realizada a operação. A importância da avaliação da usinabilidade de um material em função das forças de corte está em que ela permite um conhecimento quantitativo da relação entre a microestrutura do material usinado e a facilidade com que ele é removido. Assim, a avaliação das forças de corte possibilita também estabelecer parâmetros para estudar os mecanismos envolvidos nos processos de usinagem.

5.1 USINABILIDADE DOS AÇOS CARBONO

Os aços carbono têm uma ampla faixa de usinabilidade, dependendo das suas propriedades mecânicas. Se for muito dúctil, a formação do cavaco pode produzir aresta postiça, o que conduz ao pobre acabamento superficial; se o aço for muito resistente, pode causar desgaste abrasivo da ferramenta devido à presença de carbonetos no aço. Em termos gerais, a usinabilidade na maioria dos aços é melhorada pelo trabalho a frio, que endurece o material e reduz a tendência à formação de aresta postiça.

Um fator que melhor caracteriza a usinabilidade dos aços é a sua microestrutura e pode ser resumido da seguinte maneira (ASM, 1991d):

- Aços com um teor de carbono baixo (até 0,2%) são economicamente usinados em estado simplesmente laminado. Todavia, sua usinabilidade melhora em condições de encruamento sempre que as tensões internas tenham sido aliviadas. A razão para isto é que o encruamento induz um aumento na dureza do material e produz um grão ferrítico pequeno.
- Aços médio carbono com teor de carbono entre 0,2% e 0,3% mostram melhor usinabilidade quando apresentam estrutura perlítica em seções acima de 75 mm de diâmetro (obtidas por laminação). Para seções menores do que 75 mm a melhor microestrutura é obtida no tratamento térmico de normalização.
- Aços médio carbono com teor de carbono entre 0,3% e 0,4% possuem boa usinabilidade quando apresentam uma microestrutura perlítica grosseira com um mínimo de ferrita (obtida por recozimento).
- Os aços de médio e alto carbono com teor de carbono entre 0,4% e 0,6% apresentam melhor usinabilidade quando sua microestrutura é perlítica lamelar e esferoidizada.
- Os aços de alto carbono (acima de 0,6%) apresentam melhor usinabilidade com estrutura esferoidizada.
- Aços com tamanho de grão austenítico pequeno (inferior a 5 na escala ASTM) são mais difíceis de usinar que outros de maior tamanho de grão desde que as

outras condições sejam idênticas. Porém, esses tamanhos de grão menores são preferíveis para a obtenção de um melhor acabamento superficial.

- A introdução de inclusões não-metálicas, assim como a adição controlada de metais moles e com baixa solubilidade (e.g. chumbo e bismuto), melhora apreciavelmente a usinabilidade.

É importante mencionar que ao se aumentar a usinabilidade dos aços pela adição de elementos de liga, devem ser considerados os possíveis efeitos negativos desses elementos nas propriedades e resistência mecânica da parte usinada em serviço.

5.2 EFEITO DAS INCLUSÕES DE SULFETO DE MANGANÊS NA USINABILIDADE DOS AÇOS.

Ao se discutir a influência das inclusões na usinabilidade do aço é essencial se avaliar sua influência no processo de cisalhamento do aço, tanto no plano de cisalhamento quanto na zona de fluxo secundário, em diferentes temperaturas durante o processo de formação do cavaco (KIESSLING; LANGE, 1978; TRENT, 2000). A influência geral das inclusões na usinabilidade está determinada por variáveis como quantidade, tamanho e forma, assim como sua distribuição e espaçamento na matriz metálica. Por exemplo, ao se considerar o desgaste da ferramenta como critério de avaliação da usinagem, evidências obtidas por metalografia mostram que mais de um mecanismo está envolvido no desgaste de flanco. Nesse desgaste, o efeito das inclusões não-metálicas é provavelmente devido às suas características abrasivas (KIESSLING; LANGE, 1978, pp. 78).

As inclusões, dependendo de suas propriedades mecânicas, podem aumentar ou diminuir simultaneamente diferentes parâmetros de importância para a usinabilidade do material. Resumidos segundo Kiessling e Lange (1978), os seguintes critérios que devem ser cumpridos pelas inclusões para a melhora da usinabilidade:

- **Concentração de tensão.** Devem atuar como concentradores de tensão no plano de cisalhamento para iniciar a formação de trincas e fragilizar os cavacos. Como resultado, o comprimento de contato cavaco ferramenta diminui e um menor consumo de potência é obtido (KIESSLING; LANGE, 1978; TRENT, 2000).
- **Participação do fluxo de metal.** Devem participar do fluxo de metal na zona de fluxo secundário, aumentando o cisalhamento do metal, mas não devem atravessar esse fluxo danificando a superfície da ferramenta.
- **Barreira para a difusão.** Devem formar uma barreira para a difusão na face de saída da ferramenta na faixa das temperaturas atingidas na interface cavaco-ferramenta. Essas temperaturas dependem de diversas variáveis, especialmente da velocidade de corte, isto é, ao aumentar a velocidade de corte aumenta a temperatura.
- **Redução do desgaste do flanco.** Devem gerar uma superfície suave na peça e não atuar como abrasivos na superfície de folga da ferramenta.

Dado o foco do presente trabalho a influência das inclusões de MnS na usinabilidade dos aços é discutida com base no critério de concentração de tensões.

5.3 CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO E MECANISMO DE DEFORMAÇÃO DAS INCLUSÕES DE MnS

O efeito das inclusões como concentradores de tensão tem sido estudado por vários autores, entre eles: Trent, Shaw, e Rubenstein (KIESSLING; LANGE, 1978). Os dois últimos concluíram que a concentração de tensão é o principal efeito das inclusões de sulfeto de manganês, que depende da forma e tamanho das mesmas, e que influencia a usinabilidade do aço em virtude da fragilização da região onde ocorre o cisalhamento. Indicaram que inclusões com seções alongadas, ao se comparar com inclusões de seções circulares, geram maiores valores na razão entre a tensão máxima e a tensão média. Assim, inclusões muito pequenas ou que não se deformam ao longo dos planos de cisalhamento do aço, não são bons concentradores de tensão (KIESSLING; LANGE, 1978).

No entanto, outros autores mostraram que são as inclusões arredondadas que apresentam uma maior concentração de tensão. Boulger, por exemplo, comparou dois aços de corte fácil e concluiu que o aço com inclusões globulares de MnS apresentou melhor usinabilidade que o aço com inclusões alongadas (KIESSLING; LANGE, 1978). Ele explicou que a alta concentração de tensão das inclusões globulares no plano de cisalhamento é causada pelo fato delas se deformarem através do mesmo. As inclusões alongadas apresentam um efeito desprezível em relação à melhora na usinabilidade por terem menor seção em relação à região de corte. Outros autores como Kiessling et. al. ou Bellor e Herzog (KIESSLING; LANGE, 1978) estudaram a influência da adição de alguns elementos como Selênio e Telúrio, respectivamente, e verificaram que, após a adição desses elementos, as inclusões de MnS tornam-se maiores, globulares e mais duras, melhorando a usinabilidade dos aços.

O mecanismo de deformação das inclusões de MnS também influi no seu efeito concentrador de tensão. Kishi e Eda (1976) realizaram ensaios de desgaste em aços com presença de vários tipos de inclusões para observar seu comportamento. Os resultados indicaram que as inclusões de MnS e chumbo (Pb) são grandes concentradores de tensão, e que a deformação das inclusões de MnS leva à sua fratura, separação da matriz e posterior participação do processo de deformação da matriz na direção do cisalhamento. As inclusões de Pb mostraram uma ação lubrificante durante o processo devido à sua alta plasticidade. Esta alta plasticidade pode ser a razão pela qual as inclusões de Pb não geram cavacos descontínuos, como indicado por Trent (2000).

6. MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS (MEF)

6.1 HISTÓRICO

O Método dos Elementos Finitos (MEF) é um método matemático para construir soluções aproximadas para problemas de valor limite (*boundary-value problem*), isto é, equações diferenciais com restrições adicionais ou condições de contorno

(BECKER et. al., 1981). A idéia de discretizar domínios contínuos em subdomínios para resolução de cálculos complexos, que é a base do MEF, foi primeiramente utilizada por Alexander Hrennikoff (1941) e Richard Courant (1942). A contribuição de Courant foi muito importante dado que, sendo que constitui uma extensão do método Rayleigh, Ritz, e Galerkin, é, portanto, aplicável a uma ampla variedade de Equações Diferenciais Parciais (EDPs) (STRANG; FIX, 1973).

O MEF, como é conhecido atualmente, foi apresentado pela primeira vez por Turner et. al. (1956) para resolver problemas estruturais de elasticidade na área aeronáutica. Posteriormente, na segunda parte da década de 1950, começou o desenvolvimento do MEF para análises estruturais (civis e aéreas) contando com as importantes contribuições de John Argyris, Ray W. Clough (o qual deu o nome ao método), Olgierd Zienkiewicz, entre outros (BATHE, 1996). Strang e Fix (1973) deram uma rigorosa fundação matemática ao método e, desde então, com a ajuda do desenvolvimento dos computadores, tem sido generalizado como um ramo das matemáticas aplicadas para modelagem numérica de sistemas físicos em uma ampla variedade de disciplinas da engenharia.

6.2 DESCRIÇÃO

O método supõe a subdivisão do domínio da solução em um número finito de pequenos subdomínios (denominados elementos finitos) interligados por elementos nodais (nós) e constrói uma aproximação da solução sobre o domínio em questão (BECKER et. al., 1981).

O objetivo principal na resolução de problemas numéricos relacionados com uma Equação Diferencial Parcial (EDP) é convertê-la em uma equação diferencial ordinária, a qual é posteriormente resolvida utilizando técnicas padrão como o MEF ou o Método das Diferenças Finitas (MDF). O principal desafio está na criação de uma função que se aproxime à equação estudada e que ainda seja numericamente estável, isto é, que os erros nos dados de entrada e nos cálculos intermediários não se acumulem levando a resultados finais sem significado. O êxito do MEF está na escolha de um sistema de funções polinomiais simultâneas de baixo grau chamadas polinômios truncados (*piecewise polynomials*). Isto dado que cada função tem valor

zero (0) para a maioria do domínio e só entra no cômputo na vizinhança de um nó particular de um elemento, o que simplifica os cálculos significativamente (STRANG; FIX, 1973).

Um método alternativo para se resolver EDPs é o MDF. As principais diferenças entre o MEF e o MDF são:

- O MDF é uma aproximação à equação diferencial, enquanto o MEF é uma aproximação à sua solução.
- O MEF pode ser aplicado a geometrias complexas (com condições de contorno) enquanto que o MDF só pode ser aplicado a formas retangulares. Contudo, o último é mais facilmente implementado.

Em termos gerais, o MEF representa uma vantagem numérica para todas as análises de mecânica estrutural onde se têm domínios complexos, domínios que mudam como reações de estado sólido com fronteiras móveis, ou quando a precisão desejada varia sobre o domínio inteiro. O MDF, entre outros métodos, é mais utilizado em problemas de mecânica dos fluidos devido a seus altos custos computacionais.

A Fig. 2.14 mostra o processo de uma análise por elementos finitos de um problema físico (BATHE, 1996). No processo, o problema físico é aproximado (idealizado) a um modelo matemático governado por EDPs, que é posteriormente resolvido pelo MEF. É evidente que as asserções feitas nesse modelo matemático determinam a resposta e o seu significado físico. A solução obtida da análise é uma solução numérica (não analítica) e sua precisão deve ser avaliada para refinar os parâmetros envolvidos na solução, caso não tenha sido cumpridos os critérios de aceitação. Uma vez que um modelo matemático é resolvido com precisão e os resultados interpretados, pode-se escolher fazer um maior refinamento do modelo para aumentar o entendimento do fenômeno físico analisado.

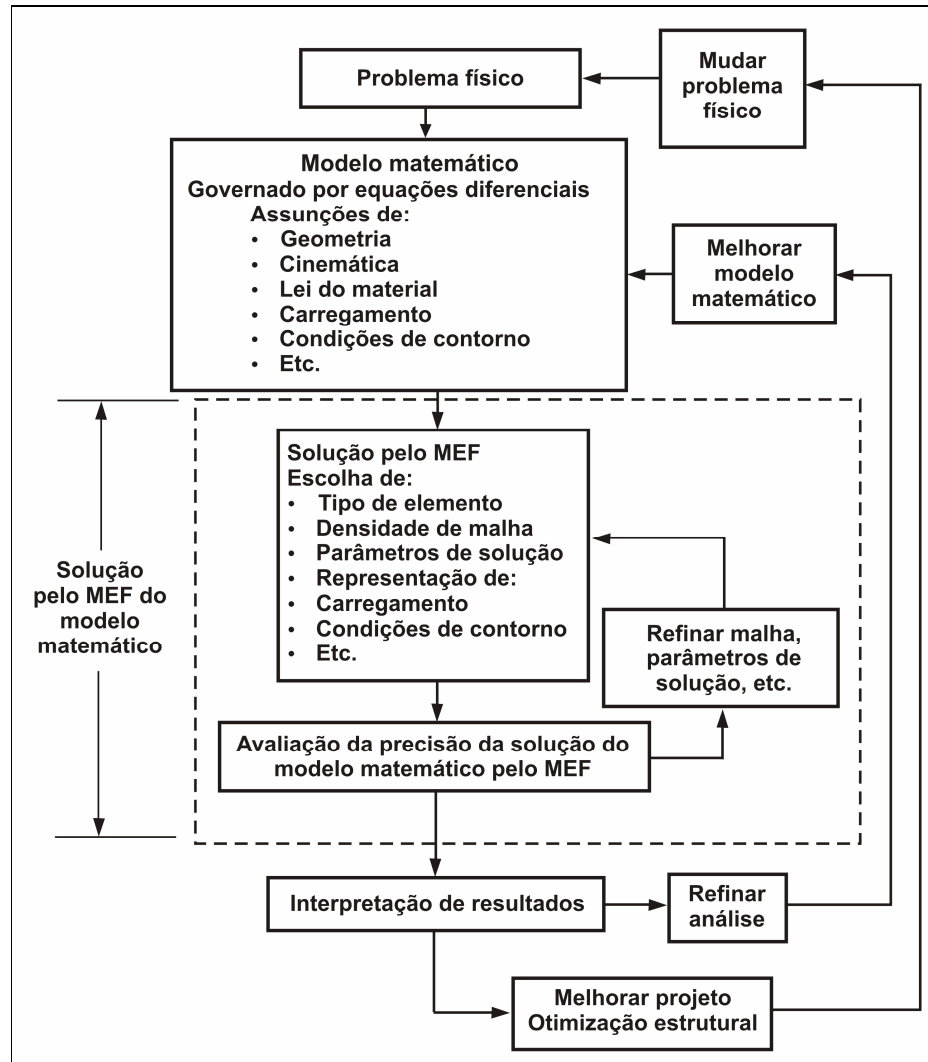


Figura 2.14. Processo da análise pelo Método dos Elementos Finitos. (BATHE, 1996)

6.3 ANÁLISE DE TENSÕES PELO MEF

Em termos gerais, os passos para se resolver um problema sólido ou estrutural pelo MEF usando o método da rigidez são os seguintes (BOWES; RUSSEL, 1975):

- Discretizar o corpo em elementos.
- Encontrar a rigidez de cada elemento.
- Ensamblar a rigidez dos elementos em uma matriz que define a rigidez do conjunto.

- Para o sistema de carregamentos dado, utilizar a matriz de rigidez para determinar os deslocamentos dos nós.
- Utilizando os deslocamentos, calcular as tensões e deformações nos elementos.

O procedimento geral para a obtenção da matriz de rigidez de uma análise estática (i.e. onde não há efeitos de propagação) é descrito a seguir (BOWES; RUSSEL, 1975). Para elementos elásticos e isotrópicos as tensões em cada elemento estão definidas como:

$$\sigma = D'\{\varepsilon - \varepsilon_0\} \quad (2.7)$$

Onde D' é a matriz de elasticidade, ε_0 é a deformação não relacionada com o carregamento (e.g. deformação por efeitos térmicos) e ε é a deformação associada ao carregamento aplicado. Várias operações diferenciais, dadas por uma matriz operadora Δ , relacionam a deformação do elemento com o deslocamento dos seus nós:

$$\varepsilon = \Delta u \quad (2.8)$$

Os deslocamentos dos nós (matriz u) estão dados por funções polinomiais da seguinte maneira:

$$u = P\alpha \quad (2.9)$$

Sendo que P é uma matriz que contém os termos polinomiais e α é a matriz que contém as constantes da função polinomial. Quando as coordenadas do elemento são substituídas na matriz P , os deslocamentos nos nós (δ) são encontrados:

$$\delta = A\alpha \quad (2.10)$$

Assim, os coeficientes dos polinômios estão dados por $\alpha = A^{-1}\delta$ e, ao se substituírem na eq. (2.9) e depois na eq. (2.8), pode-se obter uma nova expressão para a deformação:

$$\varepsilon = \Delta P A^{-1} \delta \quad (2.11)$$

As operações Δ podem ser aplicadas à P , obtendo como resultado uma matriz nova B , tal que $B = \Delta P$. Dessa maneira, ao se substituir nas eqs. (2.11) e (2.7), as tensões são:

$$\sigma = D' B A^{-1} \delta - D' \varepsilon_0 \quad (2.12)$$

Até este ponto, a força f_1 (até agora desconhecida) gera o deslocamento dos nós δ . Se um deslocamento adicional δ^* causa uma deformação adicional ε^* , tem-se que:

$$\varepsilon^* = B A^{-1} \delta^* \quad (2.13)$$

Isto gera um aumento na energia de deformação do elemento (i.e. trabalho interno no elemento). Essa energia interna armazenada em um volume incremental do elemento é $\varepsilon^{*T} \sigma dv$, e, para o volume total do elemento, esse aumento na energia será:

$$\begin{aligned} \text{Aumento na energia de deformação} &= \int_{VOL} [B A^{-1} \delta^*]^T D' B A^{-1} [D' B A^{-1} \delta - D' \varepsilon_0] dv \\ &= \int_{VOL} \delta^{*T} [A^{-1}]^T B^T [D' B A^{-1} \delta - D' \varepsilon_0] dv \end{aligned} \quad (2.14)$$

O trabalho interno e o externo devem ser iguais no elemento para manter o equilíbrio. A quantidade de trabalho realizada pelas forças externas para gerar o deslocamento virtual é:

$$\text{trabalho externo} = \delta^{*T} f_1 \quad (2.15)$$

Portanto, das eqs. (2.14) e (2.15) têm se que:

$$\begin{aligned}\delta^{*T} f_1 &= \delta^{*T} [A^{-1}]^T \int B^T [D' B A^{-1} \delta - D' \varepsilon_0] dv \\ \rightarrow f_1 &= [A^{-1}]^T \int B^T D' B dv A^{-1} \delta - [A^{-1}]^T \int B^T D' \varepsilon_0 dv\end{aligned}\quad (2.16)$$

Se

$$K = [A^{-1}]^T \int B^T D' B dv A^{-1} \quad (2.17)$$

Então,

$$f_1 = K \delta - [A^{-1}]^T \int B^T D' \varepsilon_0 dv \quad (2.18)$$

A eq. (2.18) relaciona a força com o deslocamento através de K que é a matriz de rigidez (determinada pela eq. (2.17)).

Sabendo que:

$$f_0 = [A^{-1}]^T \int B^T D' \varepsilon_0 dv \quad (2.19)$$

A eq. (2.18) pode ser escrita como:

$$f_1 + f_0 = K \delta \quad (2.20)$$

Observam-se duas componentes da força. As componentes de f_1 são os carregamentos impostos ao elemento e as componentes f_0 são forças fictícias e nodais que produzem a deformação ε_0 . Assim, depois de se obter a matriz de

rigidez do elemento e definir a rigidez do conjunto, se resolve para os deslocamentos e tensões desconhecidos.

É importante se notar que o procedimento anterior foi baseado em elementos elásticos. No entanto, a maior parte dos metais apresenta comportamento não linear (i.e. as tensões não são proporcionais às deformações) que geram efeitos não lineares na resposta do modelo. Assim, para casos em que os efeitos não lineares devem ser levados em conta, dependendo do comportamento específico do material analisado, deve ser realizada uma extensão da formulação linear. Os principais métodos de formulação para problemas não lineares podem ser encontrados na literatura (ZIENKIEWICZ; TAYLOR, 2005).

6.4 ESTUDO DOS PROCESSOS DE CORTE PELO MEF

Entre os vários processos de manufatura (e.g. fundição e conformação), modelos avançados de usinagem estão sendo continuamente desenvolvidos. Esses métodos incluem modelos numéricos dos processos de usinagem. O MEF é um dos procedimentos numéricos mais utilizados na análise do processo de corte e os trabalhos realizados nesta área são muito numerosos. Esses trabalhos incluem pesquisas em áreas como: modelos computacionais de processos específicos de usinagem, aspectos térmicos na usinagem, mecanismo de formação de cavaco, entre outros. Nesta revisão buscou-se ênfase nos trabalhos relacionados com o processo e mecanismos de corte. Uma revisão dos trabalhos nas áreas mais importantes da análise numérica dos processos de corte foi realizada por Mackerle (1999, 2003).

Durante os anos de 1970, foram registrados os primeiros trabalhos realizados na área de simulação por elementos finitos para o processo de corte de material. As principais análises foram focadas no estudo das distribuições de temperatura durante processos de corte ortogonal (TAY et. al., 1976; MURAKA et. al., 1979). Já na década de 1980, os trabalhos realizados começaram a se relacionar com aspectos relativos às forças de corte, geometria do cavaco e à distribuição de tensões na zona de cisalhamento, no cavaco e na peça (USUI; SHIRAKASHI, 1982;

LIU; LIN, 1985; CARROLL; STRENKOWSKI, 1988). Os modelos dos materiais foram principalmente rígido-plásticos, elasto-plásticos e viscoplásticos.

Na década de 1990 foram realizados numerosos avanços na simulação dos processos de corte e até hoje os modelos propostos são continuamente melhorados com a utilização de diferentes formulações numéricas. Exemplos desses trabalhos são os realizados por Childs e Maekawa (1990), Komvopoulos (1991), Lin (1995), Abdel-Hamid et. al. (1996), Ceretti et. al. (1996), Kim e Sin (1996), Xie et. al. (1998) e Lin e Lin (1999). As análises realizadas incluíram principalmente modelos ortogonais, oblíquos e tridimensionais de materiais termo-elasto-plásticos e termo-visco-plásticos, com considerações de aspectos como grandes deformações plásticas, endurecimento por deformação, taxa de deformação, temperatura, atrito, e critérios de separação na formação do cavaco. Entre os objetivos dos trabalhos se encontram predições de: força e potência envolvidas no corte; valor do ângulo de cisalhamento; distribuições de tensões (térmicas e mecânicas), deformações e temperatura no cavaco, peça e ferramenta; ocorrência e efeito do desgaste; formação de aresta postiça; e influência de parâmetros como: ângulo de saída da ferramenta, profundidade e velocidade de corte.

