

Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

IZABEL FERNANDA MACHADO

**IMPORTÂNCIA DA MICROESTRUTURA E DO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS MATERIAIS NAS
APLICAÇÕES E MODELAGEM DE PROCESSOS DE
FABRICAÇÃO**

São Paulo

PMR
FT-3085

2011

OK

Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

IZABEL FERNANDA MACHADO

**IMPORTÂNCIA DA MICROESTRUTURA E DO
COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS MATERIAIS NAS
APLICAÇÕES E MODELAGEM DE PROCESSOS DE
FABRICAÇÃO**

Texto sistematizado sobre projeto de
pesquisa apresentado à Escola
Politécnica da Universidade de São
Paulo para Concurso de
Livre Docência Junto ao Engenharia
Mecatrônica e Sistemas Mecânicos

Especialidade:
Processos de fabricação

São Paulo

2011



UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
PROCURADORIA GERAL

PG-P: 00747/2012
GFCM/lmhv

Autos USP nº 00.1.3028.3.0

Interessado: IZABEL FERNANDA
MACHADO

Assunto: Expedição de Título.

Tema: Concurso para a expedição de título de livre-docência —
Inexistência de irregularidades procedimentais que obstem seja
expedido.

PARECER

Examinados os autos n.º 11.1.2056.3.0 de "concurso de livre-docente", em particular as informações de fls. 84/86, e os autos n.º 00.1.3028.3.0, conclui-se que o procedimento de concurso não apresenta irregularidades que obstem se ratifique a homologação do relatório final da comissão julgadora e se acolha a proposta de expedição do título.

Encaminhem-se os autos ao Gabinete do Magnífico Reitor.

Procuradoria Geral, 20 de março de 2012


GUSTAVO FERRAZ DE CAMPOS MONACO
Procurador Geral



UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
PROCURADORIA GERAL

Aprovo o parecer da Procuradoria Geral, ratifico a homologação do relatório final da comissão julgadora e acolho a proposta de expedição do título de livre-docente em favor de IZABEL FERNANDA MACHADO.

Encaminhem-se os autos ao Departamento de Recursos Humanos, da Coordenadoria de Administração Geral, para que se tomem as providências subsequentes.

Gabinete do Reitor, 23 de março de 2012.

A handwritten signature in black ink, appearing to read 'Rodas', written in a cursive style.

JOÃO GRANDINO RODAS
Reitor da Universidade de São Paulo



UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

510
Rômulo

*Dedico este trabalho aos meus pais, Sara e Fernando, e ao meu companheiro e amor,
Rômulo*

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Professor Julio Cezar Adamowski e aos funcionários do Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos pelo apoio à pesquisa realizada.

Aos Professores Amilton Sinatora, Deniol Tanaka, Roberto Souza e Rodrigo Stoeterau do Laboratório de Fenômenos de Superfície por todo o apoio e paciência nos últimos anos, bem como a todos os alunos, funcionários e colaboradores, em especial, ao Sr. Francisco dos Reis Faustino e a Sra. Silene Carneiro.

Agradeço aos colegas e amigos tanto do Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos como do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP que direta ou indiretamente participaram e ajudaram na realização deste trabalho.

Ao CNPq, CAPES, FAPESP, FINEP e Petrobrás os quais, por meio de projetos e bolsas, tornaram possível o desenvolvimento da pesquisa dos últimos anos.

Gostaria de fazer um agradecimento a todos os meus orientados e ex-orientados de graduação, iniciação científica, mestrado e doutorado, sem eles, este trabalho não seria possível. Gostaria de agradecer, em especial, a três deles, os dedicados: Vanessa Seriacopi, Patrícia Alves Barbosa e Marcelo Bertolete Carneiro, os quais ajudaram muito nesta última etapa do trabalho.

...”Then new mathematical inventions are applied, instead of turning to look for the correct physical model of the metal cutting process”... - Viktor Astakhov

RESUMO

Este texto sistematizado apresenta os principais resultados das pesquisas e análises realizadas nos últimos anos na área de usinagem na Universidade de São Paulo. As análises e as pesquisas foram conduzidas relacionando o processo de usinagem com os aspectos microestruturais e o comportamento mecânico dos materiais usinados. O processo de usinagem é complexo e apresenta muitas variáveis, assim a pesquisa realizada se concentrou em: (i) processo de torneamento; (ii) a região selecionada para avaliação do processo de corte foi a região onde ocorre o cisalhamento no cavaco (zona primária); (iii) Sabe-se da importância das forças de atrito, mas esse aspecto não foi estudado; (iv) foi feita uma avaliação das melhores condições para realização dos ensaios tais como: determinação dos parâmetros de corte, geometria e estado de tensões. A determinação dessas condições foi importante para que pudessem ser feitas comparações entre diferentes materiais e/ou microestruturas; (v) para se comparar os materiais estudados, foi feita uma avaliação das medidas obtidas durante os ensaios que pudessem ser comparativas. As forças de corte mostraram-se adequadas, mas não são suficientes para explicar os mecanismos; (vi) foi feita uma análise crítica a algumas equações constitutivas com relação ao uso das mesmas para modelagem dos processos de usinagem, tanto ponto de vista macro como do micromecânico. (vii) foi feita uma análise do processo de corte, abrangendo os aspectos da microestrutura, em especial foi analisado o efeito de inclusões (MnS) como elemento concentrador de tensão; (viii) protótipos de ferramentas foram e estão sendo manufacturados utilizando o processo de plasma pulsado (SPS). Esses protótipos foram avaliados em relação às suas microestruturas e aos efeitos de parâmetros de processo. Considera-se que a maior contribuição deste trabalho de pesquisa esta na forma diferenciada de estudar o processo de corte (no que se refere ao material usinado e à ferramenta). Nesta pesquisa a abordagem microestrutural traz informações complementares para a modelagem e análise de processos de fabricação.

ABSTRACT

This work presents the main results of the research conducted in the last years at the University of São Paulo on the subject of Machining, which is complex and present many variables involved. The analysis carried out aimed to establish relationships between microstructural features, mechanical behavior and the machining process. Therefore, the analyses were conducted as follows: (i) The machining process evaluated was turning; (ii) the region selected to evaluate the process was the shear region of the chip; (iii) the friction, although important, was not considered; (iv) the best cutting conditions, such as cutting parameters, geometry and state of tension near the shear region in the chip, were determined during research development, allowing the study of the effect of microstructural features; (v) the machinability of the different materials or different microstructures were compared by measurement of cutting forces. It is worthwhile mentioning that these results were enough to analyze the differences, but were not enough to explain the cutting mechanism; (vi) macromechanical and micromechanical behavior of the materials were analyzed by means some constitutive relationships; (vii) materials containing different microstructural features were analyzed. The most important feature was the presence, or not, of manganese sulfide (MnS) inclusions. The machining and the mechanical behavior of the materials were compared in order to evaluate the effect of inclusions as stress intensity factors; (viii) prototypes of tools made of cemented carbides and steel were manufactured by means of Spark Plasma Sintering (SPS). Analyses on the sintering process and obtained microstructures have shown that it is viable to manufacture a tool by means of SPS. Overall, the main contribution of these seven topics is the benefit of the approach of presenting the analyses comparing the machining behavior with the microstructural features and the mechanical behavior of the materials.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

- Figura 1 - Tetraedro interativo aplicado ao comportamento mecânico dos materiais. (adaptado de MEYERS e CHAWLA, 2009) 05
- Figura 2 - Anisotropia microestrutural. (adaptado de Hornbogen, 1984) 07
- Figura 3 - Geometria do processo de torneamento. V_c é velocidade de corte, V_f é a velocidade de avanço, F_t é a força tangencial, F_f é a força de avanço e F_r é força radial. D_1 é o diâmetro final da peça e D_2 é o diâmetro inicial. (Adaptado de ALTINTAS, 2000) 12
- Figura 4 - Grandezas envolvidas no processo de corte. a_p é a profundidade de corte, f é o avanço, χ_r é o ângulo de posição. D é um ponto de referência, b_D é a largura nominal do corte. A velocidade de corte não é representada nesta figura. (Diniz et al, 2000) 13
- Figura 5 - Efeito do avanço e profundidade de corte na forma dos cavacos. (MACHADO et al., 2009) 14
- Figura 6 - Efeito do avanço da velocidade de corte e da relação f/a_p nas forças de corte (F_c). Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde ao estado plano de tensão. 303 é o aço ABNT 303, 304 é o aço ABNT 304 e 310 é o aço ABNT 310. As composições químicas e detalhes do processo, bem como da medição dos esforços pode ser encontrados em (MACARI et al. 2005; SOUZA, 2006). 15
- Figura 7 - Efeito do avanço da velocidade de corte e da relação f/a_p nas forças de avanço (F_f). Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde ao estado plano de tensão. 303 é o aço AISI 303, 304 é o aço 304 e 310 é o aço AISI 310. As composições químicas e detalhes do processo, bem como da medição dos esforços pode ser encontrados em (MACARI et al. 2005; SOUZA, 2006). 16
- Figura 8 - Efeito do avanço, da velocidade de corte e da relação f/a_p na relação entre a força de corte (F_c) e a força de avanço (F_f). V_c é a velocidade de corte. Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde ao estado plano de tensão. (MACARI et al. 2005; SOUZA, 2006) 17

- Figura 9 - K_c (EPT) está relacionado tanto com fatores metalúrgicos como com a geometria do corpo de prova, já o K_{lc} (EPD) depende apenas de fatores metalúrgicos. t é a espessura do corpo de prova e r_y é o tamanho da zona plástica na ponta da trinca (HERTZBERG, 1989). 18
- Figura 10 - (a) Evolução da taxa de contato com o decorrer dos passes. No primeiro passe a taxa de contato é praticamente nula, enquanto no oitavo passe a taxa de contato é igual à unidade. (b) Variação das forças de corte médias e máximas com a taxa de contato. Corpo de prova com seção transversal quadrada. V_c 60 e V_c 120 são as velocidades de corte em m/min. (SANCHES, 2011) 19
- Figura 11 - Geometrias dos cortes ortogonais (a) e oblíquo (b) durante o processo de corte. (Adaptado ALTINTAS, 2000) 20
- Figura 12 - Diagramas de forças para o corte ortogonal e o diagrama de velocidades (Adaptado de ALTINTAS, 2000). Onde elementos mais importantes para esta análise são F_u é a força de usinagem, V_c é a velocidade de corte, F_s é força de cisalhamento, h é o avanço, h' é a espessura do cavaco deformado, α_r é igual a γ que é o ângulo de saída, β_a é o ângulo de atrito, ϕ_c é o ângulo de cisalhamento, ΔS é deslocamento angular. 24
- Figura 13 - (a) Esquema ferramenta e formação de cavaco no processo usinagem por torneamento. Principais áreas de interesse na usinagem 1-zona primária: está relacionada com o ângulo de cisalhamento, 2-zona secundária: com o ângulo de saída da ferramenta e 3- zona terciária: com o ângulo de folga. (b) Distribuição de carga ao longo da superfície de saída. A ferramenta apresenta tensões compressivas na região de contato com o cavaco e trativas quando o cavaco deixa a ferramenta. (Adaptado de ALTINTAS, 2000) 25
- Figura 14 - (a) Esquema das variações entre h e h' , para avaliar a deformação do cavaco, deformação na região de cisalhamento. (b) Deformação ou Cisalhamento (δ) versus ângulo de cisalhamento (ϕ) para três ângulos de saída (γ). (TRENT E WRIGHT, 2000) 28
- Figura 15 - Relações geométricas (a) e cinemáticas (b) do corte baseado no modelo do "Baralho de Piispanen". (TRENT E WRIGHT, 2000) 29

Figura 16	- Seção do cavaco na região do raio de ponta limitada pelo perímetro de dois arcos de circunferência de raio r e com distância entre centros igual ao avanço f .	30
Figura 17	- Forma da seção do cavaco (MARCICANO et al., 2005)	30
Figura 18	- Solução idealmente plástica para o campo de tensão na ponta da ferramenta. (a) campo de linhas de deformação e (b) Círculo de Mohr para o diagrama no campo ACB. (Shaw, 2005)	32
Figura 19	- Envolvente ou envoltória de Mohr para o processo de corte na região do cisalhamento. (FERRARESI, 1977)	33
Figura 20	- Circunferência de Mohr definida por σ_1 e σ_3 na ruptura e tangente à envolvente. Repetindo-se o procedimento para diversos estados de tensão, pode-se determinar um número suficiente de circunferências para definir a curva envolvente de Mohr. Uma vez traçada a envolvente de Mohr para um determinado material, verifica-se facilmente se um dado estado de tensão provoca ou não a ruptura deste material, traçando-se a circunferência de Mohr das tensões principais máxima e mínima e verificando se ela intercepta ou não esta curva. (FERRARESI, 1977)	33
Figura 21	- Modelo da região de cisalhamento durante a formação do cavaco. (OXLEY e HATTON, 1963)	34
Figura 22	- Os coeficientes k_{s1} e z do modelo de Kienzle foram determinados por regressão linear aplicada aos logaritmos de h_m e k_s . (SOUZA et al., 2005)	36
Figura 23	- Efeito do avanço, da velocidade de corte e da relação f/a_p no valor de k_s , que é a pressão específica de corte. Este valor é calculado simplificadaamente dividindo a força de corte pelo produto do avanço pela profundidade de corte. V_c é a velocidade de corte. Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde à condição mais próxima ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde à condição mais próxima ao estado plano de tensão. (MACARI et al., 2005 e SOUZA, 2006)	37
Figura 24	- Círculos de Mohr para estados (a) planos de tensão, $\sigma_3 = 0$ e (b) deformação. (adaptado de SHAW (2005)). Onde σ_1 , σ_2 e σ_3 são as tensões principais, γ é a deformação no cisalhamento, ε é a deformação normal e τ é a tensão de cisalhamento.	39

Figura 25	- Aumento do limite de resistência e deformação em função da taxa de deformação. (VOYIADJIS e ABED, 2005)	45
Figura 26	- Mapas de deformação. (KOCKS et al., 1975 apud MEYERS, 2002)	46
Figura 27	- Comparação entre os ensaios de tração e barra de Hopkinson (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)	47
Figura 28	- Curvas tensão-deformação dinâmica para o aço ABNT 1045-B na seção longitudinal da barra. (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)	47
Figura 29	- Micrografias (MO) do aço 1145-B na longitudinal da barra. a) Sem ataque Nital 3%, b) com ataque. (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)	48
Figura 30	- Micrografia (MEV) na região de fratura do corpo-de-prova. Elétrons secundários. a) ABNT 1045-B, b) ABNT 1145-A. (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)	48
Figura 31	- Micrografias (MEV) dos corpos-de-prova após o ensaio da barra de Hopkinson. Elétrons secundários. No quadro ilustrativo do espécime, F denota a direção de aplicação do carregamento e I denota as inclusões de MnS. (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)	49
Figura 32	- Comparação entre os limites de escoamento previstos com os dados obtidos dos testes de compressão em baixas taxas de deformação e temperatura ambiente do Al 6061-T6. (GUO, 2003)	52
Figura 33	- Comparação entre o fluxo de tensões previsto com os dados obtidos de testes de usinagem de Al 6061-T6, (a) taxa de deformação moderada e baixa temperatura; (b) alta taxa de deformação e temperatura moderada. (GUO, 2003)	52
Figura 34	- Deformação e tensão, calculadas pela relação de Johnson-Cook e experimental, ensaios de força de corte, ferramenta com geometria 1. (MARCICANO et al. 2005)	53
Figura 35	- Deformação e tensão, calculadas pela relação de Johnson-Cook e experimental, ensaios de força de corte, ferramenta com geometria 2. (MARCICANO et al. 2005)	53

Figura 36	- Ensaio realizado por Johnson- Cook, barra de Hopkinson em várias temperaturas. (JOHNSON e COOK, 1985)	56
Figura 37	- Curvas tensão deformação isotérmicas para (a) cobre, (b) ferro. (adaptado de Zerilli e Armstrong (1987))	56
Figura 38	- Configuração esquemática da ocorrência de movimentação de discordâncias em um sistema policristalino, em um primeiro estágio do escorregamento, ativação de múltiplos sistemas de escorregamento junto aos contornos de grão e de um único no interior do grão. (MEYERS et al., 2002)	59
Figura 39	- Esquema para o processo de formação do cavaco durante a usinagem. (Astakhov, 1999)	61
Figura 40	- Aço 303 como recebido (solubilizado) (a) e (b) sem ataque seções transversal e longitudinal da barra. Microscopia óptica. (SOUZA, 2006)	63
Figura 41	- Aço 304 como recebido (solubilizado) (a) e (b) com ataque seções transversal e longitudinal da barra, respectivamente. Microscopia óptica. Ataque: Behara II. (SOUZA, 2006)	63
Figura 42	- Efeito do avanço da velocidade de corte e da relação f/a_p no valor da rugosidade R_a (rugosidade média) e R_t (rugosidade máxima), V_c é a velocidade de corte. Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde ao estado plano de tensão. (SOUZA, 2006)	64
Figura 43	- Superfícies usinadas dos aços AISI 303 304. Microscopia óptica. Primeira linha de imagens $a_p = 0,1$ mm. Segunda linha de imagens $a_p = 0,2$ mm. Terceira linha de imagens $a_p = 0,4$ mm. Quarta linha de imagens $a_p = 0,6$ mm. Todas as superfícies $f = 0,2$ mm/rotação e $V_c = 90$ m/min. (SOUZA, 2006)	65
Figura 44	- Micrografias (MO) do aço 1145-A na longitudinal da barra. a) Sem ataque Nital 3%, b) com ataque.	66
Figura 45	- Distribuição do tamanho das inclusões de sulfeto de manganês nos quatro aços estudados.	67
Figura 46	- Relação entre a pressão específica de corte (k_s) e a fração volumétrica de inclusões na seção transversal da barra (FIT) para diferentes velocidades de corte. (190, 115, 45 e 15 m/min)	68

Figura 47	- Comparação da força de usinagem e da rugosidade média entre um aço com adição de enxofre (vermelho) e um sem adição (azul).	69
Figura 48	- Representação esquemática do processo de corte ortogonal mostrando a região analisada F_c , força de corte e F_f , força de avanço.	70
Figura 49	- (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.	71
Figura 50	- 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). (CORREA SALDARRIAGA, 2008)	71
Figura 51	- Tensão de Von Mises para as interações dos campos de tensão gerados pelas inclusões de MnS. (CORREA SALDARRIAGA, 2008)	72
Figura 52	- Tensão de Von Mises para uma distribuição real (a) e a microestrutura real do aço ABNT 1145 (b). (CORREA SALDARRIAGA, 2008)	73
Figura 53	- Distribuição da tensão equivalente de Von Mises para $v_c = 7,85$ m/min ($N = 500$ rpm) e um deslocamento da ferramenta de aproximadamente 8 mm. A seta indica a aparência do início do processo de discretização do cavaco e a linha tracejada indica o plano de cisalhamento. (MALACO FILHO, 2007)	73
Figura 54	- Representação esquemática do SPS. (adaptado de ZHAO et al., 2009)	76
Figura 55	- Esquema dos corpos de prova produzidos em camadas pelo SPS (protótipos de materiais com gradação funcional).	78
Figura 56	- (a) Microestrutura da amostra após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios-X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 em (c) e (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 2 em (c) e (d) indica consolidação e foi identificada a formação de W_2C .	79

- Figura 57 - (a) Microestrutura da amostra de aço AISI H13 após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios-X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 (c) e (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 3 em (c) e 2 em (d) indicam consolidação e o 2 em (c) indica a formação de austenita. 80
- Figura 58 - (a) Microestrutura da amostra de WC-Co após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios-X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 em (c) e em (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 2 em (c) indica a formação de W_4Co_2C e o pico 3 em (c) o processo de consolidação. 81
- Figura 59 - (a) Microestrutura da amostra de WC e do aço AISI H13 após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 (c) e (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 3 em (c) e 2 em (d) indicam consolidação e a formação da fase W_3Fe_3C , e o pico 2 em (c) indica a formação de austenita. 82
- Figura 60 - (a) Microestrutura da amostra de WC-Co-H13 após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios-X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 (c) e (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 2 indica consolidação e foi identificada a formação de W_4Co_2C . 83
- Figura 61 - Resultados de dilatométrica nas amostras de aço AISI H13, WC Co e WC-Co-H13 após consolidação pelo processo de SPS para a determinação do coeficiente de expansão térmica (CTE). 84
- Figura 62 - (a) Esquema do corpo de prova, (b) interface WCCo-WCCoH13-AISI H13 e trinca formada próxima à interface na camada de WC-Co, (c) interface WCCo-WCCoH13 e (d) interface WC-Co-AISI H13. 84

Figura 63 - (a) Trinca formada na camada WC-Co e (b) simulação utilizando o método dos elementos finitos das tensões durante o processo de sinterização (avaliação preliminar).

85

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	- Sete níveis estruturais. (HORNBOGEN, 1984)	07
Tabela 2	- Microestruturas melhoradas para usinagem, aumento na usinabilidade. (ASM, 1989b)	10
Tabela 3	- Resultados de dureza, espessura do cavaco, deformação e taxa de deformação em função das condições de corte e forma do CP. Aço inoxidável austenítico - ABNT 304 ((BARBOSA e MACHADO, 2011 a; BARBOSA e MACHADO, 2011 b))	21
Tabela 4	- Coletânea de terias de determinação do ângulo de cisalhamento (equações de (17) a (22)). β_a corresponde ao ângulo de atrito médio na interface cavaco-ferramenta, K é a constante do material da peça e μ é o coeficiente de atrito entre o cavaco e a ferramenta de corte, Shaw (2005).	32
Tabela 5	- Critérios de falha. τ_F é a tensão de cisalhamento para o escoamento, σ_F é tensão axial equivalente ao limite de escoamento e ν é o coeficiente de Poisson. (HASLACH e ARMSTRONG, 2004)	41
Tabela 6	- Frações volumétricas de inclusões na seção transversal da barra (FIT), na seção longitudinal da barra (FIL), fração volumétrica de perlita (FVP), comprimento (C) e largura (L) médios das inclusões e fator de forma (FF) para os aços estudados.	67

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

EPUSP	Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
PMR	Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
SPS	Spark Plasma Sintering (Sinterização de Plasma Pulsado)
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASM	American Society of Materials International
MnS	Sulfeto de Manganês
Al	Alumínio
Nb	Nióbio
V	Vanádio
AISI	American Iron and Steel Institute
V_c	Velocidade de Corte
V_f	Velocidade de Avanço
F_t	Força Tangencial
F_r	Força Radial
D_1	Diâmetro Final da Peça
D_2	Diâmetro Inicial da Peça
a_p	Profundidade de Corte
f	Avanço
χ_r	Ângulo de Posição da Ferramenta de Corte
λ_c	Ângulo de Inclinação da Ferramenta de Corte
b_D	Largura Nominal do Corte
D	Diâmetro do Material Torneado
n	Número de Rotações por min
F_c ou F_t	Força de Corte
F_f	Força de Avanço
EPT	Estado Plano de Tensões
K_{Ic}	Tenacidade à fratura e depende apenas de fatores metalúrgicos.

K_c	Tenacidade à fratura e está relacionada tanto com fatores metalúrgicos como com a geometria do corpo de prova.
EPD	Estado Plano de Deformações
CP	Corpo de Prova
ε	Deformação Normal
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de Deformação
F_u ou F	Força de Usinagem (Resultante)
F_s	Força de Cisalhamento
h'	Espessura do Cavaco Deformado
α_r ou γ	Ângulo de Saída da Ferramenta
β_a	Ângulo de Atrito Médio que está entre a superfície de saída da ferramenta e o cavaco.
ϕ_c	Ângulo de Cisalhamento definido entre a direção da velocidade de corte e o plano de cisalhamento.
ΔS	Deslocamento Angular
F_p	Força Passiva
r_c ou R_c	Relação de Compressão do Cavaco ou Grau de Recalque
h	Espessura de Corte
t	Espessura do Corpo de Prova
r_y	Tamanho da Zona Plástica na Ponta da Trinca
δ	Deformação no Cisalhamento
ΔS	Deslocamento Angular
Δy	Distância Perpendicular entre os Planos Cisalhados
$\dot{\delta}$	Taxa de Deformação Cisalhante
r_0	Dimensão Inicial do Corpo de Prova
r	Dimensão Final do Corpo de Prova
$\cot^{-1} K$	Constante de Usinagem de Merchant (1945)
K	Constante do Material da Peça
μ	Coefficiente de Atrito entre o Cavaco e a Ferramenta de Corte
σ	Tensão Normal
k_s	Pressão Específica de Corte
K_{s1} e z	Coefficientes do Modelo de Kienzle
ν	Coefficiente de Poisson

σ_1, σ_2 e σ_3	Tensões Principais
τ ou τ_s	Tensão de Cisalhamento
γ	Deformação no Cisalhamento
τ_F	Tensão de Cisalhamento para o Escoamento
σ_F	Tensão Axial equivalente ao Limite de Escoamento
σ_e	Tensão de Escoamento Uniaxial
σ_H	Tensão Hidrostática
M_d 50/30(°C)	Temperatura onde ocorre a formação de 50% de martensita α' após uma deformação verdadeira de 30% em tração.
M_d 10/45(°C)	Temperatura onde ocorre a formação de 10% de martensita α' após 45% de deformação verdadeira em compressão.
A_s	Área do Plano de Cisalhamento do Cavaco
T	Temperatura
θ	Valor Empírico em torno de 0,9
ρ	Densidade
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
k	Coefficiente de Resistência
n	Coefficiente de Encruamento
JC	Modelo de Johnson-Cook
B, C e m	Parâmetros (do material) determinados experimentalmente.
CFC	Estrutura Cristalina Cúbica de Face Centrada
CCC	Estrutura Cristalina Cúbica de Corpo Centrado
$u(T)$	Função de Passo de Temperatura
$(\sigma_f)_{rec}$	Fluxos de tensão do material após a recristalização.
$(\sigma_f)_{def}$	Fluxos de tensão do material antes da recristalização.
A, M e N	Coefficientes que refletem o fluxo de tensão para uma taxa de deformação de 1000 s^{-1} e uma deformação de um.
$\hat{\gamma}$	Tensão limite de escoamento da barreira de Peierls para a movimentação inicial da discordância.
Y_a	Tensão de Escoamento Atérmica
β_1 e β_2	Parâmetros relacionados com os componentes físicos da microestrutura.
σ_a	Tensão Atérmica

σ^*	Tensão Térmica
T_c	Temperatura Crítica
R_a	Rugosidade Média
R_t	Rugosidade Máxima
MO	Microscopia Óptica
FIT	Inclusões na Seção Transversal da Barra
FIL	Inclusões na Seção na seção longitudinal da barra
FVP	Fração Volumétrica de Perlita
C	Comprimento Médio das Inclusões
L	Largura Média das Inclusões
FF	Fator de Forma
MEF	Método dos Elementos Finitos
<i>ka</i>	Pressão Específica de Avanço
FGM	Materiais com Gradação Funcional
FAST	Activated Sintering Techniques
PAS	Plasma Activated Sintering
CNPq	Conselho Nacional de Pesquisas
FAPESP	Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo
CTE	Coefficiente de Expansão Térmica
WC	Carbeto de Tungstênio
Co	Cobalto
EDAX	Análise Química por Energia Dispersiva

SUMÁRIO

1	APRESENTAÇÃO E BREVE HISTÓRICO	01
2	OBJETIVOS E JUSTIFICATIVA	02
3	INTRODUÇÃO	03
4	PESQUISA E ANÁLISES CONDUZIDAS EM PROCESSOS DE FABRICAÇÃO	06
4.1	MICROESTRUTURA – DEFINIÇÃO	06
4.2	ABORDAGEM TECNOLÓGICA DO PROCESSO DE USINAGEM – USINABILIDADE E MICROESTRUTURA	08
4.3	USINAGEM – PROCESSO DE CORTE (ABORDAGEM CLÁSSICA)	12
4.3.1	Parâmetros ou grandezas de corte	13
4.3.2	Geometria do corte	20
4.3.3	Forças de corte, deformação do cavaco e tensões em usinagem	22
4.3.3.1	Medidas de forças de corte e de deformação do cavaco	22
4.3.4	Avaliação das tensões na região do cisalhamento – k_s (pressão específica de corte)	35
4.3.5	Avaliação das tensões na região do cisalhamento – von Mises	38
4.3.5.1	Estado de tensões no processo de corte	38
4.4	DEFORMAÇÃO EM ALTAS TAXAS DE DEFORMAÇÃO	44
4.5	EQUAÇÕES CONSTITUTIVAS	50
4.5.1	Equação da Lei de Potência	50
4.5.2	Modelo de Johnson-Cook	51

4.5.3	Modelos de Usui	54
4.5.4	Modelos Micromecânicos	55
4.6	EFEITO DA MICROESTRUTURA NA USINAGEM – PROCESSO DE FALHA	61
4.6.1	Concentradores de tensão - Efeito do teor de enxofre em aços inoxidáveis austeníticos	62
4.6.2	Concentradores de tensão - Efeito do teor de enxofre em aços para construção mecânica	65
4.6.3	Concentradores de tensão - Avaliação dos concentradores de tensão utilizando o MEF	69
4.7	MANUFATURA DE PROTÓTIPOS DE FERRAMENTAS UTILIZANDO O PROCESSO DE SINTERIZAÇÃO DE PLASMA PULSADO (SPS)	74
5	PRINCIPAIS CONTRIBUIÇÕES E COMENTÁRIOS FINAIS	86
6	REFERÊNCIAS	87

1. APRESENTAÇÃO E BREVE HISTÓRICO

Este trabalho tem como foco a área de processos de fabricação, em especial a usinagem de aços. Essa tem sido a linha principal de pesquisa desenvolvida e iniciou-se em função da lacuna existente nos idos de 2001, quando foram iniciadas as atividades como docente no PMR – EPUSP.

A área de usinagem tem um cunho tecnológico forte dentro da Engenharia de Fabricação Mecânica e, embora existam muitos trabalhos científicos e análises do ponto de vista de comportamento mecânico do material, esta ainda é limitada pelo número de variáveis do processo. Por outro lado, Engenheira Metalurgista e tendo desenvolvido os projetos de iniciação científica, mestrado e doutorado na área de caracterização de materiais (microestrutural e mecânica), foi verificada a possibilidade de trabalhar de forma multidisciplinar. Com isso iniciei uma linha de pesquisa que contemplasse processamento utilizando usinagem, conceitos fundamentais de comportamento mecânico (disciplina ministrada na pós-graduação) e microestrutura dos materiais. Desta forma este texto sistematizado é apresentado baseando-se nas principais análises, críticas, resultados de pesquisa e desenvolvimento obtidos nos últimos anos, onde foram estudadas e estabelecidas as definições do problema e condições de contorno para o projeto e modelagem de microestruturas com usinabilidade melhorada utilizando modelos físicos e não apenas geométricos e também o método dos elementos finitos. Nessa mesma linha relacionando a microestrutura e as propriedades com o processo de fabricação, são apresentados também trabalhos realizados na área de sinterização utilizando o sistema de *Spark Plasma Sintering* (SPS) para a manufatura de materiais para ferramentas. Nesse sentido os estudos estão sendo conduzidos para o mesmo tipo de análise feita para o material usinado. A vantagem do uso da técnica de SPS é a possibilidade de controle microestrutural e de composição da ferramenta, bem como a viabilidade de se produzir materiais com gradação funcional. Esses trabalhos tiveram início no pós-doutorado realizado na Itália (Universidade de Trento) entre 2008 e 2009.

As atividades correlatas, ou não diretamente relacionadas à pesquisa apresentada neste texto sistematizado, estão descritas no Memorial (e de forma resumida o currículo Lattes: <http://lattes.cnpq.br/6705415923436933>), que contém as principais atividades ao longo da carreira, em especial as atividades acadêmicas, de pesquisa, extensão e também administrativas desenvolvidas no PMR-EPUSP. Isto serve para mostrar o envolvimento da docente nas diversas áreas.

2. OBJETIVOS e JUSTIFICATIVA

O objetivo principal de todo o trabalho desenvolvido é avaliar e mostrar a importância da microestrutura e do comportamento mecânico dos materiais como parâmetros a serem avaliados em processos de fabricação. Objetivam-se como trabalhos futuros projetar e modelar materiais com usinabilidade melhorada e sem perda significativa de propriedades mecânicas. A pesquisa desenvolvida nos últimos anos foi importante do ponto de vista tecnológico, mas tem uma contribuição científica mais relevante. Isso se deve ao fato que em usinagem, o problema, muitas vezes, não é entendido em função do número de variáveis envolvidas e de condições nem sempre controláveis durante o processamento, embora tecnologicamente se atinja soluções importantes para os processos industriais. Análises fenomenológicas das relações entre microestrutura, comportamento mecânico são apresentadas e relacionadas com relações constitutivas encontradas na literatura. Como objetivo secundário tem-se a fabricação de ferramentas com características microestruturais definidas para uso em usinagem. Protótipos de ferramentas foram manufaturados utilizando o processo de plasma pulsado (*Spark Plasma Sintering* - SPS) e caracterizados microestruturalmente.

3. INTRODUÇÃO

O processo de corte em usinagem pode ser avaliado de várias formas, dentre elas as mais comuns são: desgaste da ferramenta (OLIVEIRA e DINIZ, 2009; DIMLA e DINLA, 2000a; DIMLA e DINLA, 2000b; FERRARESI, 1977); acabamento e qualidade da superfície produzida durante a usinagem (KATAYAMA e HASHIMURA, 1990; GRZESIK, 1996; ABOUELATTA E MÁLD, 2001; LIN et al., 2001) e potência requerida para o corte, esta pode ser medida diretamente da máquina-ferramenta ou indiretamente utilizando monitoramento dos esforços de corte (HAMID e ALI, 1995; STRAFFORD, 1997; SOUZA, 2006; GONZÁLEZ SANTOS, 2008, SANCHES, 2011). A abordagem deste texto sistematizado é voltada principalmente para a análise de forças de usinagem, tensões, parâmetros de corte, deformações e taxas de deformações durante o processo, estabelecendo relações com a estrutura, microestrutura e comportamento mecânico do material. Essa análise tende a ser um pouco diferente em alguns aspectos da maioria dos textos direcionados para os processos de usinagem, pois são estabelecidas relações entre as tensões que se desenvolvem no corte e o processo de deformação e falha do material que está sendo usinado (formação de cavaco). Alguns autores têm trabalhado em uma linha similar (ASTAKHOV, 1999; GUO, 2003, ATKINS, 2003; ROSA et al., 2007), outros já fizeram análise semelhante em alguns capítulos de seus livros tais como (FERRARESI, 1970; SHAW, 2005). Por outro lado, toda a análise conduzida neste trabalho é fundamental e remete aos modelos existentes na literatura, os quais são reavaliados.