No entanto, poucos trabalhos têm sido relatados sobre o estudo numérico dos efeitos das tensões nos microconstituintes dos aços. Em 1996, Antretter e Fischer (1996) estudaram o campo de tensão gerado ao redor de duas partículas elipsoidais de segunda fase em função de variáveis como tamanho, forma, material e distribuição. Foi proposto um modelo considerando comportamento isotrópico puramente elástico linear, tanto para os carbonetos quanto para a matriz (martensítica). O modelo foi carregado com tensões uniaxiais, biaxiais, cisalhantes e térmicas em uma análise de tensão plana. A principal variável analisada foi a tensão principal máxima, estabelecida como critério de fratura. O estudo concluiu principalmente que:

- As partículas de segunda fase com maior rigidez e excentricidade geram uma maior concentração de tensão na matriz.
- Para carregamentos biaxiais e de cisalhamento, as tensões são sempre concentradas nas regiões da matriz que se encontram mais próximas das pontas das partículas, independentemente da sua orientação.

- A tensão no interior das partículas é uniforme e radialmente distribuída para fatores de forma até 2, sendo que essa uniformidade se perde para valores maiores que 2.
- Existe uma interação entre as partículas. No entanto, não foi possível estabelecer distâncias críticas entre elas para o campo de tensão da matriz. Isto devido ao fato que essas distâncias críticas dependem do carregamento aplicado, assim como do tamanho, composição e posição relativa das partículas na matriz metálica.

As principais limitações do modelo estão em que, além de não considerar o comportamento plástico da matriz metálica, grande parte da discussão é baseada em uma relação de 2:1 entre o módulo de elasticidade das partículas de segunda fase e o da matriz (i.e. uma partícula rígida). Estas considerações podem afetar de maneira importante as conclusões, o que será discutido em função dos resultados numéricos do presente estudo.

Em 2002, Nygards e Gudmundson (2002) apresentaram um modelo bidimensional de deformação plana de um aço ferrítico-perlítico para avaliar o comportamento plástico das fases sob carregamento biaxial. As curvas de tensão-deformação dos materiais foram obtidas de ensaios de tração uniaxial. Foram utilizadas propriedades elásticas idênticas para ambas as fases ($E = 202$ GPa e $\mu = 0,3$). Para a geração das malhas, que incluíssem os micro-constituintes do modelo, foi utilizado o algoritmo de Voronoi (NYGARDS; GUDMUNDSON, 2002). Os resultados numéricos de carregamento uniaxial indicaram que as tensões de Von Mises são maiores na perlita do que na ferrita. Já os resultados da deformação máxima principal indicam que é a ferrita que sofre a maior deformação em direções de cisalhamento intenso (45°). Também foi sugerido que as tensões de Von Mises apresentam uma diferença com relação aos resultados de tensão máxima, que não podem ser explicadas pelas tensões residuais. Para carregamentos biaxiais, um comportamento plástico anisotrópico do material foi observado e apresentou boa correlação com o critério de escoamento de Hill, para materiais com simetria ortotrópica sob carregamento biaxial (NYGARDS; GUDMUNDSON, 2002):

$$\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \frac{2q^2 - 1}{q^2} \sigma_x \sigma_y = \sigma_s^2 \quad (2.21)$$

Onde $q\sigma_s$ é a tensão de escoamento na direção z.

Vignal e colaboradores (2003) utilizaram um método para determinar a distribuição de tensões, causadas por deformações aplicadas, ao redor de descontinuidades localizadas. Foram estudados dois tipos de inclusões: Inclusões monofásicas de MnS e inclusões dúplex de MnS e óxidos. O modelo foi validado com observações experimentais em ensaios de tração que mostraram que a propagação das microtrincas ocorre por quatro mecanismos: geração de uma microtrinca na matriz metálica que se propaga no interior da inclusão; separação da interface matriz-inclusão; surgimento de vários caminhos de deformação que entram em contato com a inclusão; e propagação das microtrincas ao longo dos contornos de grão do substrato (matriz).

A análise de tensão plana assumiu um comportamento isotrópico elástico-plástico para a matriz metálica ($E = 210$ GPa, $\mu = 0,3$). As propriedades plásticas da matriz foram obtidas em ensaios de tração em um aço inoxidável austenítico sem inclusões. Os valores utilizados para a tensão limite de escoamento e para a tensão limite de resistência foram 258 e 590 MPa, respectivamente. Foram assumidas inclusões de comportamento isotrópico e elástico (lei de Hooke). Através do modelo numérico foi proposto um valor de 90 GPa para o módulo de elasticidade das inclusões, que foi confirmado com resultados de nano-indentação (LAMAGNÈRE et al., 1996). Não foi especificado o valor do coeficiente de Poisson utilizado. Os resultados do trabalho mostraram, que o método pode ser utilizado para estudar os lugares de formação e propagação preferencial das trincas no material e conclui que, devido às inclusões, existem modificações no campo de tensões da matriz que se estendem até uma distância igual ao tamanho médio das inclusões e que não existe uma interação considerável entre inclusões próximas. Com respeito ao efeito da orientação das inclusões no campo de tensões da matriz, o estudo mostrou que, em condições de tensão uniaxial, a concentração de tensão nas regiões da matriz próximas às pontas das inclusões não depende do ângulo entre a inclusão e a direção do carregamento, sempre que estes valores sejam baixos. No entanto, para ângulos maiores, a concentração de tensão nesses pontos diminui e essa diminuição depende do fator de forma da inclusão, isto é, quanto maior o fator de forma menor será a concentração de tensão.

O presente estudo numérico dá continuidade a um trabalho de pesquisa realizado (CORREA et. al., 2007a, 2007b) e permitiu refinar análises e melhorar o entendimento do efeito concentrador de tensão das inclusões.

III. MATERIAIS E MÉTODOS

O objetivo principal do presente trabalho foi a construção de um modelo numérico (MEF) que permitisse relacionar a microestrutura de dois aços de composição química nominal do ABNT 1045 e do ABNT 1145 com os campos de tensão gerados pelas inclusões durante o processo de torneamento. Foram realizados vários procedimentos experimentais importantes para a validação do modelo numérico. São apresentados neste capítulo os materiais estudados e é realizada uma breve descrição das técnicas experimentais utilizadas para sua caracterização. Posteriormente, é apresentado o modelo numérico e a explicação detalhada dos diferentes estudos realizados.

1. MATERIAIS

Os materiais analisados no presente estudo tinham a composição base dos aços ABNT 1045 e ABNT 1145 (semelhante aos aços AISI 1045 e AISI 1145) que foram obtidos de diferentes corridas e cada um apresentou diferentes teores de enxofre. A tabela 3.1 apresenta as composições nominais dos aços estudados, que foram denominados de 1045 no caso do ABNT 1045 e 1145 no caso do ABNT 1145.

Tabela 3.1 - Composição química nominal dos aços estudados (ASM, 1991a).

Aço	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Ni	%Mo
1045	0,43-0,5	0,15-0,35	0,6-0,9	0,04 max	0,05max	0-0,2	0-0,25	0,06
1145	0,43-0,5	0,15-0,35	0,6-0,9	0,04 max	0,05-0,1	0-0,2	0-0,25	0,06

É importante mencionar que a fração volumétrica de perlita pode variar em aproximadamente 10% dentro da faixa de composição especificada para o aço ABNT 1045. Esse valor pode ser obtido utilizando o diagrama de fases do sistema Fe-C.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Para os estudos de distribuição de tensão é importante conhecer os diferentes componentes microestruturais dos aços e suas características. Para isto é importante fazer a caracterização microestrutural e são várias as técnicas utilizadas para este fim. Entre elas encontram-se a microscopia óptica e a microscopia eletrônica de varredura. Particularmente, para o estudo numérico da distribuição de tensão no material realizado neste trabalho, a caracterização microestrutural é de grande importância para a definição do modelo de microestrutura a ser analisado, em especial a morfologia e distribuição das inclusões de sulfeto de manganês. Também é relevante a fração volumétrica de perlita, dado que ela afeta os esforços de corte (PARK et. al., 2004).

A preparação metalográfica das amostras consistiu em lixamento, polimento e ataque químico com o reagente Nital (3%), para posterior observação utilizando microscopia óptica com o equipamento marca Olympus do Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS), EPUSP. A fração volumétrica de perlita foi determinada utilizando metalografia quantitativa com o auxílio do programa Leica (Qwin). Este programa faz parte de um sistema de aquisição de imagens acoplado ao microscópio óptico utilizado. No caso da avaliação da fração volumétrica das inclusões de sulfeto de manganês (MnS) não foi realizado o ataque metalográfico, sendo que a preparação das amostras só foi feita até o polimento. Utilizando microscopia óptica, as inclusões foram observadas e analisadas sob os aspectos quantitativos e qualitativos nas seções longitudinais e transversais das amostras. Foram analisados pelo menos 50 campos em cada amostra para se ter representatividade nos resultados.

Foram também realizadas observações no microscópio eletrônico de varredura (Phillips, XL-30) do Laboratório de Caracterização Tecnológica da EPUSP para a determinação da composição química das fases e comportamento das mesmas após a realização de ensaios mecânicos.

2.2 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA (BARRA DE HOPKINSON)

Dado que as taxas envolvidas na usinagem são da ordem de 10^4 s^{-1} , ou superiores (SHAW, 2005), a caracterização dinâmica dos materiais base do estudo é importante para a validação do modelo numérico. Essa caracterização dinâmica foi realizada utilizando ensaios de barra de Hopkinson, desenvolvidos em um trabalho realizado em paralelo³. A representação esquemática do ensaio é apresentada na Fig. 3.1.

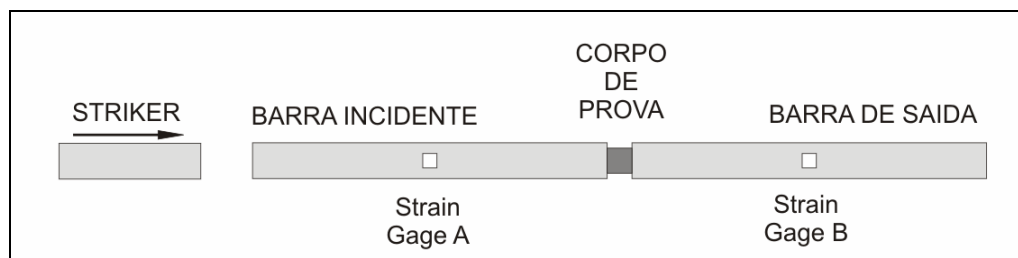


Figura 3.1. Esquema do ensaio da barra de Hopkinson (ASM, 1991c)

Para o ensaio, o corpo-de-prova é localizado entre duas barras elásticas, das quais uma transmite um pulso compressivo gerado na extremidade dessa barra pelo impacto de uma terceira barra, denominada *striker*, acelerada por uma pistola pneumática. Parte da energia do pulso é transmitida ao corpo-de-prova enquanto que a outra é refletida. A porção de energia transmitida é medida indiretamente através de extensômetros (*strain gages*) nas barras laterais e transformada em sinais, os quais são armazenados para posteriormente se determinar as características da deformação do corpo-de-prova (ASM, 1991c).

Foram testados corpos-de-prova obtidos de seções transversais e longitudinais dos materiais utilizados como base para a análise numérica. Foram utilizados dois valores médios das taxas de deformação: 1000 e 2400 s^{-1} , controlados indiretamente por duas pressões de impacto de 2 e 4 bar, respectivamente. Também foram realizadas repetições dos ensaios considerando as seções longitudinal e transversal

³ GONZALEZ, D.F. **Caracterização Microestrutural, Mecânica e Durante o Processo de Torneamento de Aços ABNT 1045 e ABNT 1145 Para Avaliação do Efeito do Enxofre.** Dissertação a apresentar na escola politécnica da Universidade de São Paulo (São Paulo, Brasil) para a obtenção do título de mestre em engenharia, 2008.

dos corpos-de-prova para se analisar a resposta dos materiais em ambas as direções. Os corpos-de-prova tinham a forma de anéis com 2 mm de espessura e diâmetros interior e exterior de 9 e 10 mm, respectivamente. O procedimento do ensaio foi desenvolvido em trabalhos realizados pelo Laboratório do Grupo de Mecânica dos Sólidos e Impacto em Estruturas (GMSIE) da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, onde também foram realizados os ensaios para o presente trabalho.

2.3 AVALIAÇÃO DAS FORÇAS DE CORTE

Sendo o objetivo do trabalho relacionar a microestrutura dos aços estudados com as tensões geradas durante sua usinagem, foram avaliadas as forças de corte ([N]) utilizando ensaios de torneamento. Os resultados desses ensaios foram a base para a obtenção das tensões ([MPa]) aplicadas aos modelos numéricos.

Foram obtidas principalmente as forças de corte (F_c) e de avanço (F_a) adaptando um porta-ferramentas instrumentado com uma célula de carga a um torno mecânico. Para a calibração do dispositivo medidor (porta-ferramentas instrumentado) foi utilizado um dinamômetro em contato com o mesmo. Os dados, foram obtidos utilizando uma placa de aquisição de dados (tipo ADS 2000) e transferidos a um microcomputador para seu armazenamento e posterior análise com o software Aqdados (Lynx Eletrônica Ltda). A configuração da placa de aquisição de dados foi: taxa de aquisição de 5000 Hz, tempo de aquisição de 3 a 5 segundos, filtros de passa baixa e ajuste de sensibilidade dos canais (calibração).

O torno utilizado foi do tipo universal (ROMI 30) com uma ferramenta plana de metal duro (TPNM 160304) com as seguintes características geométricas: ângulo de saída de $+4^\circ$ e ângulo de folga de 7° . Não foi utilizado fluido de corte nos ensaios. Os corpos-de-prova utilizados para os ensaios foram peças com dimensões aproximadas de 50 mm de diâmetro e 150 mm de comprimento, os quais foram presos ao torno utilizando uma placa de três castanhas sem uso de contraponto. Por meio do controle dos parâmetros de corte, foram mantidas condições de estado plano de deformação durante os ensaios (SHAW, 2005). Os seguintes parâmetros de corte foram mantidos aproximadamente constantes: avanço (f) de 0,205

mm/volta e profundidade de corte (ap) de 1 mm. As velocidades de corte foram aproximadamente 15, 50, 110 e 190 m/min, respectivamente. Cinco repetições foram realizadas para cada velocidade de corte.

3. PROCEDIMENTO NUMÉRICO

3.1 MODELOS DA MICROESTRUTURA, PROPRIEDADES MECÂNICAS E FORÇAS DE CORTE

Para o estudo numérico realizado os principais aspectos microestruturais dos materiais a serem considerados foram: a morfologia e distribuição das inclusões de MnS, presença de partículas de Pb e fração volumétrica de perlita. Na Fig. 3.1 observa-se uma visão geral do processo de torneamento onde as componentes de corte (F_c), de avanço (F_a) e passiva (F_p) da força total, junto com suas direções, são apresentadas. Geralmente, durante as medições experimentais no processo de torneamento, observa-se que a força de avanço é aproximadamente a metade da força de corte, enquanto que a força passiva só atinge 10% da mesma em condições de estado plano de deformação. Dado que o modelo proposto é baseado no modelo bidimensional de corte ortogonal, ele não leva em conta o efeito da força passiva. Espera-se que esse efeito seja desprezível para as análises. A orientação das inclusões de MnS obedece à direção de laminação do aço durante o seu processo de fabricação (direção x na figura 3.2).

Para a construção do modelo foi selecionada uma região (entre $2500 \mu m^2$ e $4000 \mu m^2$) na imediação do plano de cisalhamento formado durante o torneamento (equivalente ao formado no corte ortogonal, Fig. 3.2). Assumiu-se que a região analisada ainda não sofreu deformação e analisa-se o instante do início da deformação da mesma.

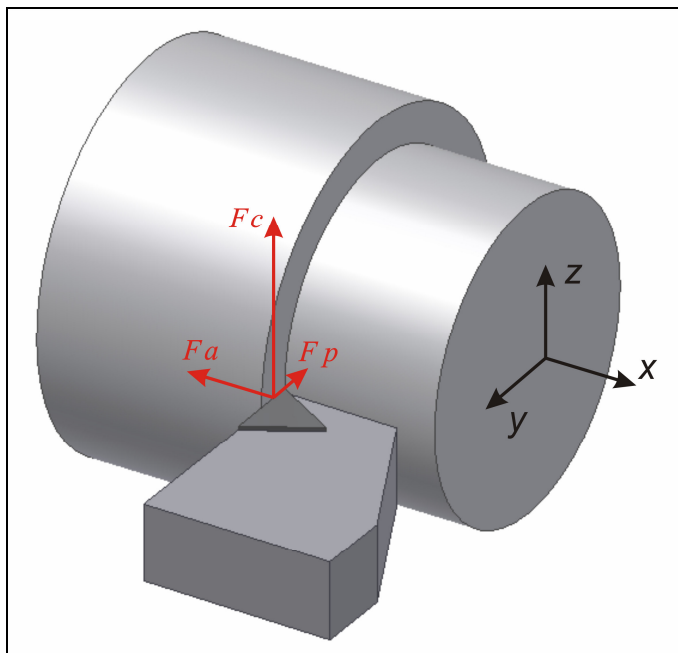


Figura 3.2. Visão geral do processo de torneamento. São mostradas as direções das forças de corte (F_c), de avanço (F_a) e passiva (F_p).

A Fig. 3.3 mostra uma representação esquemática de corte ortogonal para o caso estudado. Assumiu-se para a região analisada uma matriz homogênea de aço carbono (ABNT 1045) com inclusões de sulfeto de manganês (canto superior-direito da Fig 3.3). Ferrita, perlita e inclusões de Pb, são consideradas em análises posteriores. As dimensões das inclusões de MnS (comprimento e espessura) utilizadas nos modelos estão dentro da faixa de tamanhos encontrada após análise das seções longitudinais dos corpos-de-prova, obtidas utilizando metalografia quantitativa. Esses tamanhos são apresentados nos resultados experimentais da caracterização microestrutural dos aços estudados. Foi assumido comportamento homogêneo e isotrópico das inclusões e da matriz. A interface entre as inclusões e a matriz metálica também foi considerada contínua.

Considerou-se comportamento elástico para as inclusões de MnS e elasto-plástico para as inclusões de Pb. O comportamento da matriz foi obtido dos ensaios de barra de Hopkinson onde foram adotados valores médios dos resultados para as taxas de deformação avaliadas (aproximadamente 1000 e 2400 s^{-1}), observando-se um comportamento elasto-plástico ideal com encruamento linear.

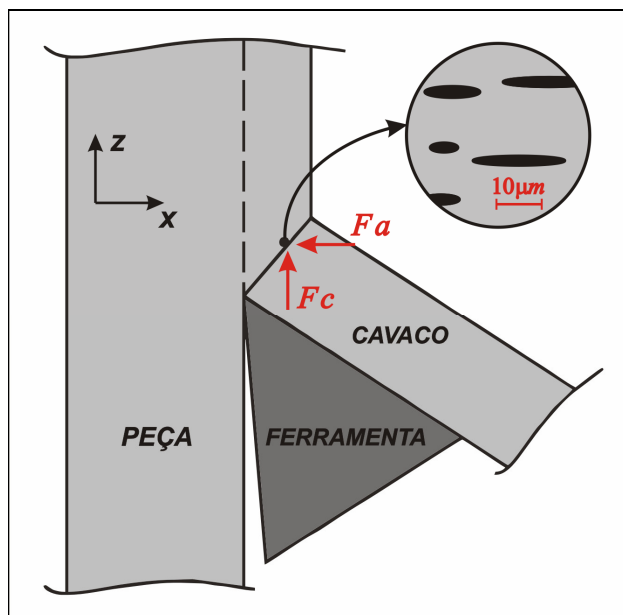


Figura 3.3. Representação esquemática do processo de corte ortogonal mostrando a região analisada. F_c , força de corte e F_a , força de avanço.

Na prática, é mais comum e conveniente utilizar tensões para avaliar as propriedades de usinabilidade dos aços quando as forças são o parâmetro escolhido. A Fig. 3.4 é uma representação geral do modelo utilizado para as simulações. O carregamento do modelo foi aplicado através de duas tensões correspondentes às forças mostradas na figura 3.4. Essas tensões foram k_s (pressão específica de corte) e k_a (pressão específica de avanço). A pressão específica de corte (também chamada força específica de corte) é definida como a razão entre a força de corte (F_c) e o produto entre o avanço e a profundidade de corte ($f \cdot a_p$). Ela também foi utilizada na análise dos resultados experimentais para avaliar a usinabilidade dos aços estudados. A pressão específica de avanço é um termo que não possui uma definição em termos das variáveis do corte. No entanto, como mencionado anteriormente, a força de avanço é geralmente a metade da força de corte e por essa razão foi adotada $k_a = 1/2 k_s$.

Na revisão da literatura foi comentado que para os casos onde o material analisado apresenta comportamento dúctil, um bom critério para se avaliar seu escoamento é o critério de Von Mises. No estudo realizado, a principal variável de saída da análise numérica (MEF) foi a tensão de Von Mises. No entanto, resultados de deformação plástica e tensão principal máxima são discutidos quando considerado pertinente.

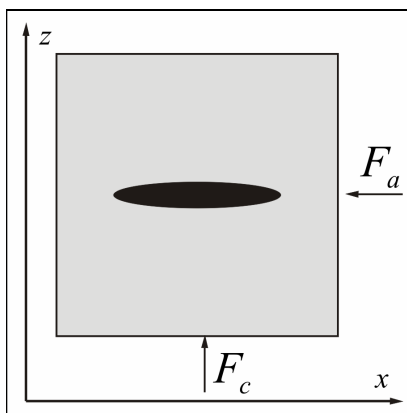


Figura 3.4. Modelo geral do estudo numérico. F_c , força de corte e F_a , força de avanço.

3.2 EQUIPAMENTO E SOFTWARE PARA A SIMULAÇÃO NUMÉRICA

A análise numérica foi realizada utilizando o software comercial de análise pelo MEF ABAQUS® (HIBBIT, 2004). Foram utilizados dois módulos principais do programa: *CAE* e *Standard*. O primeiro é uma unidade de pré e pós-processamento. O pré-processador é uma interface gráfica que permite ao usuário a geração de um arquivo de entrada (*.inp) por meio da definição da geometria do problema, atribuição das propriedades dos diferentes materiais, aplicação dos carregamentos e geração da malha de elementos finitos sobre o corpo analisado. No entanto, as malhas de elementos finitos não foram criadas diretamente no ABAQUS e sim no software livre OOF2 (versão 2.0.4)⁴, desenvolvido no Laboratório de Ciência dos Materiais e Engenharia do Instituto Nacional de Padrões e Tecnologia (*National Institute of Standards and Technology* - NIST) (LANGER et. al., 2001). O pós-processador, também chamado *Viewer*, é um ambiente de visualização que opera sobre os arquivos de saída (*.odb) e permite a interpretação dos resultados numéricos através de procedimentos de visualização gráfica. O módulo *Standard*, que é o encarregado de realizar a análise numérica, utiliza um método geral de integração implícita tradicional para seu objetivo.