O primeiro aspecto a ser avaliado no estudo das relações entre o processamento, as propriedades e a microestrutura é: definir quando a análise deve ser feita do ponto de vista macroscópico, considerando o material homogêneo e isotrópico, e quando ela deve ser feita do ponto de vista microscópico, considerando o material não-homogêneo e anisotrópico. Boa parte dos trabalhos (JOHNSON e COOK, 1983; JOHNSON e COOK, 1985; DIETER, 1988; KOPAC et al., 2001; FANG e JAWAHIR, 2001; ATKINS, 2003) considera os materiais homogêneos e isotrópicos, o que não é verdade na grande maioria dos casos, mas essa aproximação é possível e bem sucedida em muitas condições principalmente na avaliação dos campos de tensões. Por outro lado, as propriedades mecânicas dos materiais estão intimamente ligadas às suas microestruturas (SHAW, 2005; MEYERS, 2002, SWAMINATHAN et al., 2007; LIN e HUANG, 2008, GONZÁLEZ SANTOS, 2008; GUO, et al., 2011). Logo as mesmas variam em função da direção de solicitação e do histórico de processamento térmico e mecânico, que pode envolver tanto encruamento como amolecimento do material metálico (SOUZA, 2006; MEYERS et al. 2001, MEYERS et al., 2002; ROSA et al. 2011). Durante o processo de fabricação também podem ocorrer

transformações de fase, com isso o material apresenta uma situação ainda mais complexa, pois o processo é dinâmico (MACHADO e PADILHA, 1996; MACHADO et al., 1998; SOUZA et al., 2005; SOUZA, 2006).

O processo de usinagem está, na maioria das situações em uma condição intermediária, onde condições macro e micro ocorrem e uma ou outra predomina em função do mecanismo predominante para uma determinada condição. Estabelecer uma separação e determinar a predominância de uma ou outra é difícil. Shaw (2005), em uma visão menos otimista, classifica como impossível essa separação. Outro aspecto importante é formação do cavaco em usinagem é basicamente um processo de deformação e falha. No entanto, os mecanismos de deformação, encruamento, transformações de fase, concentradores de tensão, bem como os mecanismos de mecânica da fratura, dentre outros, tem sido estudados em paralelo e com outros objetivos. Literatura básica sobre esses tópicos é vasta (REED-HILL, 1973; CAHN e HAASEN, 1996; PORTER et al. 2009; HULL e BACON, 2011), e muitas das análises feitas contribuíram e contribuem para o entendimento dos processos de fabricação, em especial para a usinagem. A **Figura 1** mostra como a teoria, isto é a conceituação fundamental, o processamento, a caracterização e as propriedades mecânicas estão interligados. Embora a importância do tetraedro, apresentado na **Figura 1** não seja questionada, sabem-se das dificuldades em se estabelecer as correlações apresentadas como comentado anteriormente. Essas dificuldades se devem ao número de variáveis, que é grande, e ao entendimento dos modelos e mecanismos de transformação associados. A simplificação, adotando condições ideais, nem sempre pode ser feita para as condições que se encontram na prática. Além disso, a determinação do “peso” de cada parâmetro ou variável no processo também não é trivial, seja em função das técnicas não disponíveis de análise ou do tempo necessário para a avaliação de cada um dos parâmetros do ponto de vista teórico, de caracterização microestrutural e de propriedades mecânicas (estáticas e dinâmicas).

Este texto está organizado da forma apresentada a seguir: No capítulo 1 foram feitos um breve histórico e a apresentação do trabalho, no capítulo 2 foram apresentados os objetivos e no presente capítulo foi feita uma introdução sobre o assunto abordado no texto. No capítulo 4 são apresentadas as principais contribuições feitas divididas em: 1. Uma breve revisão do problema, principais resultados e também são feitos comentários e críticas às análises e modelos existentes na literatura bem como as dificuldades em se obter modelos mais próximos de situações reais. 2. Os resultados mais relevantes obtidos até o momento na técnica de plasma pulsado (SPS). No capítulo 5 traz alguns comentários finais e também são apresentadas as referências diretamente ligadas o desenvolvimento da pesquisa, com

suas respectivas numerações como anexos. Finalmente, no capítulo 6 são apresentadas as referências bibliográficas utilizadas.

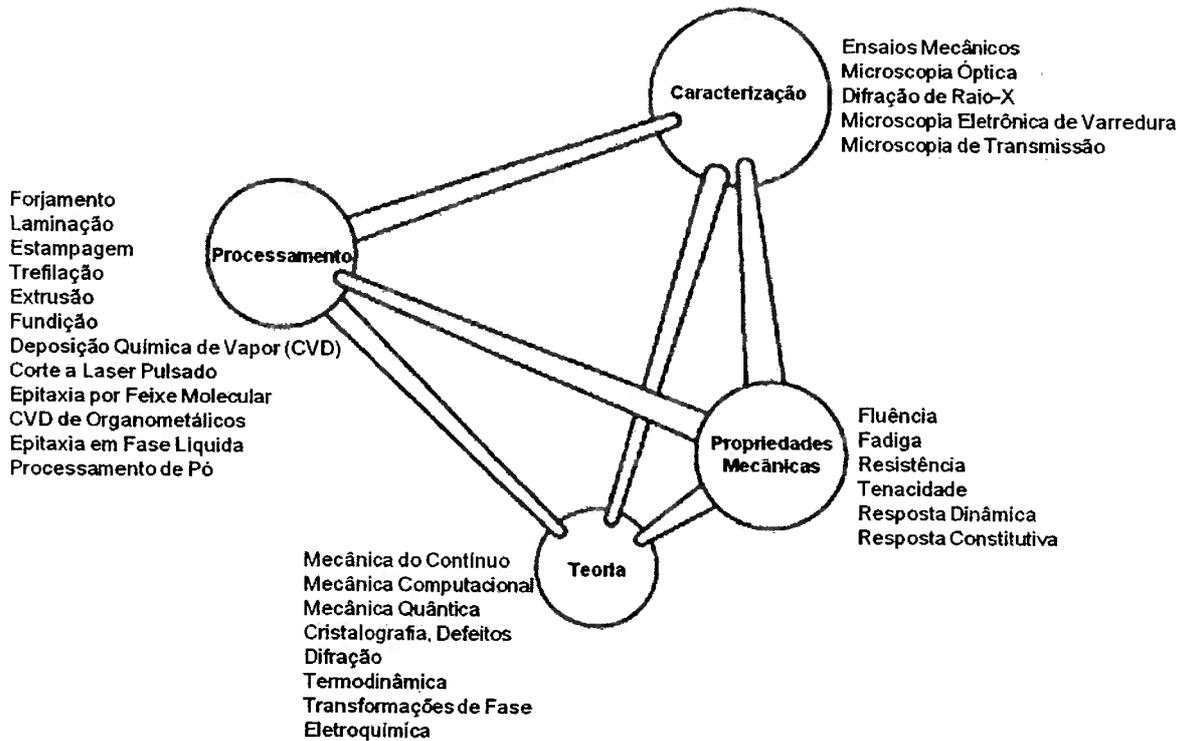


Figura 1 - Tetraedro interativo aplicado ao comportamento mecânico dos materiais. (adaptado de MEYERS e CHAWLA, 2009).

4. PESQUISA E ANÁLISES CONDUZIDAS EM PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

Neste capítulo são apresentados resultados e análises críticas realizadas para avaliação do processo de corte em usinagem dos pontos de vista tecnológicos e científicos. Também são apresentados resultados de experimentos para a manufatura de protótipos de ferramentas para serem utilizadas em processos de usinagem e de conformação (processos de fabricação). Esses resultados e análises apresentados de forma sistematizada representam cerca de 10 anos de pesquisas, as quais foram realizadas no Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Este capítulo está dividido em itens onde são apresentadas algumas definições, mas principalmente são apresentadas e discutidas as principais contribuições da pesquisa desenvolvida.

4.1 MICROESTRUTURA – DEFINIÇÃO

A abordagem deste trabalho está diretamente relacionada com a microestrutura dos materiais metálicos, nesse sentido o primeiro item deste capítulo apresenta alguns aspectos mais fundamentais e que são mencionados ao longo do texto.

Uma apresentação bastante didática sobre microestrutura é apresentada por Hornbogen (1984) e Hornbogen (1986). No artigo de revisão, Hornbogen (1984) apresenta 7 (sete) níveis estruturais os quais são apresentados na **Tabela 1**, sendo que o interesse do trabalho aqui apresentado está entre os níveis 3 e 6. O termo microestrutura refere-se aos objetos que só podem ser vistos utilizando microscopia óptica, mas pode ser estendido a outras técnicas de microscopia. Os elementos básicos da microestrutura são os defeitos de reticulado e as fases presentes (HORNBOGEN, 1984). Cahn e Haasen (1996), por outro lado, define microestrutura de uma forma mais completa: "A microestrutura de um material metálico é definida pelo tipo; estrutura cristalina; número, forma e arranjo topológico das fases; e defeitos cristalinos os quais não são, na maioria dos casos, parte da estrutura de equilíbrio termodinâmico".

A caracterização dos elementos presentes não é suficiente para descrever a microestrutura. É necessário descrever estatística e geometricamente a mesma, e com isso determinar: distribuição das orientações cristalinas (textura); distribuição local dos microconstituintes (aleatória, ordenada ou aglomerada); forma e orientação desses elementos no espaço (anisotropia microestrutural). A anisotropia da microestrutura é ilustrada na **Figura 2**.

Para uma quantificação dos elementos microestruturais utiliza-se uma técnica chamada metalografia quantitativa. Essa técnica também permite a avaliação e quantificação de elementos tridimensionais que podem ser medidos a partir de uma superfície, dentre eles: tamanho de grão, área e fração volumétrica de diferentes fases presentes. (ASM, 1989a; PADILHA e AMBROZIO FILHO, 1997)

Tabela 1 - Sete níveis estruturais (HORNBOGEN, 1984).

7	ESTRUTURAS DE ENGENHARIA	CIRCUITOS INTEGRADOS	MILFALHA DA CHINA					
Γ 6	MICROESTRUTURA	ESPESURA DE CONTORNOS DE GRÃOS	GRÃOS GRANDES					
Ω 5	FASES	CÉLULAS UNITÁRIAS						
M 4	MOLÉCULAS	MONÔMEROS	POLÍMEROS DE CADENA LONGA					
A 3	ÁTOMOS							
N 2	NÚCLEO							
E 1	PARTÍCULAS ELEMENTARES							
	TAMANHO DAS ESTRUTURAS (m)	10^{-15}	10^{-12}	10^{-9}	10^{-6}	10^{-3}	10^0	10^3

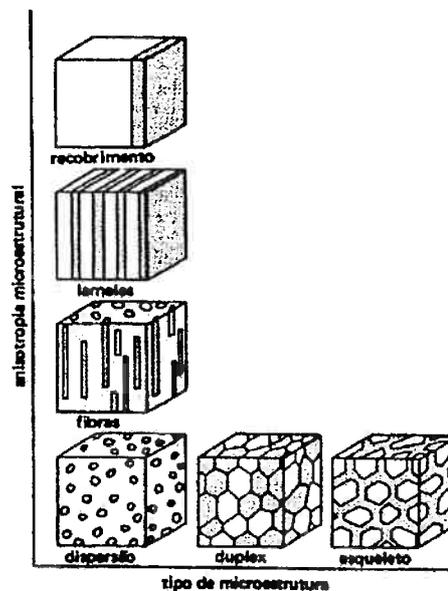


Figura 2 - Anisotropia microestrutural (Adaptado de Hornbogen, 1984)

A relação da microestrutura com o processo de usinagem pode ser analisada de várias formas. Podem ser observadas alterações microestruturais tanto na superfície do material usinado (SEMIATIN e RAO, 1983), como na microestrutura do cavaco formado (SHAW, 2005; JASPERS E DAUTZENBERG, 2002; SIMONEAU, e ELBESTAWI, 2007; BARBOSA e MACHADO, 2011a; BARBOSA e MACHADO, 2011b) em função das condições de usinagem. Trabalho realizado por Strafford (1997) mostrou a influência da microestrutura nas forças de corte de diferentes aços. Trabalhos realizados também mostraram esse efeito (SOUZA et al., 2005; MACARI et al., 2005; PINTO FILHO et al., 2005; SOUZA, 2006; BEZERRA e MACHADO, 2007; GONZÁLEZ SANTOS et al. 2009; GONZÁLEZ SANTOS, 2008; SANCHES e MACHADO, 2010; SANCHES, 2011). Outro trabalho (ASTAKHOV, 1999) também relacionou a quantidade de deformação e os mecanismos de fratura com os mecanismos de formação de cavaco. Já os trabalhos realizados por Komanduri e Hou (2000), Komanduri e Hou (2001)a e Komanduri e Hou (2001)b relacionam a quantidade e os mecanismos de deformação com as temperaturas envolvidas durante o processo de usinagem e com a microestrutura do cavaco formado durante o corte. A relação entre a microestrutura, ou da existência da descontinuidade na microestrutura, e fatores como acabamento superficial (rugosidade), força de corte, temperatura de corte e vida da ferramenta também têm sido objetos de estudos (KOVAC e SIDJANIN, 1997; SAÏ et al., 2001; ABOUELATTA E MÁLD, 2001). Outro fator que também está relacionado com a microestrutura do material é a ocorrência de tensões residuais durante a usinagem (SAÏ et al., 2001; M'SAOUBI et al. 1999). Esse efeito é importante no desempenho de componentes fabricados com o material usinado. Embora determinar as variáveis de usinagem e sua relação com a microestrutura seja difícil de ser realizada, devido à complexidade dos fenômenos envolvidos (ASTAKHOV, 1999; SHAW, 2005; SIMONEAU, e ELBESTAWI, 2007), esta é uma forma consistente de se estudar os mecanismos de corte em diferentes materiais.

4.2 ABORDAGEM TECNOLÓGICA DO PROCESSO DE USINAGEM – USINABILIDADE E MICROESTRUTURA

Usinagem é um termo que cobre uma larga coleção de operações de manufatura que envolvem a remoção de material para a produção de um determinado componente ou peça. Esta remoção de material visa: obtenção das formas finais, acabamento superficial adequado e alcançar os valores de tolerância requeridos (KALPAKJIAN e SCHMID, 2000). Do ponto de vista tecnológico e, até econômico, pode-se quantificar os resultados do

processo utilizando uma propriedade tecnológica chamada usinabilidade (FERRARESI, 1977; ASM, 1989b). Com relação aos conceitos de rugosidade, a norma ABNT NBR 6405-1985 os define.

A usinabilidade de um material, bem como outras propriedades de fabricação, é tão importante como as propriedades mecânicas do mesmo. Na verdade, ela descreve genericamente tanto as características operacionais da ferramenta de corte quanto do material de trabalho (ASM, 1989b). A usinabilidade de um material é influenciada por vários fatores tais como: composição química, microestrutura, resistência do material, avanço utilizado na usinagem, velocidade de corte, profundidade de corte e escolha do fluido de corte (ASM, 1989b; TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005). Existem pelo menos três aspectos que caracterizam usinabilidade, que são a vida da ferramenta, o acabamento superficial e a potência requerida para o corte (FERRARESI, 1977; TRENT e WRIGHT, 2000). Assim, a usinabilidade pode ser definida com auxílio de alguns critérios tais como desgaste da ferramenta, rugosidade da peça usinada, volume de material removido, morfologia do cavaco, velocidade de corte e produtividade. O critério de avaliação da usinabilidade e a metodologia utilizada diferem muito nos trabalhos apresentados na literatura. Embora a avaliação leve em conta o acabamento superficial, os esforços de usinagem e desgaste, ainda não está definido um procedimento universal que atinja todas as variáveis de processo. A correlação com a microestrutura também varia.

Alguns trabalhos como o de Akasawa et al.(2003); Grum e Kisin (2003); Trent e Wright (2000); Jiang et al. (1996) e Finn (1981) dentre outros, apresentam o estudo da usinabilidade para diferentes materiais baseados nos parâmetros microestruturais, relacionando-os com as forças de usinagem (força de corte e força de avanço), a força dinâmica e o desgaste da ferramenta. Os elementos de liga têm forte influência na usinabilidade dos materiais. Trent e Wright (2000) discutem esse aspecto. Em particular nos aços carbono os elementos de liga têm influência na usinabilidade, de forma que o aumento das frações volumétricas de perlita aumenta o desgaste da ferramenta. Por outro lado, maiores teores de ferrita propiciam a formação de aresta postiça, mostrando o efeito da microestrutura na usinabilidade. Já a existência de uma perlita grosseira propicia uma melhora na usinabilidade. A **Tabela 2** apresenta a relação entre o teor de carbono com as microestruturas melhoradas para usinagem.

A usinabilidade de um material também é associada à sua dureza. Quanto mais duro o material, maior é a dificuldade para usiná-lo. No entanto, isso nem sempre é verdade, pois a usinabilidade está mais relacionada com a microestrutura e com o comportamento mecânico do material do que com a sua dureza propriamente dita (TRENT e WRIGHT, 2000; SOUZA,

2006). A usinabilidade também depende de variáveis do processo, tais como rigidez da máquina-ferramenta, geometria e material da ferramenta, tipo do fluido de corte e tipo da operação de usinagem (ASM, 1989b).

Tabela 2. Microestruturas melhoradas para usinagem, aumento na usinabilidade (ASM, 1989b)

% Carbono	Microestrutura
0,06-0,20	Laminado (mais econômico)
0,20-0,30	Acima de 3 polegadas, normalizado; menores dimensões como laminado
0,30-0,40	Recozido (perlita grosseira, fração mínima de ferrita)
0,40-0,60	Perlita lamelar grosseira até esferoidizada.
0,60-1,00	100% de perlita esferoidizada, de grosseira à fina.

Em outro trabalho, (KATAYAMA E HASHIMURA, 1990) os critérios para avaliação da usinabilidade foram o acabamento superficial e as forças de corte. Neste trabalho, foram comparados os efeitos do carbono, do fósforo e do nitrogênio. Concluiu-se que teores de nitrogênio em torno de 0,04% levam a um melhor acabamento superficial. No entanto, foram medidas maiores forças de corte. O nitrogênio parece ter grande influência no comportamento mecânico desses aços. Já os maiores teores de carbono (0,4%) e de fósforo (0,15%) diminuem as forças de corte. Por outro lado, neste último caso o acabamento superficial piorou.

Com relação à microestrutura, as inclusões formadas pela presença de enxofre e de fósforo, geralmente diminuem a formação de aresta postiça, melhorando o acabamento superficial. O enxofre é um elemento muito utilizado para melhorar a usinabilidade nos aços, já que forma junto com o manganês um tipo de inclusão (MnS) que influencia no processo de usinagem de formação de cavaco (POULACHON et al., 2001; SINGH et al., 1997; JIANG et al., 1996). A usinabilidade das ligas pode ser melhorada se a microestrutura for constituída de duas fases. Microestruturas com uma segunda fase frágil apresentam melhor usinabilidade já que facilitam a quebra do cavaco em uma matriz dúctil (FINN, 1981; KOSA, 1981). Teores de oxigênio presentes entre 200 e 300 ppm promovem a formação de inclusões globulares de MnS, melhorando a usinabilidade. Usualmente, os teores máximos de enxofre não passam de 0,05%. Em aços resulfurados este valor está entre 0,08% e 0,13%, embora em alguns casos pode-se chegar a 0,35%. As inclusões de sulfeto,

dependendo de seu tamanho, forma e orientação influenciam na usinabilidade (GONZÁLEZ SANTOS, 2008, GONZÁLEZ SANTOS, 2009; CORREA SALDARRIAGA et al., 2007a; CORREA SALDARRIAGA et al., 2007b; CORREA SALDARRIAGA, 2008). Trabalho realizado por González Santos et al. (2008) mostrou também que a presença de inclusões diminuía as forças de corte, levando a uma melhor usinabilidade, esses resultados são apresentados em outro item. É importante comentar que nessa abordagem ligada à usinabilidade são apresentados efeitos e diferenças entre diferentes microestruturas ou microconstituintes, mas não são avaliados mecanismos ou feitos modelos, isto é, os resultados de ensaios são comparados. A adição de cálcio também tem efeito na diminuição dos esforços de corte. Em trabalho realizado por Jiang et al. (1996) foi observada a deformação das inclusões na região onde ocorre o cisalhamento no processo de corte. Quanto maior a deformação das inclusões menor a força de corte. Foi também observado neste trabalho que quanto maior o espaçamento entre os sulfetos maiores as forças de corte. No que se refere à morfologia das inclusões, as inclusões alongadas são mais efetivas na diminuição da força de corte (JIANG et al. (1996); SALDARRIAGA et al., 2007a; CORREA SALDARRIAGA et al., 2007b; CORREA SALDARRIAGA, 2008;), enquanto as globulares são mais efetivas na diminuição do desgaste de flanco. É importante comentar que este trabalho utilizou velocidades de corte muito baixas. A usinabilidade de aços resulfurados com médio carbono com e sem a adição de elementos como Al, Nb e V foi estudada por Mauti e Chang (1989), medindo-se o desgaste de flanco. Utilizando este critério, o trabalho citado conclui que em aços com aproximadamente a mesma dureza o Nb muda a relação ferrita-perlita, aumentando a fração volumétrica de ferrita. 37% de ferrita no lote 1 e 30% no lote 2 em um aço AISI 1020 levaram a uma vida de ferramenta muito diferente. Maiores teores de ferrita parecem favorecer a usinabilidade, o que contraria o que foi apresentado na **Tabela 2** (ASM, 1989b). Trabalho realizado por Strafford (1997) também mediu forças de corte para avaliar a usinabilidade de diversos aços. Neste trabalho concluiu-se que as forças de corte aumentaram com a dureza do material e dependeram do tamanho de grão e da fração volumétrica das fases. Variações nos esforços de corte foram associadas à presença de inclusões, isto é, variações na microestrutura.

Existem vários testes para avaliar a usinabilidade de um material. Esses ensaios são importantes para comparar materiais e também para aperfeiçoar os processos de usinagem. Os primeiros ensaios de usinabilidade foram realizados no século passado por Taylor (TAYLOR, 1962; FERRARESI, 1977). Trabalho realizado por Dimla e Dinla, (2000a; 2000b); fez uma revisão e uma avaliação dos diversos métodos que são utilizados para se avaliar o processo de usinagem e que dão indicações da usinabilidade do material. Dentre esses

métodos, estão a emissão acústica, a temperatura da ferramenta, as forças de corte e a vibração. A utilização de ultra-som e acabamento superficial também são indicados.

4.3 USINAGEM – PROCESSO DE CORTE (ABORDAGEM CLÁSSICA)

A configuração clássica do processo de usinagem por torneamento é apresentada na **Figura 3**. O processo de corte ou de remoção de material (usinagem) é caracterizado pelas variáveis de entrada (independentes), variáveis de saída (dependentes) e das interações destas (SHAW, 2005). As variáveis independentes que estão ligadas a este trabalho são: a) o material a ser usinado; b) ferramenta de corte; c) parâmetros de corte; d) geometria da ferramenta e do corte. As variáveis dependentes que estão ligadas a este trabalho são: a) força de corte e potência; b) acabamento superficial e c) a microestrutura do cavaco.

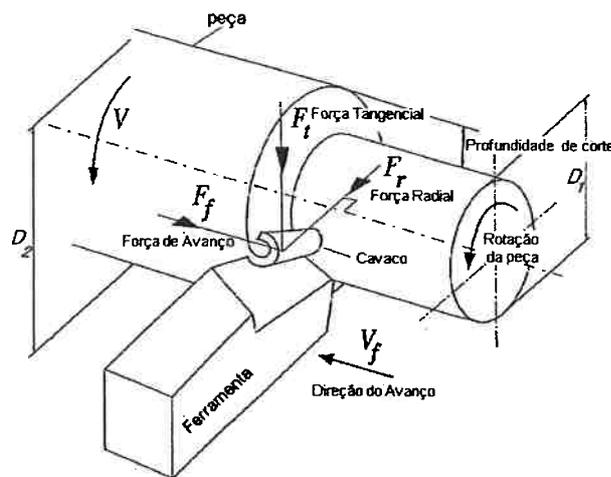


Figura 3 - Geometria do processo de torneamento. V_c é velocidade de corte, V_f é a velocidade de avanço, F_t é a força tangencial, F_f é a força de avanço e F_r é força radial. D_1 é o diâmetro final da peça e D_2 é o diâmetro inicial (Adaptado de ALTINTAS, 2000).

Dentro deste item são apresentados os aspectos considerados mais relevantes para a avaliação do processamento em usinagem do ponto de vista da geometria do corte. As análises feitas estão relacionadas com os esforços de corte e deformações, as quais são limitadas, pois os fatores relacionados com a microestrutura e anisotropia dos materiais estudados são negligenciados. No entanto, os estudos mostraram que a avaliação do ponto de vista geométrico pode ser considerada comparativa (MACHADO et al. 2003; SOUZA et

al., 2005a; SOUZA et al. 2005b; BARBOSA e MACHADO, 2011a; BARBOSA e MACHADO, 2011b).

4.3.1 Parâmetros ou grandezas de corte

O processo de usinagem, bem como os resultados do corte (forças, precisão nas dimensões, acabamento, dano na superfície da peça e desgaste da ferramenta), está diretamente relacionado com as grandezas envolvidas (parâmetros de corte), os quais são apresentadas para torneamento cilíndrico na **Figura 4**. Essas grandezas, ou parâmetros, são definidos em processos industriais com base em resultados experimentais, os quais são encontrados na literatura (MACHINING DATA HANDBOOK, 1980) e/ou são fornecidos com base em avaliações dos fabricantes de ferramentas (catálogos de seleção de ferramentas).

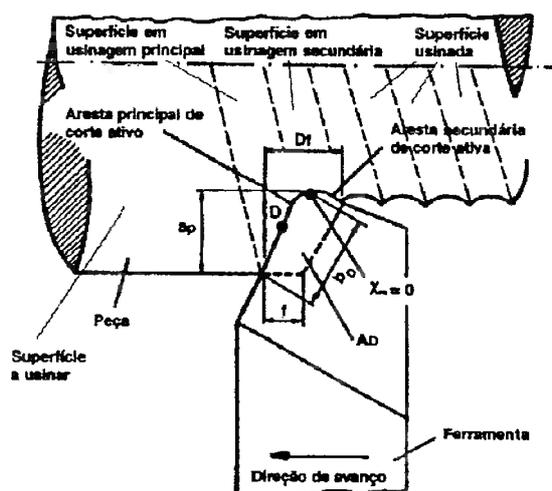


Figura 4 - Grandezas envolvidas no processo de corte. a_p é a profundidade de corte, f é o avanço, χ_r é o ângulo de posição. D é um ponto de referência, b_D é a largura nominal do corte. A velocidade de corte não é representada nesta figura (Diniz et al, 2000)

Dentre os parâmetros de corte estão o avanço (f), a profundidade de corte (a_p), o ângulo de posição (χ_r), o ângulo de inclinação (λ_c), a velocidade de corte (V_c) e a velocidade de avanço (V_f). Sendo assim, as velocidades de corte e de avanço são dadas pelas as equações (1) e (2), respectivamente:

$$V_c = \frac{\pi D n}{1000} \quad (1)$$

(D é o diâmetro do material torneado e n é o número de rotações por min) e

$$V_f = nf \quad (2)$$

Os parâmetros de corte afetam diretamente nos esforços durante o processo de corte e as deformações no cavaco. Isso tem um efeito importante do ponto de vista tecnológico na morfologia e dimensões do cavaco, como mostra a **figura 5**.

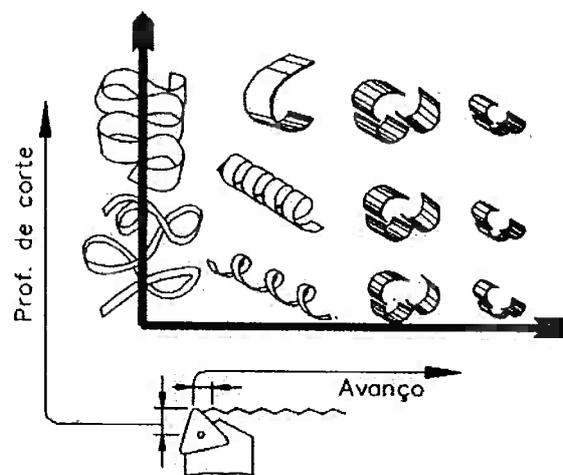


Figura 5 - Efeito do avanço e profundidade de corte na forma dos cavacos (MACHADO et al., 2009a).

Existem referências importantes e bastante conhecidas na literatura sobre os efeitos dos parâmetros de corte nos esforços de usinagem (SHAW, 2005; TRENT e WRIGHT, 2000; FERRARESI, 1977). Ferraresi (1977), em especial, apresenta um extenso trabalho experimental na análise dessas variáveis que ajudam na avaliação de materiais ainda muito importantes e largamente utilizados, como os aços para construção mecânica. Para exemplificar a importância das grandezas de usinagem e sua relação com os esforços de corte (relação e importância das variáveis dependentes e independentes citadas anteriormente) com base nas pesquisas realizadas, são apresentados resultados de experimentos que foram conduzidos utilizando diferentes aços inoxidáveis austeníticos (MACARI et al. 2005; SOUZA et al., 2005a; SOUZA et al., 2005b; SOUZA, 2006). Nesses ensaios a força de corte (F_c) e a de avanço (F_f) foram medidas utilizando um porta-ferramentas instrumentado (GUIMARÃES, 2000; SOUZA, 2006; GONZÁLEZ SANTOS,

2008; SANCHES, 2011). Esse dinamômetro “*home made*” (utiliza extensometria e as forças medidas 2 direções (F_c e F_f)) foi muito importante para quantificar as diferenças entre os ensaios e os materiais (MACARI et al. 2005; SOUZA, 2006; GONZÁLEZ SANTOS, 2008). Durante os ensaios, observou-se que havia um aumento dos esforços para uma determinada condição de parâmetros de corte. Uma discussão mais aprofundada dos motivos para que isso tenha ocorrido será feita mais adiante neste texto do ponto de vista de tensões. Neste item é apresentada apenas uma ilustração do efeito dos parâmetros de corte nas forças de corte e avanço. As Figuras 6, 7 e 8 mostram um comportamento diferenciado para quando a relação f/a_p é menor do que 0,5 ou maior do que 1 no caso dos aços inoxidáveis austeníticos ABNT 304 e 310.

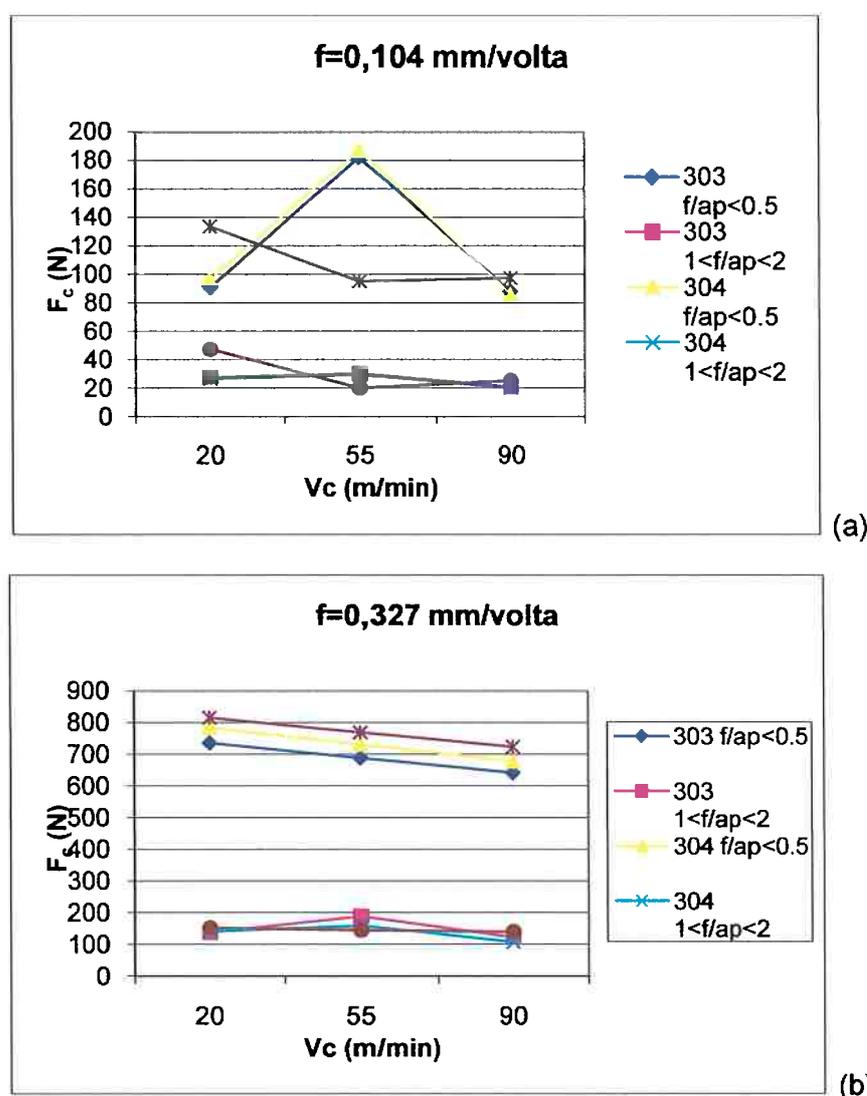


Figura 6 - Efeito do avanço da velocidade de corte e da relação f/a_p nas forças de corte (F_c). Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde ao estado plano de tensão. 303 é o aço ABNT 303, 304 é o aço ABNT 304 e 310 é o aço ABNT 310. As composições químicas e detalhes do processo, bem como da medição dos esforços pode ser encontrados em (MACARI et al. 2005; SOUZA, 2006).

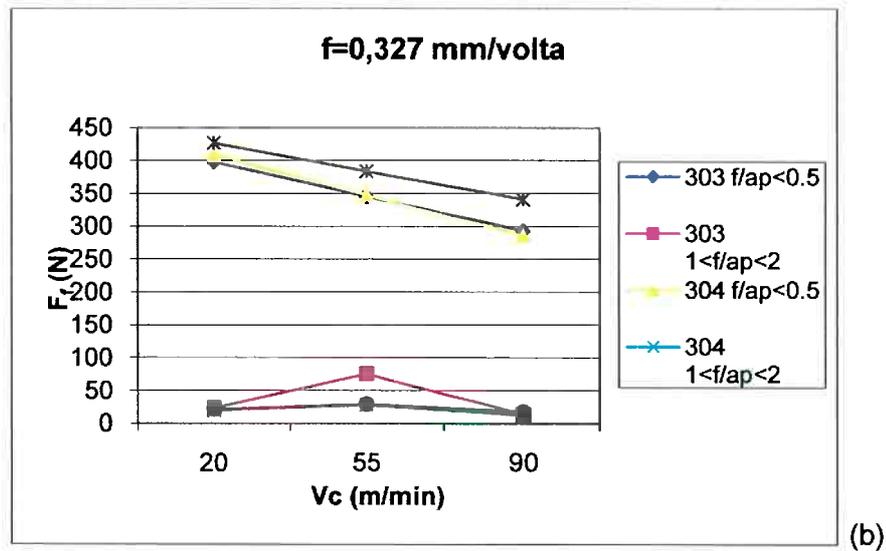
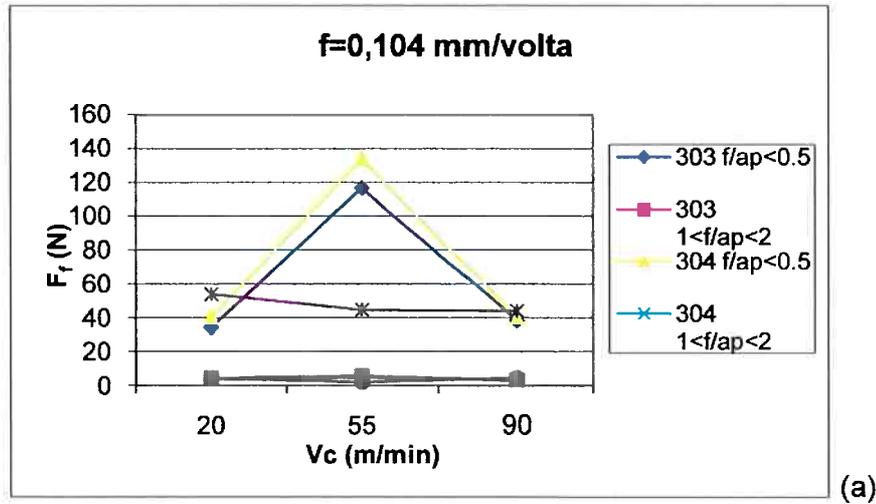


Figura 7 - Efeito do avanço da velocidade de corte e da relação f/a_p nas forças de avanço (F_f). Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde ao estado plano de tensão. 303 é o aço AISI 303, 304 é o aço 304 e 310 é o aço AISI 310. As composições químicas e detalhes do processo, bem como da medição dos esforços pode ser encontrados em (MACARI et al. 2005; SOUZA, 2006).

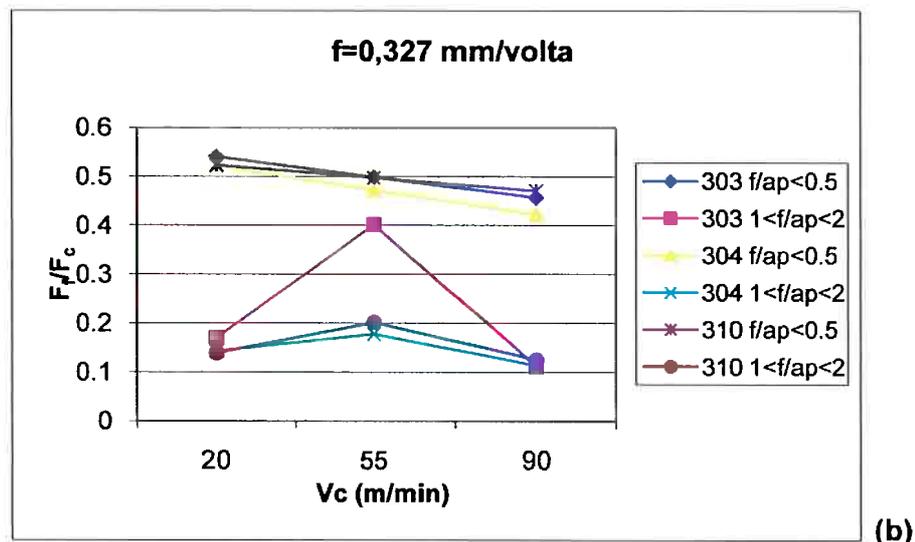
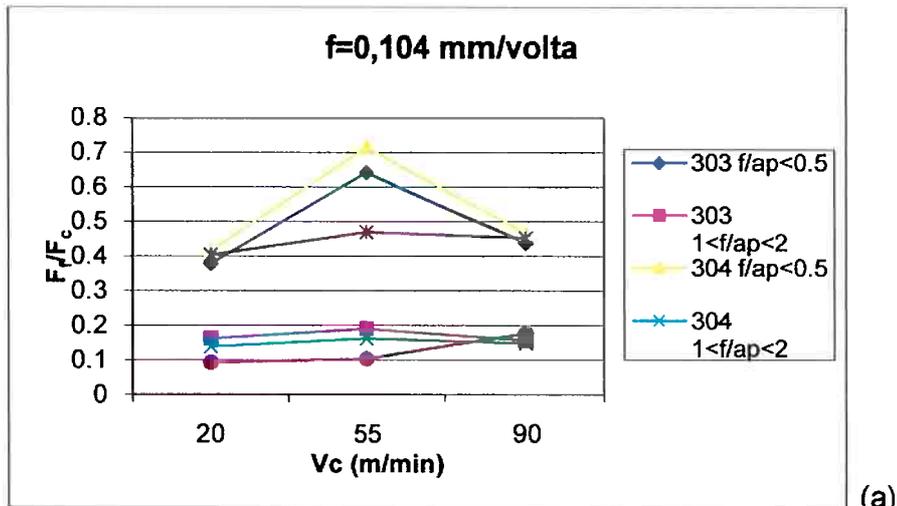


Figura 8 - Efeito do avanço, da velocidade de corte e da relação f/a_p na relação entre a força de corte (F_c) e a força de avanço (F_f). V_c é a velocidade de corte. Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde ao estado plano de tensão (MACARI et al. 2005; SOUZA, 2006).

Outro efeito importante a ser apresentado é o da microestrutura. Os resultados mostraram que existe uma tendência do aço ABNT 310 apresentar maiores esforços durante a usinagem e o ABNT 303 apresentar valores menores e mais constantes. Esse efeito foi relacionado com a microestrutura (SOUZA, 2006). Também foram obtidos valores maiores da relação F_f/F_c quando foi utilizada uma velocidade de corte de 55 m/min, e para a relação f/a_p maior ou igual a 1, o efeito dos parâmetros de corte foi mais pronunciado. Dentre as explicações para essa mudança de comportamento tem-se que os valores de V_c estão na faixa onde ocorre aumento dos esforços com a velocidade. E isso ocorre para velocidades de corte relativamente baixas (TRENT E WRIGHT, 2000) podendo estar

relacionado com a formação de aresta postiça. Por outro lado, esse efeito só foi observado quando a relação entre f/a_p foi maior ou igual a 1, onde tem-se um estado plano de tensões (placa fina). Portanto, as tensões na região de corte são importantes na condução de uma análise e o estado plano de tensões (EPT) deve ser evitado, pois pode encobrir efeitos microestruturais na análise do processo. Shaw (2005) sugere que a profundidade de corte a_p seja pelos menos 5 vezes maior que o avanço (f), para que não ocorra 'alargamento do cavaco', isto é, para que a largura de corte seja igual a profundidade de corte. Isto ocorre quando se tem estado plano de deformação (EPD). Outros tipos de ensaio levam em conta esse tipo de análise, por exemplo, o valor de K_{Ic} (tenacidade à fratura) depende da espessura da placa, como mostra a **Figura 9** e, portanto, do estado de tensões. O K_c (EPT) está relacionado tanto com fatores metalúrgicos como com a geometria do corpo de prova, já o K_{Ic} (EPD) depende apenas de fatores metalúrgicos (HERTZBERG, 1989).

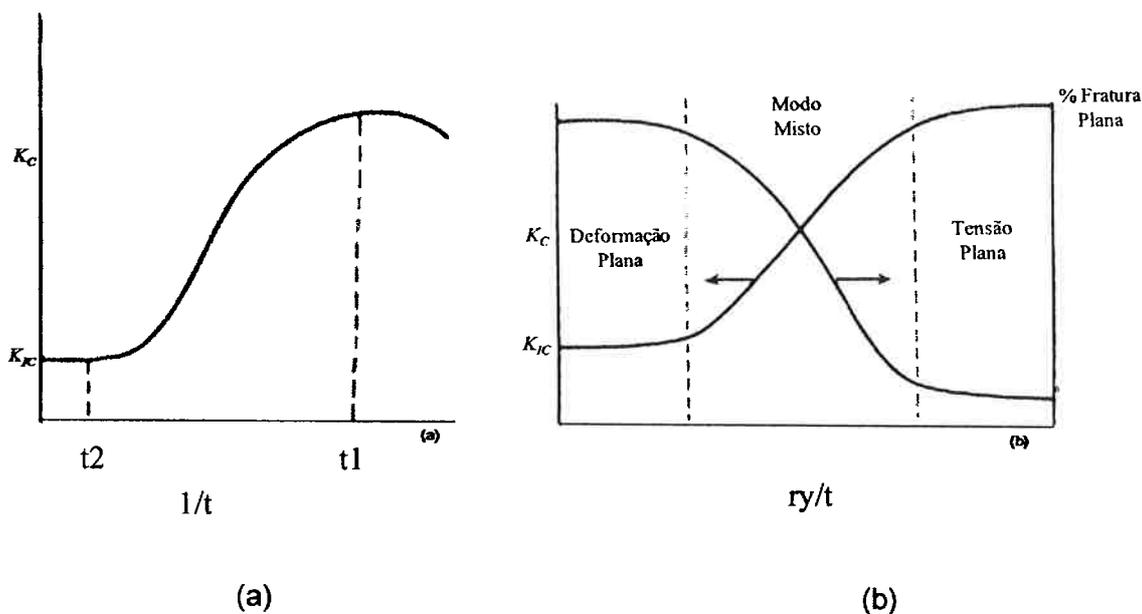
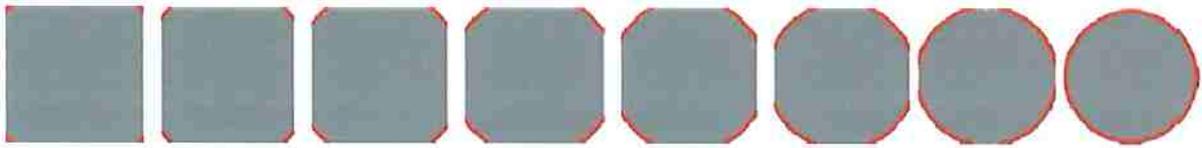


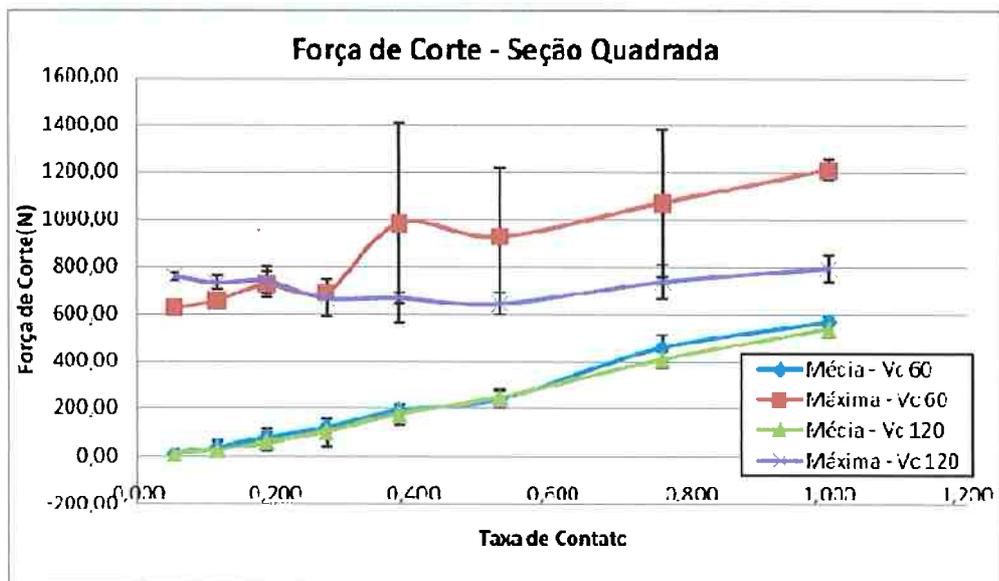
Figura 9 - K_c (EPT) está relacionado tanto com fatores metalúrgicos como com a geometria do corpo de prova, já o K_{Ic} (EPD) depende apenas de fatores metalúrgicos. t é a espessura do corpo de prova e r_y é o tamanho da zona plástica na ponta da trinca (HERTZBERG, 1989).

A geometria do corpo de prova também é um fator relevante na determinação dos esforços de corte. Trabalho realizado por Sanches e Machado (2009) e Sanches (2011) mostra o efeito de se realizar ensaios avaliando o corte interrompido (**Figura 10**). Foram feitas medições de força de corte e de avanço utilizando um dinamômetro, o qual consiste de: um porta-ferramentas convencional e extensômetros. As taxas de contato foram determinadas com base na geometria inicial do corpo de prova (quadrada) e dos parâmetros

de corte. As forças máximas apresentaram comportamento aparentemente diferente para as velocidades de 120 e 60 m/min, mas os desvios mostram que os resultados são similares.



(a)



(b)

Figura 10 - (a) Evolução da taxa de contato com o decorrer dos passes. No primeiro passe a taxa de contato é praticamente nula, enquanto no oitavo passe a taxa de contato é igual à unidade. (b) Variação das forças de corte médias e máximas com a taxa de contato. Corpo de prova com seção transversal quadrada. Vc 60 e Vc 120 são as velocidades de corte em m/min. (SANCHES, 2011).

Esta primeira análise mostra que além dos esforços, ou ainda, mais importante do que as forças de corte e de avanço, é a análise e discussão do efeito dos parâmetros de usinagem do ponto de vista de tensões e estado de tensões e deformações. A seguir é apresentado outro aspecto importante no processo de corte, que é o efeito da geometria do corte nos esforços durante a usinagem.

4.3.2 Geometria do corte

Dando continuidade a análise do processo de usinagem, além dos parâmetros de corte, foi analisada a geometria de corte e como esta poderia influenciar no processo

(BARBOSA e MACHADO, 2011a; BARBOSA e MACHADO, 2011b). De um ponto de vista mais fundamental, a usinagem pode ser definida como um processo de corte tridimensional (corte oblíquo) e geometricamente complexo, mas na maioria dos casos é feita uma aproximação para corte bidimensional para facilitar a modelagem do processo (ALTINTAS, 2000). Os esquemas das geometrias de corte ortogonal e corte oblíquo são apresentados na **Figura 11**.

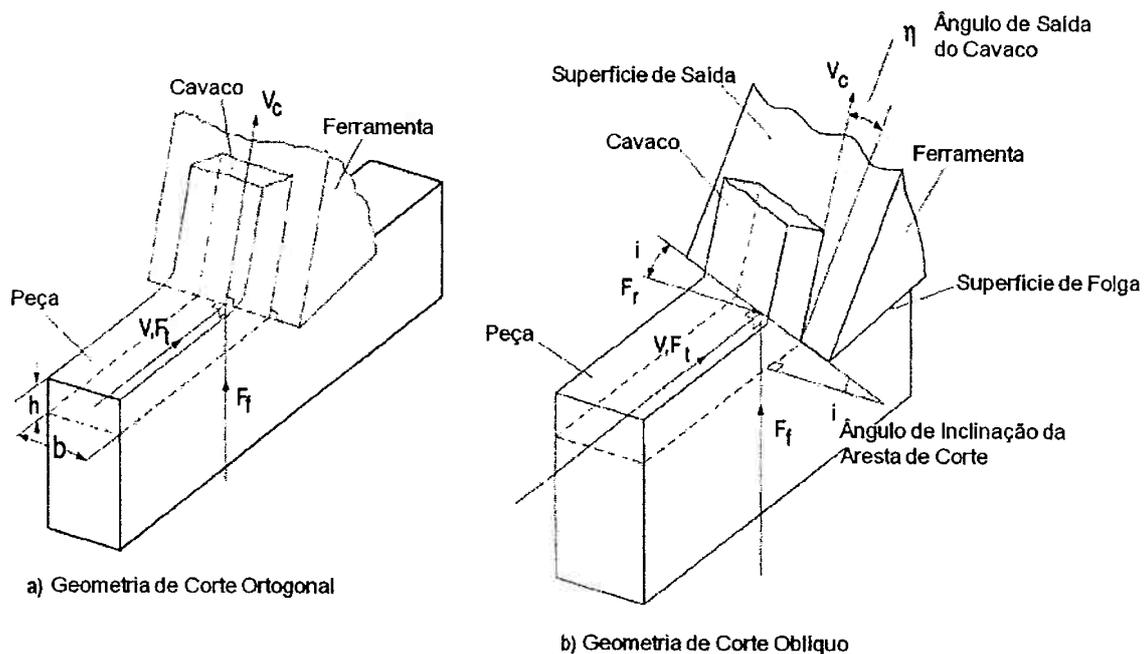


Figura 11 - Geometrias dos cortes ortogonais (a) e oblíquo (b) durante o processo de corte (Adaptado ALTINTAS, 2000).

Trabalho realizado por Barbosa e Machado, (2011)a mostrou a influência da geometria da corte no processo de deformação do cavaco, nesses ensaios não foram avaliados esforços de corte. O material ensaiado foi um aço inoxidável austenítico (ABNT 304) na forma de barra (corte oblíquo) e na forma de um tubo (corte ortogonal). Após a usinagem foram feitas observações e medições na barra, no tubo e nos cavacos produzidos. A **tabela 3** apresenta os resultados das medições de microdureza e espessura do cavaco, além dos valores calculados de deformação e taxa de deformação. Observou-se que a maior influência no processo de deformação, para os parâmetros avaliados, está relacionada com o fato de o corte ser ortogonal ao não, pois tanto a barra como o tubo apresentavam composição química e microestrutura muito similares. A diferença foi determinada estatisticamente utilizando planejamento fatorial. Como principal análise, verifica-se que

comparações do ponto de vista microestrutural não podem ser feitas para diferentes condições de corte e/ou geometria, ou pelo menos devem ser feitas de forma cautelosa. Os efeitos dos parâmetros de corte e da geometria do corte foram exemplificados, observa-se que variações ou mesmo a escolha de parâmetros de ensaio podem levar a resultados que não possam ser comparados.

Tabela 3 - Resultados de dureza, espessura do cavaco, deformação e taxa de deformação em função das condições de corte e forma do CP. Aço inoxidável austenítico - ABNT 304 ((BARBOSA e MACHADO, 2011 a; BARBOSA e MACHADO, 2011 b)

Forma do CP	Vc [m/min]	f [mm/volta]	HV [50 gf]	h' [mm]	ϵ	$\dot{\epsilon}$ [10^5 s^{-1}]
Tubo	42,45	0,205	462,1	0,220	1,806	0,366
Barra	42,45	0,205	418,5	0,344	2,076	0,314
Tubo	169,80	0,205	442,0	0,208	1,801	1,504
Barra	169,80	0,205	426,2	0,318	1,998	1,281
Tubo	42,45	0,428	459,8	0,499	1,825	0,353
Barra	42,45	0,428	414,3	0,654	1,984	0,322
Tubo	169,80	0,428	444,9	0,491	1,820	1,422
Barra	169,80	0,428	403,2	0,662	1,995	1,282

Uma forma importante de se avaliar o processo de usinagem e de se estabelecer relações ou correlações é utilizar resultados de forças de corte. De forma mais precisa, é apresentada a seguir uma análise transformando os esforços em tensões e a formação do cavaco em deformações. Shaw (2005) e outros (ASTAKHOV, 1999; GONZÁLEZ SANTOS, 2008) comentam a dificuldade em se transformar resultados de ensaios convencionais em valores de tensão e deformação que possam ser comparados aos processos de usinagem. Mesmo assim muitas tentativas têm sido feitas (KOPAC et al., 2001; JASPERS e DAUTZENBERG, 2002; GUO, 2003; GONZÁLEZ SANTOS, 2008; LALWANI, et al., 2009; ROSA et al., 2011), para explicar a deformação e falha do cavaco no processo de usinagem, pois mesmo não ideal, talvez seja o mais próximo da realidade.

4.3.3 Forças de corte, deformação do cavaco e tensões em usinagem

Têm sido realizados muitos esforços no sentido de propor um modelo adequado para prever as forças de corte, a vibração, a qualidade da superfície. Esses modelos são empíricos, analíticos e mecanísticos (HOU e KOMANDURI, 1997; ASTAKHOV, 1999;

REDDY et al., 2001; AXINTE et al., 2001). Os modelos físicos complexos, as altas taxas de deformação, os elevados gradientes de deformação e combinação de deformações elásticas e plásticas nas operações de usinagem torna muito difícil fazer recomendações que se apliquem a todas as condições (AXINTE et al., 2001; SHAW, 2005). Dentre as formas de se fazer uma avaliação das variáveis de usinagem selecionadas (BARBOSA e MACHADO, 2011a; BARBOSA e MACHADO, 2011b), está o estudo do material removido (cavacos). A formação do cavaco está relacionada de forma direta com o ângulo de saída, e também com o ângulo de folga da ferramenta e com as temperaturas atingidas (MACHADO et al., 2009; TRENT e WRIGHT, 2000). A avaliação do material removido pode servir, então, como parâmetro de avaliação das variáveis de usinagem e do comportamento do material usinado. A morfologia e o tamanho do cavaco também são importantes do ponto de vista operacional e influenciam na qualidade da superfície e no desgaste da ferramenta principalmente. Trabalhos correlacionando os esforços de corte com a microestrutura foram realizados e mostraram que esta tem efeito nas forças (MACARI et al.2005; SOUZA, 2006; BEZERRA e MACHADO, 2007) ou das tensões durante a usinagem no processo de deformação do cavaco (BARBOSA e MACHADO, 2011a; BARBOSA e MACHADO, 2011b). Nessa abordagem as análises puderam ser consideradas como ensaios mecânicos, no sentido de obter valores comparativos e análise dos efeitos dos concentradores de tensão no material.

O objetivo deste item é fazer uma abordagem de como as forças de usinagem e a deformação do cavaco podem ser utilizados como forma de avaliar o processo e relacioná-los com os mecanismos de corte. Para isso, primeiramente são descritas relações geométricas em usinagem, em especial, no torneamento e as características do cavaco. A deformação do cavaco é avaliada principalmente com base no ângulo de cisalhamento, mais uma vez, obtida de avaliação da geométrica do corte. Na sequência do texto esses esforços são transformados em tensões, sendo feita uma discussão sobre o uso dessas tensões para avaliação ou mesmo modelagem do processo de usinagem.

4.3.3.1 Medidas de forças de corte e de deformação do cavaco

As medidas de força de corte podem ser realizadas acoplando um porta-ferramentas instrumentado com sensores capazes de medir, direta ou indiretamente, as componentes da força de usinagem. O sinal dos sensores é conectado a uma interface, que amplifica e filtra os sinais, que está ligada a um microcomputador. Esses sensores podem ser piezelétricos (AXINTE et al., 2001; ABOUELATTA e MÁLD, 2001; SHAW, 2005) ou extensômetros (*strain gages*) (FERRARESI, 1977, GUIMARÃES, 2000). Vários trabalhos (HAMID e ALI, 1995;

STRAFFORD, 1997; ABOUELATTA e MÁLD, 2001; DIMLA e DINLA, 2000a) têm sido realizados no sentido de usar a força de corte como forma de avaliar o processo de usinagem. Esses trabalhos têm diferentes abordagens, onde as forças de corte são correlacionadas com parâmetros que vão desde rugosidade e desgaste da ferramenta até a microestrutura e propriedades mecânicas. O conhecimento ou mesmo a estimativa dos esforços de usinagem máximos é utilizado, de um modo geral, para o dimensionamento da máquina-ferramenta (FERRARESI, 1977, GUIMARÃES, 2000) e para projeto de ferramentas e dispositivos. No entanto, esses esforços variam durante o processo de usinagem com a composição química e microestrutura do material, ângulo de saída da ferramenta e profundidade de corte (KATAYAMA e HASHIMURA, 1990; KOVAC e SIDJANIN, 1997; SHAW, 2005; MACHADO et al., 2009a). Fatores como o encruamento do material, também são muito relevantes (OXLEY e HATTON, 1963, LALWANI et al., 2009). Se o material apresentar elevado encruamento durante a usinagem, as forças durante o corte também aumentarão. Existem modelos constitutivos relacionando os esforços com a deformação que são apresentados e discutidos em outro item deste capítulo.

A força necessária para deformar e provocar a quebra do cavaco é difícil de ser medida por métodos experimentais, já que essa região é de difícil acesso. Um dos modelos de decomposição da força de usinagem na região onde existe a concentração de deformação no material é apresentado na **Figura 12**, onde são ilustrados esquematicamente os diagramas de forças para o corte ortogonal e o diagrama de velocidades. A deformação na região onde ocorre o cisalhamento no cavaco e o diagrama de deformação também é indicada.

A **Figura 13** mostra as regiões onde ocorre a deformação do cavaco, bem como a distribuição da pressão e das forças relacionadas com o coeficiente de atrito na ferramenta (ALTINTAS, 2000). A zona primária de deformação se estende ao longo do plano de cisalhamento e forma a fronteira entre a região deformada e não deformada do material metálico. A zona secundária está entre o cavaco e a face da ferramenta e a terceira esta entre a superfície usinada e o material adjacente a esta superfície. Na primeira área, o interesse está focado nas características, ou mecanismos, de deformação plástica e falha do material (SHAW, 2005). Esses mecanismos são diferentes nos materiais (KOMANDURI e Von TURKOVICH, 1981), os quais são apresentados e discutidos neste trabalho. Na segunda zona, os esforços atrito e o desgaste da ferramenta ou da combinação ferramenta-material. O desgaste da ferramenta pode ocorrer de várias formas (desgaste adesivo, abrasivo, por difusão ou fadiga, ocorrendo interação como o meio (DINIZ, 2000; TRENT e WRIGHT, 2000; MACHADO et al., 2009a). Na zona terciária, o interesse está na qualidade da superfície produzida. Em uma superfície usinada o parâmetro mais importante para se

avaliar a qualidade da superfície é a rugosidade (SHAW, 2009). Modelos associando a rugosidade com força de corte, entre outros parâmetros de usinagem, têm sido propostos na literatura (GRZESIK, 1996; JANG et al., 1996).

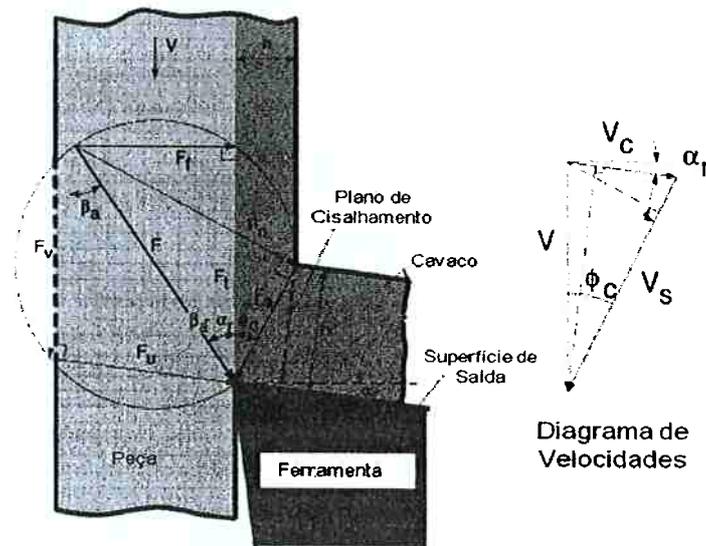
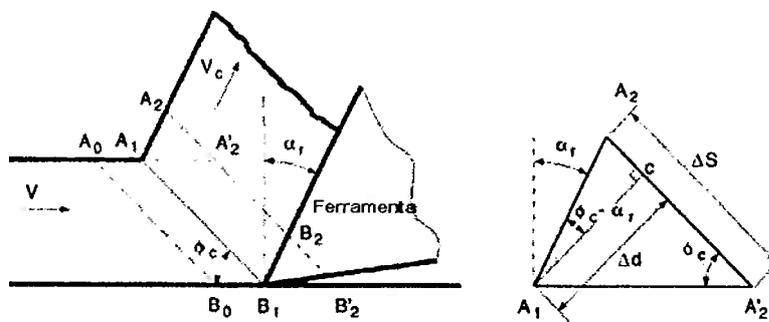


Diagrama de Força de corte



Diagramas de Deformação

Figura 12 - Diagramas de forças para o corte ortogonal e o diagrama de velocidades (Adaptado de ALTINTAS, 2000). Onde elementos mais importantes para esta análise são F_u é a força de usinagem, V_c é a velocidade de corte, F_s é força de cisalhamento, h é o avanço, h' é a espessura do cavaco deformado, α_r é igual a γ que é o ângulo de saída, β_a é o ângulo de atrito, ϕ_c é o ângulo de cisalhamento, ΔS é deslocamento angular.

Após a ocorrência da adesão, o processo de deslizamento do cavaco inicia e o coeficiente de atrito é considerado constante (**Figura 13**). A força de atrito é aproximadamente igual à força de escoamento no cisalhamento do material na região de

aderência deste material (superfície de saída da ferramenta). Em um determinado momento o cavaco sai da região de aderência e desliza na superfície de saída com um coeficiente de atrito, que é decrescente (ALTINTAS, 2000). Todos esses esforços são muito importantes na avaliação do desgaste de ferramentas e na formação do cavaco, mas isso não é analisado neste trabalho. A maior preocupação é com a análise da zona primária (Figura 13), e com o estudo da relação que a estrutura e microestrutura do material têm nesse processo de cisalhamento. Os conceitos relacionados com forças de atrito e desgaste são importantíssimos, mas não discutidos neste trabalho. Embora seja considerado no efeito global dos esforços de usinagem. A influência da ferramenta nessa etapa se resume, aos fatores geométricos e ao coeficiente de atrito ferramenta-peça, que é utilizado em alguns modelos (USUI e SHIRAKASHI, 1984).

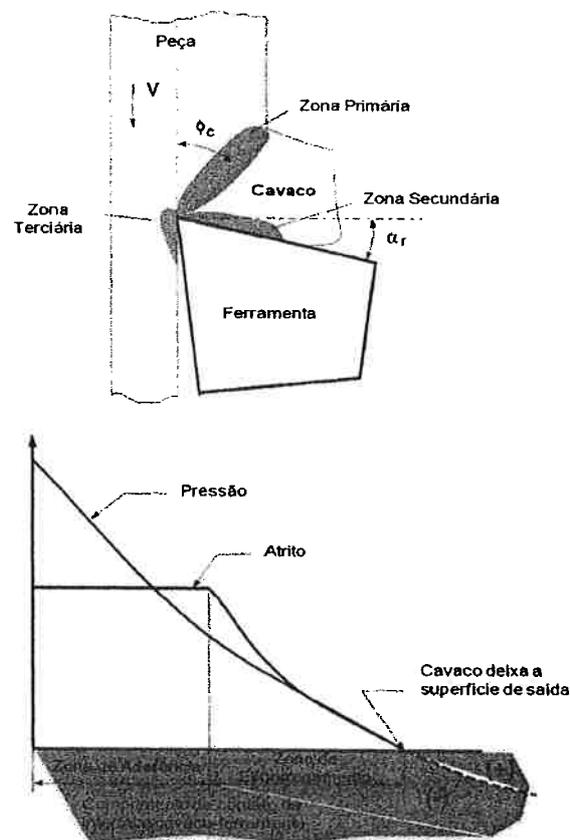


Figura 13 - (a) Esquema ferramenta e formação de cavaco no processo usinagem por torneamento. Principais áreas de interesse na usinagem 1-zona primária: está relacionada com o ângulo de cisalhamento, 2-zona secundária: com o ângulo de saída da ferramenta e 3- zona terciária: com o ângulo de folga. (b) Distribuição de carga ao longo da superfície de saída. A ferramenta apresenta tensões compressivas na região de contato com o cavaco e trativas quando o cavaco deixa a ferramenta. (Adaptado de ALTINTAS, 2000).

O equacionamento apresentado a seguir é utilizado para relacionar os esforços de corte em especial na região de deformação primária. Lembrando que o equacionamento apresentado leva em conta apenas fatores geométricos. Do diagrama de força apresentado na **Figura 12**, tem-se que a força resultante da usinagem no corte ortogonal (equação (3)) é dada por:

$$F = \sqrt{F_c^2 + F_f^2} \quad (3)$$

Onde F é a força resultante (força F_u na **Figura 12**), F_c é a força de corte e F_f é a força de avanço. As medidas de força de corte são importantes para definir o comportamento mecânico do material usinado. Lembrando que as forças máximas se localizam na aresta de corte. No caso do corte oblíquo deve ser também considerada também a força passiva (F_p). No entanto, mesmo em condições de corte oblíquo, apenas as forças de corte e de avanço são consideradas em muitas análises (M'SAOUBI et al. 1999; CHILDS e RAHMAD, 2009; DAVIM e MARANHÃO, 2009).