Dada a necessidade de se gerar malhas sobre microestruturas reais, e a limitação do software ABAQUS para realizar essa tarefa, o software OOF2 foi

⁴ Disponível em: <http://www.ctcms.nist.gov/oof/oof2/>

utilizado. Esse software permite identificar as características da imagem e atribuir propriedades de materiais às mesmas. Posteriormente, permite criar uma malha de elementos finitos que é ajustada aos contornos dos materiais já designados através de métodos iterativos. Os elementos finitos utilizados para a análise numérica foram do tipo triangular e quadrangular, integração linear e deformação plana (condição mantida durante o procedimento experimental). Foram refinadas principalmente as regiões da interface inclusão/matriz para evitar problemas de convergência que pudessem surgir da natureza dos elementos (HIBBIT, 2004). O número médio de elementos finitos das malhas geradas encontra-se compreendido na faixa entre 5000 e 28000. É importante dizer que, dado que a análise é plana e o número de elementos não é tão elevado, o custo computacional das simulações não é muito alto. A Fig. 3.5 apresenta um exemplo de malha gerada pelo software OOF2.

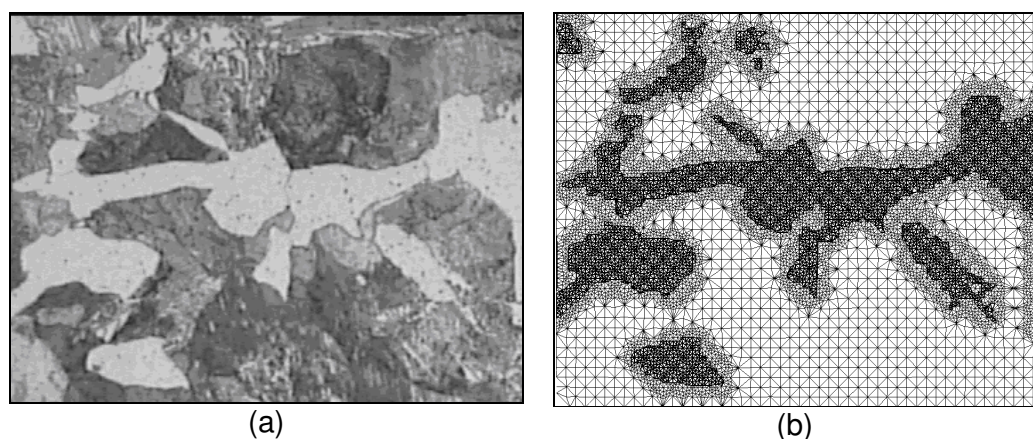


Figura 3.5. Micrografia do um aço ABNT 1145 (a) com sua malha respectiva de elementos finitos (b).

3.3 SIMULAÇÕES

Foram realizados dois grupos principais de simulações. O primeiro grupo ocupou-se da avaliação das asserções impostas ao modelo para análises posteriores e seu objetivo foi estabelecer as condições adequadas para representar o fenômeno analisado, especificamente, condições de contorno, carregamentos e outros aspectos de calibração do modelo. Já o objetivo do segundo grupo de

simulações foi analisar o efeito dos aspectos microestruturais (morfologia e distribuição das inclusões) no campo de tensões da matriz de aço.

3.3.1 AVALIAÇÃO DO MODELO

3.3.1.1 Condições de contorno e carregamentos

O primeiro grupo contém dois subgrupos de simulações. O primeiro subgrupo analisa uma matriz homogênea de aço para estabelecer as condições de contorno que fossem mais semelhantes às condições reais e para escolher a faixa das forças que garantissem o comportamento plástico do material. A Fig. 3.6 apresenta os dois tipos de condições de contornos aplicadas a uma matriz homogênea de aço ($50 \mu m$ por $50 \mu m$). As duas condições de fronteira foram: de engastamento para o caso do primeiro modelo (Fig. 3.6a) e, para o segundo modelo, foi liberado o grau de liberdade 1 (direção x) para os nós da região superior e o 2 (direção z) para os nós da região da esquerda (Fig. 3.6b).

Foi mencionado que o efeito concentrador de tensão das inclusões tem o mesmo comportamento, tanto em condições de carregamento biaxiais quanto em condições de tensão de cisalhamento (ANTRETTTER; FISCHER, 1996). Por esta razão só foi analisado o modelo sob carregamento biaxial para relacionar os resultados numéricos com as forças da usinagem. Os carregamentos foram aplicados às regiões inferior (k_s) e direita (k_a) do modelo.

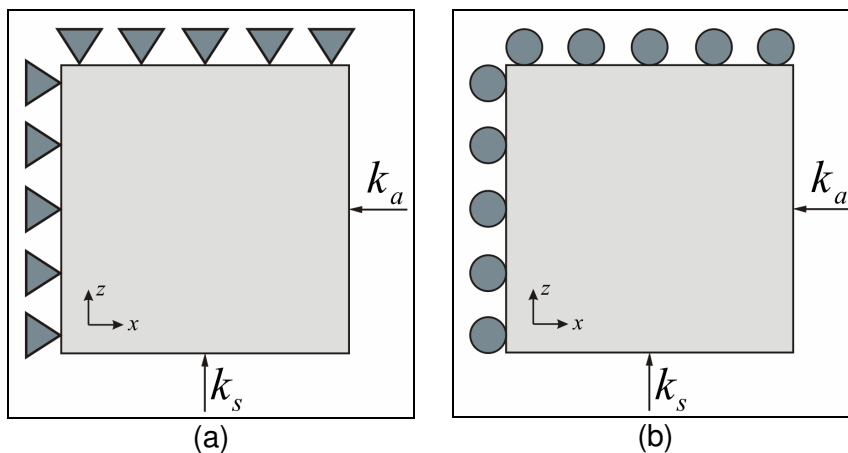


Figura 3.6. Modelo da avaliação das condições de contorno. São mostradas condições de contorno de engastamento (a) e graus de liberdade liberados: 1 para os nós da região superior e 2 para os nós da região esquerda (b). k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

3.3.1.2 Efeito de borda

Depois de estabelecidas as condições de contorno e os carregamentos a serem utilizados nas simulações, um segundo subgrupo foi realizado para analisar o denominado efeito de borda, que é o efeito causado pela proximidade da borda da micrografia no resultado numérico das simulações. A finalidade da simulação foi evitar resultados numéricos que não correspondessem aos resultados de interesse e pudessem influenciar negativamente na análise. A Fig. 3.7 apresenta o modelo para a avaliação do efeito de borda onde foram analisadas duas áreas variando o parâmetro A , utilizando valores de $100 \mu m$ e $200 \mu m$. Para o modelo foi considerada uma inclusão de geometria simples, isto é, uma elipse localizada no centro da região analisada e cujos eixos maior e menor têm $25 \mu m$ e $5 \mu m$, respectivamente.

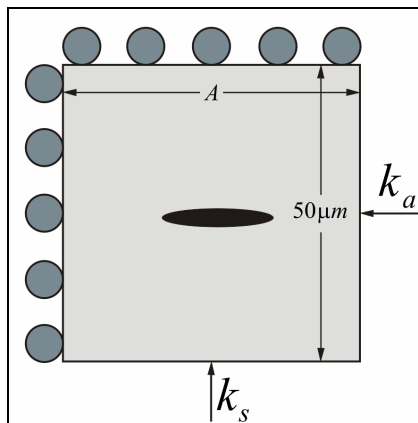


Figura 3.7. Modelo da avaliação do efeito de borda. k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

3.3.2 AVALIAÇÃO DOS ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

O segundo grupo de simulações foi realizado, como foi mencionado, para estudar a influência de diferentes aspectos microestruturais no campo de tensões na matriz de aço. Sete subgrupos de simulações correspondem a esse segundo grupo e foram realizados utilizando diferentes combinações microestruturais, principalmente relacionadas com a morfologia e distribuição das fases.

3.3.2.1 Inclusão real

Foram analisados no primeiro subgrupo os micro-campos de tensões gerados pelos diferentes aspectos morfológicos de uma inclusão real de MnS (Fig. 3.8a). A Fig. 3.8b mostra o modelo para esta simulação onde a região analisada foi de $150 \mu m$ por $50 \mu m$. Os resultados foram comparados com resultados obtidos anteriormente considerando inclusões com geometrias mais simples (i.e. modelo da Fig. 3.6).

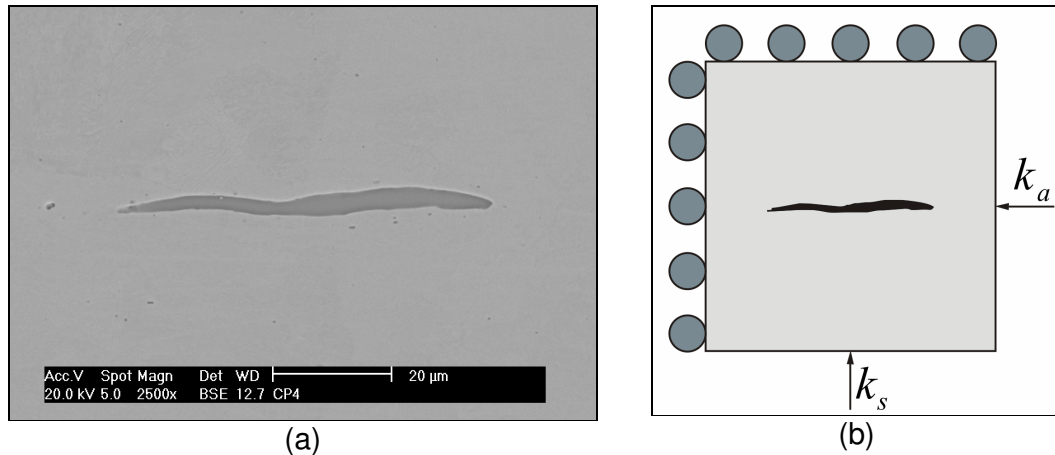


Figura 3.8. (a) Morfologia de uma inclusão de MnS (Microscopia eletrônica de varredura) e (b) modelo da avaliação dos microcampos de tensões gerados pela inclusão real. k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

3.3.2.2 Módulo de elasticidade da inclusão

Em alguns estudos encontrados na literatura, as inclusões têm sido tratadas como vazios dentro da matriz metálica (CUSOLITO et. al., 2002). Considerou-se importante estudar a influência das propriedades da inclusão (i.e. módulo de elasticidade) na análise numérica para as análises posteriores. A Fig. 3.9 mostra o modelo para esse estudo, onde foi assumida uma inclusão elipsoidal ($30 \mu m$ por $5 \mu m$), localizada no meio da matriz metálica de aço ($50 \mu m$ por $100 \mu m$). Foram realizadas análises para diferentes valores do módulo de elasticidade da inclusão (E_I): 0 (vazio), 10, 40, 80, 120, 180 e 220 GPa e discutidos considerando o módulo de elasticidade da matriz ($E_M = 200 GPa$).

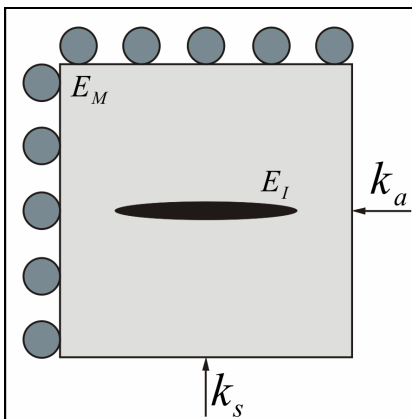


Figura 3.9. Modelo da avaliação da influência do módulo de elasticidade da inclusão. Diferentes valores para o módulo de elasticidade da inclusão foram avaliados ($E_I = 0, 10, 40, 120, 180, \text{ e } 220$). GPa). k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

3.3.2.3 Estudo do fator de forma

O objetivo desta simulação (mostrado na Fig. 3.10) foi estudar a influência do fator de forma das inclusões no campo de tensões da matriz. O fator de forma é definido como a relação entre os eixos maior (a) e menor (b) da inclusão. As dimensões da região analisada foram $150 \mu\text{m}$ por $50 \mu\text{m}$.

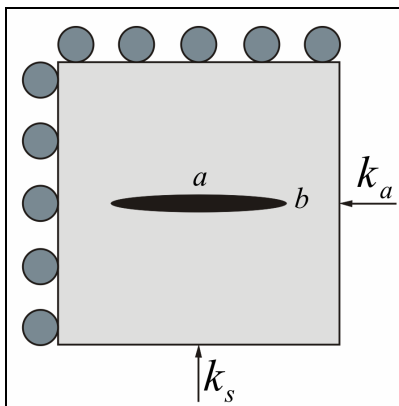


Figura 3.10. Modelo da avaliação do efeito do fator de forma da inclusão. a e b , eixos maior e menor da elipse, correspondentemente, k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

Foram avaliados 6 fatores de forma com valores entre 15 e $50 \mu\text{m}$ para o comprimento das inclusões e entre 3 e $12 \mu\text{m}$ para a espessura. Também foi estendida a análise do módulo de elasticidade para entender a interação entre estes

dois fatores (i.e. o módulo de elasticidade e o fator de forma). A tabela 3.2 mostra de forma esquemática a matriz de simulações para o estudo.

Tabela 3.2 - Matriz de simulações para o estudo do efeito do fator de forma. a/b , fator de forma da inclusão e E , módulo de elasticidade.

MODELO	a/b	E [GPa]
1	2,5	10,40,80,120,180,220
2	3	10,40,80,120,180,220
3	5	10,40,80,120,180,220
4	6	10,40,80,120,180,220
5	10	10,40,80,120,180,220

3.3.2.4 Interações entre inclusões

Após o entendimento dos campos de tensões gerados por uma inclusão singular (simplificada e real) na matriz metálica, no quarto subgrupo foram realizadas simulações para estudar as interações entre campos de tensões gerados por duas inclusões próximas uma à outra. Foram assumidas duas inclusões elipsoidais com dimensões de $30 \mu m$ e $5 \mu m$ (a e b respectivamente) localizadas no meio da matriz metálica ($200 \mu m$ por $200 \mu m$). A Fig. 3.11a mostra a primeira configuração avaliada, onde o parâmetro A variou entre 10 e $15 \mu m$. Posteriormente, foi estudada a configuração apresentada na Fig. 3.11b com valores para o parâmetro A de 0 e $10 \mu m$ (a separação vertical entre as duas inclusões foi mantida em $10 \mu m$). Os resultados das simulações foram comparados com simulações realizadas para uma distribuição aleatória de inclusões na matriz de aço (Fig. 3.11c), a qual foi verificada nos aços estudados, e para uma distribuição real de inclusões (Fig. 3.11d), observadas no aço ABNT 1145 utilizando microscopia óptica. Os tamanhos das regiões foram $150 \mu m$ por $50 \mu m$ e $200 \mu m$ por $100 \mu m$, respectivamente.

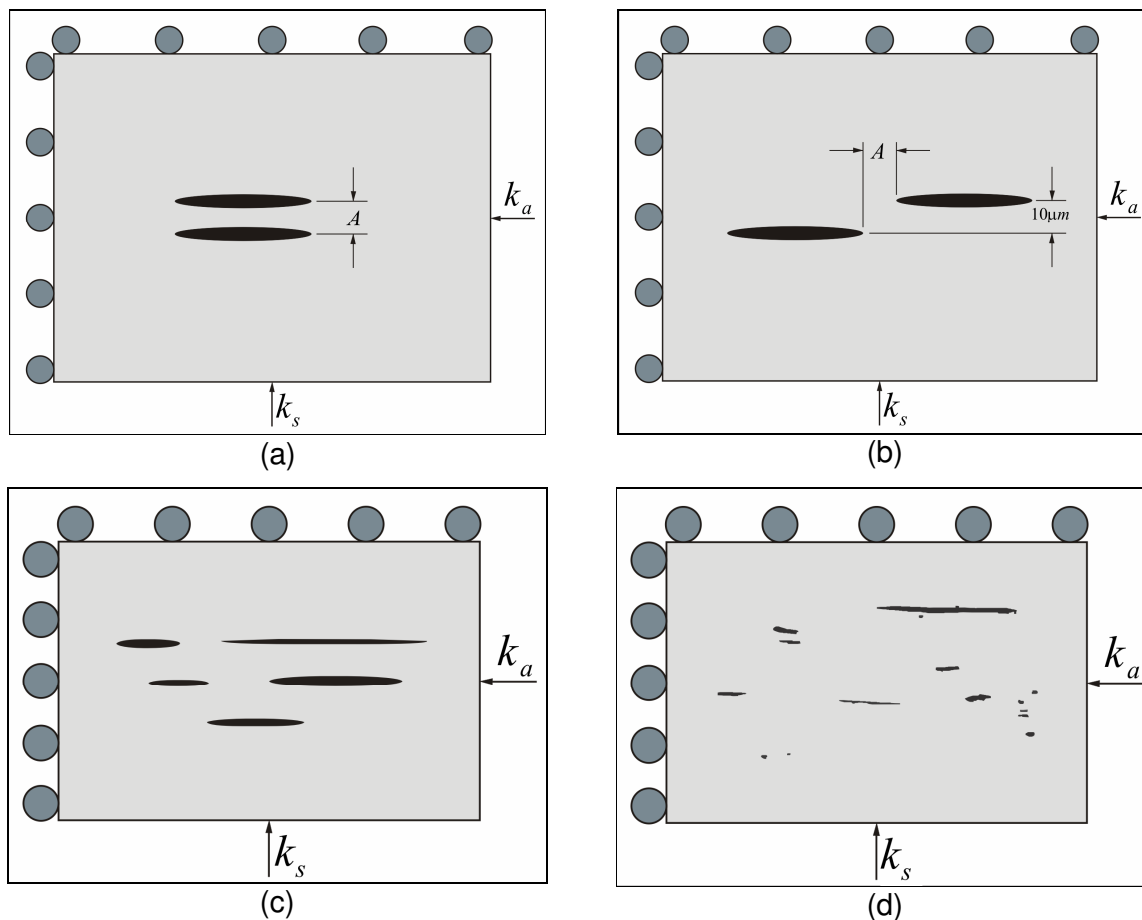


Figura 3.11. Modelos da avaliação de interações entre as inclusões de MnS. Foram estudadas interações entre duas inclusões (a e b) e os resultados foram comparados com resultados de distribuições e microestruturas reais (c e d). k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

3.3.2.5 Efeito do tamanho e distribuição de inclusões globulares

No tarugo de aço fundido, as inclusões de MnS não sofreram deformação prévia, encontrando-se assim inclusões arredondadas como mostrado na Fig. 2.2. Um quinto subgrupo de simulações foi realizado para estudar o efeito do tamanho (diâmetro) de uma inclusão arredondada ($a/b=1$) no campo de tensões (Fig. 3.12a). O tamanho da região analisada foi $150\ \mu m$ por $50\ \mu m$ e dois diâmetros (D) foram analisados: 5 e $10\ \mu m$. Também foi estudada a interação entre várias dessas inclusões (arredondadas) em uma simulação posterior (Fig. 3.12b). No segundo caso, a região analisada foi de $80\ \mu m$ por $60\ \mu m$.

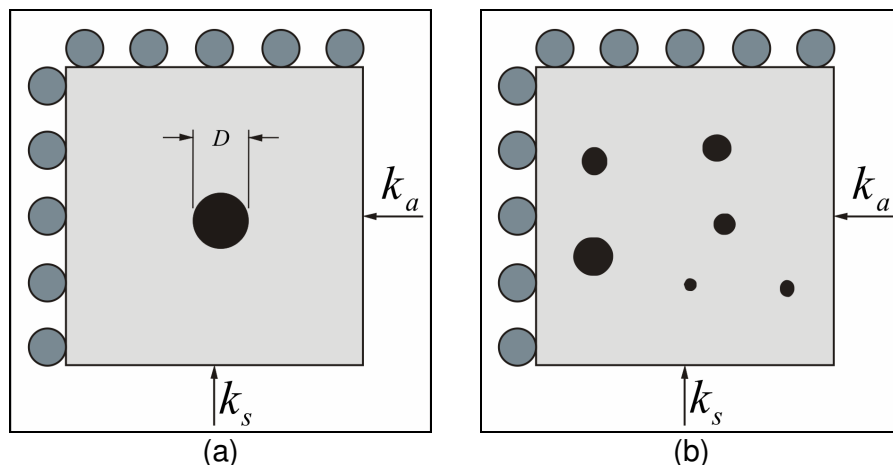


Figura 3.12. Modelos dos estudos de efeito do diâmetro de uma inclusão globular (a) e interações entre esse tipo de inclusões (b). D , diâmetro da inclusão, k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

3.3.2.6 Inclusões de MnS e Pb

Junto com inclusões de MnS, nos aços de corte fácil também podem ser encontradas inclusões de chumbo (Pb). No sexto subgrupo foi realizada uma simulação para analisar o campo de tensões gerado pela presença de inclusões de MnS junto com inclusões de Pb. O modelo para esta simulação é apresentado na Fig. 3.13, onde as dimensões da região analisada são $90 \mu\text{m}$ por $60 \mu\text{m}$.

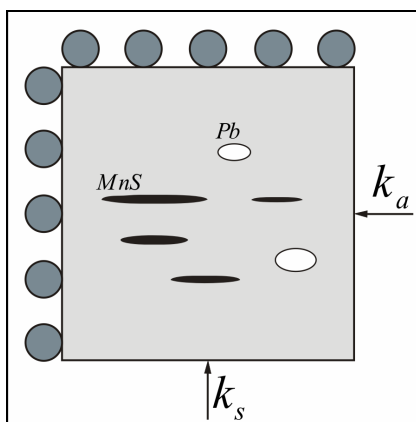


Figura 3.13. Modelo da avaliação de diferentes tipos de inclusões na matriz de aço. k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

3.3.2.7 Microestruturas reais (ferrita, perlita e inclusões de MnS)

As interações entre as fases de um aço durante um carregamento são complexas (NYGARDS; GUDMUNDSON, 2002). Foram realizadas no sétimo subgrupo, duas simulações considerando primeiramente a ferrita e perlita (Fig. 3.14) e posteriormente incluindo o efeito da fase MnS (Fig. 3.15). O modelo para a primeira simulação (Fig. 3.14b) foi obtido da microestrutura do aço 1145 apresentada na Fig. 3.14a. Este modelo analisa a interação entre a ferrita (branco) e a perlita (cinza) em uma região de $100 \mu\text{m}$ por $80 \mu\text{m}$. Já o modelo para a segunda simulação mostrado na Fig. 3.15b, obtido de uma micrografia do mesmo aço em um campo diferente (Fig. 3.15a), incluiu o efeito da fase MnS (preto) analisando uma região de $110 \mu\text{m}$ por $70 \mu\text{m}$.