Segundo Shaw (2005), cerca de 75% da energia consumida durante o processo de corte ocorre na região do plano de cisalhamento. Embora haja discussão sobre isso (ASTAKHOV,1999). Certamente uma boa parte da energia, é mesmo consumida no cisalhamento, pois é a região onde se concentram as maiores deformações. Logo, a força necessária para formar o cavaco depende da resistência ao cisalhamento do material nas condições de corte e da área do plano de cisalhamento (MACHADO et al., 2009a; ALTINTAS, 2000, SHAW, 2005). Considerando apenas os fatores geométricos (**Figura 12**), a força de cisalhamento é dada pela equação (4):

$$F_s = F \cos(\phi_c + \beta_a + \gamma) \quad (4)$$

Onde F_s é a força de cisalhamento; ϕ_c é o ângulo de cisalhamento definido entre a direção da velocidade de corte e o plano de cisalhamento; β_a é ângulo de atrito médio, que está entre a superfície de saída da ferramenta e o cavaco; γ é ângulo de saída da ferramenta. A força de cisalhamento também pode ser expressa pela equação (5):

$$F_s = F_t \cos \phi_c - F_f \sin \phi_c \quad (5)$$

Onde F_t tem o mesmo significado de F_c e corresponde à força de corte, F_f corresponde à força de avanço. Nesse caso as variáveis a serem consideradas para a determinação da força de cisalhamento são as forças de corte e de avanço e o ângulo de cisalhamento, que deve ser determinado experimentalmente. No entanto, essa avaliação não é trivial e muitas vezes fazem-se estimativas associando a deformação no cavaco com o ângulo de cisalhamento. A relação apresentada na equação (6) é baseada na **Figura 12**. A equação que descreve o ângulo ϕ_c é dada por:

$$\phi_c = \tan^{-1} \frac{r_c \cos \gamma}{1 - r_c \cos \gamma} \quad (6)$$

Onde r_c é a relação de compressão do cavaco: $r_c = \frac{h'}{h}$ (h' é a espessura do cavaco deformado e h é a espessura de corte). No corte ortogonal considera-se h' como sendo o mesmo valor do avanço (f). A grandeza h é determinada pelas condições de usinagem utilizando a equação (7):

$$h = f \operatorname{sen} \chi_r \quad (7)$$

Onde, χ_r é o ângulo de posição da ferramenta de corte.

A **Figura 14** mostra a variação da deformação em função do ângulo de cisalhamento.

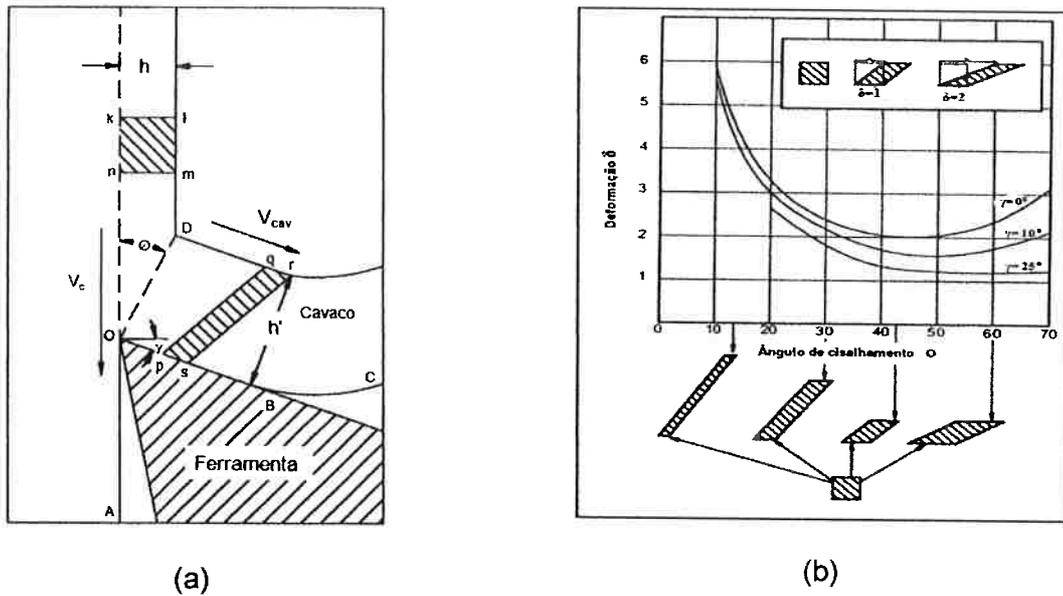


Figura 14 - (a) Esquema das variações entre h e h' , para avaliar a deformação do cavaco, deformação na região de cisalhamento. (b) Deformação ou Cisalhamento (δ) versus ângulo de cisalhamento (ϕ) para três ângulos de saída (γ) (TRENT E WRIGHT, 2000).

Com relação à deformação durante o processo de usinagem, vale dizer que a espessura do cavaco deformado pode ser obtida por medição direta da secção transversal do cavaco com o auxílio de micrômetros. A utilização de equipamentos mais precisos ou mesmo o equacionamento a seguir também podem ser feitos. No entanto, o problema reside no fato da determinação continuar a ser qualitativa como mostrou toda a análise feita com base nos resultados experimentais. Ferraresi (1977) faz uma abordagem da deformação do cavaco de outra forma. O grau de recalque (R_c) é um parâmetro facilmente mensurável, determinado após a usinagem como apresentado na equação (8).

$$R_c = \frac{h'}{h} \quad (8)$$

A deformação durante o cisalhamento do cavaco também pode ser avaliada de outras formas. Para o cálculo, mais uma vez levando em conta apenas os aspectos geométricos, a deformação no cisalhamento (δ) pode ser obtida através da relação entre o deslocamento angular (ΔS) e a distância perpendicular entre os planos cisalhados (Δy), como mostrado na **Figura 15a** e equação (9).

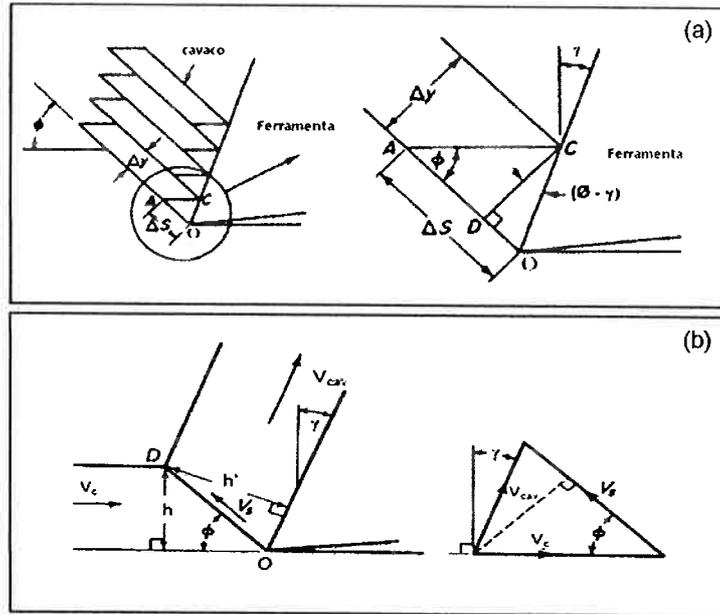


Figura 15 - Relações geométricas (a) e cinemáticas (b) do corte baseado no modelo do "Baralho de Piispänen" (TRENT E WRIGHT, 2000).

$$\delta = \frac{\Delta S}{\Delta y} = \frac{OA}{CD} = \frac{OD}{CD} + \frac{DA}{CD} = \frac{\cos \gamma}{\sin \phi \cos(\phi - \gamma)} \quad (9)$$

A taxa de deformação cisalhante ($\dot{\delta}$) também pode ser determinada a partir da relação de velocidades no corte ortogonal, como esquematizado na **Figura 15**, de acordo com a formulação apresentada na equação (10), onde V_s é a velocidade de cisalhamento.

$$\dot{\delta} = \frac{\Delta S}{\Delta y \Delta t} = \frac{V_S}{\Delta y} = \frac{\cos \gamma}{\cos(\phi - \gamma)} \chi \frac{V_C}{\Delta y} \quad (10)$$

Uma abordagem um pouco diferente que avalia a deformação também do ponto de vista geométrico é apresentada na **figura 16** (MARCICANO et al., 2005). Nesse caso, o raio de ponta da ferramenta também foi considerado. Uma foto com a geometria do cavaco é apresentada na **figura 17** (MARCICANO et al., 2005). A avaliação apresentada na **figura 16** apresenta uma relação interessante e pode ser utilizada para comparações com a rugosidade ou de forma mais genérica com o acabamento superficial dos materiais. As equações de (11) a (16) mostram como obter o valor da deformação.

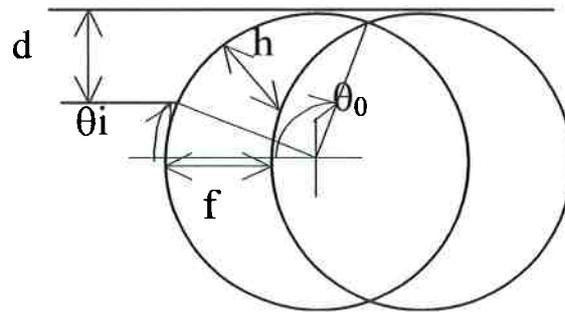


Figura 16 - Seção do cavaco na região do raio de ponta limitada pelo perímetro de dois arcos de circunferência de raio r e com distância entre centros igual ao avanço f .

$$h(\theta) = r - \sqrt{f^2 + r^2 - 2fr \cos\left(\theta - \arcsen\left(\frac{f}{r} \sin(\theta)\right)\right)} \quad (11)$$

$$h_m = \frac{\int_{\theta_i}^{\theta_0} h(\theta) d\theta}{(\theta_0 - \theta_i)} \quad (12)$$

$$A_s = \int_{\theta_i}^{\theta_0} h(\theta) r d\theta \quad (13)$$

$$\theta_i = \arcsen\left(\frac{r-d}{d}\right) \quad (14)$$

$$\theta_0 = \pi - \arccos\left(\frac{f}{2r}\right) \quad (15)$$

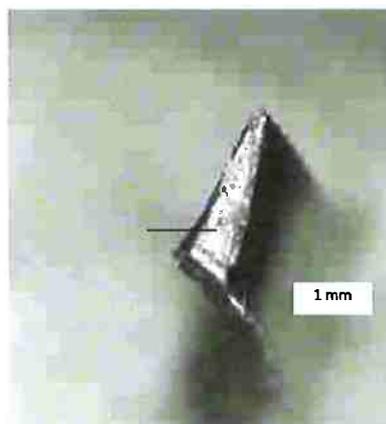


Figura 17 - Forma da seção do cavaco (MARCICANO et al., 2005).

Uma outra forma de avaliar a deformação do cavaco é utilizando a equação (16) a seguir (BAO e WIERZBICKI, 2004, GUO, 2003):

$$\varepsilon = 2 \ln \left(\frac{r_0}{r} \right) \quad (16)$$

Esta relação apresenta o valor da deformação em função das dimensões iniciais e finais do corpo de prova (deformação verdadeira). Onde r_0 tem o valor de h e r de h' , esse valor está relacionado com a relação de compressão do cavaco. Essa é uma das relações mais utilizadas, principalmente quando se faz uma avaliação do processo utilizando-se o método dos elementos finitos.

A forma de se chegar ao ângulo de cisalhamento para se obter as forças de usinagem é feita utilizando apenas critérios geométricos, pois este ângulo é difícil de ser determinado. Análises utilizando um dispositivo como *quick stop* (TRENT e WRIGHT, 2000; GONÇALVES et al., 2011) permite essa medida, mas esse ângulo não pode ser generalizado mesmo para o mesmo na análise de apenas um material, se as condições de usinagem forem diferentes. No entanto, o ângulo de cisalhamento está diretamente relacionado com a ocorrência de deformação e, devido à sua importância no processo de corte muitos trabalhos foram feitos no sentido de modelá-lo. O ângulo de cisalhamento, entretanto, não depende apenas dos fatores geométricos, mas do material que está sendo usinado bem como variações decorrentes do próprio processo como: desgaste da ferramenta e vibrações como comentado. Com isso várias tentativas têm sido realizadas no sentido de propor uma teoria para a determinação teórica de ϕ , como as expostas na coletânea (equações (17) a (22)) da **Tabela 4** (SHAW, 2005).

A teoria de Ernst e Merchant (MERCHANT, 1945) está estabelecida no ângulo para que a tensão no plano de cisalhamento seja máxima (MERCHANT, 1945; FERRARESI, 1977). Merchant (1945), por sua vez, fundamentou-se na hipótese do trabalho mínimo e introduziu uma quantidade empírica ($\cot^{-1} K$) chamada por ele de constante de usinagem que depende do material da peça a ser usinada (SHAW, 2005). Já a equação de Lee e Shaffer (1951) aplica a teoria da plasticidade no corte ortogonal admitindo o material como sendo idealmente plástico, ignorando qualquer efeito de encruamento (FERRARESI, 1977; CHILDS et al., 2000; SHAW, 2005). A região onde ocorre o máximo cisalhamento é considerada rígida e com um estado de tensões uniforme, isto significa que cada região pode ter suas tensões determinadas pelo círculo de Mohr, como mostra a **Figura 18**.

Tabela 4 - Coletânea de teorias de determinação do ângulo de cisalhamento (equações de (17) a (22)). β corresponde ao ângulo de atrito médio na interface cavaco-ferramenta, K é a constante do material da peça e μ é o coeficiente de atrito entre o cavaco e a ferramenta de corte, Shaw (2005).

Teoria	Equação
Análise dimensional	$\phi = \Psi(\alpha, \beta)$ (17)
Ernst-Merchant	$\phi = 45^\circ - \frac{\beta}{2} + \frac{\gamma}{2}$ (18)
Merchant	$\phi = \frac{\cot^{-1} K}{2} - \frac{\beta}{2} + \frac{\gamma}{2}$ (19)
Lee-Shaffer	$\phi = 45^\circ - \beta + \gamma$ (20)
Hücks	$\phi = 45^\circ - \frac{\text{tg}^{-1} 2\mu}{2} + \gamma$ (21)
Hücks	$\phi = \frac{\cot^{-1} K}{2} - \frac{\tan^{-1} 2\mu}{2} + \gamma$ (22)

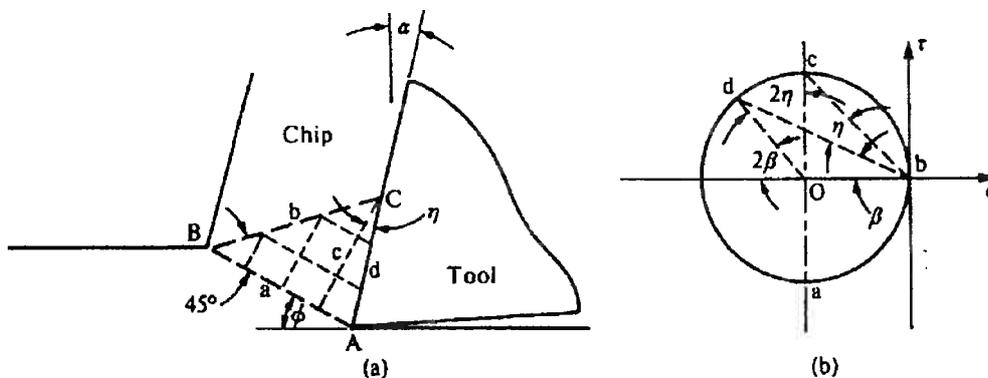


Figura 18. Solução idealmente plástica para o campo de tensão na ponta da ferramenta. (a) campo de linhas de deformação e (b) Círculo de Mohr para o diagrama no campo ACB (SHAW, 2005).

Hücks faz uma análise interessante levando em conta os estados de tensões e a envolvente de Mohr (FERRARESI, 1977). Uma vez traçada a envolvente de Mohr para um determinado material, verifica-se facilmente se um dado estado de tensão provoca ou não a ruptura deste material, traçando-se a circunferência de Mohr das tensões principais máxima e mínima e verificando se ela intercepta ou não esta curva (Figura 19).

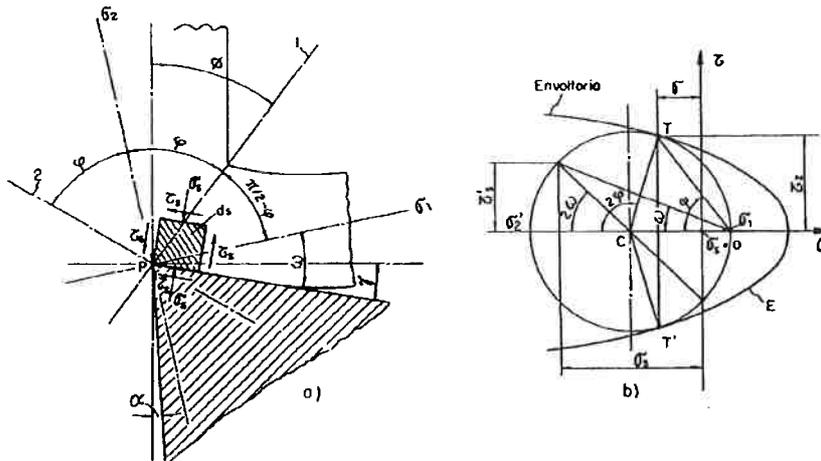


Figura 19 - Envoltora ou envoltória de Mohr para o processo de corte na região do cisalhamento. (FERRARESI, 1977).

O ângulo de cisalhamento do material usinado no modelo de Hücks depende do ângulo de saída da ferramenta e do coeficiente de atrito entre o cavaco e a ferramenta. Ferraresi (1977) faz considerações interessantes sobre esse modelo. Ele comenta que a envoltora de Mohr depende das propriedades mecânicas do material, as quais variam com o histórico de deformação e decorrentes do próprio processo de corte. Ele afirma que essas diferenças poderiam ser determinadas por ensaios mecânicos. Com isso pode-se determinar a deformação do cavaco como mostra a **Figura 20**.

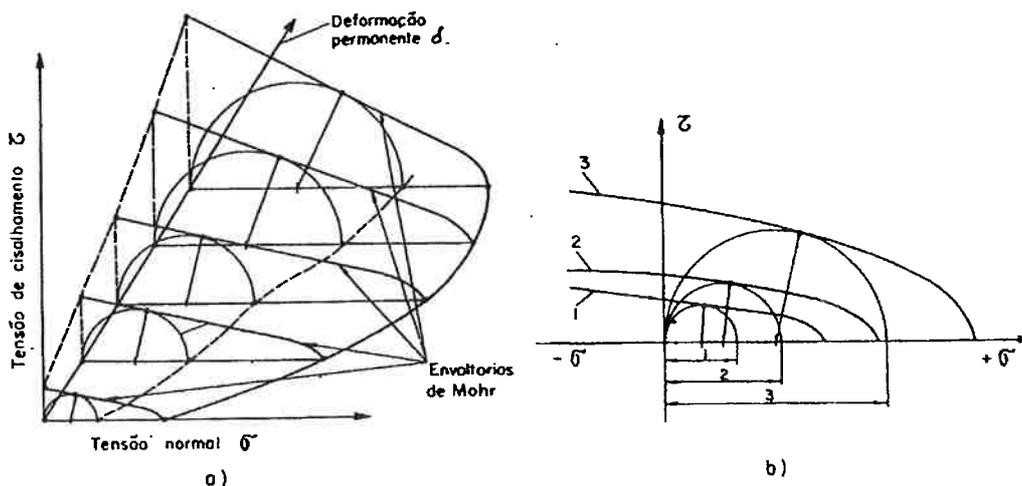


Figura 20 - Circunferência de Mohr definida por σ_1 e σ_3 na ruptura e tangente à envoltora. Repetindo-se o procedimento para diversos estados de tensão, pode-se determinar um número suficiente de circunferências para definir a curva envoltora de Mohr. Uma vez traçada a envoltora de Mohr para um determinado material, verifica-se facilmente se um dado estado de tensão provoca ou não a ruptura deste material, traçando-se a circunferência de Mohr das tensões principais máxima e mínima e verificando se ela intercepta ou não esta curva (FERRARESI, 1977).

A determinação das forças, das deformações e do atrito durante os ensaios mecânicos convencionais é muito questionável e existem discussões sobre isso (ASTAKHOV, 1999; ROSA et al. 2011). No entanto, esses podem dar uma idéia da tendência de comportamento (GONZÁLEZ SANTOS, 2008). Nesse sentido, Ferraresi (1977) comenta que o mais interessante no modelo de Hücks é a possibilidade de avaliar a força de corte com base na tensão de cisalhamento, mesmo no caso de corte oblíquo desde que a profundidade de corte seja 8 vezes superior ao avanço, isto é, EPD.

Por fim, é importante comentar o modelo de Oxley e Hatton (1963) (Figura 21). Oxley estabelece uma relação que apresenta uma solução para os campos de deformação na região do cisalhamento, incluindo o encruamento e a variação da tensão de cisalhamento na face da ferramenta. Essa análise é considerada mais realista. Lalwani et al. (2009), dentre outros, usam o modelo de Oxley para descrever a região do cisalhamento em seu modelo. Uma das limitações é que o modelo é o uso da relação de Hollomon ou também conhecida como equação de potência (DIETER, 1988) para descrever o encruamento do material.

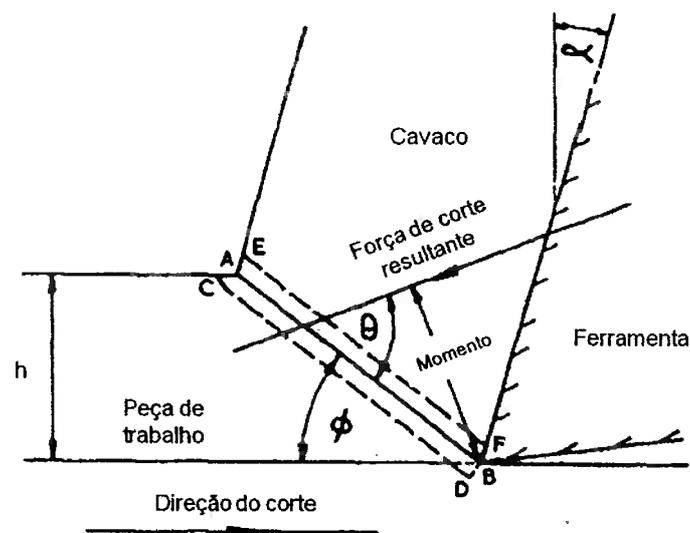


Figura 21 Modelo da região de cisalhamento durante a formação do cavaco (OXLEY e HATTON, 1963)

Neste item foram apresentadas relações de forças de usinagem e deformações que ocorrem no cavaco como um todo e na região de cisalhamento durante o processo de usinagem. De forma mais ou menos intensa, as relações apresentadas e as limitações discutidas foram utilizadas nos trabalhos desenvolvidos para avaliação do processo de corte e para as comparações desses resultados com relação à microestrutura e ao

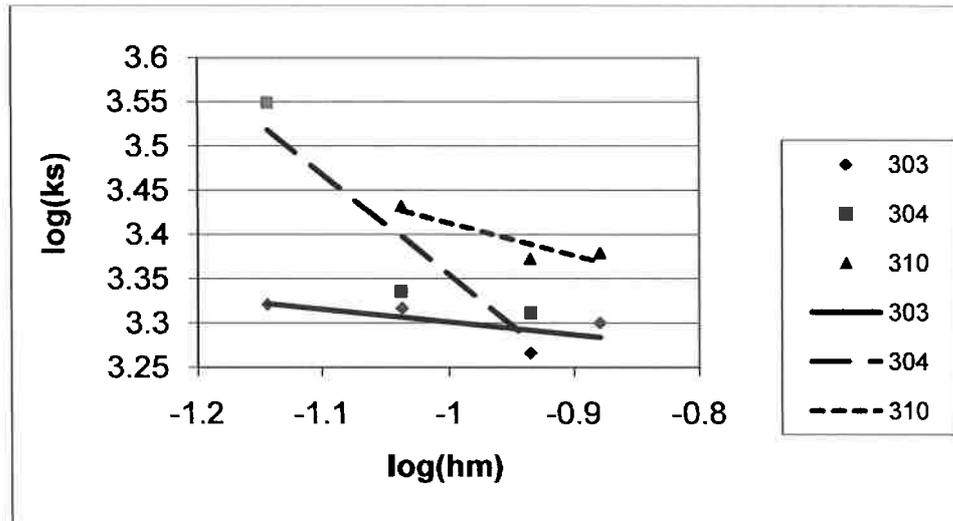
comportamento mecânico do material. Dentre eles (MARCICANO et al. 2005, MACARI et al., 2005; SOUZA, 2006, GONZÁLEZ SANTOS, 2008; CORREA SALDARRIAGA , 2008).

4.3.4 Avaliação das tensões na região do cisalhamento – k_s (pressão específica de corte)

A força de usinagem é um valor que muitas vezes é difícil de ser comparado, pois pode variar com os parâmetros de corte (MACARI et al., 2005; SOUZA, 2006; BEZERRA, 2007). Sabe-se que, para processos convencionais de usinagem, a força torna-se aproximadamente constante a partir de certa velocidade de corte para os materiais metálicos (TRENT e WRIGHT, 2000), desde que mantidos constantes os parâmetros de processo. Uma maneira de tornar os valores das forças de usinagem comparáveis é transformá-los em tensão. Em usinagem, a força de corte é a que apresenta o maior valor dentro das forças de usinagem e pode ser transformada em uma tensão, que é chamada de pressão específica de corte (k_s) (FERRARESI, 1977; SCHULZE et al., 2011). k_s (equação 23) pode ser considerada uma medida tecnológica que é calculada simplificada dividindo a força de corte pelo produto do avanço pela profundidade de corte para o corte ortogonal.

$$k_s = \frac{F_c}{f a_p} \quad (23)$$

A pressão específica de corte pode ser relacionada à espessura do cavaco usando a expressão empírica de Kienzle. Neste modelo, a pressão específica de corte varia de forma exponencial com a espessura do cavaco. Os coeficientes K_{s1} e z do modelo de Kienzle são determinados por regressão linear aplicada aos logaritmos de h_m e k_s , como mostra a **Figura 22** (SOUZA et al., 2005a).



Coeficientes K_{s1} e z do modelo de Kienzle

Aço	K_{s1} (N/ mm ²)	z
303	1439	0,143
304	164	1,140
310	1119	0,364

Figura 22. Os coeficientes k_{s1} e z do modelo de Kienzle foram determinados por regressão linear aplicada aos logaritmos de h_m e k_s (SOUZA et al., 2005a).

A avaliação de k_s para comparação do efeito de elementos microestruturais no processo de usinagem foi feita em boa parte dos trabalhos realizados, dentre eles Souza et al., (2005)a, Souza (2006); González Santos (2008) e Correa Saldarriaga (2008). Embora os valores de k_s não representem a tensão de von Mises, os resultados mostram diferenças nos comportamento dos materiais, sendo muito interessante comparar os resultados de ensaios. Na opinião da autora, a pressão específica de corte pode ser comparada com uma tensão entre o limite de escoamento e o limite de resistência do material do ponto de vista de comportamento do material. Embora Diniz et al. (2000) considera que pode ser tanto o limite de escoamento como o de resistência. Os ensaios também mostraram que o valor de k_s , que é muitas vezes considerado uma constante para o cálculo de potências de usinagem (FERRARESI, 1977), na verdade, não é. A **Figura 23** mostra isso.

O estado plano de deformação é melhor para se analisar o material (HERTZBERG, 1989; SHAW, 2005), pois o valor de k_s do mesmo tende a permanecer constante nessa situação, como indica a literatura e os valores observados na **Figura 23**. É importante comentar que a ductilidade é fortemente influenciada pela triaxialidade. Isto foi verificado em ensaios mecânicos e o valor de 1/3 foi estabelecido de aumento em relação à superfície do corpo de prova a um valor máximo no eixo central do corpo de prova (BAO e WIERZBICKI,

2004). Provavelmente, em usinagem essa relação não seja igual, já que as regiões analisadas são menores, mas é certo que as variações geométricas podem levar aos diferentes comportamentos. As velocidades de corte, diretamente ligadas com a taxa que o material é deformado durante o corte, também têm efeito importante. A formação de aresta postiça certamente é influenciada por este fator. Isso explica a tendência à diminuição dos esforços de usinagem com o aumento da velocidade de corte nesses aços (FERRARESI, 1977; TRENT e WRIGHT, 2000; SHAW, 2005). Embora essa análise seja simplificada, ela mostra as diferenças entre os diferentes materiais e os parâmetros de corte utilizados, enfatizando mais uma vez a importância na avaliação dos mesmos antes de considerar qualquer fenômeno ou evento como geral.

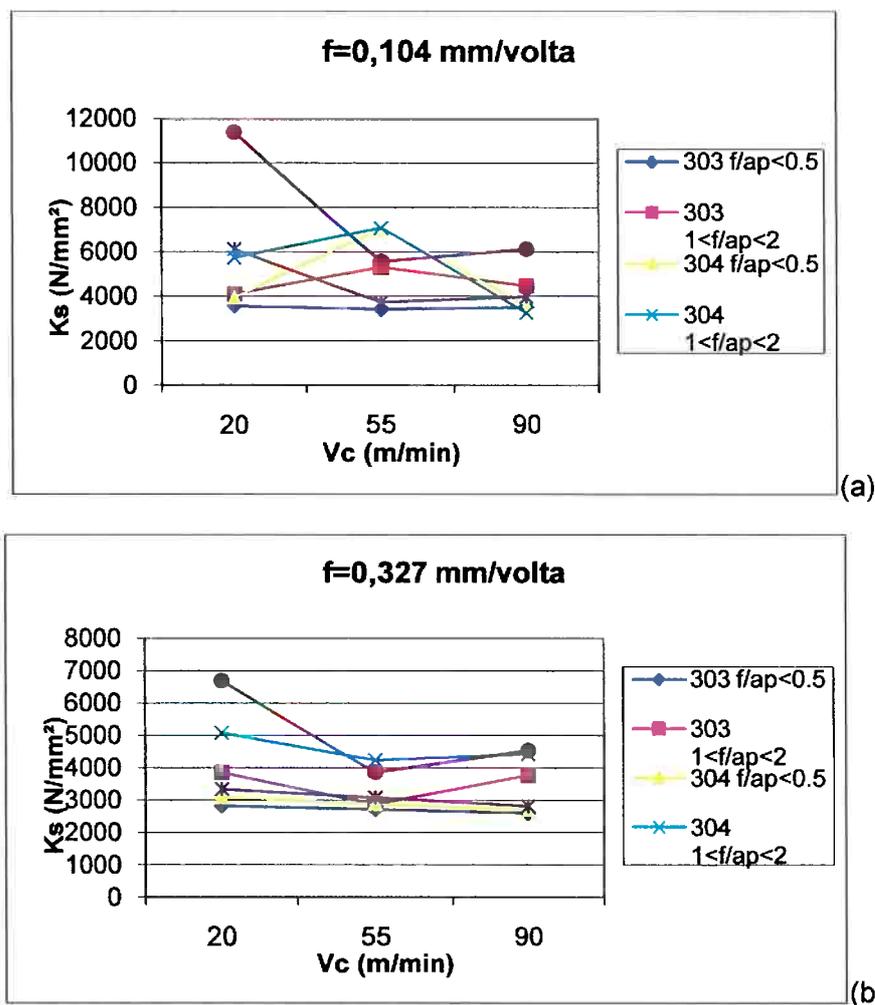


Figura 23 - Efeito do avanço, da velocidade de corte e da relação f/a_p no valor de k_s , que é a pressão específica de corte. Este valor é calculado simplificada dividindo a força de corte pelo produto do avanço pela profundidade de corte. V_c é a velocidade de corte. Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde à condição mais próxima ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde à condição mais próxima ao ao estado plano de tensão. (MACARI et al., 2005 e SOUZA, 2006)

4.3.5 Avaliação das tensões na região do cisalhamento – von Mises

Avaliar o processo de corte com relações às tensões é necessário e o uso do método dos elementos finitos é uma ferramenta nessa avaliação. Muitos trabalhos têm sido propostos com este foco (MACKERLE, 1999; MACKERLE, 2003; ATKINS, 2003; LIN e HUANG, 2008; CHILDS e RAHMAD, 2009). O grande problema, no entanto, reside em estabelecer as condições de contorno adequadas e que representem bem o modelo físico (ASTAKHOV, 1999). São apresentados modelos que não levam em conta o coeficiente de atrito (DOCUBO et al., 2011) ou levam, mas não se consegue determinar esse valor (SALVATORE et al., 2011), o qual é estimado. Outro problema importante está relacionado com os mecanismos de deformação e falha do material (ATKINS, 2003; ROSA et al., 2007). Os aspectos microestruturais, de um modo geral, não são dados de entrada. Além disso, a geração de malhas nas interfaces, que separam o material da peça e a formação do cavaco, muitas vezes não avaliam o efeito de criação de superfícies (ATKINS, 2003; ROSA et al., 2007). Este capítulo apresenta uma breve revisão sobre as tensões na região do corte, com foco na região primária de deformação (plano de cisalhamento), e uma análise crítica sobre algumas relações constitutivas apresentadas na literatura e que podem ser relacionadas com o processo de corte em usinagem.

4.3.5.1 Estado de tensões no processo de corte

k_s pode ser considerada uma maneira quantitativa de análise, mas que dificulta a modelagem do processo de corte, pois este valor é obtido por apenas uma força, que é representada por um valor médio. Portanto, do ponto de vista de modelagem matemática o valor de k_s apresenta limitações, embora possa indicar efeitos de concentradores de tensão (Souza (2006); González Santos (2008) e Correa Saldarriaga (2008)). Para se fazer uma análise mais precisa do ponto de vista de tensões, o estado triaxial deveria ser considerado em primeiro lugar, e o círculo de Mohr deveria ser usado para descrever as tensões na região plástica como uma aproximação inicial. As equações a seguir são equivalentes plásticas para as equações elásticas (equações (24) a (26) (SHAW, 2005).

$$\varepsilon_1 \sim \sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3) \quad (24)$$

$$\varepsilon_2 \sim \sigma_2 - \nu(\sigma_3 + \sigma_1) \quad (25)$$

$$\varepsilon_3 \sim \sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2) \quad (26)$$

Onde ν é o coeficiente de Poisson, σ é a tensão normal, ε é a deformação normal. Ao considerar que não ocorre variação no volume, ou esta pode ser considerada desprezível, durante a deformação plástica tem-se a equação (27):

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (27)$$

Como comentado anteriormente, os estados planos de tensão e de deformação são importantes na definição de parâmetros de corte e análise dos resultados, pois a avaliação do efeito da microestrutura em um caso ou outro é diferente (MAUTI e CHANG, 1989; STRAFFORD, 1997; LANGER et al., 2001; SUNGHYUK PARK et al., 2004). A **Figura 24** mostra os círculos de Mohr para estados planos de tensão e deformação para o processo de usinagem.