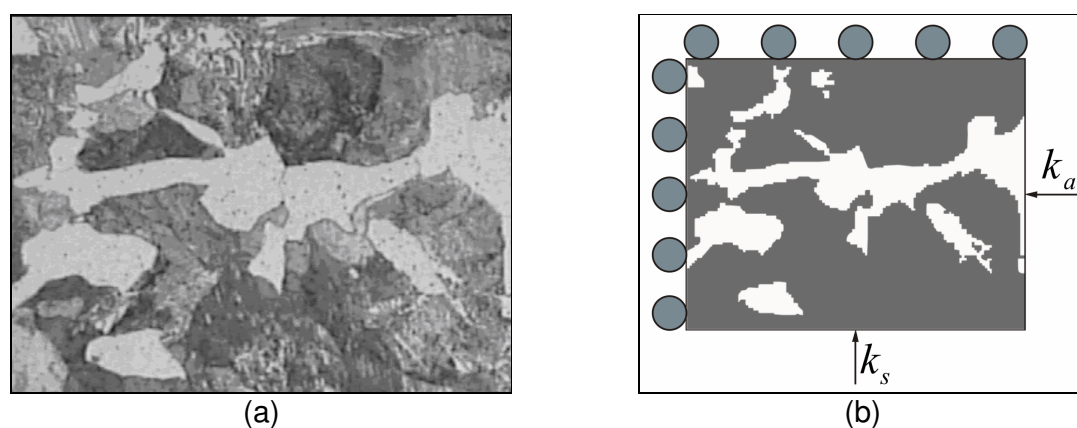


Figura 3.14. (a) Micrografia do aço 1145 sem inclusões de MnS e (b) modelo respectivo (ferrita-perlita). k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

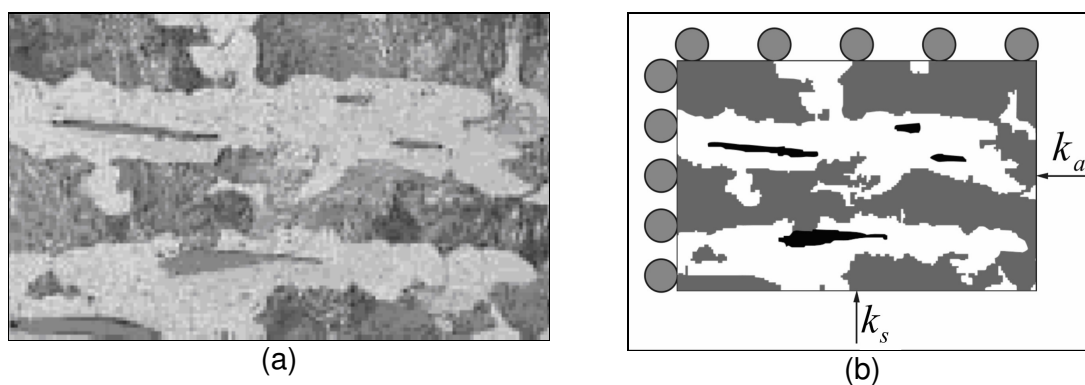


Figura 3.15. (a) Micrografia do aço 1145 com inclusões de MnS e (b) modelo respectivo (ferrita-perlita-inclusão). k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

IV. RESULTADOS E DISCUSSÃO

1. RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Os resultados experimentais, que foram obtidos em um trabalho realizado em paralelo⁵, são apresentados para o entendimento e validação do modelo proposto.

1.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Foi realizada a caracterização microestrutural dos aços estudados (ABNT 1045 e ABNT 1145). A Fig. 4.1 apresenta as micrografias dos aços 1045 (a) e 1145 (b) após a preparação metalográfica. Determinou-se, através de metalografia quantitativa nas seções longitudinais dos aços, que as frações volumétricas de inclusões foram aproximadamente 0,2% (1045) e 0,4% (1145). Ambos os aços apresentaram aproximadamente as mesmas frações volumétricas de ferrita e perlita.

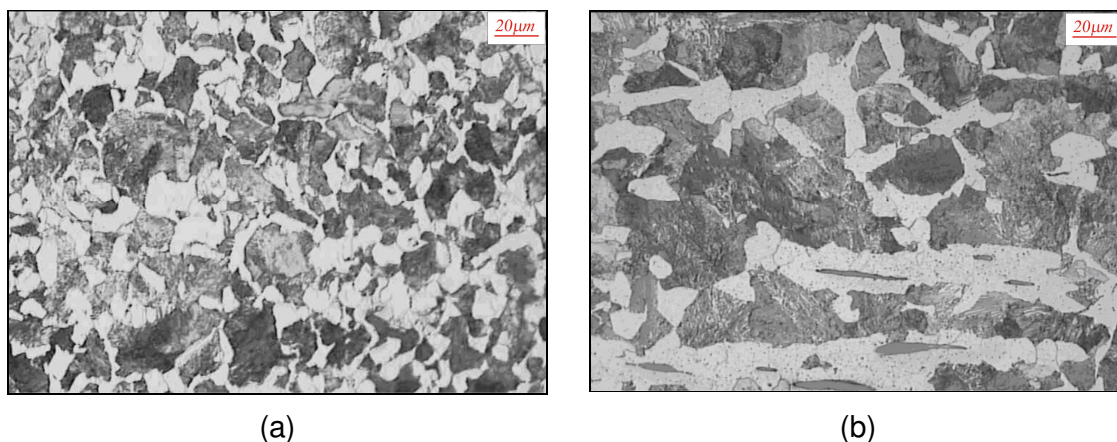


Figura 4.1. Micrografias das seções longitudinais dos aços 1045 (a) e 1145 (b). O aço 1145 possui um maior teor de enxofre.

⁵ GONZALEZ, D.F. **Caracterização Microestrutural, Mecânica e Durante o Processo de Torneamento de Aços ABNT 1045 e ABNT 1145 Para Avaliação do Efeito do Enxofre.** Dissertação a apresentar na escola politécnica da Universidade de São Paulo (São Paulo, Brasil) para a obtenção do título de mestre em engenharia, 2008.

A Fig. 4.2 mostra a presença de inclusões de MnS (tipo II) na microestrutura de uma matriz de aço ABNT 1045 após polimento metalográfico (Fig. 4.2a), a qual foi obtida utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). A análise da microestrutura, foi realizada utilizando elétrons retroespalhados (MEV) e análise por energia dispersiva, o que permitiu verificar que a composição química das inclusões corresponde à fase MnS (Fig. 4.2b).

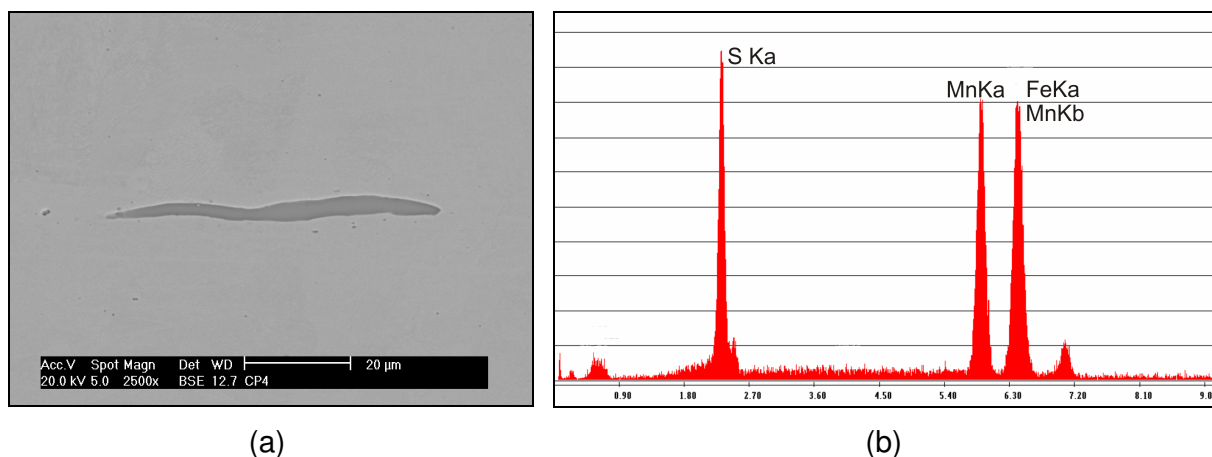
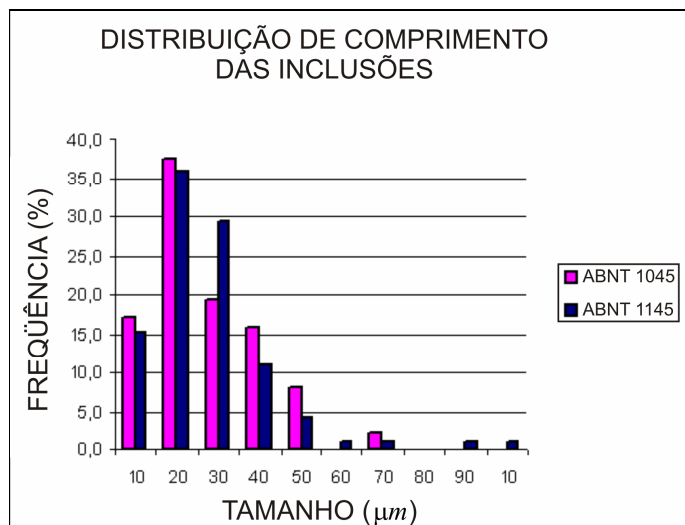


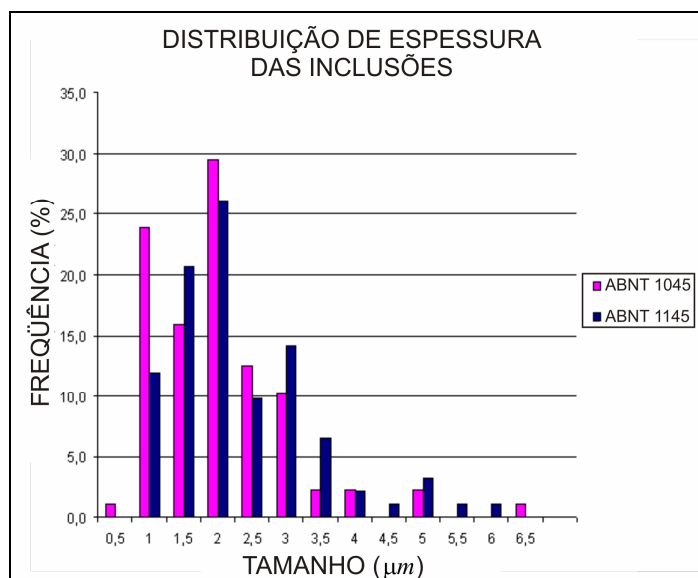
Figura 4.2. (a) Morfologia de uma inclusão real de MnS do aço 1045 (Microscopia eletrônica de varredura utilizando elétrons retroespalhados) e (b) correspondente análise química por energia dispersiva.

A Fig. 4.3 mostra a distribuição de comprimento (a) e espessura (b) das inclusões de MnS nos aços estudados (metalografia quantitativa). Na figura de distribuição de comprimentos das inclusões (Fig. 4.3a) pode-se observar a tendência do aço 1145 apresentar inclusões mais compridas que o aço 1045. A distribuição de espessuras (Fig. 4.3b) não apresentou diferenças significativas entre os dois aços.

É importante se comentar que as equações utilizadas para os cálculos tridimensionais em metalografia quantitativa são baseadas em medidas bidimensionais (PADILHA; AMBROSIO FILHO, 1985) como as realizadas no presente trabalho. A modelagem numérica foi baseada nos resultados da caracterização microestrutural dos materiais estudados.



(a)



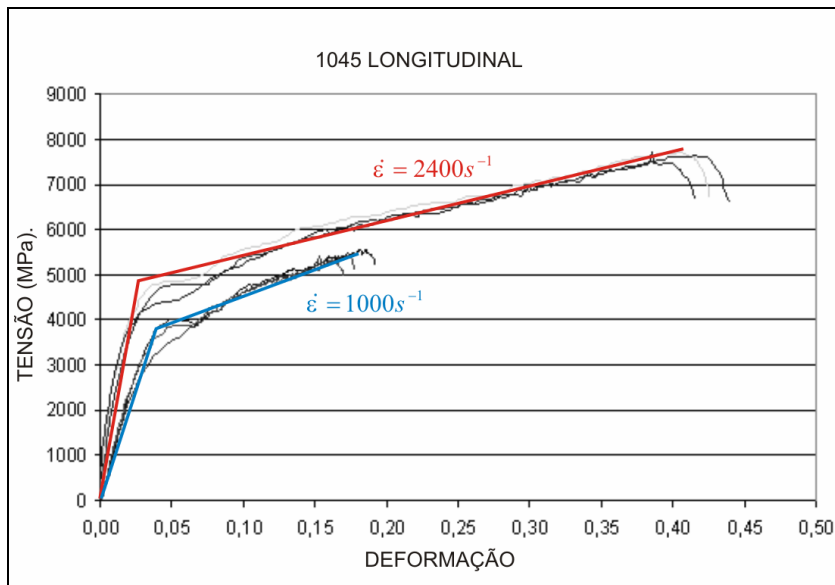
(b)

Figura 4.3. Distribuição de comprimento (a) e espessura (b) das inclusões de sulfeto de manganês para os aços estudados.

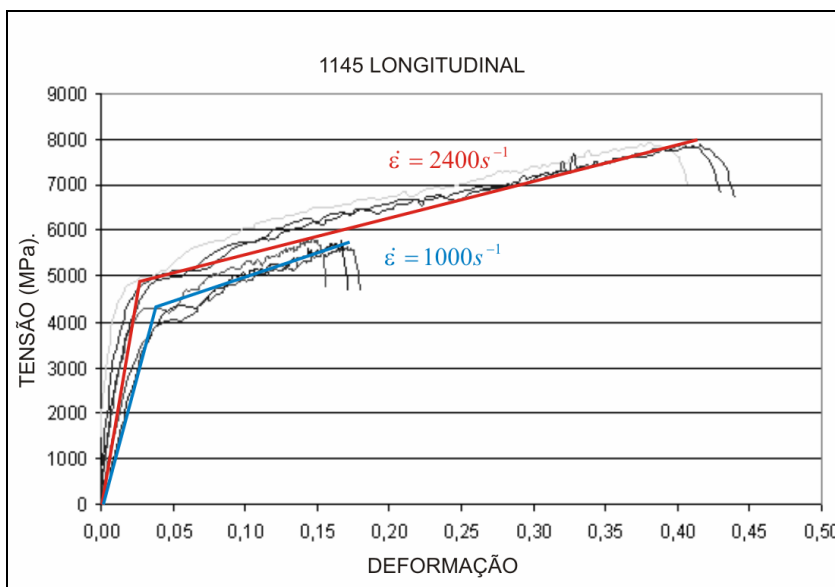
1.2 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

A Fig. 4.4. mostra as curvas de tensão-deformação obtidas através de ensaios da barra de Hopkinson de seções longitudinais dos aços 1045 (Fig. 4.4a) e 1145 (Fig. 4.4b). Os resultados obtidos mostram um aumento aproximado de 15 vezes para as tensões limites de escoamento e de resistência quando comparados com

ensaios de tração (quasi-estáticos). Isto pode ser mais bem ilustrado ao se considerar que um aço AISI 1045 laminado a quente⁶ apresenta valores de tensões limites de escoamento e de resistência de 310 MPa e 565 MPa, respectivamente. Já para os ensaios da barra de Hopkinson ($\dot{\epsilon} = 2400s^{-1}$) esses valores foram de 4700 MPa e 7700 MPa (Fig. 4.4a).



(a)



(b)

Figura 4.4. Curvas tensão-deformação obtidas dos ensaios da barra de Hopkinson para os aços estudados. $\dot{\epsilon}$, taxa de deformação.

⁶ Matweb. AISI 1045 Steel, hot rolled. Disponível em: <http://www.matweb.com/>
Consultado no dia 3 abril de 2008

Uma curva tensão-deformação obtida da seção transversal do aço 1145 é apresentada na Fig. 4.5. Ao se comparar com as curvas de tensão-deformação longitudinais para o mesmo aço (Fig. 4.4b) pode-se observar que não há diferenças significativas entre elas e valores aproximadamente iguais são encontrados para as tensões limites de escoamento e de resistência. Isto pode indicar que não existe uma influência forte da anisotropia do material nos resultados obtidos no ensaio da barra nas taxas de deformação utilizadas.

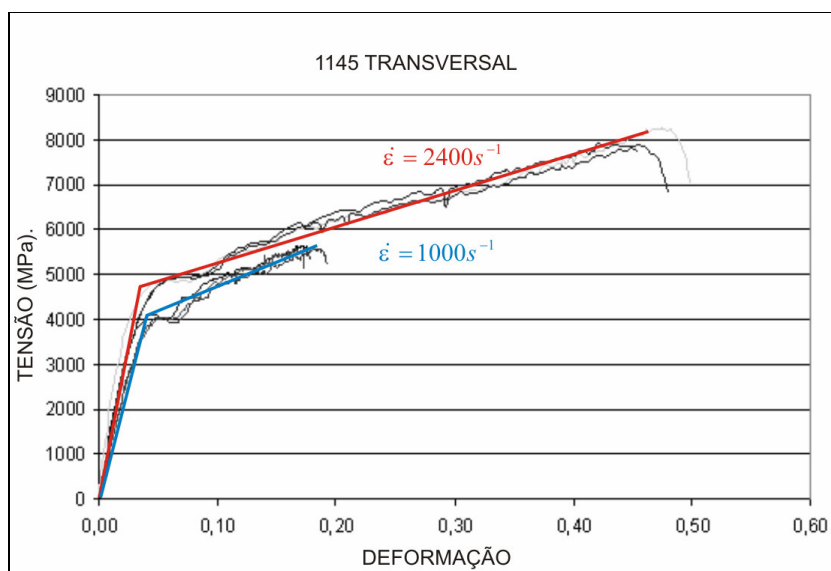


Figura 4.5. Curva tensão deformação da seção transversal do aço 1145. Não foram observadas diferenças significativas ao comparar com as curvas obtidas para a seção longitudinal. $\dot{\epsilon}$, taxa de deformação.

Uma micrografia do aço 1145, após realizados os ensaios, é apresentada na Fig. 4.6. Observa-se uma região de deformação irregular que é geralmente atribuída ao atrito no interior do material (ASM, 1991c). São observadas três zonas: (1) regiões quase sem deformação nas bordas superior e inferior, (2) regiões de intensa deformação cisalhante nas diagonais em ângulos próximos de 45° (padrão em "X") e (3) regiões de deformação moderada nas laterais.

Os resultados experimentais obtidos dos ensaios da barra de Hopkinson foram utilizados para o modelamento numérico da matriz homogênea para condições de altas taxas de deformação e para a discussão da deformação plástica das fases no modelo.

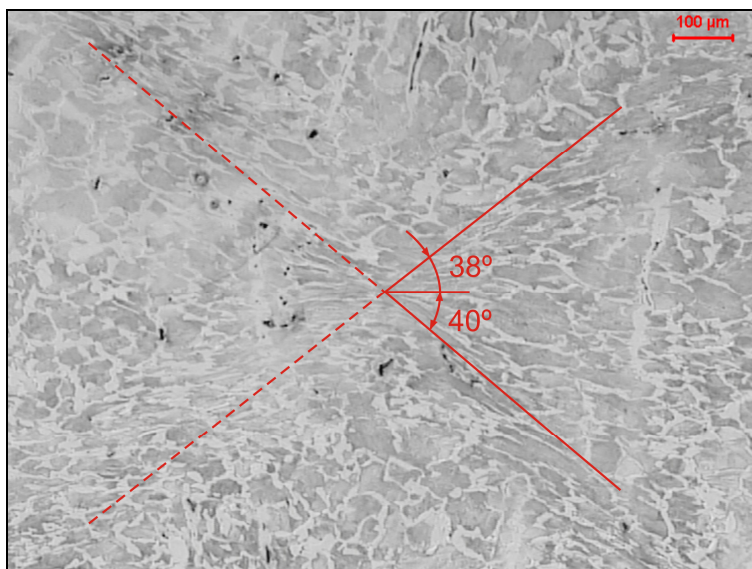


Figura 4.6. Micrografia do corpo-de-prova do aço ABNT 1145 após dos ensaios da barra de Hopkinson. Observa-se deformação mais intensa em ângulos próximos a 45°.

Diferentes propriedades mecânicas foram utilizadas nos diferentes modelos. A tabela 4.1 mostra as propriedades utilizadas em cada um dos modelos para os estudos realizados.

Tabela 4.1 - Propriedades dos materiais para a análise numérica. E , módulo de elasticidade; μ , coeficiente de Poisson; σ_y , tensão limite de escoamento, σ_u , tensão limite de resistência, δy escoamento; e δu , alongamento.

	PROPRIEDADES						REFERÊNCIA
	ELASTICIDADE		PLASTICIDADE				
	E (GPa)	μ	σ_y (MPa)	δy	σ_u (MPa)	δu	
MATRIZ HOMOGENEA	200	0,3	4800	0,04	7700	0,4	
SULFETO	110	0,3	-	-	-	-	VIGNAL et. al. (2003) JUVONEN (2004)
CHUMBO	8	0,44	5	0,0005	20	0,16	RIDDINGTON (1999, 2003)
FERRITA	200	0,3	200	0,0015	290	0,02	NYGARDS; GUDMUNDSON (2002)
PERLITA	200	0,3	700	0,0045	980	0,02	NYGARDS; GUDMUNDSON (2002)

1.3 FORÇAS DE CORTE

Os corpos-de-prova foram torneados em condições próximas ao corte ortogonal e estado plano de deformação. Foram medidas as forças de corte durante o processo e relacionadas principalmente com a morfologia e tamanho das inclusões de MnS. A Fig. 4.7 mostra a relação entre a pressão específica de corte (k_s) e a velocidade de corte (V_c) para os aços estudados. Embora os resultados sejam relativamente próximos, os valores da tensão específica para o aço 1145 foram sistematicamente menores que para o aço 1045.

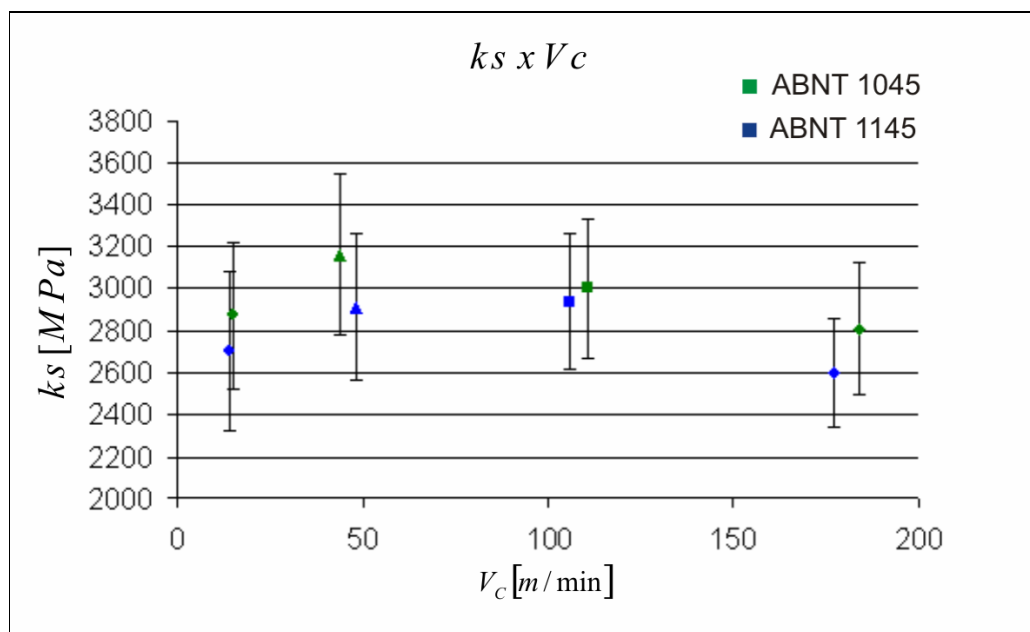


Figura 4.7. Resultados de pressão específica de corte (k_s) contra velocidade de corte (V_c) dos ensaios de torneamento. O aço 1145 apresentou valores menores de k_s .

2. RESULTADOS NUMÉRICOS

2.1 AVALIAÇÃO DO MODELO

2.1.1 Condições de contorno e carregamentos

De um modo geral, as figuras apresentadas nos resultados numéricos foram obtidas em iguais incrementos de carga (análise estática) para permitir sua comparação. Quando este não for o caso, as devidas explicações serão fornecidas.

Na Fig. 4.8 são mostrados os resultados da tensão de Von Mises para as duas condições de contorno avaliadas na primeira simulação.

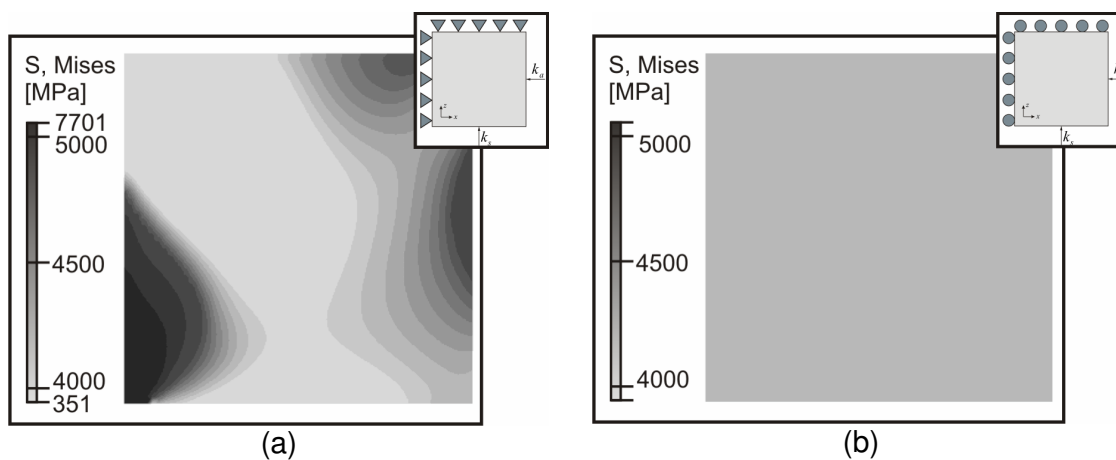


Figura 4.8. Tensão de Von Mises para as simulações das condições de contorno. Resultados das condições de engastamento (a) e graus de liberdade liberados: 1 para os nós da região superior e 2 para os nós da região esquerda (b).

Na primeira análise não foram incluídas características microestruturais que pudessem gerar concentrações de tensões na matriz. Acredita-se que as condições de contorno de engastamento, impostas aos nós das regiões esquerda e superior, são responsáveis pelo campo irregular de tensões mostrado na Fig. 4.8a. No entanto, na Fig. 4.8b é observado um campo de tensões uniforme. Ao considerar a região analisada (mostrada na Fig. 3.2), é esperado que o material na fronteira, de natureza elasto-plástica, permita o deslocamento desses nós possibilitando a

deformação apresentada esquematicamente na Fig. 4.9a, causada pelos carregamentos mostrados na Fig. 4.9b.

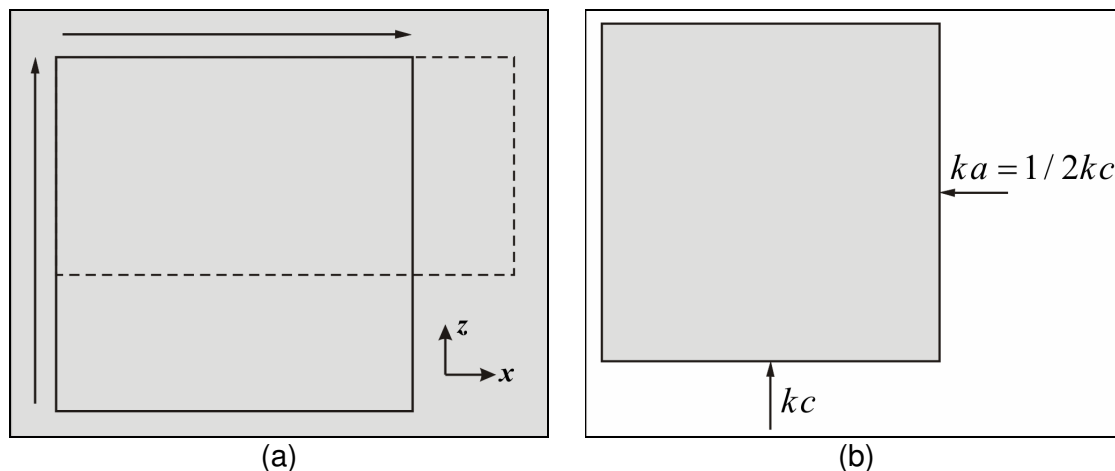


Figura 4.9. (a) Deslocamento esperado dos nós das regiões esquerda e superior da área analisada e (b) carregamentos aplicados na seção. A linha tracejada na em (a) representa a região deformada pelo movimento desses nós.

Os resultados desta simulação permitiram a seleção das condições de contorno consideradas mais apropriadas para o fenômeno analisado (Fig. 4.8b). O carregamento biaxial utilizado para todas as simulações foi estabelecido em função da deformação plástica da matriz, isto é, foi escolhido um carregamento que garantisse a deformação plástica do modelo proposto para poucos incrementos de carga. Os carregamentos são mostrados na tabela 4.2. Nos modelos indicados com * na tabela foram utilizados carregamentos menores devido às diferentes propriedades mecânicas utilizadas (ver tabela 4.1).

Tabela 4.2 - Carregamentos utilizados para a análise numérica. Nos modelos indicados com * foram utilizados carregamentos menores devido às propriedades utilizadas para os materiais na simulação correspondente. k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço.

No.	MODELO	k_a	k_s
		[MPa]	[MPa]
1.1	Condições de contorno	5000	10000
1.2	Efeito de Borda	5000	10000
2.1	Inclusão real	5000	10000
2.2	Modulo de elasticidade da inclusão *	2500	5000
2.3	Varição do comprimento e espessura das inclusões (fator de forma)	5000	10000
2.4	Interações entre inclusões	5000	10000
2.5	efeito do tamanho e distribuição de inclusões arredondadas	5000	10000
2.6	Inclusões de MnS e Pb	5000	10000
2.7	Microestruturas reais (ferrita-perlita) *	500	1000
2.7	Microestruturas reais (ferrita-perlita-inclusão) *	250	500

2.1.2 Efeito de borda

A distribuição da tensão de Von Mises no modelo de avaliação para o efeito de borda é apresentada na Fig. 4.10. Apesar de se observar distribuições de tensão similares entre ambas as simulações, existem diferenças que devem ser consideradas. Em termos gerais, a Fig. 4.10a mostra que essas distribuições de tensão são mais amplas e distorcidas ao se comparar com aquelas da Fig. 4.10b. Parece existir um efeito de borda e acredita-se que deve ser eliminado das simulações para evitar análises enganosas que possam resultar em conclusões erradas. Procurou-se eliminar esse efeito ao se manter uma diferença mínima de 10:1 entre as áreas da matriz e da inclusão.

É importante mencionar que existem assimetrias nos campos de tensões na matriz metálica em relação aos eixos x e z . Algumas das fontes de assimetria da resposta podem estar relacionadas com condições de contorno e forças aplicadas ao modelo ($k_a \neq k_c$), assim como com as interações entre os elementos finitos.

Como apontado anteriormente (ANTRETTTER; FISCHER, 1999), sob condições de carregamento biaxial a concentração de tensão na matriz de aço ocorre nas regiões próximas às pontas das inclusões. Este efeito concentrador de tensão é

confirmado ao se observar a Fig. 4.10. As regiões da matriz que estão localizadas perto do centro das inclusões encontram-se menos carregadas.

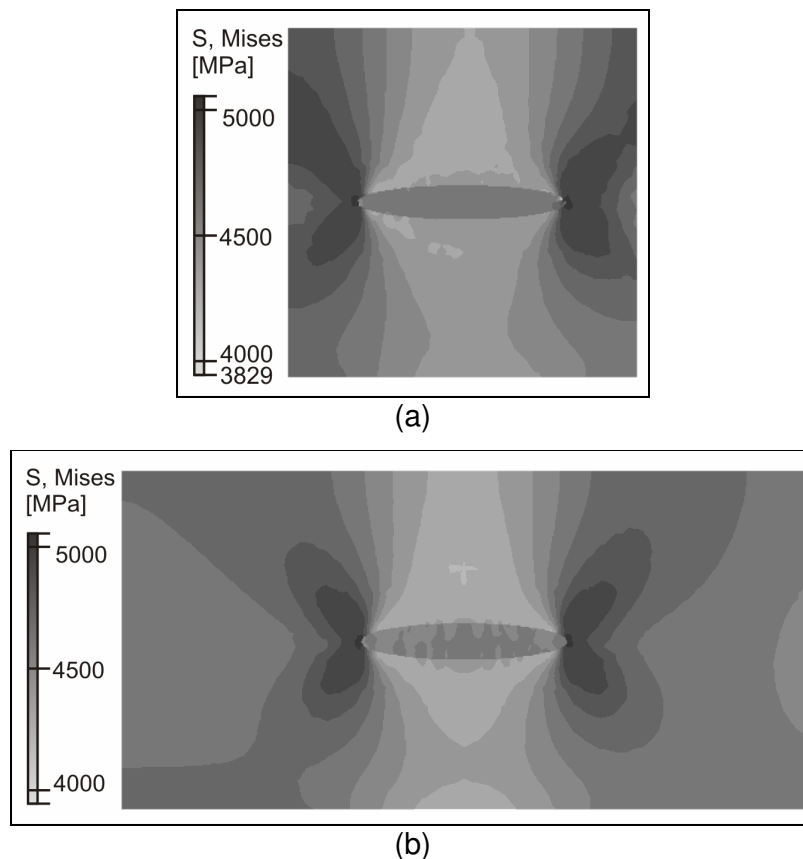


Figura 4.10. Tensão de Von Mises para as simulações de efeito de borda. Em (a) foram observados campos de tensões irregulares causados por esse efeito, enquanto que em (b) não foram observados.

Análises de deformação plástica, realizadas no mesmo modelo (Fig. 4.11), mostram que é nas regiões de concentração de tensões (i.e. regiões próximas às pontas das inclusões) onde a deformação plástica começa e é mais marcante. Os gradientes de deformação mostram valores de até 2% de deformação plástica da matriz, valor para o qual se espera a ocorrência de nucleação de trincas no aço (VIGNAL et. al., 2003).

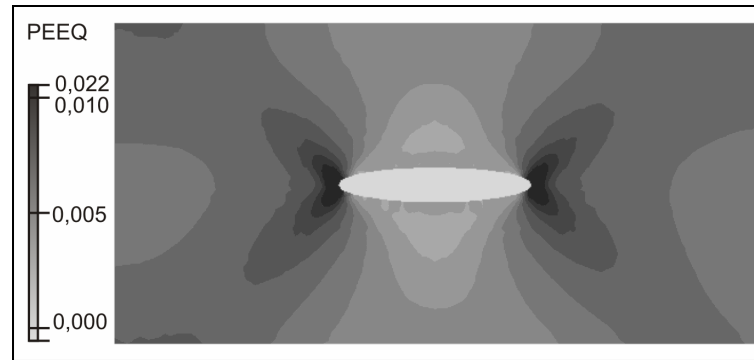
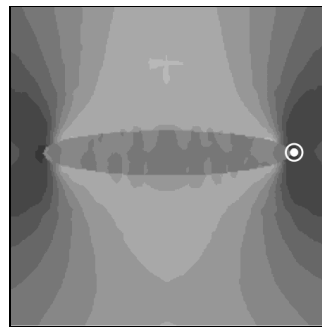
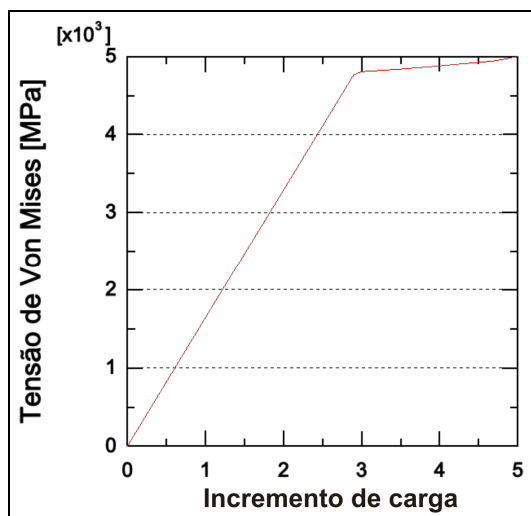


Figura 4.11. Deformação plástica equivalente na matriz metálica devida a uma inclusão elipsoidal.

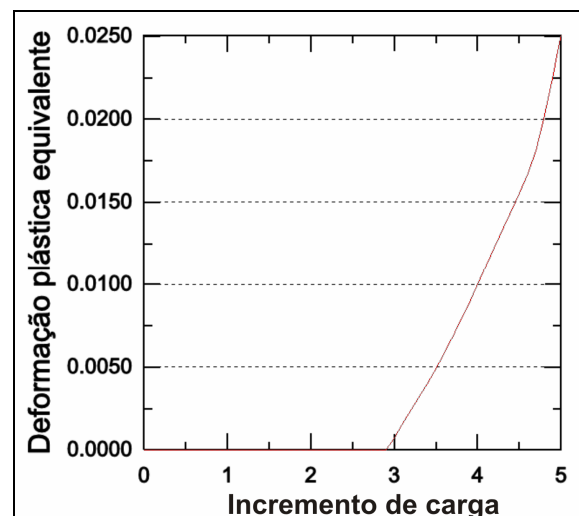
A evolução das variáveis nos pontos de alta concentração de tensões é apresentada na Fig. 4.12.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.12. (a) Localização do ponto crítico (maior concentração de tensões na matriz) e diagramas de evolução da tensão de Von Mises (b) e deformação plástica equivalente (c) para esse ponto.

Entre as duas regiões próximas às pontas das inclusões foi escolhido o ponto que apresentasse maiores valores de tensão (Fig. 4.12a). Ao longo da discussão

essa região será denominada região crítica (ou ponto crítico) e a região da matriz mais próxima ao centro da inclusão será denominada região secundária (ou ponto secundário). A tensão de Von Mises (Fig. 4.12b) cresce linearmente até aproximadamente o valor da tensão de escoamento do material para altas taxas de deformação (4,8 GPa), onde se observa uma transição para um outro comportamento linear com um crescimento menos pronunciado. Isto mostra que o comportamento plástico da matriz pode ser adequadamente avaliado utilizando o critério de Von Mises e apresenta boa correspondência com os dados experimentais (Fig. 4.5). Essa transição do comportamento pode também ser observada para a variável de deformação plástica equivalente, que é uma medida escalar das componentes da deformação plástica (Fig. 4.12c).

Além da transição descrita anteriormente, uma transição adicional pode ser observada ao se analisar a variável de tensão principal máxima. A Fig. 4.13 mostra os três pontos de transição (Fig. 4.13a) e o esquema do sistema deformado observado nos resultados numéricos para cada um desses pontos (Fig. 4.13b).

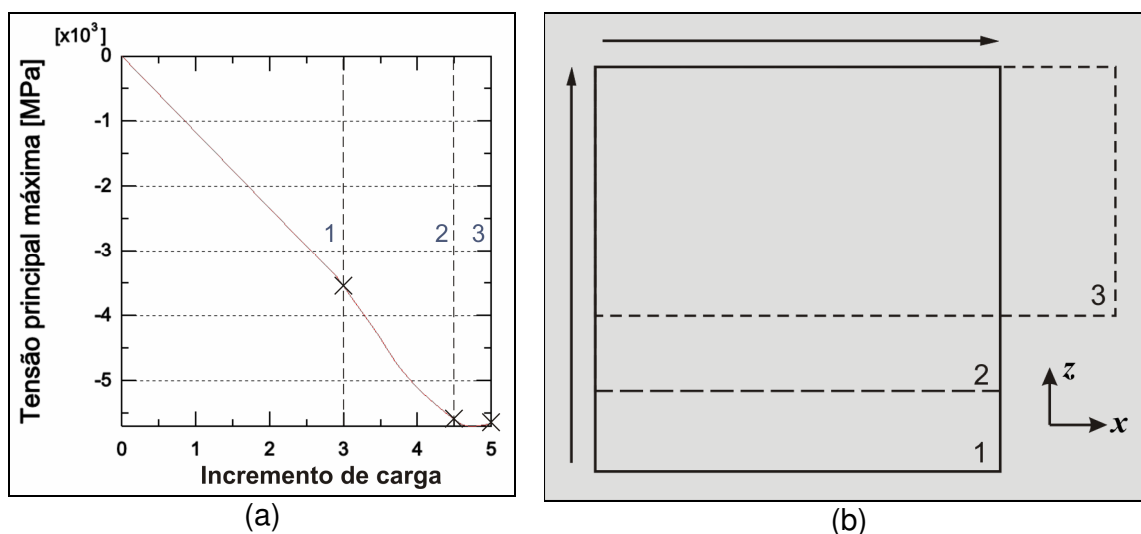


Figura 4.13. Diagrama de evolução da tensão principal máxima (a) e esquema da deformação da seção analisada para cada um dos três pontos de transição de comportamento (1, 2 e 3).

O mecanismo pode indicar que a ação da tensão ka evita a deformação do sistema na direção x positiva (Fig. 4.13b), sendo que a deformação é predominante na direção z positiva (pela ação de kc). Já no ponto 2, as tensões internas do sistema causam uma redução no efeito de ka , permitindo a deformação na direção x positiva. Embora não sejam tão marcantes como no caso da tensão máxima

principal, as duas transições podem ser observadas tanto para a tensão de Von Mises quanto para a deformação plástica equivalente (apresentadas anteriormente na figura 4.12).

As distribuições da tensão principal máxima para cada um dos três pontos de transição são mostradas na Fig. 4.14. Observa-se que o aumento linear na tensão corresponde a uma distribuição uniforme de tensão no interior da matriz (Fig. 4.14a). Ao desaparecer essa linearidade no ponto 1 (Fig. 4.14b), começa o efeito de concentração de tensões, que apresenta um padrão de expansão em “X” (Fig. 4.14c)

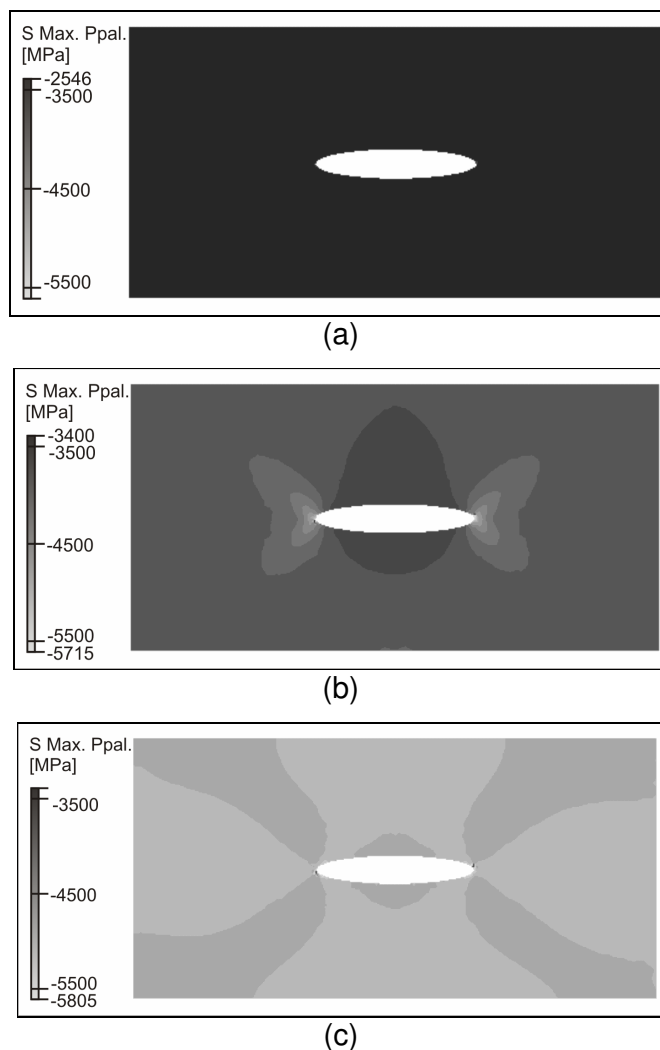


Figura 4.14. Tensão principal máxima para os pontos de transição. Em (a) o comportamento é linear, em (b) ocorre a primeira transição e em (c) a segunda transição.

Os resultados das simulações mostram que o mecanismo de deformação descrito anteriormente pode ser relacionado com a deformação do material durante o corte. No entanto, esse mecanismo não leva em conta a deformação concentrada que ocorre no plano de cisalhamento. Para uma análise mais completa da formação de cavaco, o cisalhamento deve ser levado em conta, o que não está contemplado nos objetivos deste trabalho.