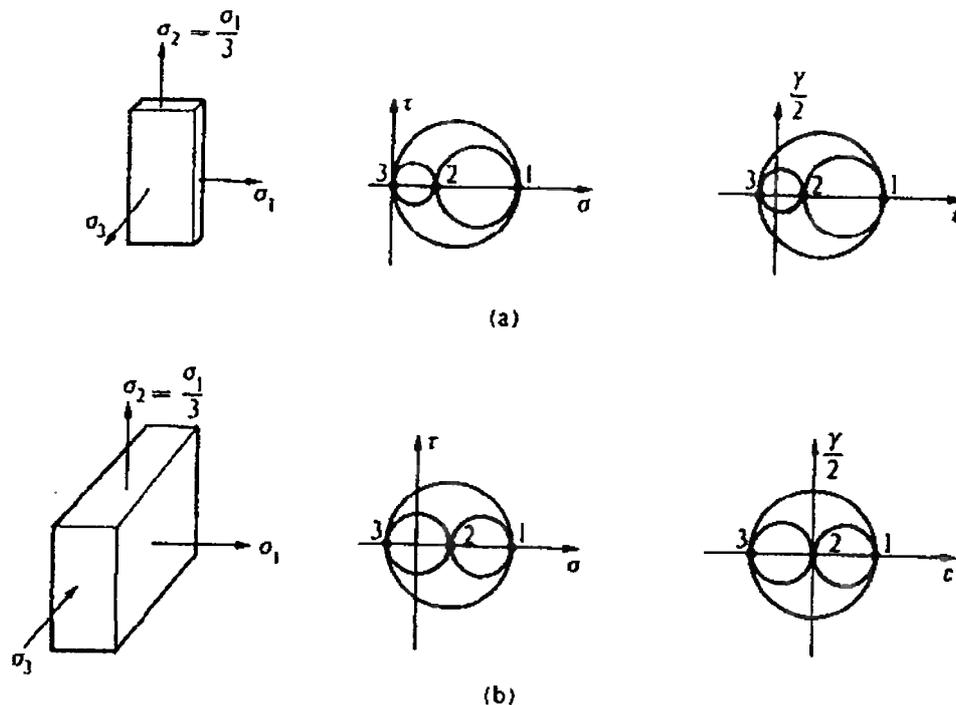


Figura 24 - Círculos de Mohr para estados (a) planos de tensão, $\sigma_3 = 0$ e (b) planos de deformação. (adaptado de Shaw (2005)). Onde σ_1 , σ_2 e σ_3 são as tensões principais, γ é a deformação no cisalhamento, ε é a deformação normal e τ é a tensão de cisalhamento.

Do ponto de vista das deformações, utilizar o círculo de Mohr apresenta limitações, pois o encruamento é assumido como um escalar, o que não é verdade, visto que a

deformação não é a mesma em todas as direções. Um exemplo disso é a ocorrência do efeito Bauschinger (HERTZBERG, 1989; SHAW, 2005; HASLACH e ARMSTRONG, 2004). Portanto, considerar a deformação apenas como encruamento não corresponde à realidade (SHAW, 2005). Mesmo apresentando limitações a representação das tensões utilizando o círculo de Mohr é a melhor forma de se analisar a região do corte. Considerando a teoria de Hücks para a determinação do ângulo e a envolvente de Mohr (FERRARESI, 1977), a teoria se adequa melhor. A parte complexa é a determinação dessa envolvente, pois existe a necessidade da realização de muitos ensaios mecânicos com materiais com diferentes históricos de deformação. Mesmo de forma mais simplificada, o círculo de Mohr pode mostrar a distribuição da tensão normal e a distribuição de tensão cisalhante na superfície de saída da ferramenta, sendo essencial conhecer os valores de tensões máximas, as quais podem ser estimadas utilizando medidas de força de usinagem (GUO, 2003).

Prever a tensão de escoamento do material para um elemento estrutural submetido a um estado de tensão triaxial é mais difícil, existindo critérios que relacionam as tensões principais (σ_1 , σ_2 e σ_3) com o escoamento. Dentre eles está o critério de von Mises (DIETER, 1988; HASLACH e ARMSTRONG, 2004; MEYERS e CHAWLA, 2009).

Embora a teoria da tensão cisalhante máxima forneça uma hipótese razoável para o escoamento em materiais dúcteis, a teoria da energia de distorção máxima se correlaciona melhor com os dados experimentais. O critério de falha de von Mises (DIETER, 1988; HASLACH e ARMSTRONG, 2004) considera que o escoamento ocorre quando a energia associada à mudança de forma de um corpo sob carregamento multiaxial for igual à energia de distorção em um corpo de prova de tração, quando o escoamento ocorre na tensão de escoamento uniaxial (σ_e), como mostra a equação (28) a seguir:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 = 2 \sigma_e^2 \quad (28)$$

Em termos das tensões normais e das tensões cisalhantes em três planos arbitrários mutuamente ortogonais (DIETER, 1988; HASLACH e ARMSTRONG, 2004), pode-se mostrar que o critério de falha da energia de distorção máxima tem o equacionamento (equação (29)) seguir:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2) = 2 \sigma_e^2 \quad (29)$$

A Tabela 5 mostra a relação entre vários critérios de falha.

Tabela 5 - Critérios de falha. τ_F é a tensão de cisalhamento para o escoamento, σ_F é tensão axial equivalente ao limite de escoamento e ν é o coeficiente de Poisson (HASLACH e ARMSTRONG, 2004)

Critério	Equação
Máxima tensão normal	$\tau_F = \sigma_F$
Máxima deformação normal	$\tau_F = \frac{1}{1+\nu} \sigma_F$
Máxima tensão de cisalhamento	$\tau_F = 0.5 \sigma_F$
Máxima energia de distorção	$\tau_F = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_F$

Outro aspecto importante é que o critério de von Mises não leva em conta as tensões hidrostáticas. A tensão hidrostática é dada por (BAO e WIERZBICKI, 2004; WIERZBICKI et al., 2005):

$$\sigma_H = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3 \quad (30)$$

Quando existe a presença de vazios dentro do material as pressões hidrostáticas são importantes por (BAO e WIERZBICKI, 2004; WIERZBICKI et al., 2005). A tensão hidrostática diminui significativamente as deformações do material para que ele frature (JOHNSON e COOK, 1983; JOHNSON e COOK, 1985). Trabalho realizado por Atkins (2003) e Bao e Wierzbicki (2004) mostra que o critério de início de falha pode ser dependente das tensões hidrostáticas. Além disso, o processo de falha e o mecanismo de fratura podem ser diferentes, dependendo da triaxialidade existente. Em processos de corte, isso também foi verificado. Shaw (2005) discute a ocorrência de microtrincas na região do

plano de cisalhamento. A tensão de cisalhamento no plano de cisalhamento não é normalmente independente da tensão normal no mesmo plano. Portanto, a parte do plano de cisalhamento que envolve as microtrincas pode levar a um aumento da tensão de cisalhamento com a tensão normal. No entanto, se não ocorrerem microtrincas, a tensão de cisalhamento é praticamente independente da tensão normal.

No caso específico de materiais que apresentam transformações de fase, esse efeito também deve ser avaliado. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam a formação de martensitas induzidas por deformação (SOUZA, 2006). Nos aços inoxidáveis austeníticos pode ocorrer formação de dois tipos de martensitas: a α' com estrutura CCC e a ϵ com estrutura HC (MARSHAL, 1984). A formação dessas martensitas está fortemente ligada à composição do aço. Os diferentes aços inoxidáveis austeníticos têm diferentes propensões à formação de martensita. Ensaio realizados para avaliar o desgaste em aços ABNT 304 e ABNT 310 mostraram que não ocorre formação de martensitas induzidas por deformação no aço ABNT 310 (YANG et al., 1995). A influência da composição na formação de martensitas induzidas por deformação também pode ser expressa com auxílio de fórmulas empíricas (PADILHA e GUEDES, 1994). As equações (31) e (32), apresentadas a seguir, relacionam a composição química com a temperatura M_d .

$$M_d 50/30(^{\circ}\text{C}) = 413 - 9,5\text{Ni} - 13,7\text{Cr} - 8,1\text{Mn} - 9,2\text{Si} - 18,5\text{Mo} - 462(\text{C}+\text{N}) \quad (31)$$

($M_d 50/30(^{\circ}\text{C})$ é a temperatura onde ocorre a formação de 50% de martensita α' após uma deformação verdadeira de 30% em tração.)

$$M_d 10/45(^{\circ}\text{C}) = 433 - 27,6\text{Ni} - 7,7\text{Cr} - 16,2\text{Mn} - 27,2\text{Si} - 11,3\text{Mo} - 170(\text{C}+\text{N}) \quad (32)$$

($M_d 10/45(^{\circ}\text{C})$ é a temperatura onde ocorre a formação de 10% de martensita α' após 45% de deformação verdadeira em compressão).

As quantidades de martensitas α' e ϵ presentes no aço deformado dependem da quantidade de deformação, sendo que a martensita ϵ tende, com o aumento do grau de deformação, a ser substituída pela α' . Pode-se supor, então, que para intensas deformações a martensita presente seja apenas α' . No caso dos aços inoxidáveis dúplex, que têm

microestrutura ferrítico-austenítica, pode ocorrer durante a deformação a frio transformação parcial da austenita em martensita α' . Isso pode causar a ocorrência de deformação plástica predominante na ferrita, a qual possui alta energia de defeito de empilhamento e mais sistemas de escorregamento que a austenita (REICK et al., 1996). A ocorrência da martensita α' pode ser verificada facilmente com um auxílio de um ferritoscópio, pois ela é uma fase ferromagnética. Já no caso da martensita ϵ , que não é ferromagnética, para verificar-se sua ocorrência é necessário o uso de técnicas como a difração de raios-X. Toda a discussão feita é importante em relação às tensões hidrostáticas, pois a formação de martensita leva a uma variação em volume de cerca de 4% (CAHN e HAASEN, 1996). Outro fator a ser comentado está relacionado com os mecanismos de deformação. A deformação plástica devido ao escorregamento (movimentação de discordâncias) e a maclação competem (MEYERS et al., 2002). Dependendo do material, bem como das suas estruturas cristalinas e dos seus defeitos cristalinos como: tamanho de grão e energia de defeito de empilhamento; um ou outro mecanismo é favorecido (MEYERS et al., 2002). Essa discussão é feita de forma mais completa no capítulo sobre equações constitutivas.

Mesmo com essas críticas, a avaliação e a determinação do processo de falha, em especial utilizando o método dos elementos finitos, usa von Mises como aproximação para o limite de escoamento. Os resultados são próximos, mas como esperado, o modelo matemático não é completo e mais uma vez, as análises comparativas (GUO, 2003 e MARCICANO, 2005). No trabalho conduzido por Guo (2003) os valores de tensão de von Mises e da deformação do cavaco são obtidos utilizando a relação de deformação do cavaco ou o recalque. Esses valores de tensão e de deformação são utilizados como parâmetros na equação constitutiva de Johnson-Cook. Assumindo que a distribuição de tensões é uniforme no plano de cisalhamento, a tensão de cisalhamento (equação (33)) é dada por (ALTINTAS, 2000) :

$$\tau_s = \frac{F_s}{A_s} \quad (33)$$

Onde A_s é a área do plano de cisalhamento do cavaco que é dada pela equação (34):

$$A_s = b \frac{h}{\sin \phi_c} \quad (34)$$

A tensão de cisalhamento pode ser associada com a tensão de Von Mises (GUO, 2003; HASLACH e ARMSTRONG, 2004; BAO e WIERZBICKI, 2004) pela equação (35):

$$\sigma = \sqrt{3}\tau_s \quad (35)$$

Embora existam limitações essa é uma forma que tem sido utilizada para avaliar o processo de corte. No ponto de vista da autora, essas relações matemáticas podem ser consideradas comparativas, mas não servem como modelo físico.

4.4 DEFORMAÇÃO EM ALTAS TAXAS DE DEFORMAÇÃO

Um material solicitado mecanicamente, isto é, sujeito a uma tensão, pode sofrer deformações elásticas, deformações plásticas e fraturar (MEYERS e CHAWLA, 2009). A ocorrência de deformações plásticas e de fratura vai depender da intensidade das tensões. Embora seja um trabalho relativamente antigo, Longo e Reed-Hill (1973) fazem uma revisão dos principais aspectos relacionados com a deformação plástica de materiais metálicos, em especial com o encruamento. Eles apresentam a discussão principalmente para condições onde a taxa de deformação classificaria o encruamento dentro das condições estáticas, isto é, próximas às condições de um ensaio de tração (tensões uniaxiais trativas). No entanto, a última parte deste trabalho traz uma revisão bastante didática sobre os mecanismos de encruamento, da influência da temperatura, da velocidade de deformação e dos defeitos cristalinos como a energia de defeito de empilhamento. Para materiais cúbicos de face centrada (CFC), o arranjo e a distribuição de discordâncias (celular ou em florestas) estão diretamente relacionados com esse defeito (HULL e BACON, 2011). Nesse sentido, mesmo não representando condições de altas taxas de deformação, a energia de defeito de empilhamento está associada e pode influenciar no “histórico” de deformações, ou no encruamento do material.

Em processos que envolvem deformação plástica, mais de 90% da energia gasta no processo se transforma em calor (MEYERS et al., 2002; ATKINS, 2003). Esse calor se difunde para o material e a velocidade com que isso ocorre depende das propriedades físicas do referido material (MEYERS et al., 2002; ANURAG e GUO, 2007; VOYIADJIS e ABED, 2005). Em casos onde ocorrem altas taxas de deformação (acima de 10^2s^{-1}) como na usinagem, a difusão do calor é menor do que o aquecimento devido à deformação, formando-se um sistema adiabático na região de elevada deformação. O aumento de temperatura com a deformação é descrito pela equação (36):

$$T = \frac{\theta}{c_p \rho} \int_0^{\varepsilon_p} \sigma d\varepsilon_p \quad (36)$$

Onde T é a temperatura; θ é um valor empírico em torno de 0,9; ρ é a densidade; σ é a tensão e ε_p é a deformação (VOYIADJIS e ABED, 2005). Esse processo de aquecimento localizado em processos de usinagem é importante, e é conhecido como cisalhamento adiabático (Komanduri e Hou (2000), Komanduri e Hou, (2001)a, Komanduri e Hou (2001)b)). O cisalhamento adiabático leva a um aumento significativo nos limites de escoamento e de resistência como mostra a **figura 25**.

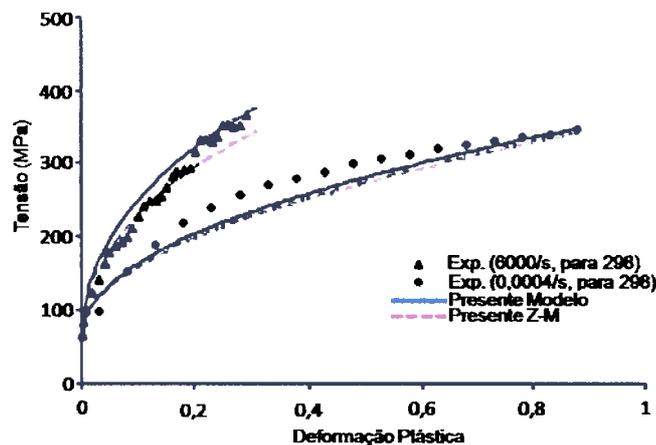


Figura 25 - Aumento do limite de resistência e deformação em função da taxa de deformação. (VOYIADJIS e ABED, 2005).

O processo de usinagem apresenta uma intensa deformação plástica na região do cisalhamento do cavaco o que leva a um aumento localizado de temperatura. Outro aspecto importante é que os processos de corte em usinagem ocorrem com altíssimas taxas de deformação (MEYERS, 1994; SHAW, 2005). As temperaturas e taxas de deformação têm uma influência direta nos mecanismos de deformação. A **Figura 26** mostra as mudanças nos mecanismos de deformação para o titânio com as taxas de deformações em cisalhamento para uma faixa ampla de deformação de cisalhamento. O titânio e suas ligas não ao discutidos neste trabalho e as transformações de fase para esse material não ocorrem na maioria dos outros materiais metálicos, mas o gráfico é apresentado para ilustrar

as mudanças de mecanismos de deformação em função da taxa de deformação e da temperatura.

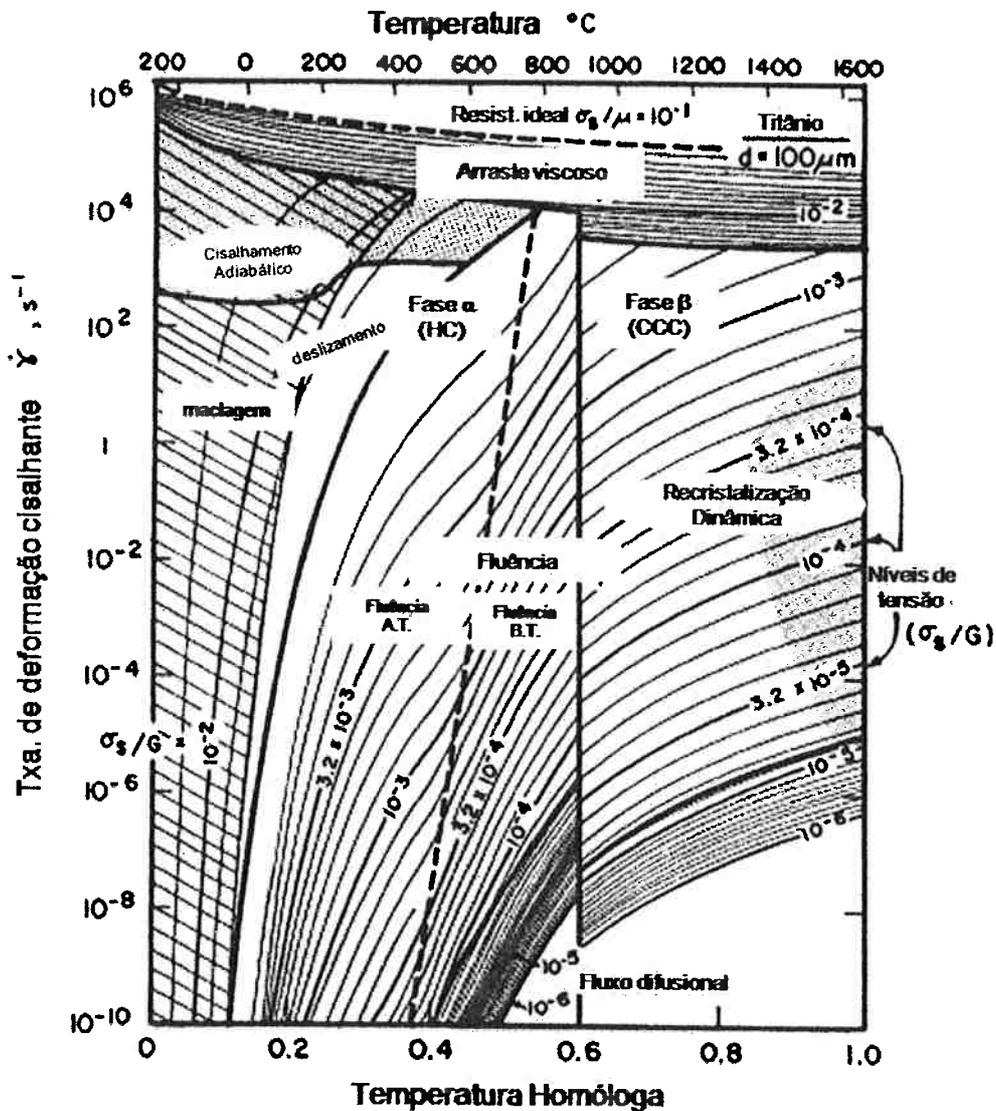


Figura 26 - Mapas de deformação. (KOCKS et al., 1975 apud MEYERS, 2002).

Na verdade, quando se utiliza altas taxas de deformação, acima de 10^2 s^{-1} , devido à ocorrência de cisalhamento adiabático as tensões e deformações são muito maiores do que no caso de condições quase-estáticas, como é apresentado a seguir. As Figuras 27 e 28 mostram os resultados de ensaios estáticos e dinâmicos (barra de Hopkinson) realizados em com diferentes taxas de deformação (GONZÁLEZ SANTOS, 2008). Esses ensaios foram realizados para se obter tensões mais próximas das condições de usinagem.

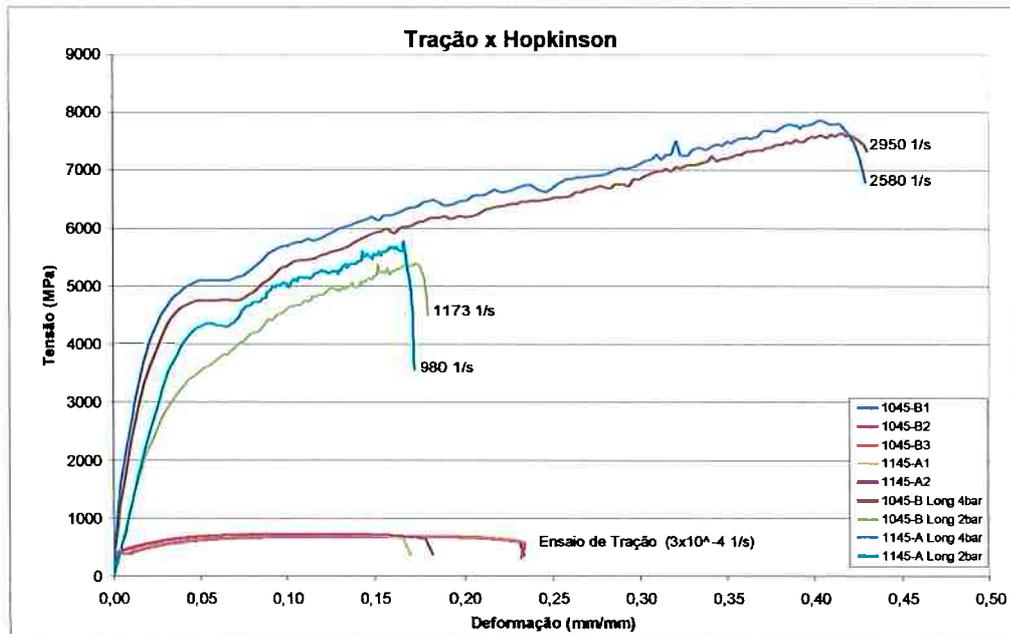


Figura 27 - Comparação entre os ensaios de tração e barra de Hopkinson (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)

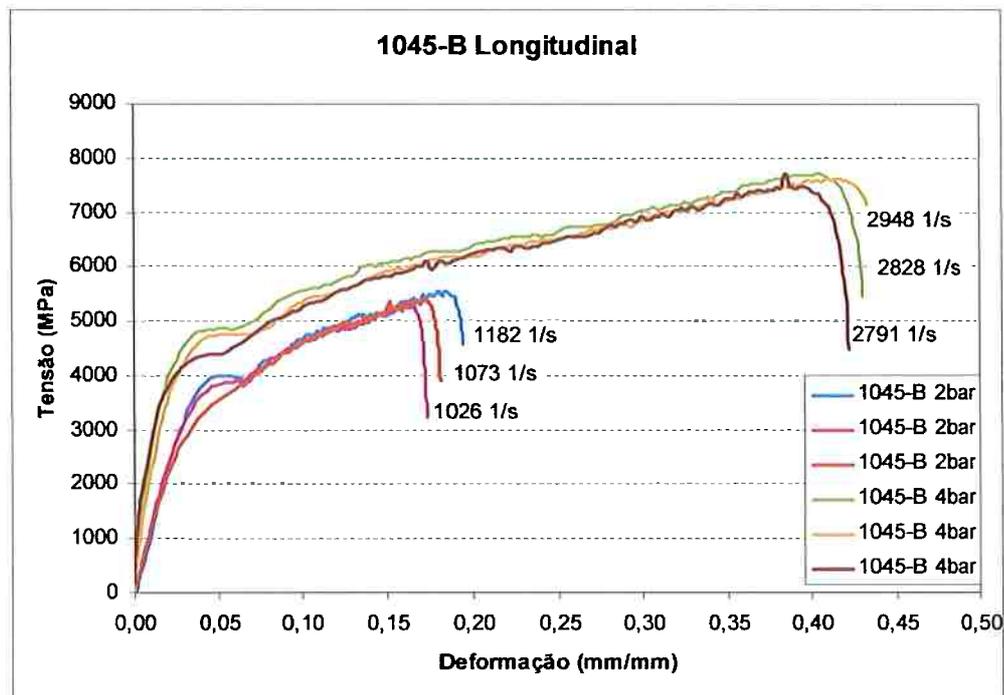


Figura 28 - Curvas tensão-deformação dinâmica para o aço ABNT 1045-B na seção longitudinal da barra (GONZÁLEZ SANTOS, 2008).

Para relacionar as elevadas taxas de deformação e a microestrutura, além dos ensaios mecânicos foi importante a caracterização microestrutural dos materiais estudados.

As **Figuras 29, 30 e 31** mostram a microestrutura característica do material (aço carbono ABNT 1045), a fratura das inclusões no ensaio em condições quase-estáticas e a deformação das mesmas, quando o ensaio foi realizado em condições dinâmicas, respectivamente.

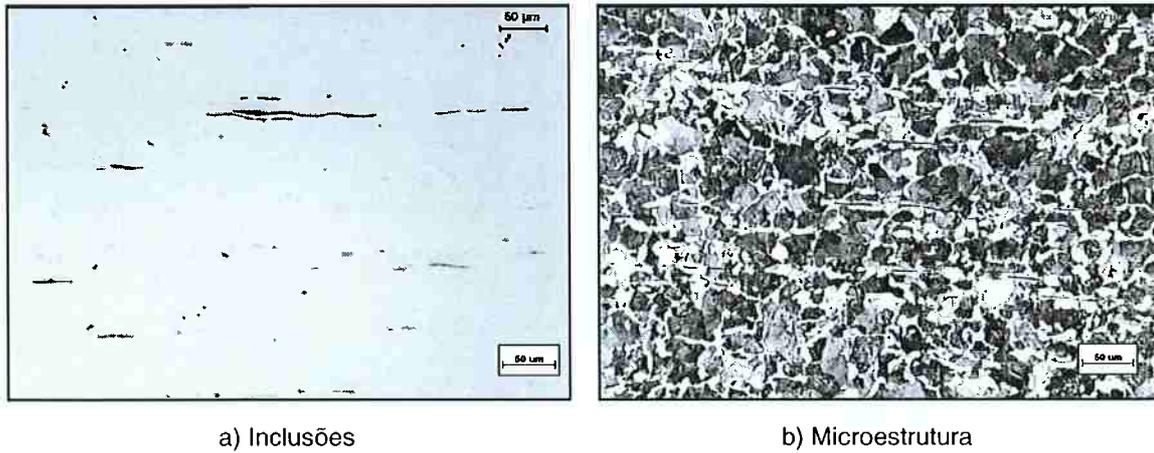


Figura 29 - Micrografias (MO) do aço 1145-B na longitudinal da barra. a) Sem ataque Nital 3%, b) com ataque (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)

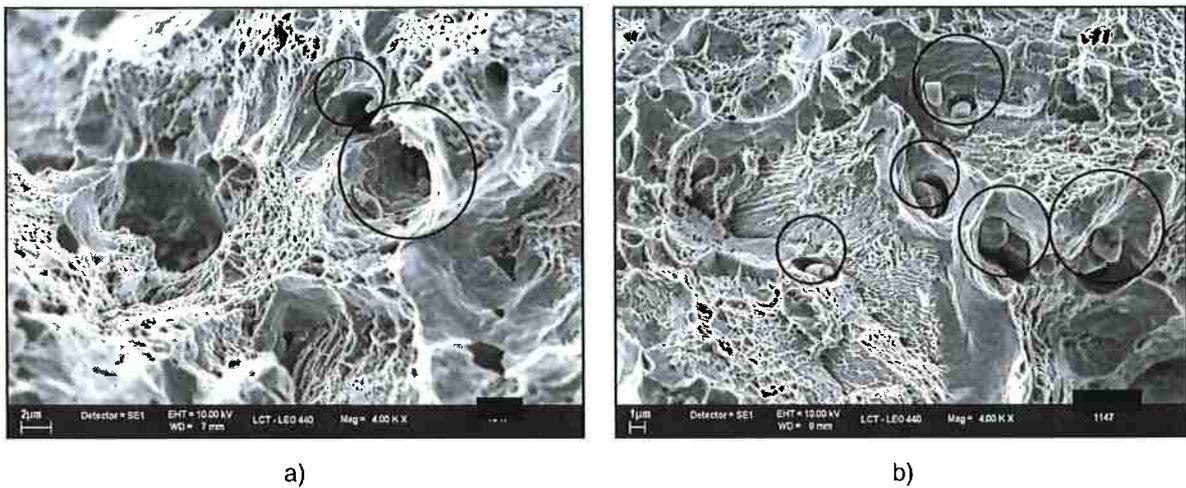
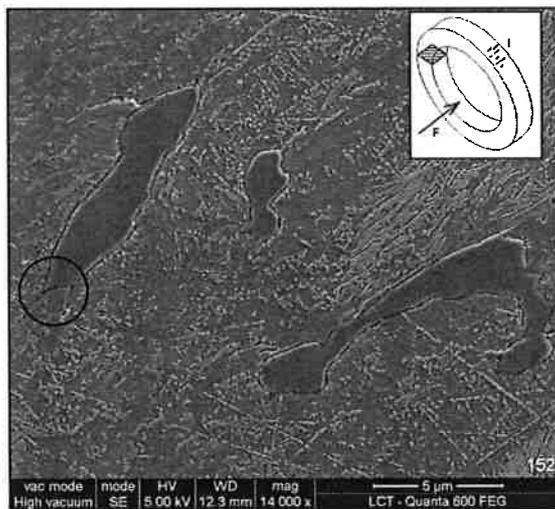
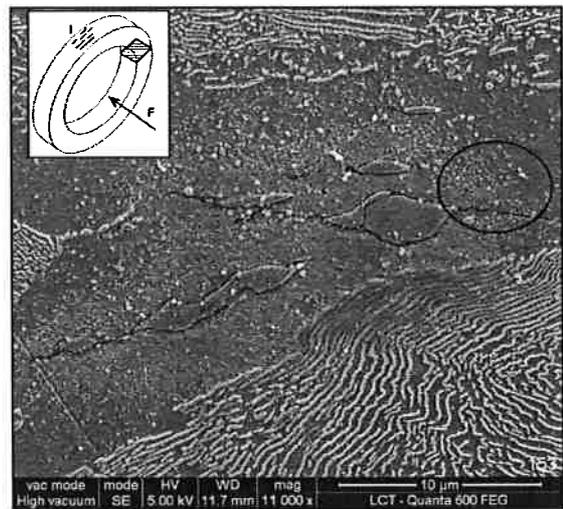


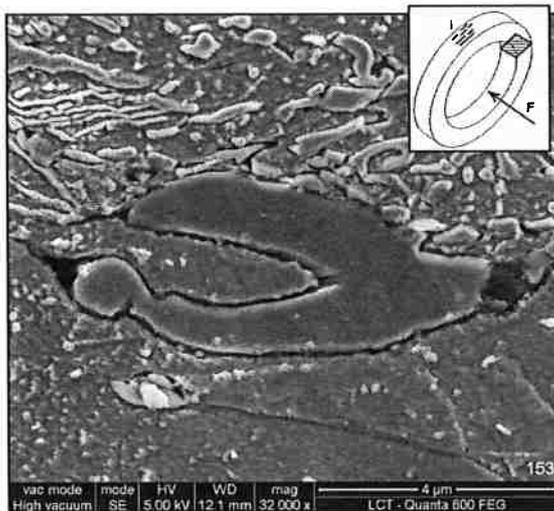
Figura 30 – Micrografia (MEV) na região de fratura do corpo-de-prova. Elétrons secundários. a) ABNT 1045-B, b) ABNT 1145-A (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)



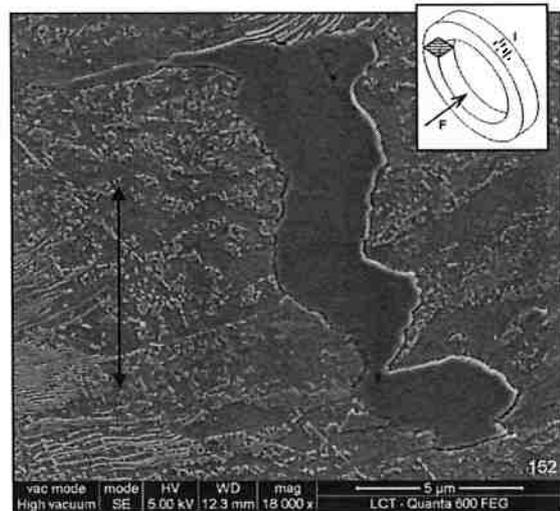
a) Deformação do espécime da seção transversal



b) Deformação do espécime da seção longitudinal



c) Deformação do espécime da seção longitudinal



d) Deformação do espécime da seção transversal

Figura 31 - Micrografias (MEV) dos corpos-de-prova após o ensaio da barra de Hopkinson. Elétrons secundários. No quadro ilustrativo do corpo de prova, F denota a direção de aplicação do carregamento e I denota as inclusões de MnS. (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)

Neste capítulo foram apresentados alguns efeitos em termos de propriedades mecânicas e das respostas do material em termos microestruturais. As diferentes taxas de deformação levam a resultados muito diferentes. Trabalhos como os de Johnson e Cook (1983), são apresentadas muitas referências ao longo do texto, têm utilizado ensaios mecânicos em altas taxas de deformação para avaliar o processo de usinagem, mas esses ensaios, embora apresentem resultados mais próximos da realidade, não representam os

estados de tensões e as condições de triaxialidade encontradas nas condições do processo de corte em usinagem (ASTAKHOV, 1999).