2.2 AVALIAÇÃO DOS ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

2.2.1 Inclusão real

Os resultados da simulação realizada para estudar a morfologia real da inclusão de MnS são apresentados na Fig. 4.15. O campo de tensão gerado por uma inclusão real na matriz apresenta diferenças fundamentais ao ser comparado com aquele gerado por uma inclusão de morfologia simplificada (Fig. 4.10b). No entanto, acredita-se que a principal característica do campo de tensão, isto é, concentração de tensão nas pontas das inclusões com um padrão de expansão em “X” através da matriz de aço, é mantida. Podem também ser observados alguns micro-campos de concentração de tensão na periferia da inclusão. Estes micro-campos são gerados pelas características morfológicas da inclusão que, como será discutido posteriormente, podem ser lugares preferenciais para a nucleação de trincas na matriz, o que, como discutido por Vignal (2003), pode levar à ocorrência de fratura no interior da inclusão, pois são pontos de alta concentração de tensão (Fig. 4.15b).

Os resultados numéricos para esta simulação mostraram que, apesar da existência desses micro-campos de tensão, a simplificação da morfologia da inclusão é adequada em relação ao estudo do campo de tensão na matriz. Em análises posteriores foram utilizadas outras inclusões com morfologias elipsoidais, as quais foram analisadas em função de sua influência no campo de tensão da matriz metálica.

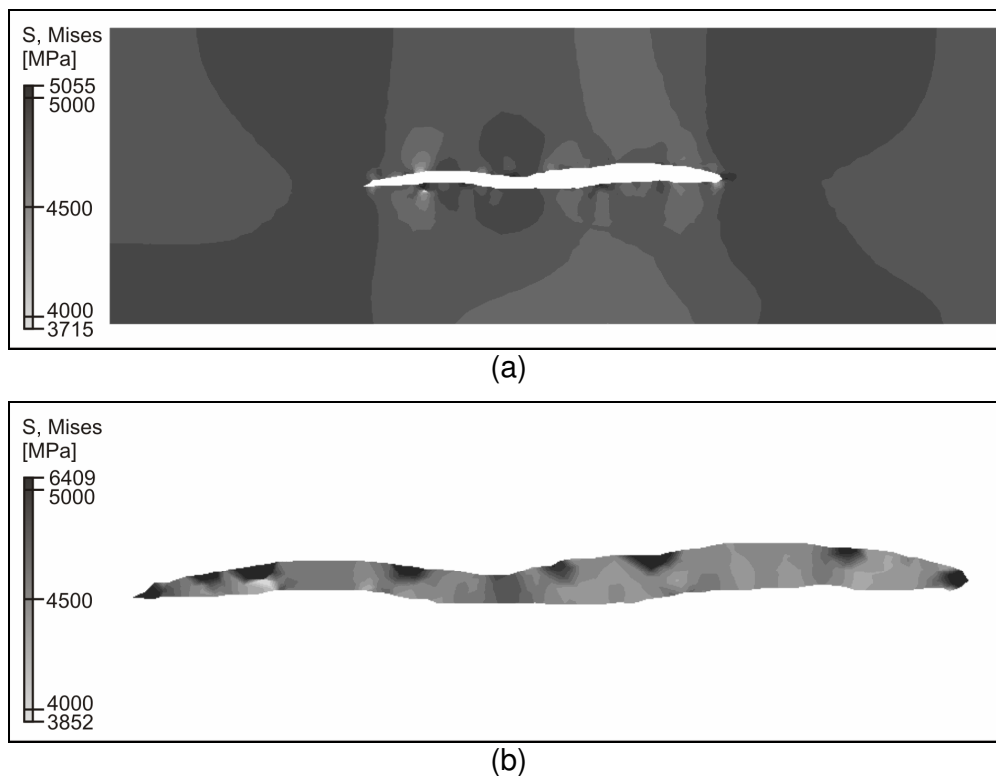


Figura 4.15. Tensão de Von Mises na matriz devida a uma inclusão real (a) e campo de tensão no interior da inclusão (b).

2.2.2 Módulo de elasticidade da inclusão

A Fig. 4.16 mostra as tensões de Von Mises para dois módulos de elasticidade da inclusão: 0 GPa (a), isto é, considerando inclusão como vazio, e 10 GPa (b). Grandes diferenças entre os campos de tensões foram observadas para pequenas variações do módulo de elasticidade da inclusão (10 GPa). Isto pode indicar que, em função do módulo de elasticidade da matriz, o módulo de elasticidade da inclusão é um parâmetro importante a ser levado em conta ao se realizar as simulações numéricas. Comparações entre os valores atingidos nos pontos críticos na matriz para ambas as condições mostram que, no caso do vazio as tensões atingiram valores até 30% maiores do que no caso do módulo de elasticidade de 10 GPa.

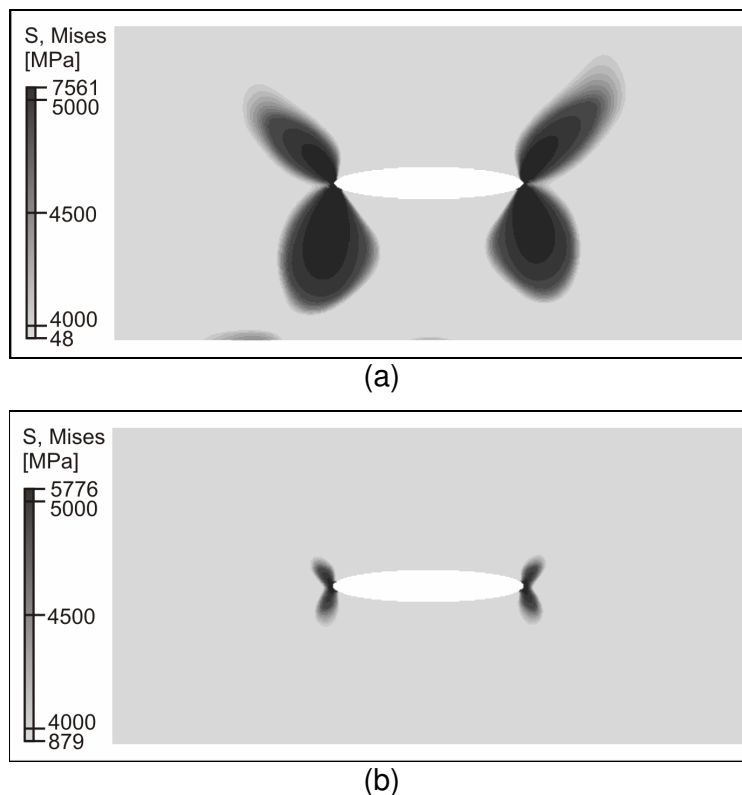


Figura 4.16. Tensão de Von Mises para módulos de elasticidade da inclusão de 0 (a) e 10 GPa (b).

A Fig. 4.17 mostra a evolução da tensão de Von Mises na região crítica para diferentes valores do módulo de elasticidade da inclusão avaliados. O gráfico mostra que a influência do módulo de elasticidade da inclusão é de fato importante e que o crescimento da tensão depois de atingida a tensão de escoamento da matriz é maior para módulos de elasticidade menores. O módulo de elasticidade da inclusão influencia o momento em que é atingido o valor do limite de escoamento na matriz, isto é, um aumento na rigidez da inclusão reduz o seu efeito concentrador de tensões. De acordo com isto, se esperaria que uma matriz homogênea se deformasse plasticamente ao redor do incremento de carga correspondente a 4,5. Já para uma inclusão de MnS ($E = 110$ GPa) o momento em que é atingida a tensão limite de escoamento ocorre no incremento de carga correspondente a 3,5, o que representa uma redução aproximadamente 22% no incremento de carga.

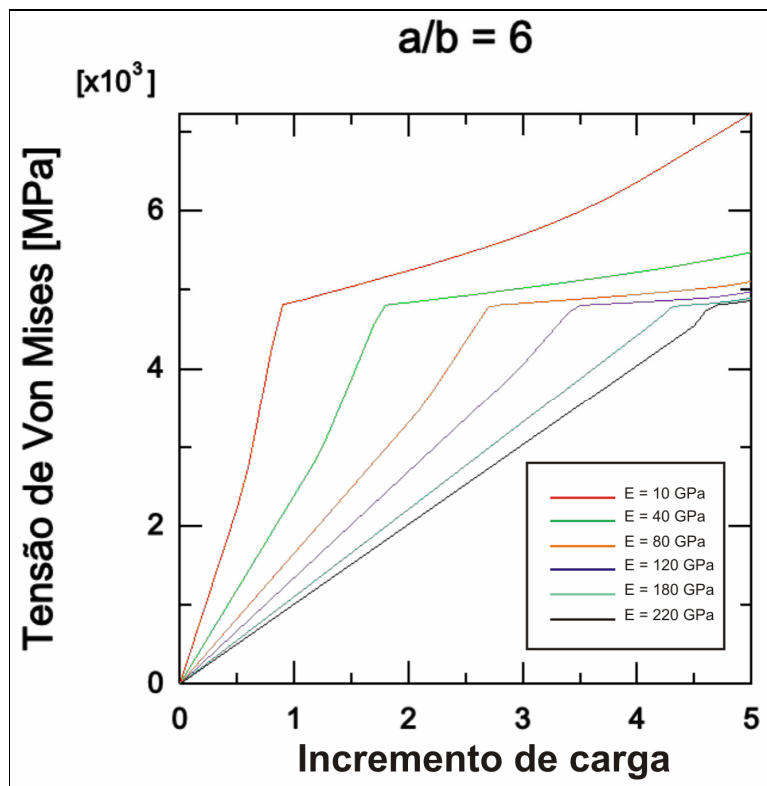


Figura 4.17. Evolução da tensão de Von Mises no ponto crítico para diferentes valores do módulo de elasticidade da inclusão.

O resultado anterior está em oposição àquele encontrado por Antretter e Fischer (1996) e Bellor e Herzog (KIESSLING; LANGE, 1978) que concluíram que inclusões mais rígidas geram uma maior concentração de tensão na matriz metálica. No entanto, ao se definir uma relação (E') entre os módulos de elasticidade da inclusão e da matriz, e analisar a situação em que $E' > 1$, como realizado no trabalho de Antretter e Fischer (1996), os resultados mostram que o efeito concentrador de tensões da inclusão é eliminado (Fig. 4.18). De fato, os resultados parecem indicar que a inclusão apresenta um efeito contrário, isto é, a concentração de tensões acontece na região secundária enquanto que a região crítica aparece aqui como uma região de baixas tensões. Portanto, a influência das inclusões depende da relação E' e, quando este parâmetro apresenta valores maiores ou menores que a unidade, diferentes análises devem ser realizadas.

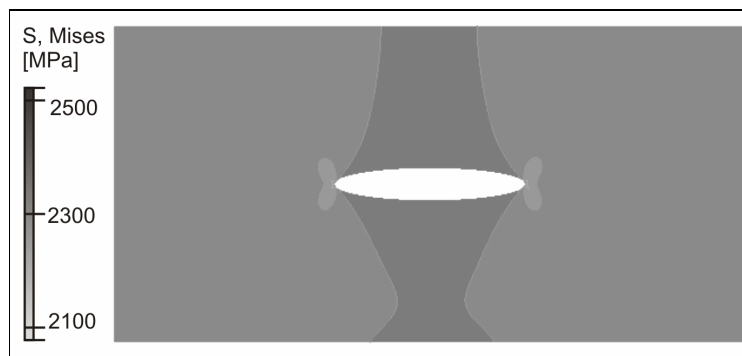


Figura 4.18. Tensão de Von Mises na matriz de aço devida a uma inclusão rígida ($E = 220$ GPa).

A avaliação do efeito do módulo de elasticidade da inclusão no campo de tensão gerado na matriz permitiu estabelecer que levar em conta o módulo de elasticidade da inclusão é necessário, e o desenvolvimento de um campo de tensão particular na matriz depende da relação existente entre suas propriedades e as da inclusão.

É importante mencionar que o comportamento plástico da inclusão influencia a concentração de tensão e os processos de corte. No caso particular da existência de um vazio na matriz metálica, as altas tensões podem gerar um colapso do mesmo causando uma deformação plástica que pode ser considerada como aquela de uma matriz homogênea. No entanto, quando levado em conta, o comportamento elástico ou elasto-plástico da inclusão influencia de maneira diferente a concentração de tensão na matriz. Nos modelos posteriores foram consideradas as propriedades elásticas da inclusão de MnS e será realizada uma breve discussão do efeito do módulo de elasticidade em relação ao fator de forma da inclusão.

2.2.3 Estudo do fator de forma (tensões na matriz metálica)

Na literatura parece não existir um consenso ao respeito da influência do fator de forma das inclusões no campo de tensão da matriz metálica. Alguns autores, como Rubenstein e Shaw (KIESSLING; LANGE, 1978) ou Antretter e Fischer (1996) têm apontado que inclusões com uma maior excentricidade geram uma maior concentração de tensão na matriz. Alguns outros como Boulger (KIESSLING; LANGE, 1978) ou Kiessling et. al. (KIESSLING; LANGE, 1978) indicaram que as

inclusões globulares causam maior concentração de tensões e são mais efetivas no que se refere à melhoria da usinabilidade dos materiais. A Fig. 4.19 mostra a evolução da tensão de Von Mises no ponto crítico devida aos diferentes fatores de forma avaliados para um módulo de elasticidade da inclusão de 10 GPa. Observa-se que a maior concentração de tensão é causada pelas inclusões mais arredondadas (i.e., menor fator de forma). No entanto, as diferenças entre o momento em que é superada a tensão limite de escoamento são pequenas para inclusões com fator de forma de 2,5 e 10.

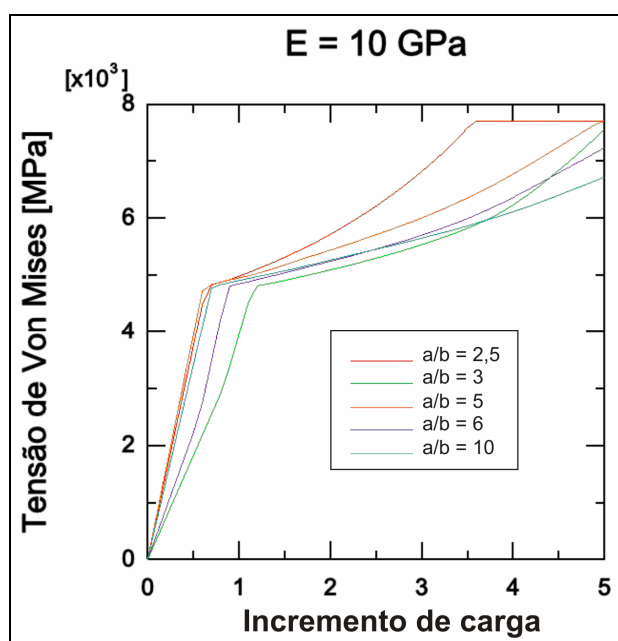


Figura 4.19. Evolução da tensão de Von Mises no ponto crítico para diferentes valores do fator de forma da inclusão.

O efeito do fator de forma parece diminuir ao aumentar o módulo de elasticidade da inclusão como mostrado na Fig. 4.20. Quando módulos de elasticidade maiores são avaliados, as diferenças na concentração de tensão são mais tênues e a tensão depois do escoamento apresenta um padrão de crescimento linear moderado. Assim, pode se pensar que inclusões de MnS ($E = 110$ GPa) com fatores de forma entre 2,5 e 10 não gerariam variações tão grandes no campo de tensão da matriz (ver Fig. 4.20a). No entanto, a fratura no interior das inclusões pode influenciar de maneira mais marcante na concentração de tensão. Isto será discutido no item 2.2.4.

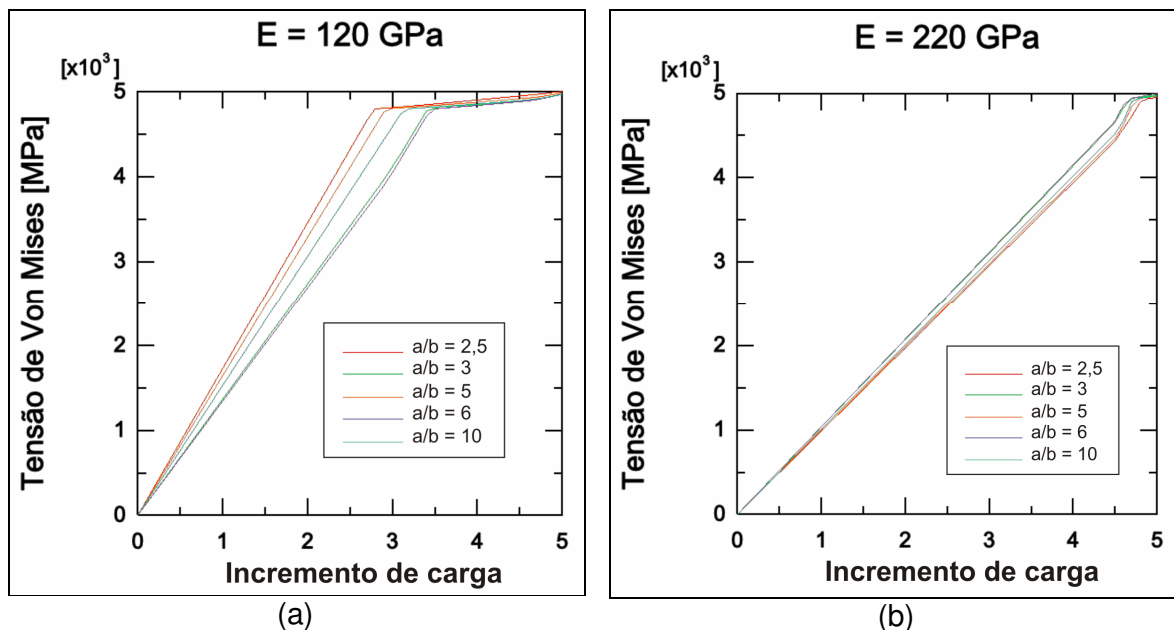
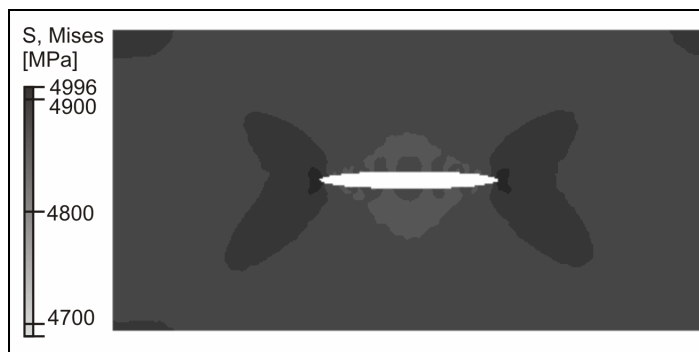


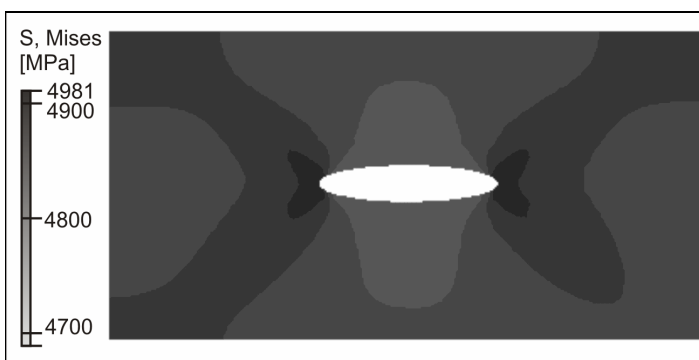
Figura 4.20. Evolução da tensão de Von Mises no ponto crítico para diferentes valores do fator de forma da inclusão em função do módulo de elasticidade da mesma.

A Fig. 4.21 mostra o campo de tensão (Von Mises) ao redor de três inclusões de MnS com fatores de forma de 10 (a), 5 (b) e 2,5 (c). O campo de tensão aparece mais amplamente distribuído no caso das inclusões arredondadas, o que mostra que de fato essas inclusões apresentam um padrão de concentração de tensão mais crítico. No entanto, as diferenças entre os máximos valores numéricos para as três simulações não são muito marcantes. No caso, a diferença dos resultados para fatores de forma entre 10 e 2,5 foi de somente 64 MPa e, assim, o fator de forma da inclusão pode não ser o parâmetro predominante na concentração de tensão na matriz.

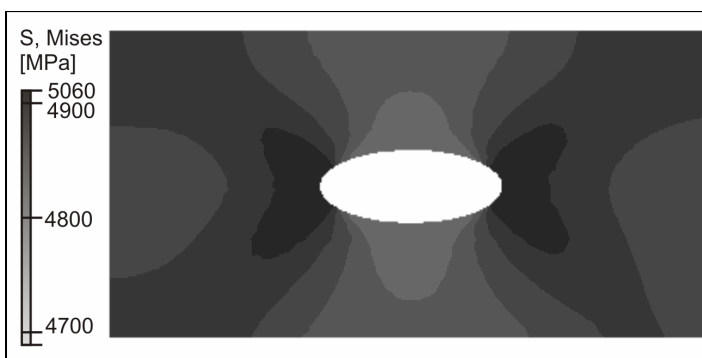
Os resultados dos ensaios de torneamento mostram que menores forças foram registradas para o caso do aço 1145 que apresenta inclusões mais compridas que as apresentadas pelo aço 1045, resultados contrários aos obtidos pelas simulações numéricas até este ponto. Isto pode indicar que, como mencionado anteriormente, além do fator de forma, outros fenômenos, como a fratura da inclusão, podem influenciar seu efeito de concentração de tensão e devem ser considerados e discutidos.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.21. Tensão de Von Mises na matriz de aço devida a uma inclusão de MnS ($E = 110$ GPa). Resultados para fatores de forma de 10 (a), 5 (b) e 2,5 (c).

2.2.4 Estudo do fator de forma (tensões na inclusão de MnS)

As diferenças encontradas entre os resultados experimentais de torneamento e os resultados numéricos discutidos anteriormente podem ser mais bem entendidas ao se estudar o campo de tensões no interior da inclusão. Foi mencionado por Antretter e Fischer (1996) que é na direção da tensão máxima principal que ocorre a

propagação de trincas. Além disso, mostraram que a distribuição dessa tensão no interior da inclusão é uniforme e radial para valores do fator de forma de até 2, sendo que para maiores valores desse parâmetro a distribuição perde sua uniformidade. A Fig. 4.22 mostra como é distribuída a tensão principal máxima no interior de três inclusões de MnS com fatores de forma de 10 (a), 5 (b) e 2,5 (c).

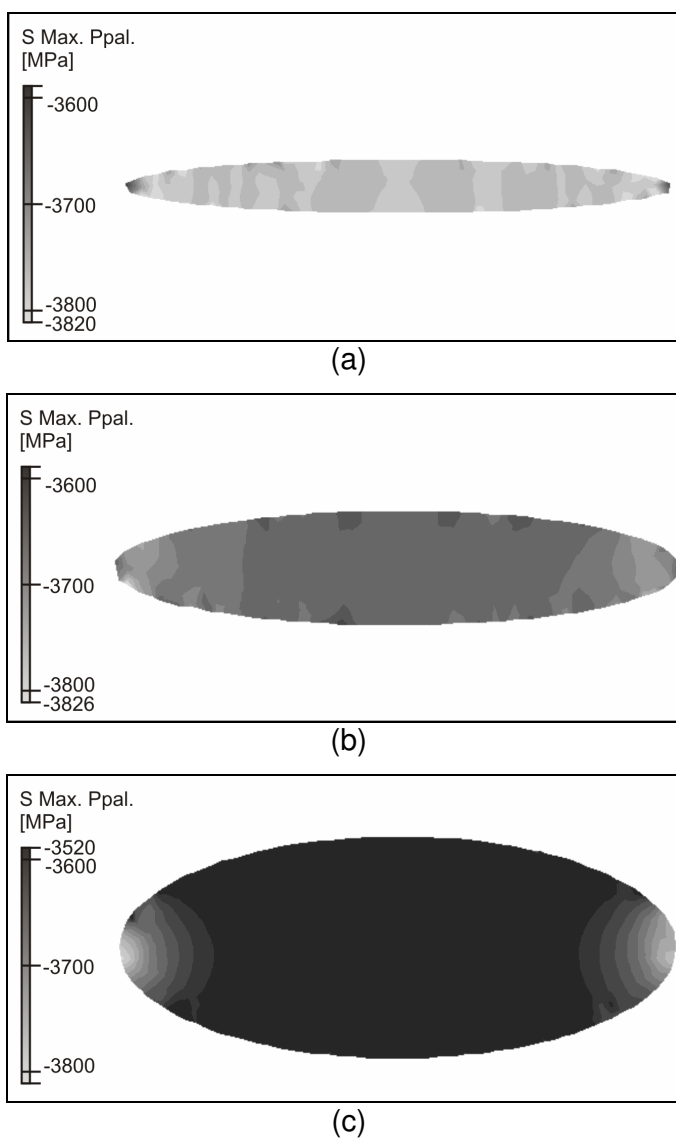


Figura 4.22. Tensão principal máxima no interior da inclusão de MnS. Resultados para fatores de forma de 10 (a), 5 (b) e 2,5 (c).

Os resultados numéricos (Fig. 4.22c) parecem confirmar que inclusões com fatores de forma menores que 2 apresentam uma distribuição de tensão uniforme. Observa-se também que a distribuição de tensão muda ao aumentar o fator de forma da inclusão, sendo que, no caso de uma inclusão com menor espessura (Fig.

4.22a) a concentração de tensão é localizada em bandas transversais no interior da mesma.

A concentração de tensão localizada em bandas transversais ao longo do comprimento da inclusão, que provavelmente é acentuada pela sua morfologia (Fig. 4.15b), pode gerar fratura tanto na interface inclusão/matriz com na própria inclusão. A Fig. 4.23 mostra a ocorrência de fratura da interface e da inclusão de MnS para um ensaio de baixa taxa de deformação em temperatura ambiente. Os resultados mostram um grande acúmulo de deformação plástica nas regiões próximas à fratura da inclusão, o que, ao contrário do afirmado por Kiessling e Lange (1978), indica que a deformação plástica da inclusão nem sempre acompanha a da matriz. Ainda pode-se afirmar que, além do mecanismo de trincamento sugerido por Vignal (2003), a propagação de trincas pode começar pela fratura da inclusão e avançar em sentido da matriz de aço.

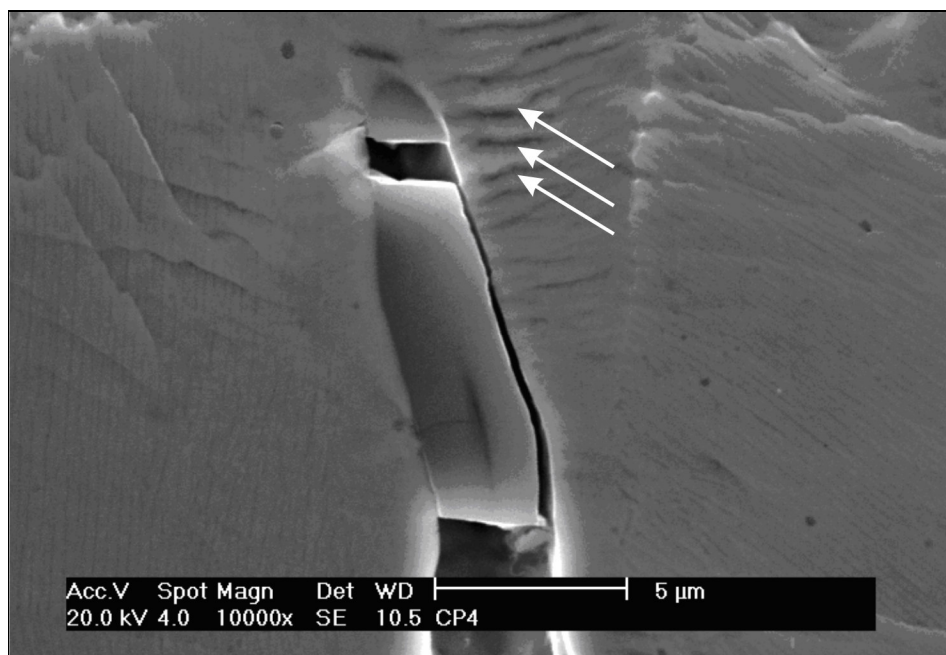


Figura 4.23. Fratura de uma inclusão de MnS e da interface inclusão matriz/inclusão durante um ensaio e baixas taxas de deformação (MEV). São indicadas as linhas de deformação na matriz.

O trabalho realizado por Kishi e Eda (1976) indica que o mecanismo de deformação das inclusões de MnS no processo de corte envolve sua fratura, separação da matriz e posterior participação do processo de deformação da matriz na direção de cisalhamento. Isto parece ser confirmado no trabalho de Kiessling e Lange (KIESSLING; LANGE, 1978), que estabeleceu que para altas taxas de

deformação (e.g. usinagem) as inclusões podem levar à formação de trincas na matriz. Assim, como os resultados numéricos desta seção indicam, a fratura no interior da inclusão pode ser uma fonte importante de concentração de tensão e fragilização do cavaco durante a usinagem, conforme o mecanismo descrito anteriormente.

2.2.5 Interações entre inclusões

A Fig. 4.24 mostra a distribuição de tensão de Von Mises para diferentes configurações entre duas inclusões de MnS. É observado que, contrário ao concluído no trabalho de Vignal (2003), existe uma clara interação entre o campo de tensão gerado por duas inclusões, o qual depende da distribuição das mesmas na matriz metálica.

Assim por exemplo, como pode ser observado nas figuras 4.24a e 4.24d, existem configurações que são claramente mais críticas, no sentido de aumentar a concentração de tensões. Regiões em que as pontas das inclusões (pontos críticos) se encontram mais próximas umas das outras gerarão áreas de maior concentração de tensões. Assim, o estudo realizado (i.e. duas inclusões de igual tamanho) mostra que existem distâncias críticas entre as pontas das inclusões, tanto no eixo x quanto no z , que causam uma maior interação entre os campos de tensão de ambas as inclusões e, conseqüentemente, espera-se que também sejam geradas maiores tensões no interior das inclusões. Mais especificamente, duas inclusões cujos centróides encontram-se alinhados com relação ao eixo z (Figs. 4.24a e 4.24b) apresentam uma maior concentração de tensão quando entre elas existe uma distância pequena ($A < 10 \mu m$), que ao aumentar causa uma diminuição na dita interação. Da mesma maneira pode ser observado que existe interação entre duas inclusões não alinhadas com relação ao eixo z . Essa interação é mínima quando não existe separação (Fig. 4.24c) e aumenta (Fig. 4.24d) até um valor determinado onde a interação diminuirá novamente. É importante notar que, como foi comentado anteriormente (ANTRETTTER; FISCHER, 1996), essas distâncias dependem tanto do carregamento aplicado quanto da natureza, fator de forma e distribuição das inclusões na matriz; por esta razão os valores indicados não podem ser tomados

como valores absolutos. A Fig. 4.25 mostra os campos de tensão para uma distribuição real de inclusões elipsoidais (4.25a) e para uma microestrutura real do aço ABNT 1145 (4.25b). As características da distribuição crítica, anteriormente discutidas, estão presentes tanto para o caso idealizado (inclusões elipsoidais) quanto para a distribuição real. As pequenas diferenças podem ser atribuídas às características morfológicas das inclusões reais.

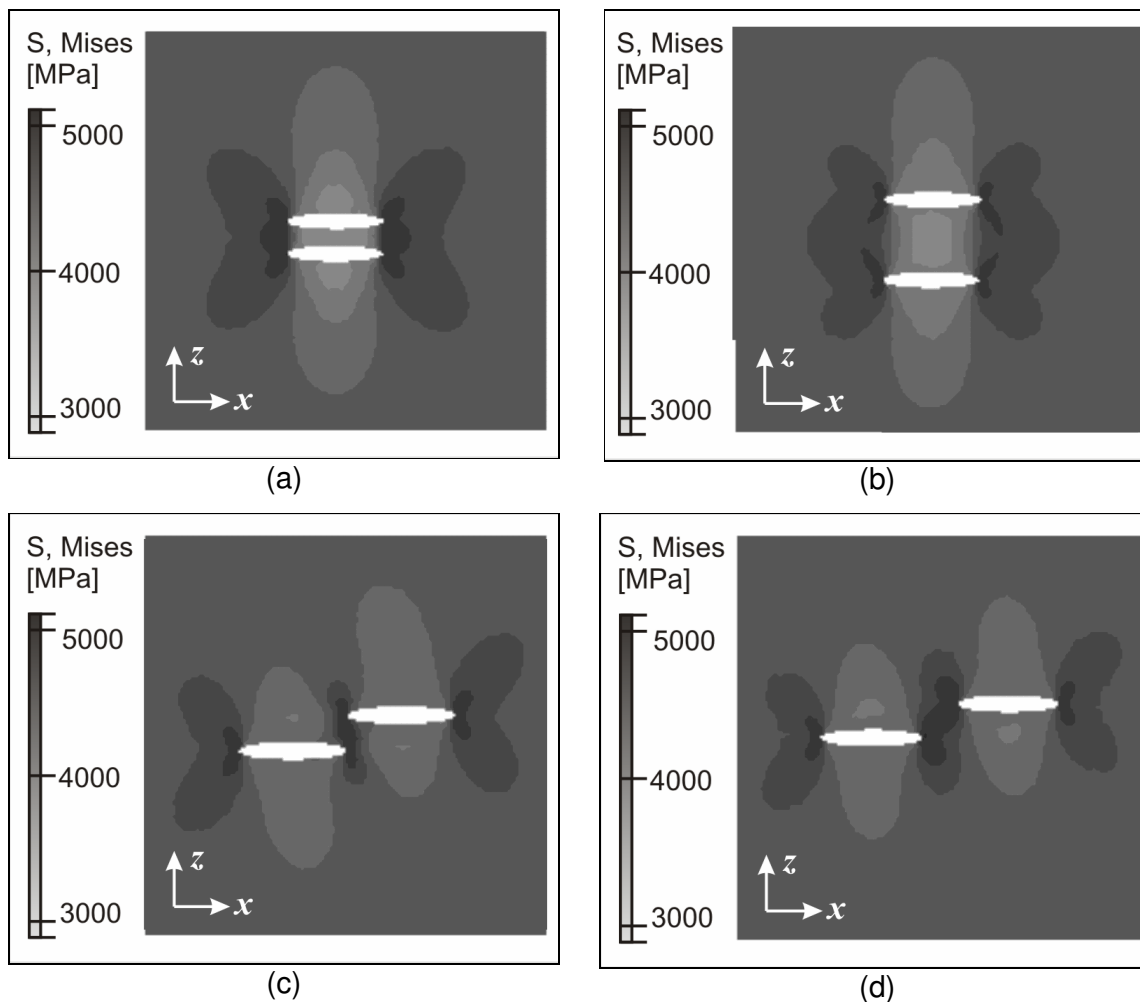
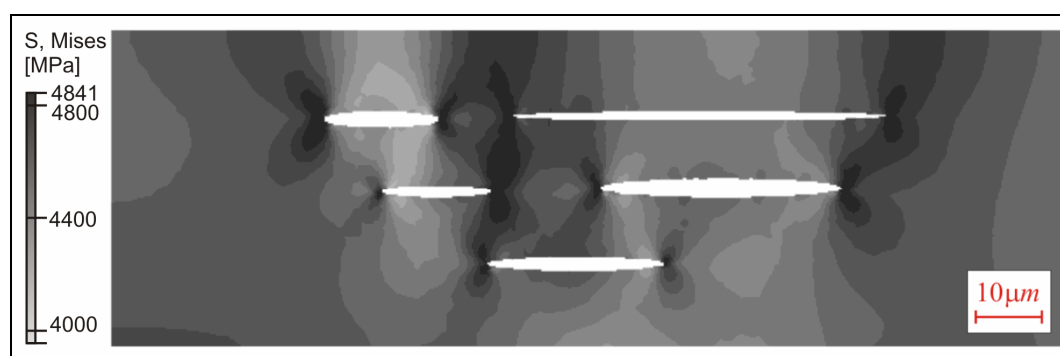


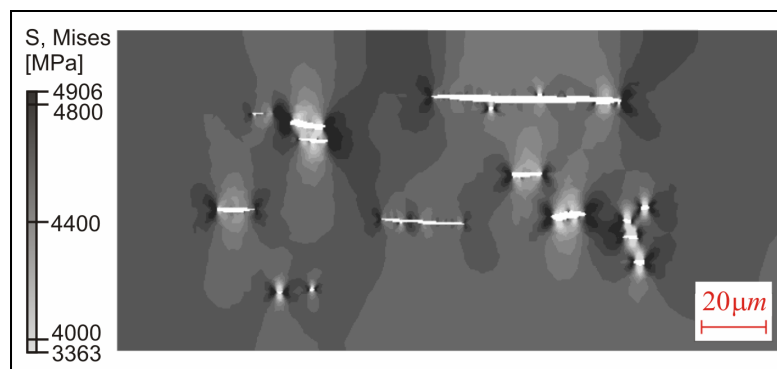
Figura 4.24. Tensão de Von Mises para as interações dos campos de tensão gerados pelas inclusões de MnS.

A existência de interações críticas na concentração de tensão sugere que a distribuição das inclusões na matriz está de fato associada à usinabilidade do material. Isto pode ser um fator preponderante ao avaliar a usinabilidade dos materiais com presença de inclusões. Para os aços estudados, embora existam diferenças entre as distribuições das inclusões de MnS ao longo da matriz, essas

diferenças são aleatórias e distribuições similares podem ser encontradas em ambos. No entanto, o aço 1145 apresenta uma maior concentração de inclusões (fração volumétrica de 0,4%) do que o aço 1045 e pode-se esperar uma maior interação entre as mesmas, o que conseqüentemente melhorará a usinabilidade do material (ver Fig. 4.7). Assim, embora a morfologia das inclusões no aço 1145 seja menos crítica ao ser comparada com aquela das inclusões do aço 1045, a alta concentração de inclusões no primeiro gerará interações que, de um modo geral, podem melhorar a usinabilidade do material.



(a)



(b)

Figura 4.25. Tensão de Von Mises para uma distribuição real (a) e a microestrutura real do aço ABNT 1145 (b).

2.2.6 Efeito do tamanho e distribuição de inclusões globulares

Como verificado anteriormente através dos resultados numéricos, inclusões com fatores de forma próximos à unidade são mais críticos em termos da concentração de tensão na matriz metálica. Isto concorda com pesquisas realizadas

por pesquisadores como Gladman e Pickering, Black e Johnson e Kiessling et. al. (KIESSLING; LANGE, 1978), os quais mostraram que os efeitos concentradores de tensão correspondentes às inclusões globulares são ainda mais críticos ao aumentar o tamanho das mesmas. A Fig. 4.26 mostra a distribuição de tensão (Von Mises) gerada por duas inclusões globulares de MnS e com diâmetros de 5 (a) e 10 μm (b).

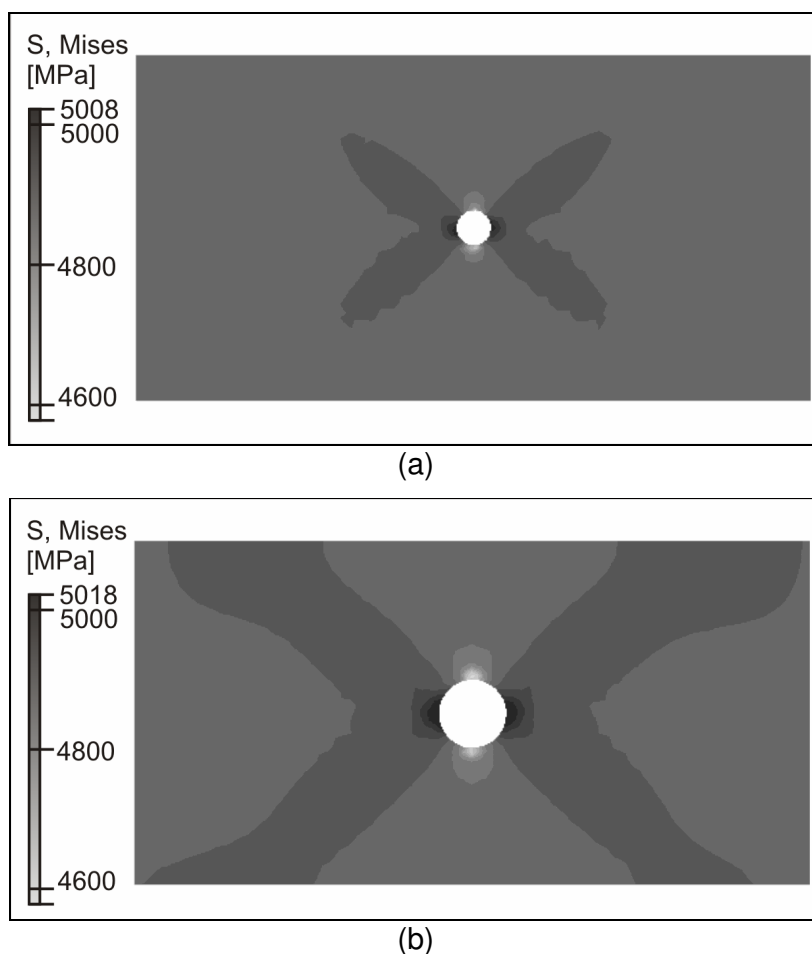


Figura 4.26. Tensão de Von Mises para dois tamanhos de inclusões globulares: 5 (a) e 10 μm (b). A inclusão maior apresenta um maior campo de tensão.

O mesmo padrão de concentração de tensão é observado nas duas inclusões. No entanto, a inclusão de maior tamanho apresenta uma área de concentração de tensão mais abrangente do que aquela da inclusão menor e ainda atinge um maior valor, embora a diferença seja pequena. Pode ser verificado que a concentração de tensão gerada por uma distribuição de inclusões globulares é mais crítica ao se avaliar essa concentração em função da separação média entre as inclusões (Fig. 4.27) e compará-la com aquela obtida para uma distribuição de inclusões elipsoidais

(Fig. 4.25a). A comparação mostra que, apesar da separação entre inclusões ser maior no caso da Fig. 4.25a, a interação entre as inclusões globulares da Fig. 4.27 é mais forte.

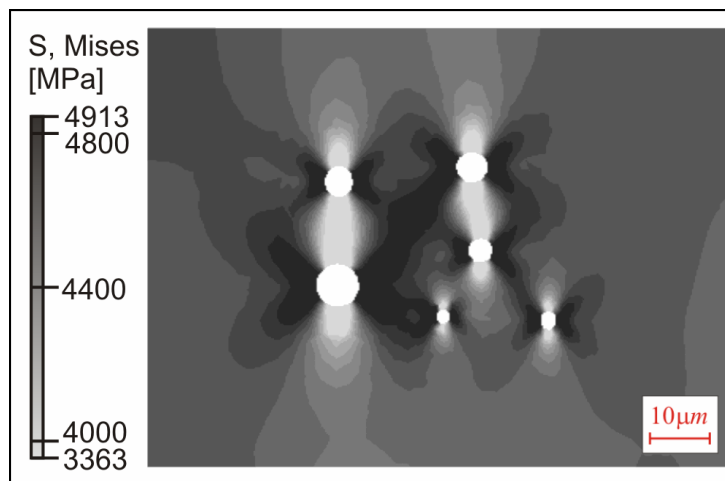


Figura 4.27. Tensão de Von Mises devida à interação de inclusões globulares.

Os resultados numéricos desta simulação confirmam que aços com alta presença de inclusões com fatores de forma próximos à unidade podem apresentar índices de usinabilidade mais elevados devido às fortes interações dos campos de tensão.

2.2.7 Inclusões de MnS e Pb

Foi mostrado que uma inclusão que apresenta um módulo de elasticidade pequeno gera maior concentração de tensão na matriz do que uma inclusão mais rígida. Para uma avaliação mais completa do modelo proposto, também é apresentado o comportamento da matriz em função das deformações plásticas. A Fig. 4.28 mostra como a presença de inclusões de chumbo ($E = 10$ GPa), elemento adicionado ao aço para aumentar sua usinabilidade, gera maior deformação na matriz de aço do que as inclusões de MnS.

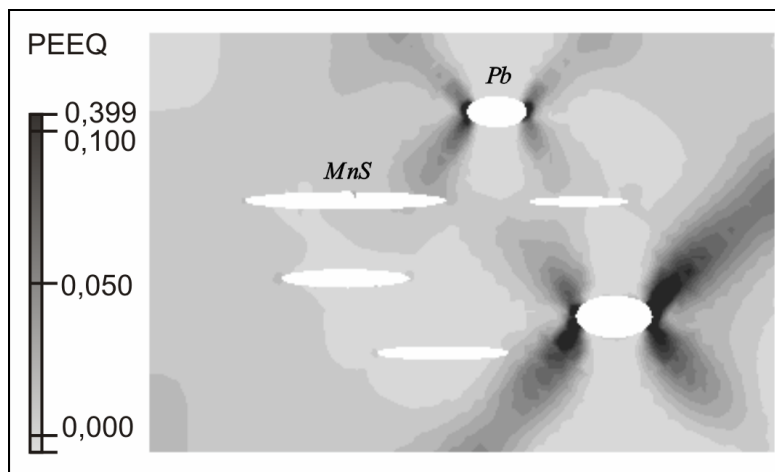


Figura 4.28. Deformação plástica equivalente da matriz de aço devida à presença de inclusões de MnS e Pb.