No próximo capítulo será dada continuidade à análise do ponto de vista das tensões e deformações, mas avaliando algumas relações constitutivas apresentadas na literatura.

4.5 EQUAÇÕES CONSTITUTIVAS

As equações constitutivas apresentam relações entre tensão e deformação, algumas dessas equações são apresentadas e discutidas a seguir quanto à sua possível aplicabilidade para prever o comportamento dos materiais em processos de corte em usinagem.

4.5.1 Equação da Lei de Potência

Um primeiro ajuste aceito das relações entre a tensão e a deformação quando existe deformação plástica é utilizar a relação de Ludwik-Hollomon (MEYERS e CHAWLA, 2009) ou também chamada equação da Lei de Potência (DIETER, 1988), que apresenta uma relação exponencial entre a tensão e a deformação, onde o encruamento corresponde a um fator n determinado experimentalmente (equação 37). Este é um dos modelos constitutivos mais simples e mais utilizados para descrever as curvas obtidas em ensaios de tração uniaxial. Esta relação se adequa bem à descrição do processo em condições de deformação quase-estáticas, onde o calor decorrente da deformação plástica se dissipa e não tem influência significativa no processo.

$$\sigma = k\epsilon^n \quad (37)$$

As duas constantes do material os coeficientes de resistência (k) e de encruamento (n), são estimadas por ajuste da curva de dados experimentais, como comentado (DIETER, 1988; MEYERS e CHAWLA, 2009). Este modelo constitutivo não considera qualquer efeito de taxa de deformação e da temperatura, e não pode ser aplicado para processos de usinagem devido ao complexo estado de deformação envolvendo altas taxas de deformação e temperatura. Como comentário geral, os ensaios estáticos ou quase-estáticos não são adequados para simular as condições de usinagem (ASTAKHOV, 1999). Embora avaliações qualitativas ou complementares possam ser feitas como forma de caracterizar o material

(GONZÁLEZ SANTOS, 2008; CORREA SALDARRIAGA, 2008). Armstrong e Walley (2008) também inicia o seu trabalho comentando que a condição ideal é relacionar as medidas feitas nas condições estáticas e transportá-las para as condições dinâmicas, embora isso leve a muitas imprecisões.

4.5.2 Modelo de Johnson-Cook

O modelo de Johnson-Cook (JC) (JOHNSON e COOK, 1983; JOHNSON e COOK, 1985) descreve uma relação constitutiva para altas taxas de deformação, usando o critério de escoamento de von Mises. Esse modelo tem por base a avaliação das propriedades estáticas e dinâmicas do material em diferentes condições. O modelo de JC é uma relação empírica que foi determinada utilizando diferentes ensaios mecânicos e diferentes taxas de deformação, sendo o modelo mais utilizado e, talvez o mais bem sucedido na análise de tensões envolvendo deformação, taxa de deformação e temperatura (Meyers, 1994). Por esse motivo, o modelo JC, apresentado na equação (38), tem sido usado como uma ferramenta em elementos finitos para simulações de usinagem, conformação e outros processos de deformação (GUO et al., 2005; ANURAG e GUO, 2007).

$$\sigma = (\sigma_0 + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) (1 - T_h^m) \quad (38)$$

Esta equação tem cinco parâmetros determinados experimentalmente (σ_0 , B , C , n , m) através do ajuste não linear de curva. $\dot{\varepsilon}_0$ é uma taxa de deformação de referência que pode, por conveniência, ser igual a 1 (JOHNSON e COOK, 1983; JOHNSON e COOK, 1985; MEYERS, 1994).

Como exemplos da aplicação da equação de Johnson-Cook em usinagem, as **Figuras 32 e 33** apresentam algumas comparações obtidas de testes de compressão e corte ortogonal da liga de alumínio 6061-T6 (GUO, 2003), respectivamente. Pode-se observar uma boa precisão do modelo Johnson-Cook para testes quase-estáticos, mas existe um desvio para os testes de usinagem. Estas fontes de diferenças entre os resultados estão nas condições de corte, as quais não são previstas pela equação constitutiva. Dessa forma, este modelo tem suas limitações para prever padrões de deformação complexos em usinagem.

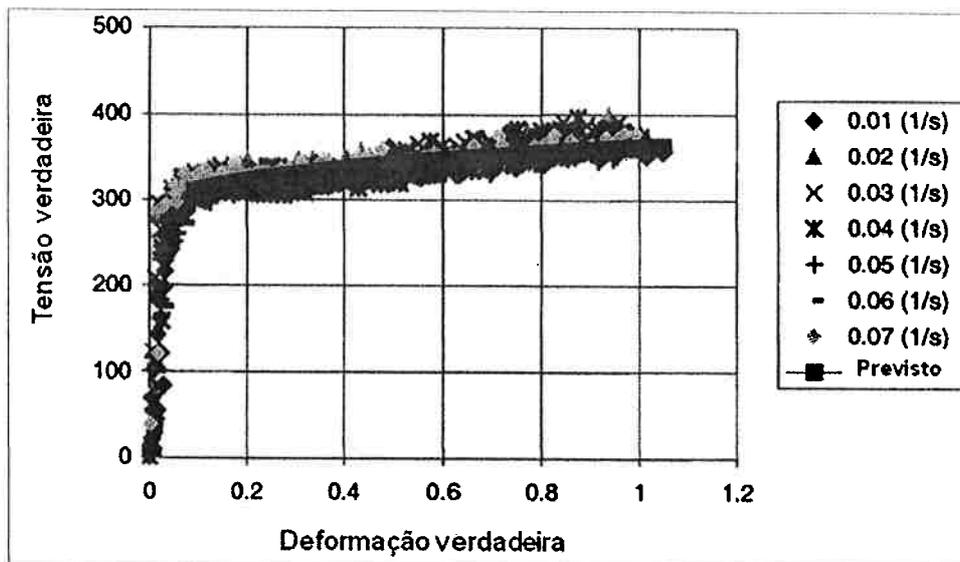


Figura 32 - Comparação entre os limites de escoamento previstos com os dados obtidos dos testes de compressão em baixas taxas de deformação e temperatura ambiente do Al 6061-T6 (GUO, 2003).

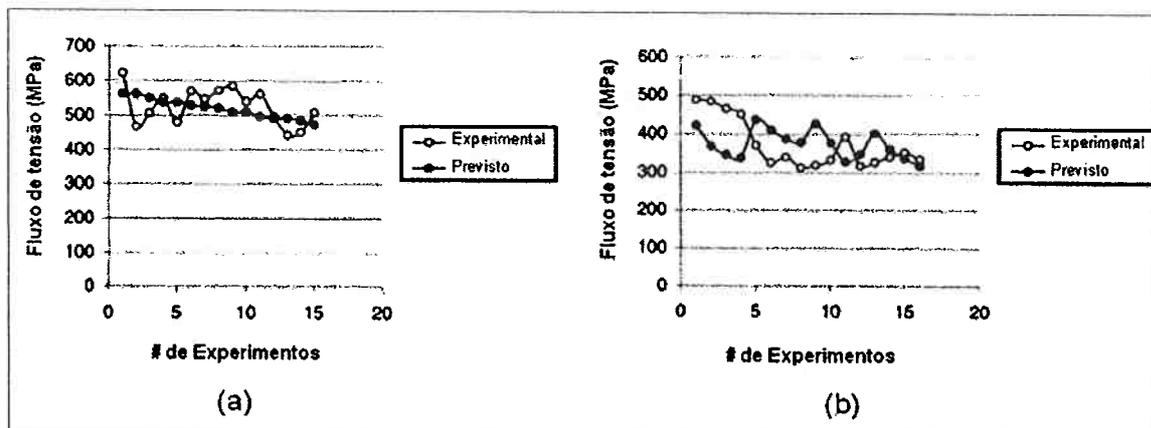


Figura 33 - Comparação entre o fluxo de tensões previsto com os dados obtidos de testes de usinagem de Al 6061-T6, (a) taxa de deformação moderada e baixa temperatura; (b) alta taxa de deformação e temperatura moderada (GUO, 2003).

Outro trabalho nesta mesma linha foi feito (MARCICANO et al. 2005) baseado em ensaios de usinagem e de compressão para se estabelecer as tensões no processo de corte de aços inoxidáveis austeníticos. Boas correlações foram obtidas, como mostram as **Figuras 34 e 35**. Esse bom ajuste ao modelo se deve a dois aspectos, o primeiro é devido às velocidades de corte relativamente baixas, isto é, a uma taxa de deformação não muito elevada, e o segundo está relacionado com o próprio material, que tem o seu encruamento menos influenciado pelas temperaturas por ser CFC.

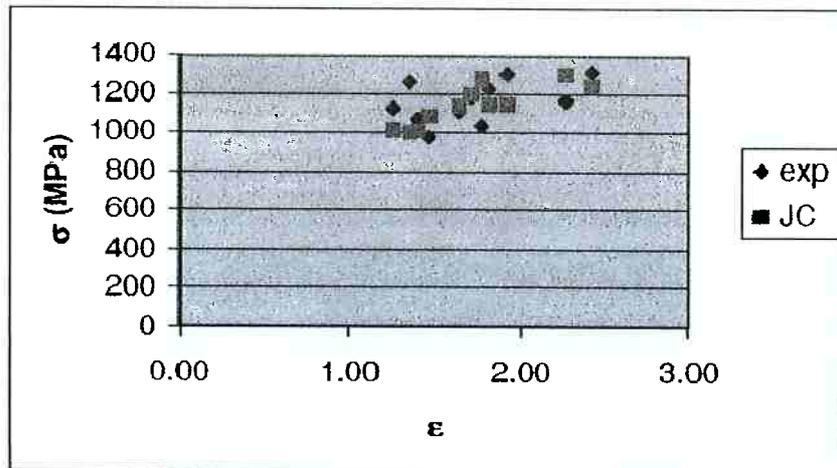


Figura 34 - Deformação e tensão, calculadas pela relação de Johnson-Cook e experimental, ensaios de força de corte, ferramenta com geometria 1. (MARCICANO et al. 2005)

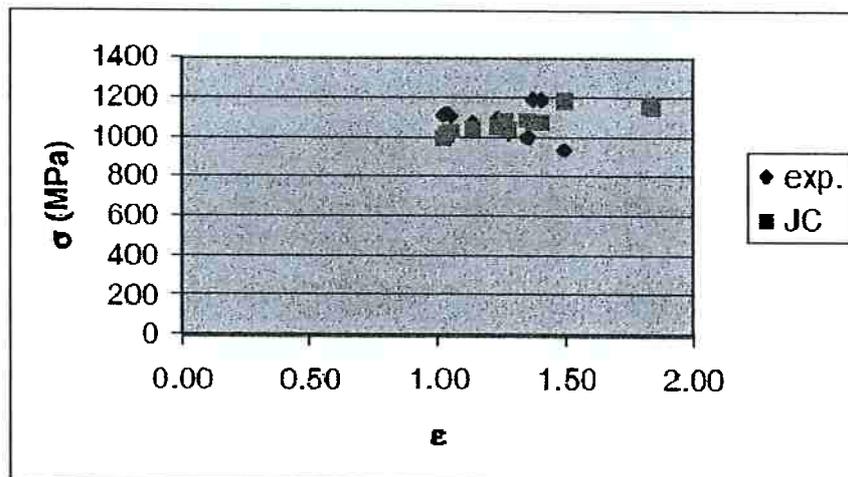


Figura 35 - Deformação e tensão, calculadas pela relação de Johnson-Cook e experimental, ensaios de força de corte, ferramenta com geometria 2. (MARCICANO et al. 2005)

A equação de Johnson-Cook também foi modificada para incorporar a recristalização dinâmica em altas temperaturas através da adição da função $H(T)$, com a finalidade de superar certos problemas devido à temperatura de recristalização que afeta a tensão de escoamento devido às transformações de fase no material (MEYERS, 1994; ANURAG e GUO, 2007). A equação (39) apresenta o modelo Johnson-Cook modificado.

$$\sigma = (\sigma_0 + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) (1 - T_h^m) H(T) \quad (39)$$

Onde a equação (40) descreve $H(T)$.

$$H(T) = \frac{1}{1 - \left[1 - \frac{(\sigma_f)_{rec}}{(\sigma_f)_{def}} \right] u(T)} \quad (40)$$

E, $u(T)$ é uma função de passo de temperatura definida como:

$$u(T) = \begin{cases} 0 & a T < T_c \\ 1 & a T > T_c \end{cases}$$

$(\sigma_f)_{rec}$ e $(\sigma_f)_{def}$ são as tensões de escoamento do material após e antes da recristalização, respectivamente.

4.5.3 Modelos de Usui

Em 1983, um modelo constitutivo foi proposto com base em testes de compressão da barra de Hopkinson, que pôde ser aplicado para análises do comportamento do material na zona plástica durante a usinagem (SHIRAKASHI et al., 1983; MAEKAWA et al., 1983; MAEKAWA et al., 1996; DIRIKOLU et al., 2001) usaram este modelo para estudos de simulações em usinagem de aços. O modelo é único por considerar o efeito conjugado de taxa da deformação e da temperatura, bem como os efeitos do histórico da taxa de deformação e temperatura.

A expressão completa a tensão de escoamento, incluindo os efeitos do caminho de deformação é dada na equação. (41).

$$\sigma = A \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right)^M e^{kT} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right)^{-m} \left\{ \int_{T, \dot{\varepsilon} \equiv h(\bar{\varepsilon})} e^{-kT/N} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right)^{-m/N} d\bar{\varepsilon} \right\}^N \quad (41)$$

Os coeficientes A , M e N refletem a tensão de escoamento para uma taxa de deformação de 1000 s^{-1} e uma deformação de um; a sensibilidade da taxa de deformação e grau de encruamento, respectivamente, são funções da temperatura T . k e m são constantes associadas à dependência do caminho de deformação (DIRIKOLU et al., 2001).

O modelo Usui é capaz de prever o comportamento mecânico sobre um número de taxa de deformação e temperaturas, mas é um modelo semi-empírico não fornecendo uma interpretação física da deformação, além de não incluir efeitos de recozimento e envelhecimento, não mostrando prever os efeitos microestruturais (MAEKAWA et al., 1983; GUO et al., 2005; ANURAG e GUO, 2007).

Usui e Shirakashi (1984) também propuseram um método analítico que leva em conta a ocorrência de desgaste da ferramenta, prevendo o desgaste por cratera e flanco em ferramentas de metal duro. Nesse modelo foram utilizados critérios de energia, onde a energia dissipada no plano de cisalhamento primário mais a energia dissipada no plano de cisalhamento secundário devido ao atrito correspondem à força de usinagem. Nesse caso a força de usinagem é função dos parâmetros de corte e do ângulo formado pelo cavado durante o processo de deformação. Embora haja limitações, essa foi uma grande contribuição no sentido de análise. Softwares como o Deform 3D (versão 5.0) incorporaram na sua base de dados esse modelo para conduzir a análise por elementos finitos.

4.5.4 Modelos Micromecânicos

O trabalho de Johnson e Cook (JOHNSON e COOK, 1983; JOHNSON e COOK, 1985) mostrou que o ferro, material com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado, e o cobre, material com estrutura cristalina cúbica de faces centradas, têm comportamentos diferentes. Os dois materiais apresentam diferentes respostas com relação à temperatura, como mostra a **Figura 36**. Zerilli e Armstrong (1987) analisando esses resultados discutem também o efeito que a deformação tem no cobre, não ocorrendo da mesma forma no ferro (**Figura 37**).

Os metais e ligas CCC apresentam uma dependência do limite de escoamento com a temperatura e com a taxa de deformação. Em especial, porque os materiais CCC, que apresentam mais planos de escorregamento, no entanto não apresentam planos densos, apenas direções densas, [111], têm também forte influência dos efeitos de curto alcance, como átomos de soluto os quais afetam mais diretamente a movimentação das discordâncias (HULL e BACON, 2011). No caso dos aços baixo carbono é conhecido o limite de escoamento contínuo, isso se deve à atuação de vários sistemas de escorregamento ao mesmo tempo (REED-HILL, 1973). Já os materiais FCC, apresentam planos densos, (111). Nesse sentido a temperatura tem menos influência, mas o histórico de deformação e os arranjos de longo alcance, como florestas de discordâncias, têm efeito em todo o processo de deformação e no encruamento, como mostra a **Figura 37**.

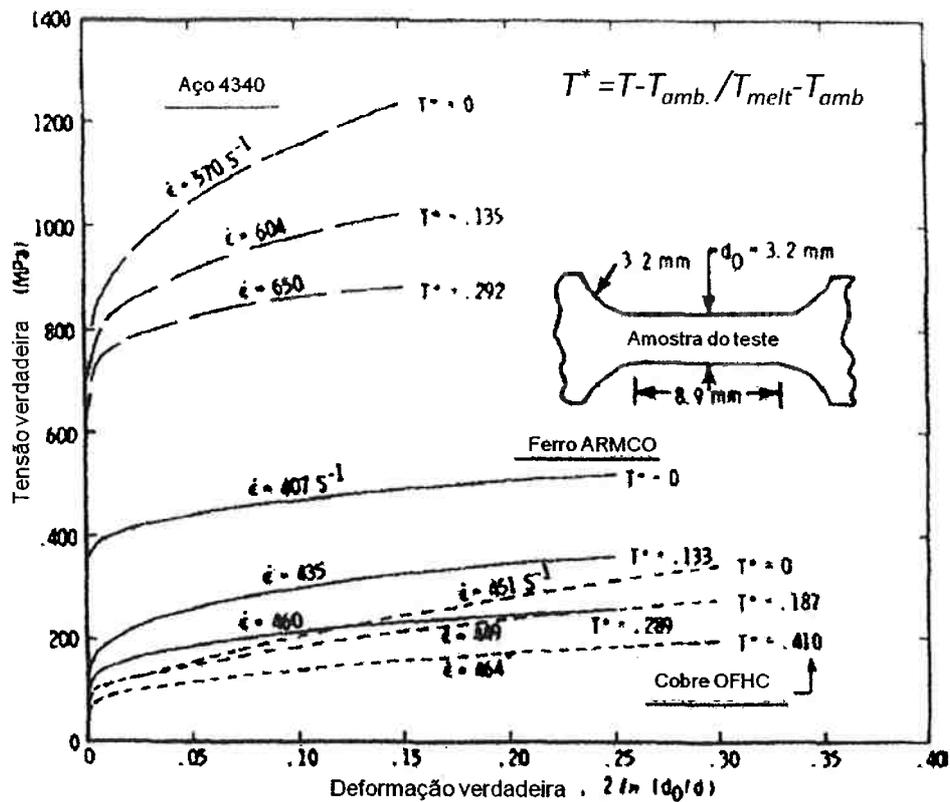


Figura 36 - Ensaio realizado por Johnson- Cook, barra de Hopkinson em várias temperaturas (JOHNSON e COOK, 1985).

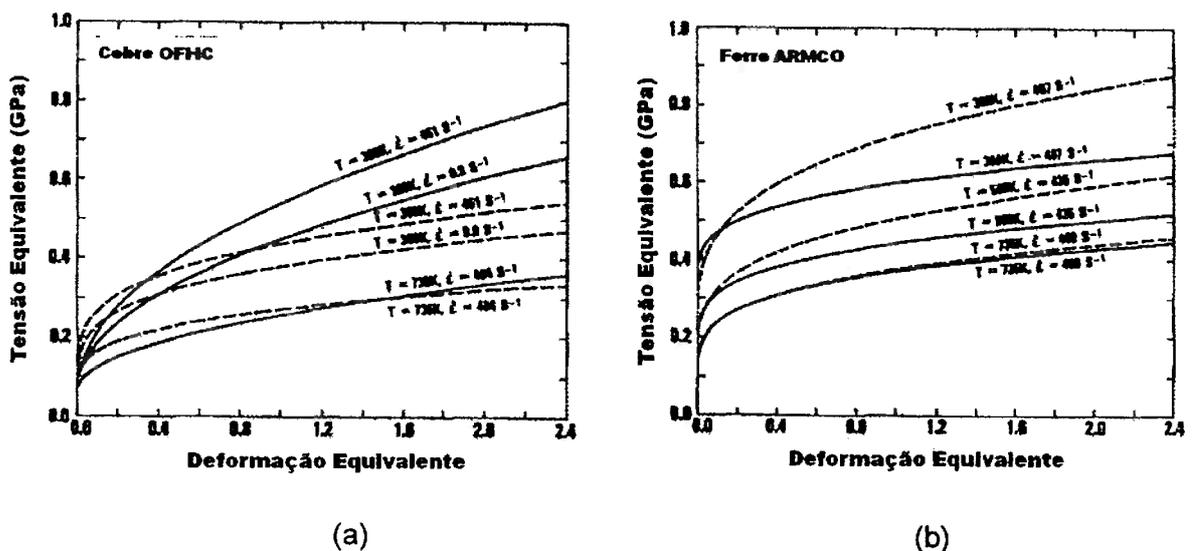


Figura 37 - Curvas tensão deformação isotérmicas para (a) cobre, (b) ferro. (adaptado de Zerilli e Armstrong (1987))

Com base nessas análises de Johnson-Cook, Zerilli e Armstrong (1987) discutem o processo de deformação plástica do material baseados na teoria das discordâncias. Neste

caso, a taxa de deformação plástica no cisalhamento (forma de falha nos materiais dúcteis) varia com a direção da deformação, o vetor de Burgers, a densidade de discordâncias e com a velocidade média das discordâncias. Em baixas velocidades, a movimentação das discordâncias depende da superação de obstáculos (barreiras de curto alcance), que estão relacionados com a energia de ativação. Com isso, propuseram duas equações constitutivas microestruturais baseadas na ativação térmica para a movimentação de discordâncias, que incorpora os efeitos de encruamento, taxa de encruamento e amolecimento térmico, mostrando uma excelente concordância com os resultados experimentais (MEYERS, 1994; GUO et al., 2005; VOYIADJIS e ABED, 2005). De acordo com Voyiadjis e Abed (2005), o modelo de Zerilli-Armstrong fornece duas relações diferentes, para metais cúbicos de corpo centrado (CCC) e cúbicos de face centrada (CFC), como mostram as equações (42) e (43), respectivamente.

$$\sigma = \hat{Y}(1 - (\beta_1 T - \beta_2 T \ln \dot{\epsilon})^{1/q})^{1/p} + B\epsilon^n + Y_a \quad (\text{CCC}) \quad (42)$$

$$\sigma = B\epsilon^n(1 - (\beta_1 T - \beta_2 T \ln \dot{\epsilon})^{1/q})^{1/p} + Y_a \quad (\text{CFC}) \quad (43)$$

Onde \hat{Y} é a tensão limite de escoamento da barreira de Peierls para a movimentação inicial da discordância. B e n são as constantes de encruamento; Y_a representa a tensão de escoamento atérmica; β_1 e β_2 estão relacionados com os componentes físicos da microestrutura.

As equações constitutivas de plasticidade fenomenológicas incluindo os modelos da lei de potência, Johnson-Cook, Usui, micromecânico e Zerilli-Armstrong foram trabalhadas para relacionar o limite de escoamento com a deformação plástica, taxa de deformação e/ou temperatura, e geralmente têm sido utilizadas na tentativa de prever o comportamento dos materiais em uma ampla faixa de temperaturas e taxas de deformação em geral impostas em processos de fabricação. Cada modelo constitutivo apresentado mostrou suas particularidades, com vantagens e limitações. O modelo da lei de potência não considera qualquer efeito de taxa de deformação e da temperatura. O modelo de Johnson-Cook é o mais popular e amplamente utilizado. No entanto, os termos de deformação, taxa de deformação e temperatura na equação constitutiva contribuem somente com seus efeitos independentes, não incluindo o efeito conjugado. O modelo Usui é único na forma como aborda o efeito conjugado de taxa de deformação e temperatura, bem como os efeitos dos históricos destas variáveis, mas é um modelo semi-empírico e não fornece interpretação

física de deformação, além de não ter nenhum poder de previsão sobre o efeito da microestrutura. Finalmente, os modelos micromecânico e Zerilli-Armstrong consideram os efeitos microestruturais. Um outro trabalho (MEYERS et al., 2002) da descrição de relações constitutivas que foi feita com bases em modelos físicos e considerando os efeitos microestruturais. Os aspectos mais importantes deste trabalho são apresentados.

Meyers et al. (2002) começam seu trabalho apresentando os mecanismos de deformação plástica os quais são: escorregamento (movimentação de discordâncias), maclação, transformações martensíticas e difusão em fluência. Alguns desses mecanismos foram apresentados na **Figura 26**.

Em processos de usinagem os mecanismos de difusão em fluência podem ser desconsiderados no material usinado, embora certamente ocorra difusão devido à elevação de temperatura junto à região deformada durante o corte ou mesmo na ferramenta. A ocorrência de transformação martensítica também é esperada, embora não ocorra em grandes volumes de material. Um exemplo da ocorrência de transformação martensítica é durante a deformação de um aço inoxidável austenítico. Os aços austeníticos não apresentam ferromagnetismo, mas o cavaco formado apresenta.. Isso pode ser avaliado utilizando um ímã. Em aços carbono devido à transformações de fase e resfriamento rápido, nas regiões mais deformadas, também pode ocorrer formação de martensita.

Da mesma forma que no trabalho de Zerilli e Armstrong (1987) e Anurag e Guo (2005), Meyers et al. (2002) fazem uma abordagem termodinâmica e cinética do processo de movimentação de discordâncias separando os efeitos que as taxas de deformação, deformação e temperatura têm nos materiais CCC e CFC. Esses mecanismos são bastante conhecidos (REED-HILL, 1973; CAHN e HAASEN, 1996; HULL E BACON, 2011); no entanto, na maioria das vezes são negligenciados em processos de usinagem. Uma formulação mais direcionada no sentido de avaliar esses aspectos em usinagem está sendo conduzida, mas ainda não se tem resultados que permitam a publicação dos mesmos. As orientações em andamento (BARBOSA e MACHADO, 2011a; BARBOSA e MACHADO, 2011b e BARBOSA e MACHADO, 2011c) são dirigidas neste sentido. Como comentário geral, sabe-se que esses mecanismos discutidos ao longo desse texto podem não ser válidos para condições de choque (altíssimas taxas de deformação) e em especial na área de usinagem ao *high speed machining*, pois nessas condições o material na região onde ocorre o cisalhamento adiabático pode se comportar como um líquido, e toda a abordagem relacionada com a deformação deve ser termodinâmica (HORIE, 1980). Esses aspectos não são discutidos neste trabalho, mas é importante comentar que a formulação termodinâmica

se baseia na energia interna do material, que durante o choque (altíssimas velocidades) se convertem em calor através da capacidade térmica e da densidade (equação 36).

Outro aspecto importante apresentado nos trabalhos de Zerilli e Armstrong (1987) e Meyers et al. (2002) foi avaliar o efeito do tamanho de grão nos processos de deformação. Quantitativamente, na opinião da autora, esse efeito deve variar e eventualmente haja mudanças de mecanismos em função de seu tamanho. Trabalhar com materiais com tamanhos de grãos na ordem de micrometros ou de nanometros favorecem um ou outro mecanismos de deformação, como a superplasticidade (Meyers e Chawla, 2009). Os quatro fatores principais que contribuem para o endurecimento devido aos contornos de grão são: 1. Os contornos de grão atuam com barreiras à movimentação de discordâncias; 2 os contornos de grão atuam como fonte de discordâncias; 3. A existência de anisotropia elástica e 4. Na região dos contornos ocorre a movimentação de discordâncias de forma mais intensa do que no interior do grão. Esquemáticamente isto é apresentado na **Figura 38**.

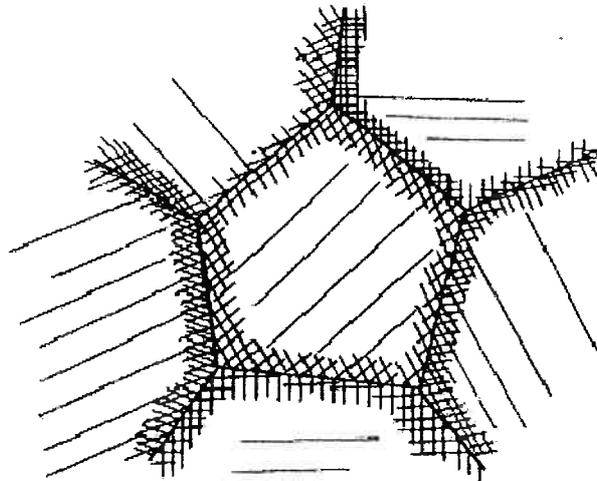


Figura 38 - Configuração esquemática da ocorrência de movimentação de discordâncias em um sistema policristalino, em um primeiro estágio do escoamento, com ativação de múltiplos sistemas de escoamento junto aos contornos de grão e de um único sistema de escoamento no interior do grão. (MEYERS et al., 2002)

Para concluir essa análise micromecânica, relacionada com elementos microestruturais, é apresentada a análise conduzida por Anurag e Guo (2005). Assumindo que a resposta dos materiais a altas taxas de deformação está intimamente relacionada com a evolução da microestrutura, e que defeitos, trincas, transformações de fase, e sua interação mútua estabelecem o desempenho mecânico; existem mecanismos qualitativos

diferentes, conforme a escala de deformação, que são alterados do nível micro para o macro (Meyers, 1994). Assim, a deformação plástica é assumida ocorrer basicamente devido à movimentação de discordâncias, e a partir do conceito da cinética de discordâncias foi proposta uma equação constitutiva baseada na física micromecânica dada na equação (44), onde a tensão é dada pela soma de duas componentes: a tensão atérmica (σ_a) e tensão térmica (σ^*) (MEYERS, 1994; NEMAT-NASSER e GUO, 2000; CHENG et al, 2001).

$$\sigma = \sigma_a + \sigma^* \quad (44)$$

A tensão atérmica representa a resistência à movimentação de discordâncias por barreiras de longo alcance tais como florestas de discordâncias, contornos de grão, precipitado. Esta parte da tensão independe da taxa de deformação e da temperatura, e representa a microestrutura, podendo ser expressa como uma função da densidade de discordância, do tamanho médio do grão, e de outros parâmetros. A tensão térmica, por outro lado, representa a resistência à movimentação de discordâncias por barreira de curto alcance como defeitos pontuais tais como lacunas, auto-intersticiais, elementos de liga e outras discordâncias que interceptam os planos de escorregamento. Esta componente é função principalmente da taxa de deformação e da temperatura e considera o efeito conjugado destas variáveis.

No entanto, para temperaturas acima da temperatura crítica (T_c), o modelo micromecânico baseado em relações físicas dá simplesmente um valor constante para todas as temperaturas. E no caso particular de usinagem, o aumento da temperatura acima de T_c é comum, e por isso o modelo micromecânico não pode ser aplicado satisfatoriamente em processo com grandes deformações tais como em usinagem (ANURAG e GUO, 2007). Anurag e Guo (2007) exploraram o modelo físico numa tentativa de determinar a tensão limite de escoamento em processos de fabricação, estendendo o modelo micromecânico original para prever o limite de escoamento acima da temperatura crítica introduzindo um coeficiente de aproximação. O modelo modificado é capaz de prever a tensão limite de escoamento em uma gama de temperaturas, mas o coeficiente da função deve ser ajustado para cada material e condição de deformação específica. Trabalho aceito em congresso (BARBOSA e MACHADO, 2011c) faz uma apresentação uma análise similar à conduzida neste texto.

4.6 EFEITO DA MICROESTRUTURA NA USINAGEM – PROCESSO DE FALHA

Durante o processo de formação do cavaco, ocorre primeiramente uma deformação do material e depois inicia-se a separação do material e a criação de superfície. O esquema da **Figura 39** ilustra isto.

A deformação plástica no material, e por consequência a quantificação dessa deformação por meio de propriedades mecânicas depende, como apresentado anteriormente, de aspectos com estrutura cristalina, defeitos cristalinos (átomos de solutos, contornos de grão e de interface, discordâncias, defeitos de empilhamento e etc.) (CAHN e HAASEN, 1996; HULL e BACON, 2011), e da triaxilidade existente (BAO e WIERZBICKI, 2004; SHAW, 2005). Outro aspecto que é agora apresentado está relacionado com os concentradores de tensão.

Os materiais metálicos apresentam uma resistência mecânica muito menor do que a teórica (CAHN e HAASEN, 1996; MEYERS e CHAWLA, 2009). Isso se deve às discordâncias e às descontinuidades como as trincas. Toda a análise feita por Griffith, bem como os modelos de plastificação na ponta da trinca (MEYERS e CHAWLA, 2009) são pontos importantes a serem avaliados também em processos de fabricação. Um dos parâmetros mais relevantes com relação à tenacidade à fratura é o valor de K_{Ic} , determinado em estado plano de deformação.

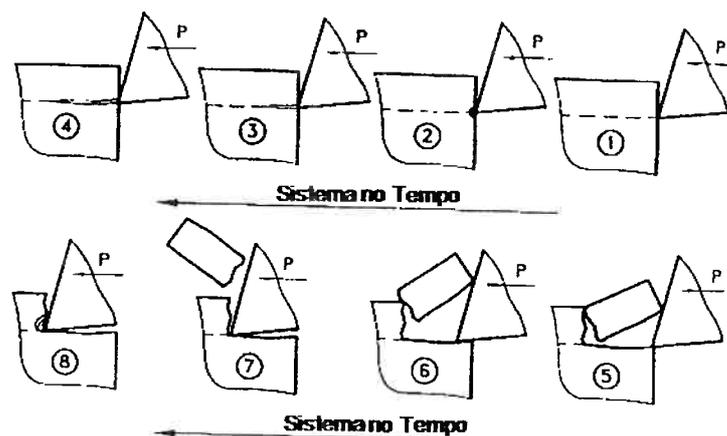


Figura 39 – Esquema para o processo de formação do cavaco durante a usinagem. ASTAKHOV, 1999.

Atkins (2003) discute o efeito da formação de superfícies e do trabalho associado a esta formação de superfícies em processos de usinagem. Seu trabalho discute e mostra que

a formação de cavaco é um caso de fratura dúctil com colapso plástico. Rosa et al. (2007) discutem e corroboram o trabalho anterior de Atkins (2003) no sentido que variações de volume só seriam possíveis pela ocorrência de trincas, que não são visíveis. Outro aspecto interessante da pesquisa de Rosa et al. (2007) e Rosa et al. (2011) é que para eliminar os efeitos de defeitos cristalinos e da própria microestrutura no processo de deformação foi utilizado um material com pureza 99,9%. Por outro lado, isso está longe do que ocorre na grande maioria dos processos de fabricação.

No que se refere à microestrutura, muitos são os casos onde não existe um vazão no material como descontinuidade, mas sim fases com propriedades mecânicas muito diferentes das fases da matriz funcionando como concentradores de tensão. Neste item serão dadas ênfases às descontinuidades microestruturais que, muitas vezes, são desejadas por levarem à diminuição dos esforços de usinagem. Do ponto de vista tecnológico, há uma melhoria na usinabilidade.

A avaliação dos efeitos de cada parâmetro de processo e de cada concentrador de tensão no material é complexa e ensaios mecânicos dificilmente são representativos dos modelos físicos relacionados aos processos de usinagem. A maneira que apresentou melhor compromisso entre os resultados de ensaios para avaliar a usinagem e relacioná-los com a microestrutura foi: 1. Fazer a caracterização microestrutural dos materiais estudados; 2. Medir forças de usinagem, em especial foram avaliadas as forças de corte, as quais foram transformadas em pressão específica de corte (ks); 3. Medir propriedades mecânicas com as técnicas disponíveis (em especial microdureza Vickers); 4. Avaliar o processo de deformação do material a partir do cavaco, e observá-lo após preparação metalográfica. Essas avaliações resultaram em muitas análises que permitiram comparar, principalmente, o efeito de inclusões como concentradores de tensões. Os valores de ks deram bons indicativos da mudança de comportamento no material. Alguns desses resultados e análises são apresentados a seguir.

4.6.1 Concentradores de tensão - Efeito do teor de enxofre em aços inoxidáveis austeníticos

Na **Figuras 40 e 41** são apresentadas microestruturas de dois aços inoxidáveis austeníticos (ABNT 303 e 304). O aço ABNT 303 tem uma composição química muito próxima ao ABNT 304, exceto pelo teor de enxofre. O enxofre forma com o manganês e com o ferro inclusões, as quais têm um efeito geralmente negativo em termos de propriedades mecânicas, mas positivo quanto ao processo de usinagem. As inclusões atuam como concentradores de tensão.

Observa-se que ocorre, além de uma diminuição nos esforços de usinagem, uma mudança no comportamento em relação ao estado de tensões quando se compara o aço ABNT 304 e o ABNT 303 (Figuras 6 a 8). Outro aspecto do ponto de vista de caracterização microestrutural nesse caso foi a avaliação da superfície do material. Embora a rugosidade da superfície seja próxima após os ensaios de usinagem (Figura 42), as superfícies observadas são diferentes (Figura 43) (SOUZA, 2006).



Figura 40 - Aço ABNT 303 como recebido (solubilizado) (a) e (b) sem ataque seções transversal e longitudinal da barra. Microscopia óptica. (SOUZA, 2006)

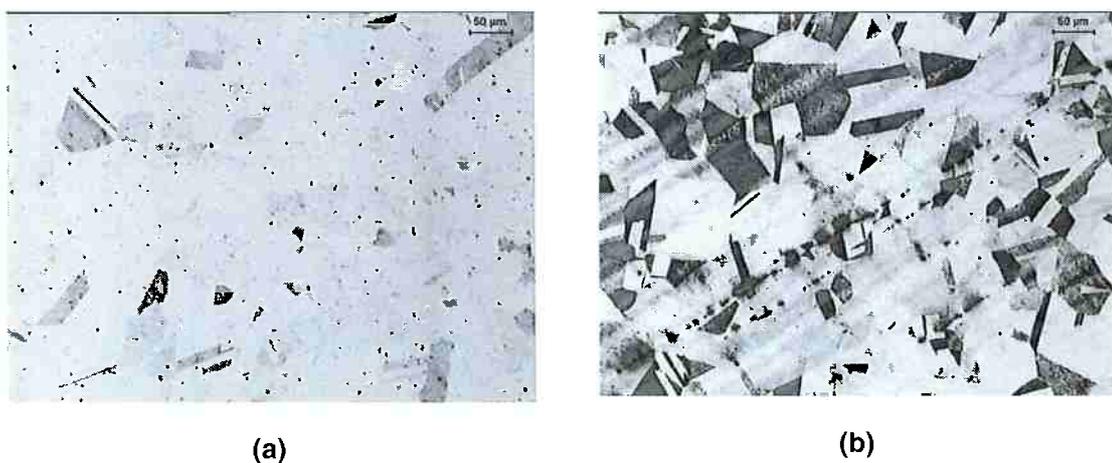


Figura 41 - Aço ABNT 304 como recebido (solubilizado) (a) e (b) com ataque seções transversal e longitudinal da barra, respectivamente. Microscopia óptica. Ataque: Behara II. (SOUZA, 2006)

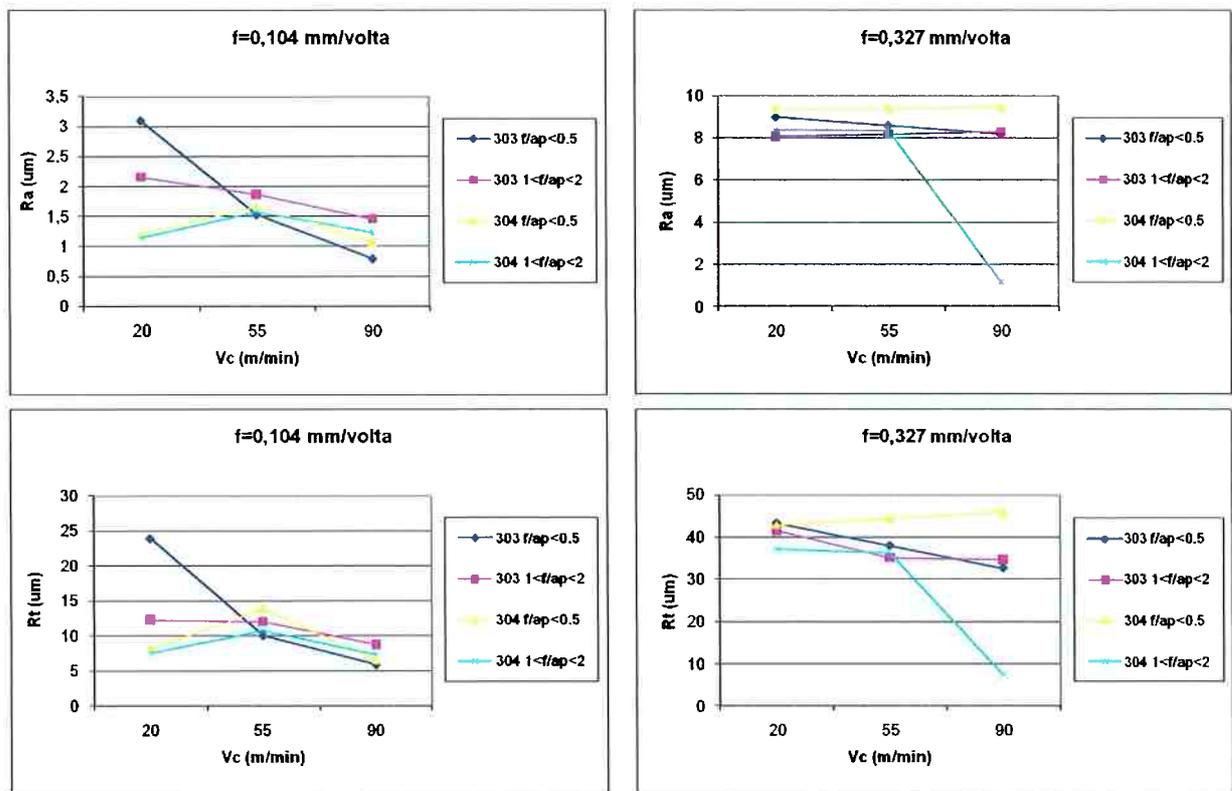


Figura 42. Efeito do avanço, da velocidade de corte e da relação f/a_p no valor da rugosidade R_a (rugosidade média) e R_t (rugosidade máxima), V_c é a velocidade de corte. Onde $f/a_p < 0,5$ corresponde ao estado plano de deformação e $1 < f/a_p < 2$ corresponde ao estado plano de tensão. (SOUZA, 2006)

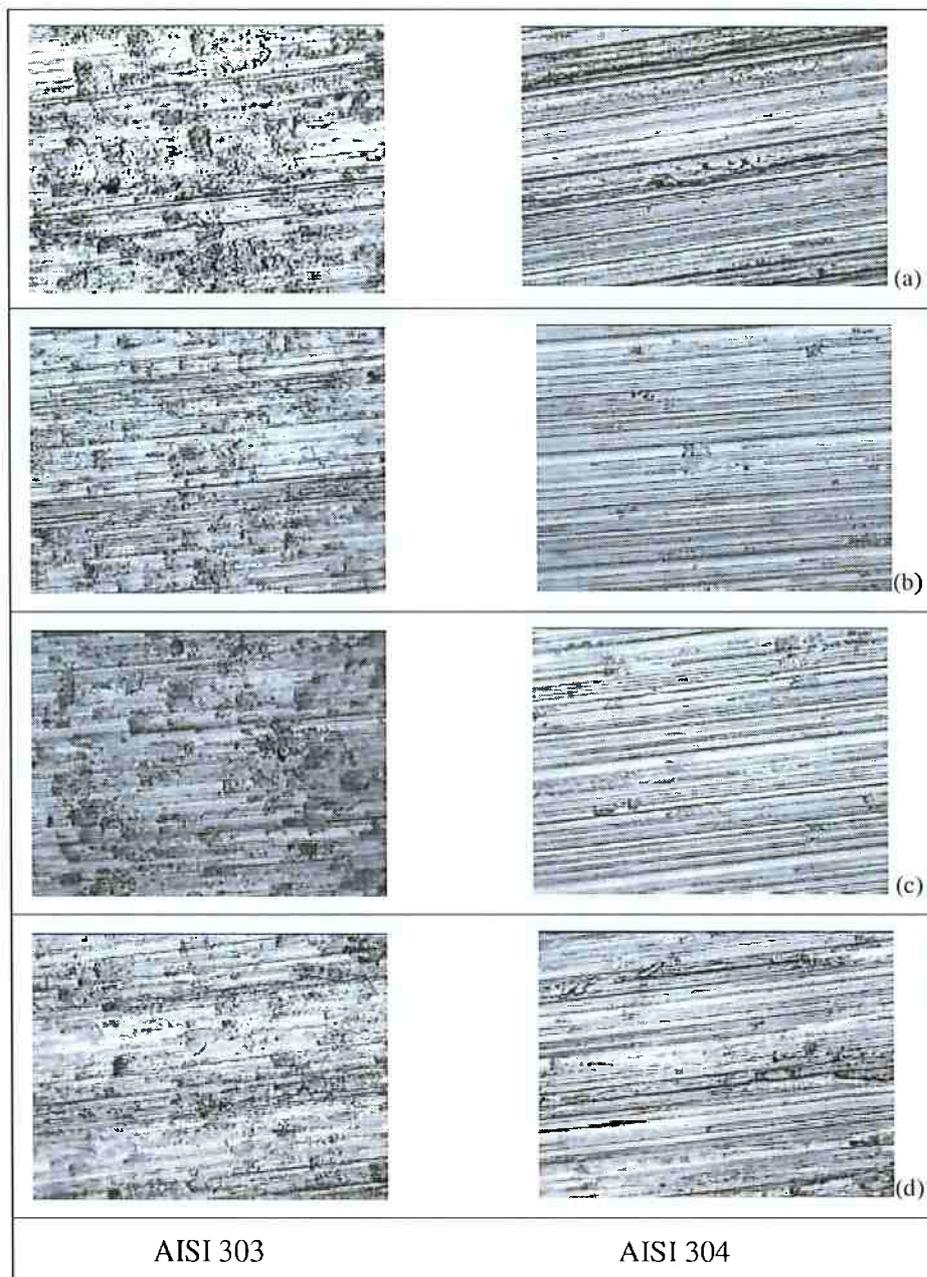


Figura 43 - Superfícies usinadas dos aços AISI 303 304. Microscopia óptica. Primeira linha de imagens $a_p = 0,1$ mm. Segunda linha de imagens $a_p = 0,2$ mm. Terceira linha de imagens $a_p = 0,4$ mm. Quarta linha de imagens $a_p = 0,6$ mm. Todas as superfícies $f = 0,2$ mm/rotação e $V_c = 90$ m/min (SOUZA, 2006)

4.6.2 Concentradores de tensão - Efeito do teor de enxofre em aços para construção mecânica

O efeito do teor de enxofre na usinabilidade dos aços foi apresentado e feitos comentários no item 4.2 (ABORDAGEM TECNOLÓGICA DO PROCESSO DE USINAGEM –

USINABILIDADE E MICROESTRUTURA). Nesse item o efeito do teor de enxofre e a presença de inclusões são apresentados e discutidos como elementos concentradores de tensão e, portanto, elementos que facilitam a quebra do cavaco. Em estudo realizado em aços carbono (ABNT 1045 e 1145), observou-se que pequenas diferenças podem levar a comportamentos diferentes (GONZÁLEZ SANTOS, 2008). Uma análise utilizando o método dos elementos finitos sobre o efeito das inclusões também mostrou o efeito das mesmas como concentradores de tensão (CORREA SALDARRIAGA, 2008). Para ilustrar os resultados do efeito das inclusões são apresentados: 1. Na **figura 44**, microestruturas representativas e que ilustram a presença de inclusões em aços ABNT 1045. 2. Na **tabela 6** é apresentada a análise de metalografia quantitativa mostrando fração volumétrica e fatores morfológicos das inclusões para aços ABNT 1045 e ABNT 1145 (teor de enxofre mais elevado). 3. Na **Figura 45** observa-se a distribuição do tamanho das inclusões de sulfeto de manganês nos quatro aços estudados. 4. Já a **Figura 46** mostra o efeito de alguns dos fatores apresentados na **Tabela 6**, embora haja um desvio elevado, observam-se os diferentes comportamentos em relação à pressão específica de corte. Pode ser observado que à medida que aumenta a fração volumétrica de inclusões na seção transversal da barra, a pressão específica de corte diminui na maioria das condições de velocidade de corte. Isto concorda com a literatura (SHAW, 2005; TRENT e WRIGHT, 2000), onde aumentado a quantidade de inclusões no aço, os esforços e as forças associados ao processo de usinagem diminuem. 5. Finalmente, a **Figura 47** mostra de forma esquemática uma comparação da força de usinagem e da rugosidade média entre um aço com maior teor de enxofre com o de menor teor.

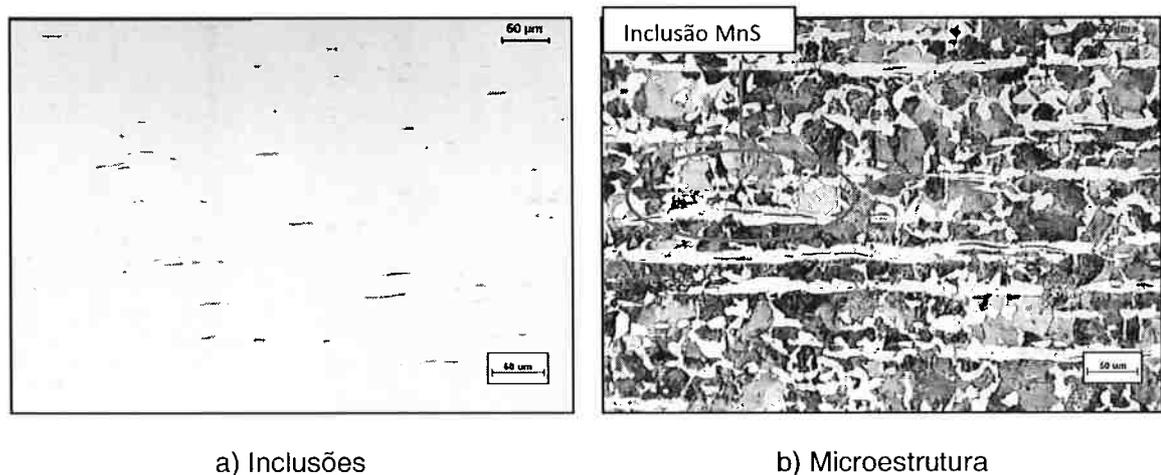


Figura 44 - Micrografias (MO) do aço 1145-A na longitudinal da barra. a) Sem ataque Nital 3%, b) com ataque (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)

Tabela 6 - Frações volumétricas de inclusões na seção transversal da barra (FIT), na seção longitudinal da barra (FIL), fração volumétrica de perlita (FVP), comprimento (C) e largura (L) médios das inclusões e fator de forma (FF) para os aços estudados. (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)

Aço	FIT	FIL	FVP	C	L	FF
1045-A	0,098±0,04	0,203±0,08	66,4±5,8	14,97±7,8	1,36±0,7	12,58±8,9
1045-B	0,102±0,05	0,204±0,10	68,9±2,9	22,42±13,8	1,87±1,0	14,96±12,9
1145-A	0,24±0,11	0,40±0,18	71,2±2,5	21,96±15,6	2,16±1,1	10,73±6,1
1145-B	0,24±0,08	0,30±0,23	67,6±6,8	22,61±15,4	1,19±0,8	24,45±20,7

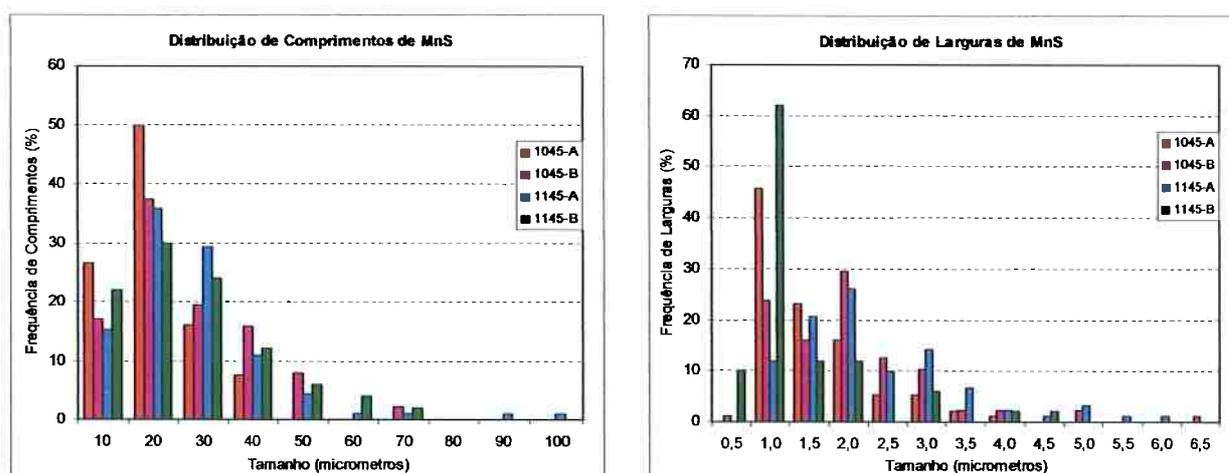
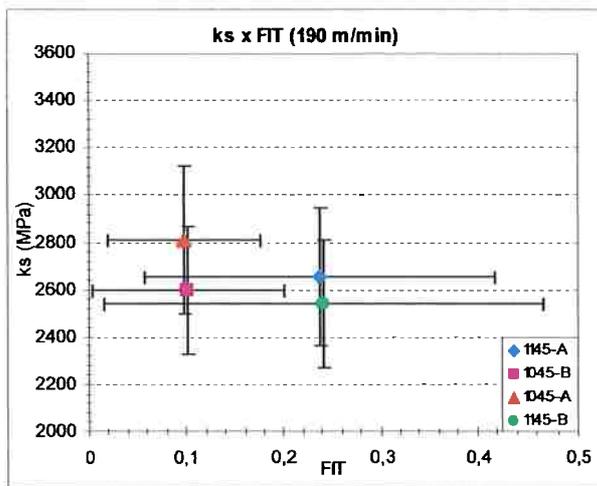
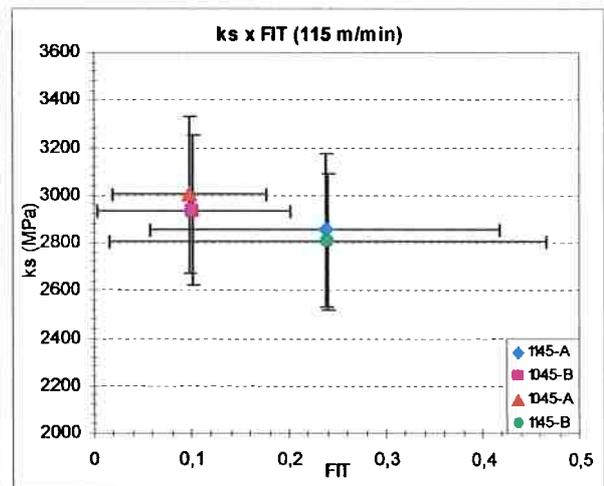


Figura 45– Distribuição do tamanho das inclusões de sulfeto de manganês nos quatro aços estudados (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)

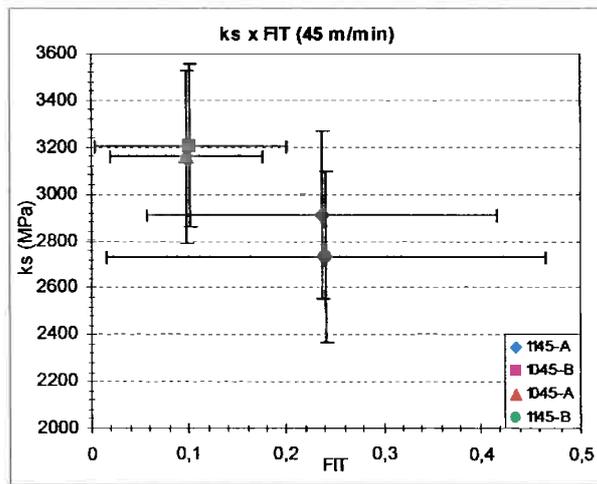
A **figura 46** mostra a relação entre a pressão específica de corte (k_s) e a fração volumétrica de inclusões na seção longitudinal da barra (FIT).



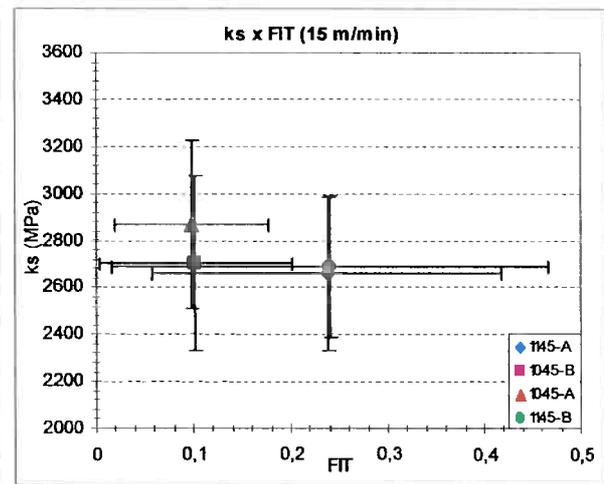
a) k_s x FIT (190 m/min)



b) k_s x FIT (115 m/min)



c) k_s x FIT (45 m/min)



d) k_s x FIT (15 m/min)

Figura 46 - Relação entre a pressão específica de corte (k_s) e a fração volumétrica de inclusões na seção transversal da barra (FIT) para diferentes velocidades de corte (190, 115, 45 e 15 m/min). (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)

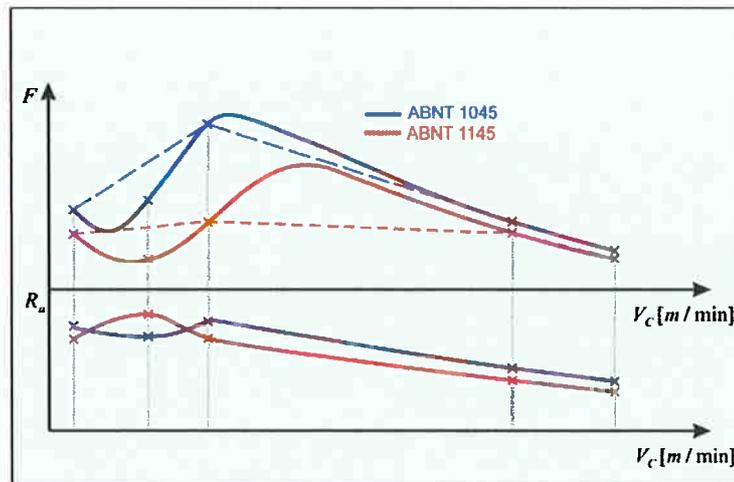


Figura 47 – Comparação da força de usinagem (F (N)) e da rugosidade média (R_a (μm)) entre um aço com adição de enxofre (vermelho) e um sem adição (azul). (GONZÁLEZ SANTOS, 2008)

4.6.3 Concentradores de tensão - Avaliação dos concentradores de tensão utilizando o MEF

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 (TAY et. al., 1976; MURAKA et. al., 1979). 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 região de cisalhamento no cavaco (USUI; SHIRAKASHI, 1982; LIU; LIN, 1985; CARROLL; STRENKOWSKI, 1988). Na década de 1990 foram realizados numerosos avanços na simulação dos processos de corte. Exemplos desses trabalhos são os realizados por Childs e Maekawa (1990), Komvopoulos (1991), Lin (1995), Abdel-Hamid et. al. (1996). As análises realizadas incluíram principalmente modelos ortogonais e oblíquos 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. Segundo Atkins (2003) mesmo as análises utilizando o método dos elementos finitos para modelar o processo de usinagem tendem a ser particulares sendo tornando difícil a extrapolação dos resultados para condições gerais. No entanto, a utilização do método dos elementos finitos, embora apresente problemas, pois generalizações acabam sendo feitas é um método importante de análise.

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. Em 2002, Nygard 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. 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. Estudo realizado (CORREA SALDARRIAGA et. al., 2007a; CORREA SALDARRIAGA et. al. 2007b; CORREA SALDARRIAGA, 2008) permitiu refinar análises e melhorar o entendimento do efeito concentrador de tensão das inclusões. Algumas avaliações foram conduzidas para: 1. Avaliar o efeito concentrador de tensão na inclusão; e 2. Iniciar o estudo e hipóteses para se fazer uma análise do ponto de vista de falha. Estas duas ainda são incipientes, mas os resultados trouxeram experiência para refino de procedimentos, modelos e principalmente estabelecer as condições de contorno adequadas às análises futuras. Esses trabalhos estão em andamento com duas orientações de doutorado e uma de mestrado.

A **Figura 48** mostra uma representação esquemática do modelo que foi utilizado na análise de Correa Saldarriaga (2008). A **Figura 49** mostra o detalhe de uma inclusão de sulfeto de manganês e as restrições impostas ao modelo.

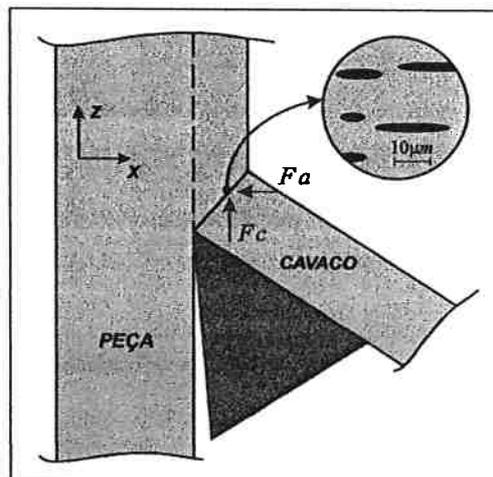


Figura 48 - Representação esquemática do processo de corte ortogonal mostrando a região analisada F_c , força de corte e F_f , força de avanço. Correa Saldarriaga (2008)

As **Figuras 50 a 52** fornecem alguns dos resultados das análises feitas utilizando o método dos elementos finitos, mostrando como as inclusões podem atuar como

concentradores de tensão e como esta distribuição de tensões varia com a morfologia, tamanho e distribuição das mesmas.

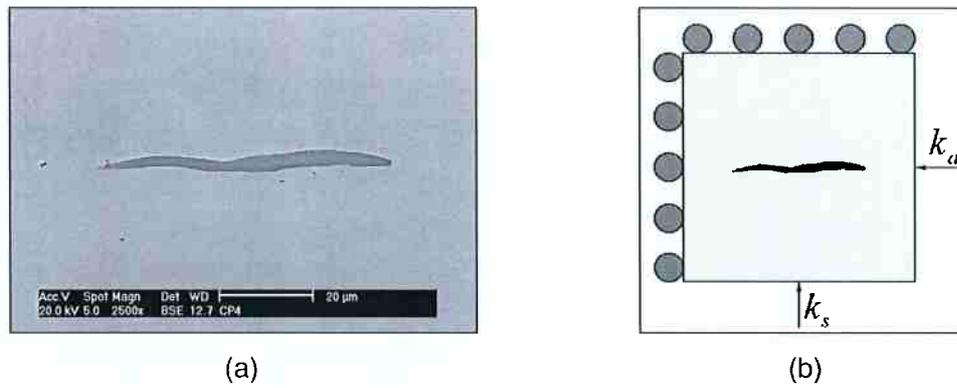


Figura 49. (a) Morfologia de uma inclusão de MnS (Microscopia eletrônica de varredura) e (b) modelo da avaliação dos microcampos de tensões gerados pela inclusão real. k_s , pressão específica de corte e k_a , pressão específica de avanço. Correa Saldarriaga (2008)

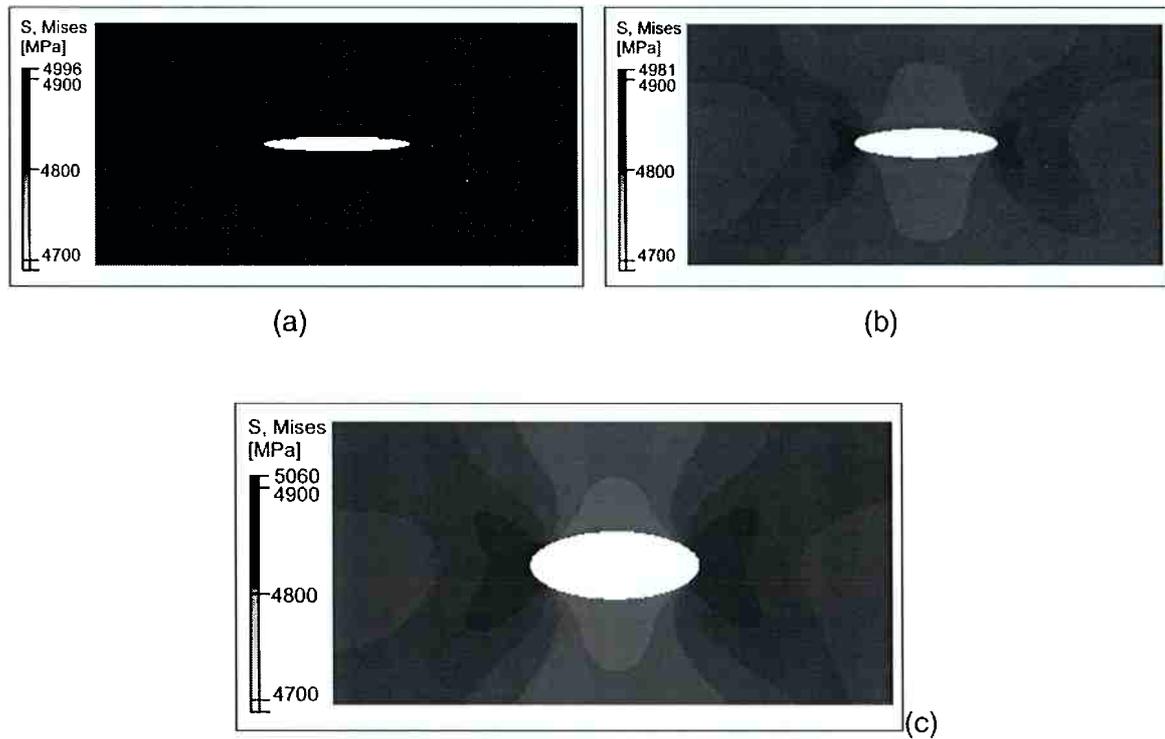
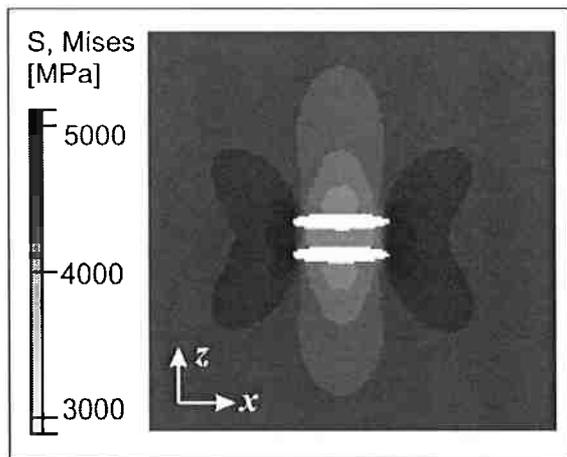
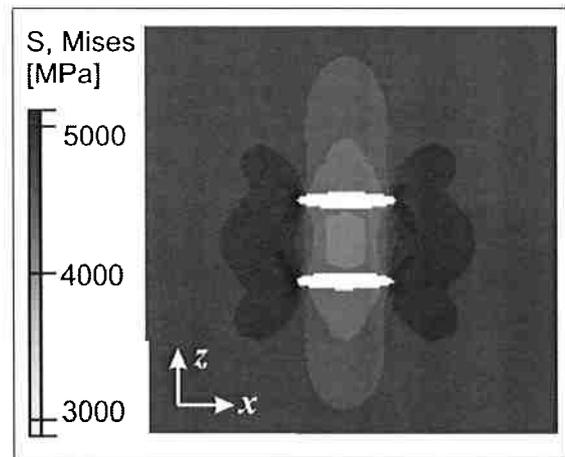


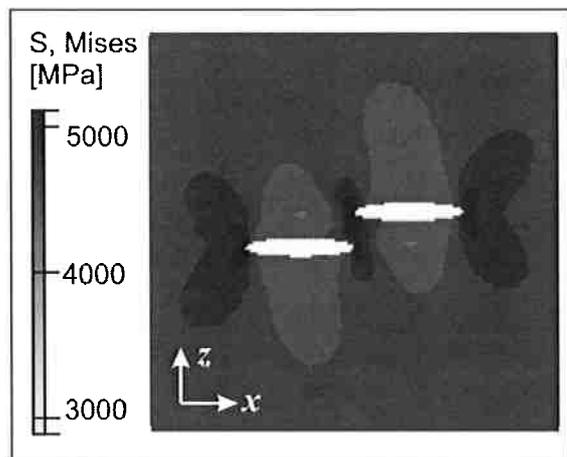
Figura 50 - Tensão de Von Mises na matriz de aço devida a uma inclusão de MnS ($E = 110$ GPa). Resultados para fatores de forma de 10 (a), 5 (b) e 2,5 (c). (CORREA SALDARRIAGA, 2008)



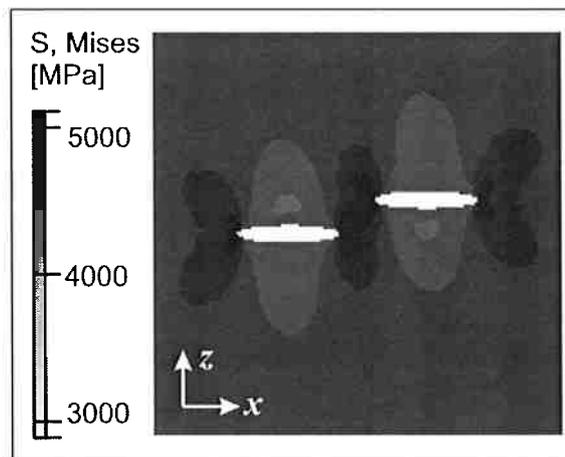
(a)



(b)

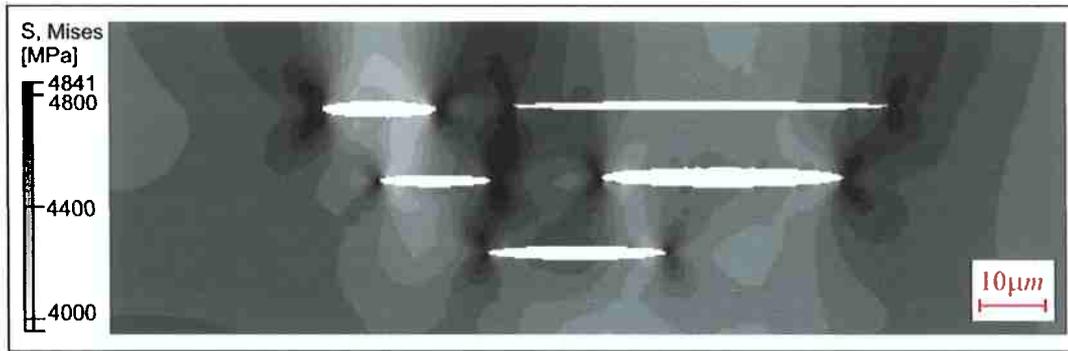


(c)

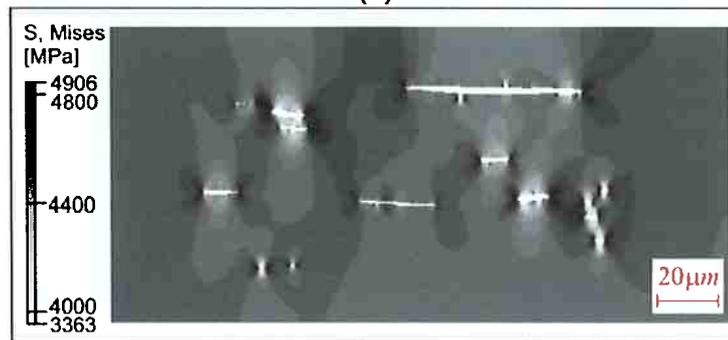


(d)

Figura 51 - Tensão de Von Mises para as interações dos campos de tensão gerados pelas inclusões de MnS (CORREA SALDARRIAGA, 2008)



(a)



(b)

Figura 52 - Tensão de Von Mises para uma distribuição real (a) e a microestrutura real do aço ABNT 1145 (b). (CORREA SALRRIAGA, 2008)

Finalmente, a **Figura 53** mostra os resultados de uma análise preliminar para avaliar o processo de corte, utilizando o método dos elementos finitos de uma forma mais completa. Esse trabalho, iniciado em 2007 (MALACO FILHO, 2007), tem continuidade em um trabalho de doutorado em andamento.