No entanto, como indicado por Trent (2000), a alta plasticidade das inclusões de Pb fazem com que não exista geração de cavacos descontínuos. Ao se considerar isto, ao se avaliar os resultados numéricos, o efeito das inclusões de Pb como concentradoras de tensão na zona de cisalhamento pode não ser tão crítico quanto aquele das Inclusões de MnS. Outros efeitos, como o de lubrificante (KISHI; EDA, 1976), podem fazer que, em termos gerais, este tipo de inclusões seja benéfico para o processo de corte durante a usinagem.

2.2.8 Microestruturas reais (Ferrita, Perlita e inclusões de MnS)

As simulações de tensão das microestruturas reais, realizadas neste subgrupo, tiveram como objetivo principal o entendimento do comportamento da ferrita e da perlita e as modificações neste comportamento pela presença de inclusões de MnS. Como mencionado, as propriedades da ferrita e da perlita foram obtidas em ensaios de tração sob condições quasi-estáticas (NYGARDS; GUDMUNSON, 2002). Por esta razão as forças utilizadas para a simulação foram menores que para os casos anteriormente analisados. No entanto, espera-se que os resultados numéricos possam ser extrapolados qualitativamente para o entendimento do fenômeno de remoção de material.

Nygards e Gudmunson (2002) indicaram que é a perlita que apresenta as maiores tensões, o que é confirmado no presente estudo. A Fig. 4.29 apresenta a tensão de Von Mises para a perlita (a) e para a ferrita (b) na microestrutura real do aço 1145. Os maiores valores de tensão apresentados pela perlita podem ser causados pela sua maior rigidez em comparação com a ferrita. Além do disso, um padrão em “X” de tensão, com ângulos próximos a 45° , é também observado em ambas as fases. Esse padrão em “X” foi também observado pelos pesquisadores anteriormente mencionados, que o identificaram como bandas de cisalhamento.

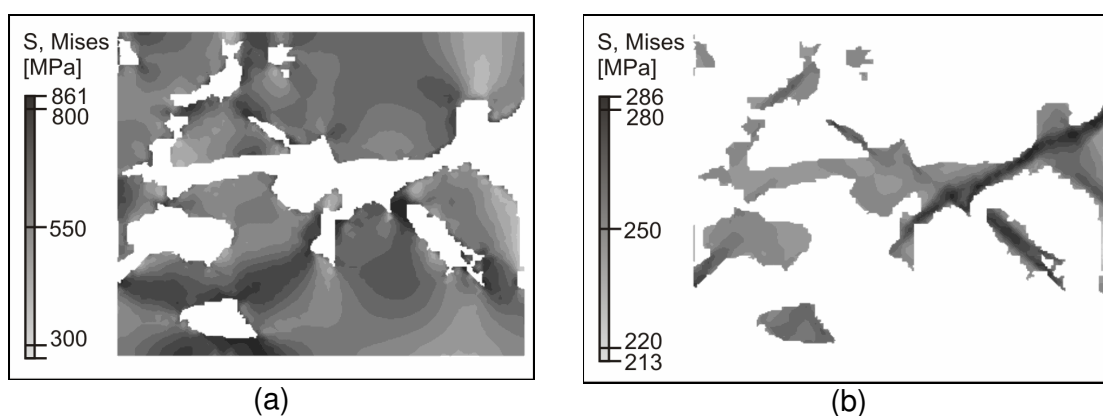


Figura 4.29. Tensão de Von Mises na perlita (a) e ferrita (b) do aço 1145.

Os resultados de deformação plástica equivalente para a simulação são apresentados na Fig. 4.30. Eles mostram que, como esperado, a maior deformação ocorre na ferrita (Fig. 4.30b), e que nas regiões próximas das zonas deformadas da ferrita é que a deformação da perlita tem início (Fig. 4.30a).

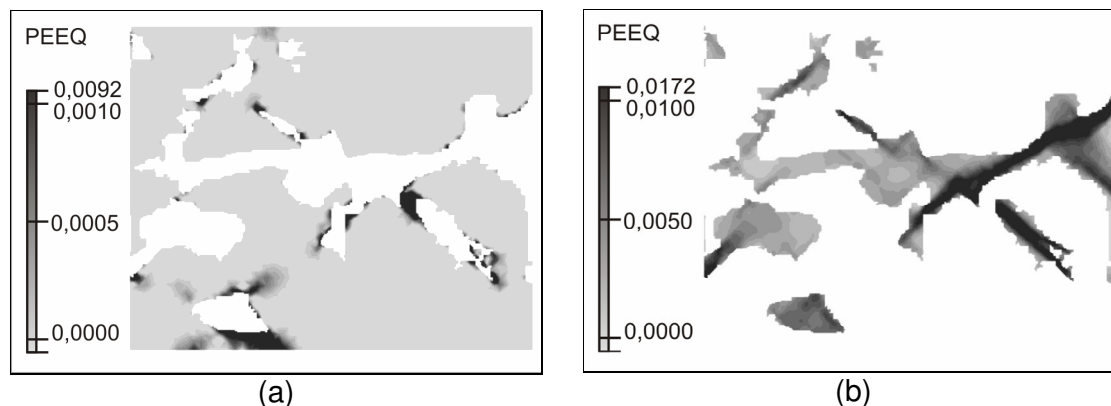


Figura 4.30. Deformação plástica equivalente na perlita (a) e ferrita (b) do aço ABNT 1145.

Os resultados numéricos em presença da fase MnS são apresentados na Fig. 4.31; observa-se a existência do padrão de deformação em “X” (Fig. 4.31a). As regiões de deformação observadas nos resultados numéricos apresentam similaridades com as bandas de deformação observadas nos corpos-de-prova para os ensaios da barra de Hopkinson (Fig. 4.6). No entanto, como mencionado, essas regiões são atribuídas a efeitos de atrito e, dado que o nosso modelo não leva em conta esta condição, não pode ser estabelecida uma relação entre os resultados numéricos e experimentais.

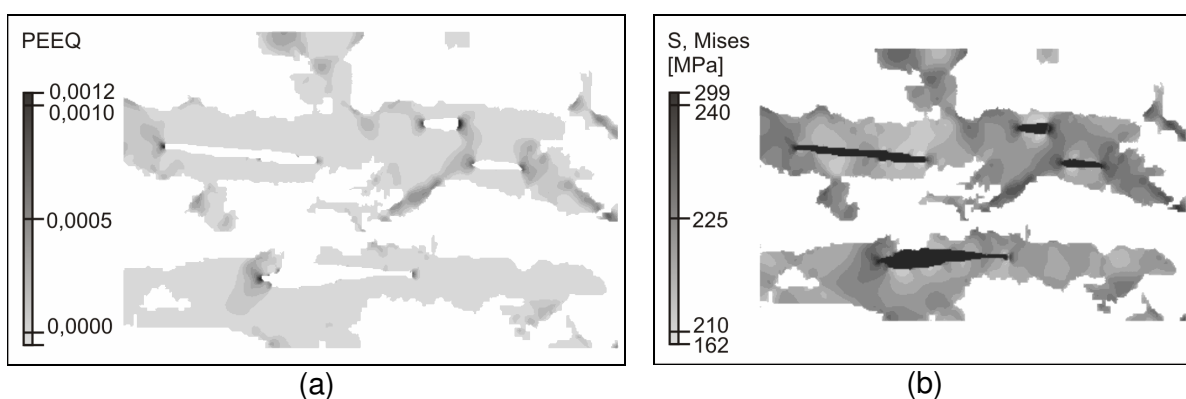


Figura 4.31. Deformação plástica equivalente (a) e tensão de Von Mises (b) na ferrita em presença de inclusões de MnS.

A Fig. 4.31b mostra a tensão de Von Mises na ferrita em presença de inclusões de MnS. As inclusões de MnS são localizadas na ferrita nos aços estudados e são mais rígidas que a mesma no modelo utilizado. Assim, a figura mostra que elas também apresentam uma grande concentração de tensão ao interagir com a ferrita. De acordo com esses resultados, é esperado então que o mecanismo de deformação das inclusões de MnS, discutido anteriormente, tenha como efeito a fragilização da ferrita na zona de cisalhamento, o que facilitará a formação de cavaco e, finalmente, será benéfico para a usinabilidade.

V. CONCLUSÕES

Com base nos resultados apresentados (numéricos e experimentais) é possível concluir que:

- Foi desenvolvido um modelo numérico simplificado. Considerou-se que as condições de contorno e carregamentos são adequadas para o fenômeno analisado e os efeitos não desejados foram eliminados em sua maior parte. Os resultados mostram que o modelo apresenta boa correlação com os dados experimentais.
- Foi confirmado que as inclusões funcionam como concentradores de tensão e esse efeito depende de propriedades como o módulo de elasticidade e de fatores como tamanho e forma, assim como da distribuição.
- Os resultados obtidos de análise de tensão para as inclusões com morfologia simplificada foram comparados com resultados obtidos com inclusões reais. Confirmou-se que a simplificação da morfologia da inclusão pode ser realizada em estudos numéricos e não existem diferenças significativas nos resultados.
- Apresentou-se um mecanismo de deformação que, apesar de não levar em conta o cisalhamento concentrado no plano de cisalhamento, pode ser utilizado para o entendimento da deformação do material nesta região pela ação das forças envolvidas.
- Foi confirmado que as propriedades da inclusão influenciam o comportamento mecânico da matriz de aço, especificamente o módulo de elasticidade. O módulo de elasticidade tem uma influência muito forte nos resultados e verificou-se que as inclusões não podem ser consideradas vazios na matriz metálica.
- Foi confirmado que o fator de forma das inclusões influencia nos campos de tensão na matriz de aço. Inclusões com fatores de forma próximos da unidade são maiores concentradores de tensão. Esse efeito aumenta ao aumentar o

tamanho da inclusão e diminui ao diminuir a diferença entre os módulos de elasticidade da inclusão e da matriz de aço.

- Acredita-se que outros fatores como o a deformação plástica da inclusão ou sua fratura são importantes para analisar o efeito das inclusões na zona de cisalhamento durante o processo de corte. A fratura das inclusões pode gerar maiores concentrações de tensão na matriz e esse efeito pode ser determinante na quebra do cavaco.
- Foi verificado que existe uma relação direta entre a usinabilidade de um material e a distribuição das inclusões no mesmo. Espera-se que, em relação aos campos de tensão gerados, materiais com distribuições mais críticas, isto é, maior quantidade de inclusões e que interajam entre elas, apresentem maiores índices de usinabilidade.

VI. TRABALHOS FUTUROS

A continuidade do presente trabalho consiste principalmente no aprimoramento do modelo numérico proposto e na caracterização das fases consideradas para os estudos numéricos. Para trabalhos futuros, algumas recomendações podem ser feitas:

- Dado que o corte de cavaco depende da resposta dos materiais em altas taxas de deformação, para a predição de valores numéricos das forças envolvidas no processo é necessária a caracterização dinâmica das fases consideradas no modelo, isto é, ferrita, perlita e inclusões de MnS;
- Ao se realizar simulações dinâmicas, isto é, simulações que levem em conta os efeitos de inercia e propagação de ondas, o efeito das altas taxas de deformação envolvidas no processo de corte poderia ser mais bem entendido.
- Assim como a taxa de deformação, a temperatura gerada na zona de cisalhamento influencia os processos de formação de cavaco. Por esta razão, considera-se que deve ser melhorado o entendimento da distribuição de temperatura na zona de cisalhamento para incluir esse efeito nas predições numéricas.
- Outra melhora do modelo consistiria na simulação da formação de cavaco na presença de partículas de segunda fase considerando os aspectos anteriormente mencionados, isto é, utilizando um critério de falha ao invés de um critério de escoamento.

VII. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDEL-HAMID, A.; WIFI, A. S.; EL GALLAB, M. **A Three Dimensional Finite Element Thermo-Mechanical Analysis of Intermittent Cutting Process.** Journal of Materials Processing Technology 56, 1996, pp. 643-654.

ANTRETTETTER, T.; FISCHER, F. D. **The Stress State Around Two Spatially Arranged Ellipsoidal Inclusions - A Case Study for High-Speed Tool Steel.** Computational Materials Science 7, 1996, pp.247-252.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook.** 9 Ed. USA: ASM, v. 1. 1991a.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook.** 9 Ed. USA: ASM, v. 4. 1991b.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook.** 9 Ed. USA: ASM, v. 8. 1991c.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook.** 9 Ed. USA: ASM, v. 16. 1991d.

ASTAKHOV, V. P. **Tribology of Metal Cutting.** Oxford / Amsterdam / London: Elsevier Ltd. 2006.

ASTAKHOV, V. P.; SHVETS, S. V. **A system Concept in Metal Cutting.** Journal of Materials Processing Technology 79, 1998, pp. 189-199.

BATHE, K. **Finite Element Procedures in Engineering Analysis.** New Jersey: Prentice Hall, Inc. 1996.

BECKER, E.B.; CAREY, G. F.; ODEN, J. T. **Finite Elements: an Introduction.** New Jersey: Prentice Hall, Inc., v. 1. 1981.

BOWES, W. H.; RUSSELL, L. T. **Stress Analysis by the Finite Element Method for Practicing Engineers.** London: Lexinton Books. 1975.

CALLISTER, W. D. **Fundamentals of Materials Science and Engineering.** 5 Ed. USA: John Wiley & Sons, Inc. 2001.

CARROLL, J. T.; STRENKOWSKI, J. S. **Finite Element Models of Orthogonal Cutting with Application to Single Point Diamond Turning.** International Journal of Mechanical Sciences 30, 1988, pp. 899-920.

CERETTI, E.; FALLBÖHMER, P.; WU, W. T.; ALTAN, T. **Application of 2D FEM to Chip Formation in Orthogonal Cutting.** Journal of Materials Processing Technology 59, 1996, pp. 169-180.

CHILDS, T. H. C.; MAEKAWA, K. **Computer-Aided Simulation and Experimental Studies of Chip Flow and Tool Wear in the Turning of Low Alloy Steels by Cemented Carbide Tools.** Wear 139, 1990. pp. 235-260.

CORREA, P.A.; GONZALEZ, D. F.; SOUZA, R. M.; MACHADO, I. F.; SINATORA, A. **Estudio de la Maquinabilidad de Aceros Medio Carbono por Medio del Método de los Elementos Finitos.** Proceedings of the CIBIM 2007. 8º Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica, Cusco (Perú), 2007a.

CORREA, P.A.; GONZÁLEZ, D.F.; SOUZA, R.M.; MACHADO, I.F. **Stress analysis of the machining process through finite element method (FEM): Effect of a single MnS inclusion.** Proceedings of the COBEM 2007. 19th International Congress of Mechanical Engineering, Brasilia, 2007b.

COURANT, R. **Variational Methods for the Solution of Problems of Equilibrium and Vibrations.** Bulletin of American Mathematical Society 49, 1943, pp. 1-23.

CUSOLITO M.; MAPELLI C.; NICODEMI W. **Correct management of inclusional defect based on a failure analysis.** Metallurgical Science and Technology 20, 2002, pp. 9 - 16.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue.** 2 Ed. New Jersey: Prentice Hall. 1999.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Metais.** São Paulo: Edgard Blücher Ltda, v. 1. 1970.

HIBBITT, KARLSSON AND SORENSEN INC. **ABAQUS, Users manual.** Version 6.5, v. 2, USA: 2004.

HRENNIKOFF, A. **Solution of Problems of Elasticity by the Frame-work Method.** ASME. Journal of Applied Mechanics 8, 1941, pp. A619-A715.

JOHNSON, G. R.; COOK, W. H. **Fracture Characteristics of Three Metals Subjected to Various Strains, Strain Rates, Temperatures and Pressures.** Engineering Fracture Mechanics 21, 1985, pp. 31-48.

JUVONEN, P. **Effects of Nonmetallic Inclusions on Fatigue Properties of Calcium Treated Steels.** Espoo 2004, Helsinki University of Technology. PhD Thesis, 2004

KIESSLING, R.; LANGE, N. **Non-Metallic Inclusions in Steel.** 2 Ed. London: The Metals Society. 1978.

KIM, K. W.; SIN, H. **Development of a Thermo-Viscoplastic Cutting Model Using Finite Element Method.** International Journal of Machine Tools and Manufacture 36, 1996, pp. 379-397.

KISHI, K.; EDA, H. **The Lubrication And Deformation Mechanism Of MnTe, MnS, MnSe And Pb Inclusions In various Steels During Wear And Cutting Processes.** Wear 38, 1976, pp. 29-42.

KOMANDURI, R.; BROWN, R. H. **On the Mechanics of Chip Segmentation in Machining.** ASME. Journal of Engineering for Industry 130, 1981, pp. 33-51.

KOMVOPOULOS, K. **Finite Element Modeling of Orthogonal Metal Cutting.** Journal of Engineering for Industry 113, 1991, pp.253-267.

LAMAGNÈRE, P.; GIRODIN, D.; MEYNAUD, P.; VERGNE, F.; AND VINCENT, A. **Study of Elasto-Plastic Properties of Microheterogeneities by Means of Nano-indentation Measurements. Application to Bearing Steels.** Materials Science and Engineering A 215, 1996, pp. 134-142.

LANGER, S.A.; FULLER Jr. E.R.; CARTER, W.G. **OOF: An image-based finite-element analysis of material microstructures.** Computing in Science and Engineering 3, 2001, pp. 15-23.

LIN, Z. C. **A study of orthogonal Cutting with Tool Flank Wear and Sticking Behavior on the Chip/Tool Interface.** Journal of Materials Processing Technology 52, 1995, pp. 524-538.

LIN, Z. C.; LIN, Y. Y. **Fundamental Modeling for Oblique Cutting by Thermo-Elastic-Plastic FEM**. International Journal of Mechanical Sciences 41, 1999, pp. 941-965.

LIU, C. R.; LIN, Z. C. **Effects of Shear Plane Boundary Condition on Stress Loading in Orthogonal Machining**. International Journal of Mechanical Sciences 27, 1985, pp. 281-290.

MACKERLE, J. **Finite-element analysis and simulation of machining: a bibliography (1976-1996)**. Journal of Materials Processing Technology 86, 1999, pp. 17-44.

MACKERLE, J. **Finite element analysis and simulation of machining: an addendum A bibliography (1996-2002)**. International Journal of Machine Tools & Manufacture 43, 2003, pp. 103-114.

MERCHANT, M. E. **Mechanics of the Metal Cutting Process I (Orthogonal Cutting and a Type 2 Chip)**. Journal of Applied Physics 16, 1945, pp. 267-275.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. New Jersey: Prentice Hall, 1999.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical behavior of materials**. N.J.: Prentice Hall, 1999.

MOLINARI, A.; MOUFKI, A. **The Merchant's Model of Orthogonal Cutting Revisited (A New Insight into the Modeling of Chip Formation)**. International Journal of Mechanical Sciences 50, 2008, pp. 124-131.

MURAKA, P. D.; BARROW, G.; HINDUJA, S. **Influence of the Process Variables on the Temperature Distribution in Orthogonal Machining Using the Finite Element Method**. International Journal of Mechanical Sciences 21, 1979, pp. 445-456.

NORTON, R. L. **Projeto de Máquinas: uma abordagem integrada**. 2 Ed. Porto Alegre: Bookman, 2004.

NYGARDS, M.; GUDMUNDSON, P. **Micromechanical Modeling of Ferritic/Pearlitic Steels**. Materials Science and Engineering A325, 2002, pp. 435-443.

OXLEY, P. L. B. **Mechanics of metal Cutting**. International Journal of Machine Tool Design and Research 1, 1961, pp. 89-97.

PADILHA, A. F.; FILHO, F. A. **Técnicas de análise microestrutural**. São Paulo: Hemus. 1985.

PARK S.; KAPOOR, S.G.; DEVOR, R.E. **Mechanistic Cutting Process Calibration via Microstructure-Level Finite Element Simulation Model**. Transactions ASME 126, 2004, pp. 706-709.

PIISPANEN, V. **Lastunmuodostumisen Teoriaa = Theory of Chip Formation**. Teknillinen Aikakauslehti 27, 1937, pp. 315-322.

RIDDINGTON, J. R.; SAHOTA, M. K. **Mechanical Properties of Lead Alloys in Compression**. Journal of Materials in Civil Engineering 15, 2003, pp. 323-328.

RIDDINGTON, J. R.; SAHOTA, M. K. **Stability of Lead Alloy Compressive Work Hardening**. Materials and Design 20, 1999, pp. 13-17.

RUBENSTEIN, C. **A Simple Theory of Orthogonal Cutting**. International Journal of Machine Tool Design and Research 4, 1965, pp. 123-156.

SHAW, M. C. **A Quantized Theory of Strain Hardening as Applied to the Cutting of Metals**. Journal of Applied Physics 21, 1950, pp. 599-606.

SHAW, M.C. **Metal Cutting Principles**. 2 Ed. New York: Oxford University Press. 2005.

STRANG, G.; FIX, G. J. **An Analysis of the Finite Element Method**. New Jersey: Prentice Hall, Inc. 1973.

TAY, A. O.; STEVENSON, M. G.; DE VAHL DAVIS, G.; OXLEY, P. L. B. **A Numerical Method for Calculating Temperature Distributions in Machining, from Force and Shear Angle Measurements**. International Journal of Machine Tool Design and Research 16, 1976, pp. 335-349.

TRENT, E. T.; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting**. 4. Ed. USA: Elsevier Butterworth-Heinemann. 2000.

TURNER, M. J.; CLOUGH, R. W.; MARTIN, H. C.; TOPP, L. J. **Stiffness and Deflection Analysis of Complex structures.** Journal of the Aeronautical Sciences 23, 1956, pp. 805-823.

USUI, E.; SHIRAKASHI, T. **Mechanics of Machining - from Descriptive to Predictive Theory.** On the Art of Cutting Metals - 75 Years Later. ASME. Publication PED, v. 17, 1982, p. 13-35.

VIGNAL, V; OLTRA, R.; JOSSE, C. **Local analysis of the mechanical behaviour of inclusions-containing stainless steels under straining conditions.** Scripta Materialia v. 49, 2003, p. 779-784.

XIE, J.Q.; BAYOUMI, A.E.; ZBIB, H.M. **FEA Modeling and Simulation of Shear Localized Chip Formation in Metal Cutting.** International Journal of Machine Tools and Manufacture 38, 1998, pp. 1067-1087.

ZIENKIEWICZ, O.C.; TAYLOR, R. L. **The Finite Element Method for Solid and Structural Mechanics.** 6 Ed. Oxford: Elsevier Butterworth-Heinemann. 2005.