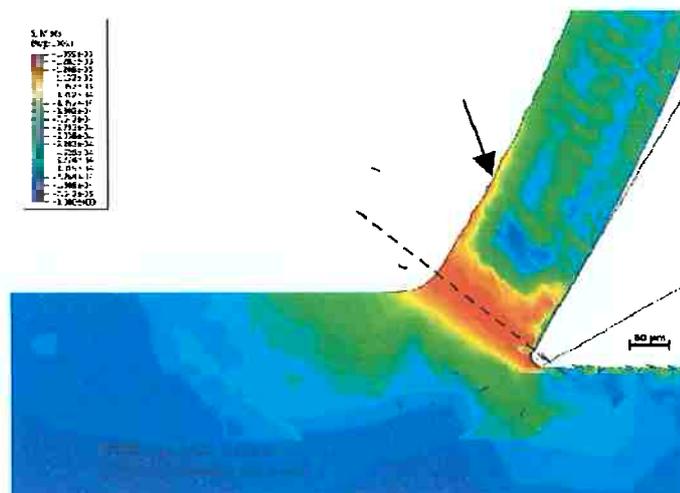


Figura 53 - Distribuição da tensão equivalente de Von Mises para $v_c = 7,85$ m/min ($N = 500$ rpm) e um deslocamento da ferramenta de aproximadamente 8 mm. A seta indica a aparência do início do processo de discretização do cavaco e a linha tracejada indica o plano de cisalhamento (MALACO FILHO, 2007).

4.7 MANUFATURA DE PROTÓTIPOS DE FERRAMENTAS UTILIZANDO O PROCESSO DE SINTERIZAÇÃO DE PLASMA PULSADO (SPS)

Trent e Wright (2000) fazem uma revisão dos materiais utilizados como ferramentas para usinagem desde o início do século XX. Ele dedica três capítulos a essa apresentação. Um desses capítulos é sobre a utilização dos aços rápidos e outro capítulo sobre metal duro, cuja composição base é WC-Co, contendo também carbonetos de titânio. A importância desses dois materiais ainda é muito grande nos dias atuais. A grande vantagem da utilização de aços é a sua elevada tenacidade. No entanto, à medida que a dureza dos materiais para ferramentas se eleva, aumenta-se a vida das mesmas em serviço devido à diminuição no desgaste, contudo ocorre perda de tenacidade. A condição "ideal" seria ter uma situação onde se obtivessem elevada resistência ao desgaste com boa tenacidade. Esse tipo de ferramenta tem sido projetado do ponto de vista microestrutural (ABAUDI et al., 1999). Com o desenvolvimento de novos processos, existem grandes possibilidades de ampliação do uso de materiais como os aços ferramenta e o metal duro para materiais com gradação funcional (GROZA e ZAVALANGOS, 2000).

Embora os materiais com gradação funcional já existissem na década de 1970, sua utilização e o desenvolvimento de processos de manufatura só ocorreram depois de cerca de 20 anos (KIEBACK et al., 2003). Segundo ABOUDI et al. (1999), o conceito ligado aos materiais com gradação funcional iniciou uma revolução tanto na ciência dos materiais como na mecânica dos materiais. Os materiais com gradação funcional (FGM) são uma geração de materiais onde as propriedades dos mesmos variam de forma gradual com relação à posição no componente e/ou corpo-de-prova. Essa variação nas propriedades está ligada à composição química e à microestrutura do material (KIEBACK et al., 2003). A microestrutura do material varia com uma distribuição não-uniforme de fases ao longo do componente devido à utilização de materiais com diferentes composições químicas, propriedades e tamanhos de grãos. No entanto, como já citado, essa variação na composição química e/ou microestrutura é contínua, não apresentando uma interface bem definida (ABOUDI et al., 1999). Como resultado da produção do material FGM, a microestrutura obtida leva a variações contínuas ou discretas nas propriedades térmicas e mecânicas do material.

Os materiais com gradação funcional são bons candidatos a aplicações em usinagem que envolvem elevados gradientes térmicos, e propriedades como tenacidade e dureza são de fundamental importância na ferramenta de corte. A avaliação dos esforços envolvidos também é importante no desenvolvimento do projeto do material FGM. Projetando a microestrutura de forma adequada, podem ser obtidos gradientes

microestruturais que levam a um aumento de resistência por fadiga térmica ou à tenacidade a fratura de materiais compósitos.

Os processos de sinterização são a última etapa dos processos de metalurgia do pó, que consiste na produção do pó, na compactação e finalmente na sinterização, onde ocorre a consolidação e a densificação do material. Nessa etapa, que é realizada em temperaturas entre 70 e 90% do ponto de fusão do material, as partículas de pó se unem principalmente pelo processo de difusão. Existem variações do processo de sinterização em função da aplicação do material (KALPAKJIAN e SCHIMID, 2000). Normalmente, a densidade do material é menor que a do produzido por processo de fundição.

Numerosos processos foram desenvolvidos aplicando uma corrente elétrica externa para melhorar o processo de sinterização. Esse tipo de procedimento tem sido aplicado desde a década de 1930 (GROZA e ZAVALANGOS, 2000). De um modo geral, a corrente passa através do material, promovendo um aquecimento resistivo do pó (efeito Joule). A descarga elétrica em si não densifica o pó, sendo necessária a aplicação de uma carga externa (GROZA e e ZAVALANGOS, 2000). Portanto, utiliza-se uma matriz de grafite de forma similar à compressão isostática a quente (WANG XINGQING et al., 2006). O plasma pulsado é um desses processos, cuja fonte de calor é a corrente elétrica que possibilita o aquecimento do material pelo efeito Joule quando a corrente atravessa a amostra, ocorrendo rápido aquecimento seguido de resfriamento. Assim, o material é sinterizado em temperaturas relativamente baixas, o que inibe o crescimento de grãos (WENBIN LIU et al., 2007; LAN SUN et al., 2007). A **figura 54** ilustra esquematicamente o processo de sinterização com aplicação de corrente externa. O processo descrito pode ter várias nomenclaturas. A adotada neste texto é sinterização por plasma pulsado (*spark plasma sintering* (SPS)) mas pode ser chamada de: *activated sintering techniques* (FAST), *plasma activated sintering* (PAS), *instrumented pulse electro-discharge consolidation*, *resistance/spark sintering under pressure*, *pulse electrical discharge* ou simplesmente *plasma sintering* (GROZA e ZAVALANGOS, 2000). As vantagens da aplicação do SPS em relação à sinterização convencional é que as temperaturas e tempos de sinterização são menores (GROZA e ZAVALANGOS, 2000; CHA et al., 2003; ANGERER et al., 2004; ANGERER et al., 2005; ANGERER et al., 2007). Além disso, esse processo tem sido utilizado para sinterizar materiais nanométricos (WANG XINGQIN et al., 2006; WENBIN LIU et al., 2007; CHA et al., 2003; ANGERER et a., 2004; ANGERER et al., 2005), metal duro (WC-Co) é viável (KIEBACK et a., 2003; CHENG-CHANG JIA et al., 2005; HUANG et al. , 2007; WENBIN LIU et al., 2007; LAN SUN et al. , 2007) e Outra aplicação dessa técnica é para produção de materiais com gradação funcional (HIRATA et al., 1998; YU et al., 2003; LI et al., 2005). Os parâmetros de processo, tais como corrente elétrica e pressão, e

granulometria dos pós são relevantes. Alguns trabalhos publicados nos últimos anos apresentam alguns aspectos relativos à influência desses parâmetros para metal duro e outros materiais (ANSEMI-TAMBURINI et al., 2005 a; ANSEMI-TAMBURINI et al., 2005 b; ZAVALIANGOS et al. , 2004; CHIAM, 2006; ANGERER et al., 2007).

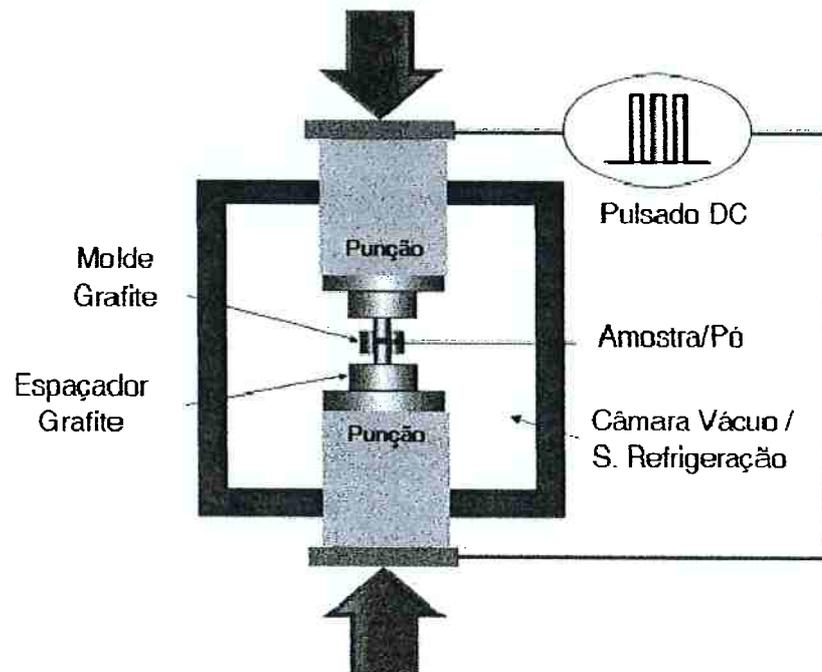


Figura 54- Representação esquemática do SPS (adaptado de ZHAO et al., 2009).

Esta pesquisa teve como objetivo principal avaliar a viabilidade da manufatura de materiais para ferramentas com gradação funcional pelo processo de sinterização por plasma pulsado (SPS). Para isso foram estudados: 1. a interação entre o material metálico e o cerâmico e a ocorrência de fases frágeis também foram avaliadas e 2. o efeito de parâmetros de processo e características dos pós para se produzir materiais com gradação funcional (FGM). A importância desse estudo está na aplicação destes materiais como ferramentas para usinagem. Trabalhos recentes na literatura sobre esses sistemas utilizando o processo SPS, fornecem apenas informações são genéricas, carecendo de detalhamento de processo para a produção desses materiais. Os resultados obtidos e apresentados neste texto foram publicados (MACHADO et al. 2009b, MACHADO et al. 2009c; MACHADO et al. 2009d).

O equipamento de *spark plasma sintering* (SPS) utilizado foi o SPS-1050 system, produzido pela Sumitomo Coal Mining Co. Ltd. As amostras foram produzidas em discos de

20 mm de diâmetro e 10 mm de espessura. Os materiais selecionados para este estudo foram inicialmente: WC, Co e o aço AISI H13. Foram preparadas diferentes misturas de pós (WC-Co, WCCoH13), as quais foram caracterizadas utilizando microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X, posteriormente foi feito DSC (*differential scanning calorimetry*) em algumas amostras para avaliar as temperaturas de transformação de fase. Amostras isoladas de WC e do Aço AISI H13 também foram produzidas de forma que os resultados pudessem ser comparados. O processo de consolidação dessas amostras foi realizado a 1100°C por 5 minutos. Após a consolidação, as amostras foram caracterizadas microestruturalmente utilizando microscopia óptica, eletrônica de varredura com análise química por dispersão de energia e difração de raios-X. As informações obtidas durante o processo de sinterização, como taxa de deslocamento das amostras e nível de vácuo, também foram importantes na avaliação dos resultados, pois ajudaram a identificar as transformações que ocorreram durante o processo de sinterização.

As amostras obtidas pelo processo de SPS do aço H13, WCCo e WCCoH13 também foram estudadas utilizando dilatométrica para a determinação do coeficiente de expansão térmica (CTE) após consolidação utilizando SPS. Esses dados são importantes no projeto e simulação de um material com gradação funcional (FGM). Com base nos resultados de dilatométrica, foram manufaturados corpos de prova constituídos de camadas de WC-Co, e WC-Co-H13 com diferentes composições e um substrato de aço AISI H13. Os corpos de prova foram manufaturados conforme o esquema apresentado na **Figura 55**.

Alguns dos resultados das análises são apresentados neste texto, mas em sua maioria esses resultados foram publicados em Machado et. al, 2009a, Machado et. al, 2009b, Machado et. al, 2009c. As **Figuras 56 a 60** apresentam a caracterização das amostras de WC, AISI H13, WC-Co, WC-AISI H13, WC-Co-AISI H13 após a consolidação pelo processo de SPS e os resultados dos dados obtidos durante o processamento dos materiais. Os resultados da aquisição feita pelo equipamento de SPS, também são apresentados nessas figuras. também foram muito importantes para identificar a ocorrência de interações e transformações de fase durante a consolidação dos materiais estudados.

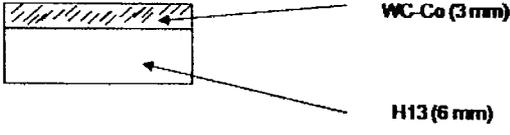
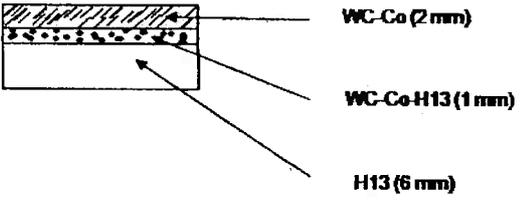
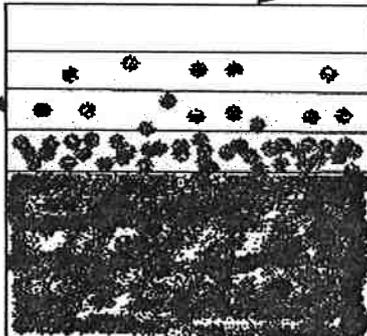
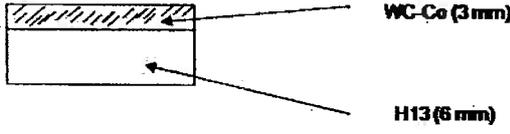
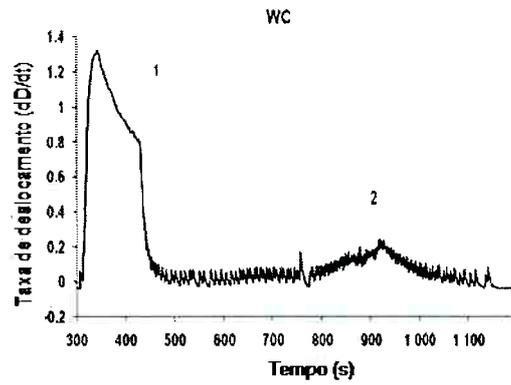
<p>2 camadas (WCCo e H13 steel – 1100°C)</p>	
<p>3 camadas (WCCo, WCCoH13 (50% vol H13) and H13 steel – 1100°C)</p>	
<p>- 5 camadas em 1 etapa (WCCo, WCCoH13 (25% vol H13), WCCoH13 (50% vol H13), WCCoH13 (75% vol H13) e H13 – 1100°C) - 5 camadas em 2 etapas (WCCo a 1400°C, WCCoH13 (25% vol H13), WCCoH13 (50% vol H13), WCCoH13 (75% vol H13) e H13 – 1100°C)</p>	<p>1.WC-12wt%Co 2.WCCo-H13 (25% Vol) 3.WCCo-H13 (50% Vol) 4.WCCo-H13 (75% Vol) 5. H13</p> 
<p>2 camadas, 2 etapas (WC12%Co 1400°C + H13 a 1100°C) 2 camadas, 2 etapas (WC5%Co 1400°C + H13 a 1100°C)</p>	

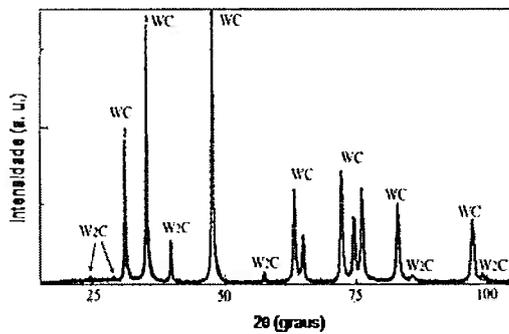
Figura 55 - Esquema dos corpos de prova produzidos em camadas pelo SPS (protótipos de materiais com graduação funcional).



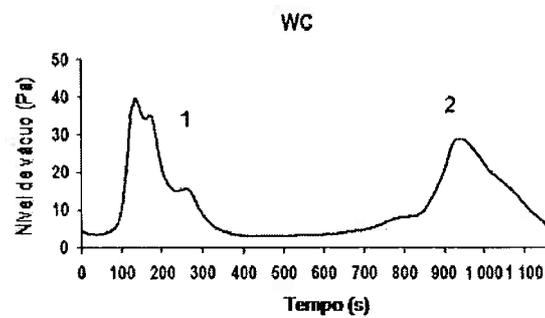
(a)



(c)

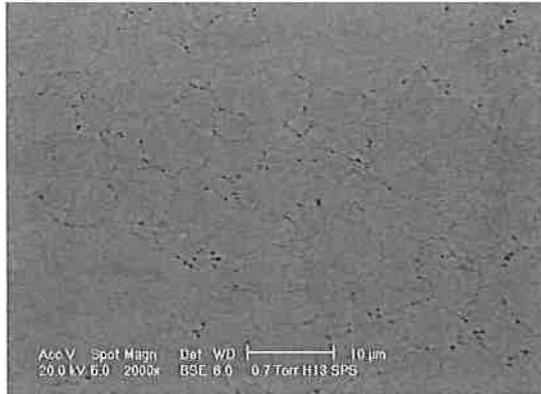


(b)

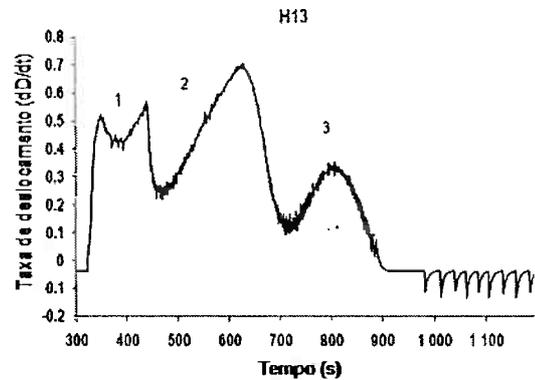


(d)

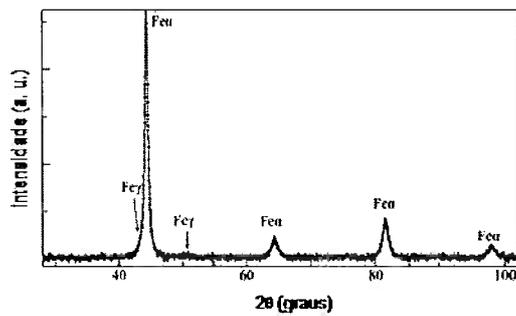
Figura 56- (a) Microestrutura da amostra após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios-X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 em (c) e (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 2 em (c) e (d) indica consolidação e foi identificada a formação de W_2C .



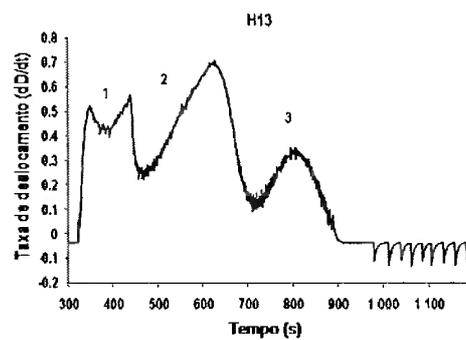
(a)



(c)

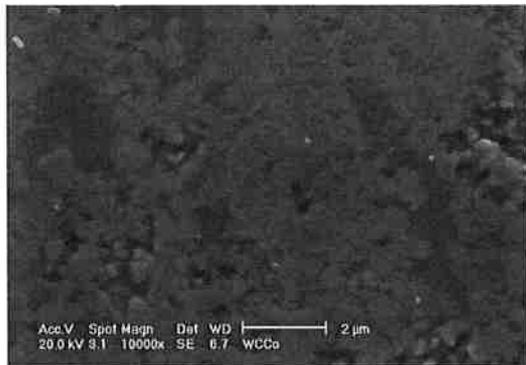


(b)

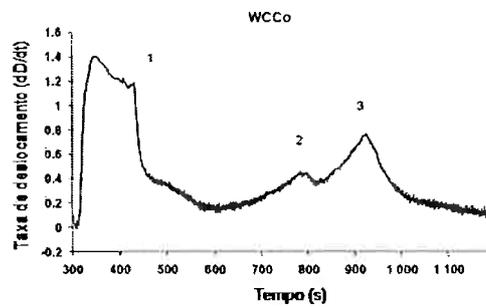


(d)

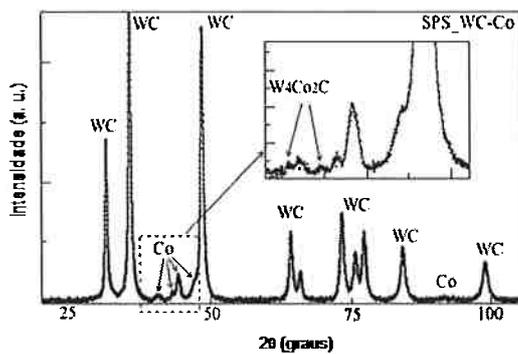
Figura 57 - (a) Microestrutura da amostra de aço AISI H13 após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios-X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 (c) e (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 3 em (c) e 2 em (d) indicam consolidação e o 2 em (c) indica a formação de austenita.



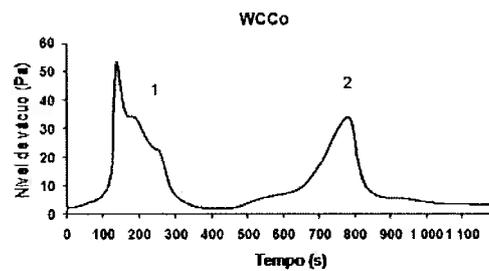
(a)



(c)

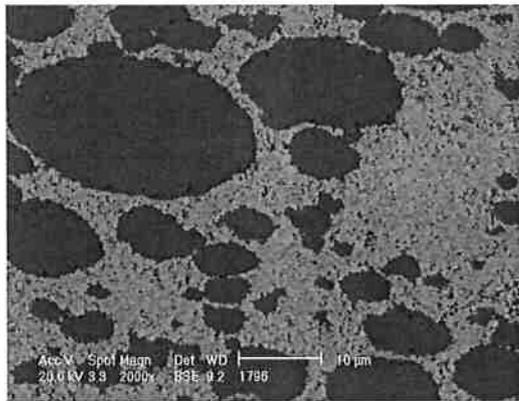


(b)

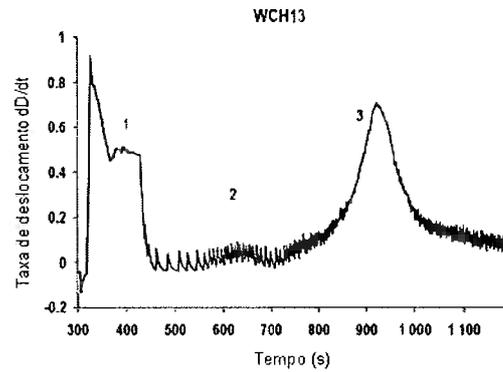


(d)

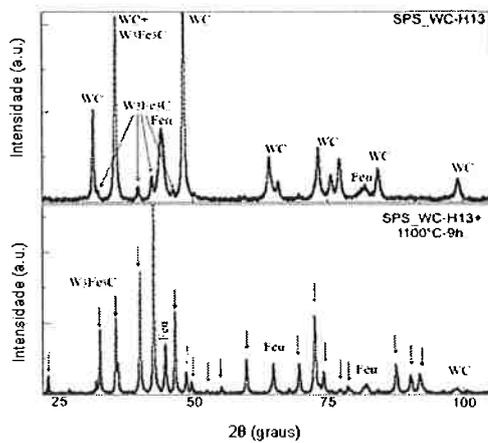
Figura 58 - (a) Microestrutura da amostra de WC-Co após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios-X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 em (c) e em (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 2 em (c) indica a formação de W_4Co_2C e o pico 3 em (c) o processo de consolidação.



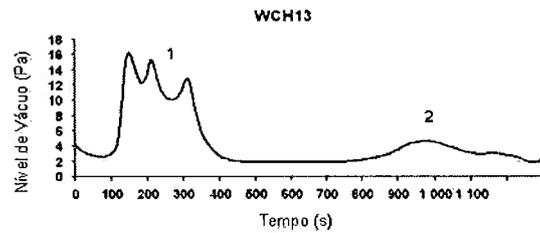
(a)



(c)

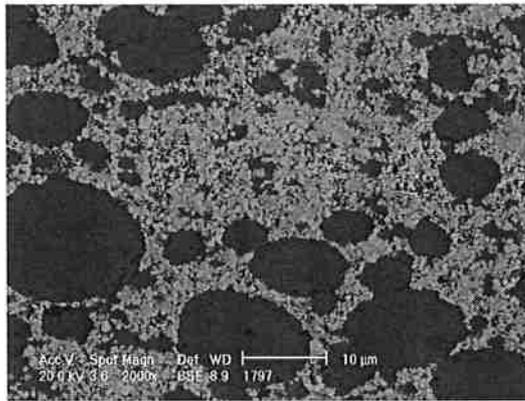


(b)

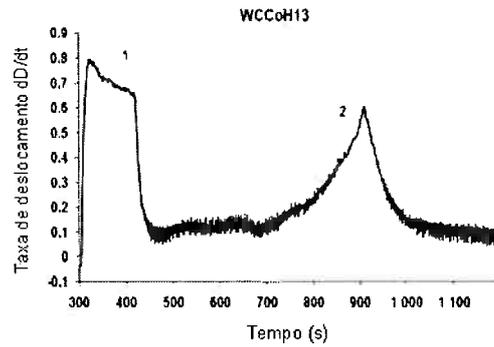


(d)

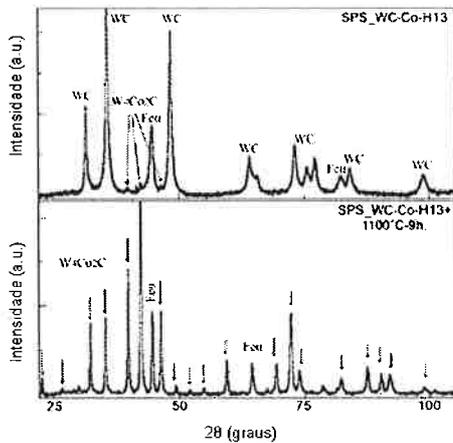
Figura 59 - (a) Microestrutura da amostra de WC e do aço AISI H13 após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 (c) e (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 3 em (c) e 2 em (d) indicam consolidação e a formação da fase W_3Fe_3C , e o pico 2 em (c) indica a formação de austenita.



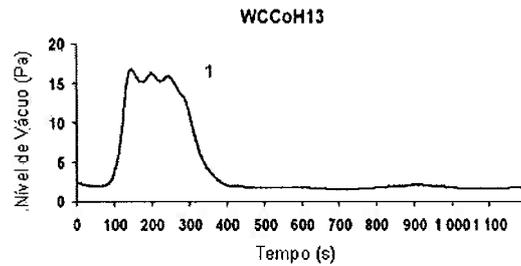
(a)



(c)



(b)



(d)

Figura 60 - (a) Microestrutura da amostra de WC-Co-H13 após a consolidação utilizando o processo de SPS (MEV, elétrons secundários). (b) Resultados de difração de raios-X. (c) Deslocamento durante a consolidação. (d) Variação dos níveis de vácuo durante o processo de consolidação. Pico 1 (c) e (d) primeira etapa da consolidação, rearranjo entre as partículas. O pico 2 indica consolidação e foi identificada a formação de W_4Co_2C .

Visando fazer uma análise dos coeficientes de expansão térmica (CTE), que são críticos em termos do projeto de um material com gradação funcional, foram feitos ensaios de dilatométrica. A **figura 61** apresenta os resultados dessas medições. Observou-se uma mudança na temperatura de formação de martensita durante o resfriamento do aço AISI H13 na amostra de WC-Co-H13 em relação a amostra contendo 100% de aço H13. Essa mudança foi atribuída à dissolução de Co nas partículas de aço durante a consolidação, verificada durante estudos utilizando análise química por energia dispersiva (EDAX).

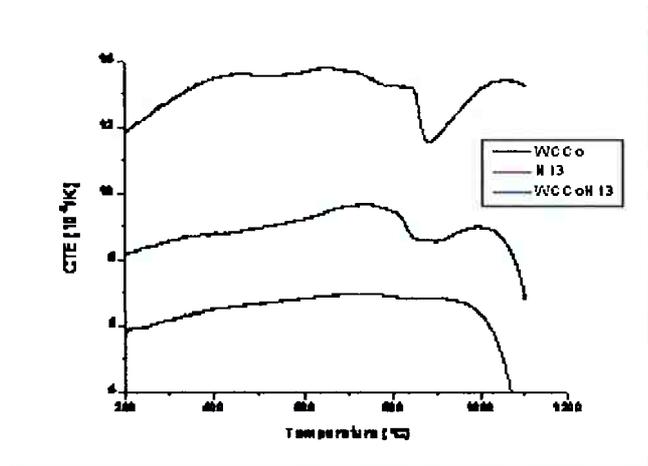


Figura 61 - Resultados de dilatométrica nas amostras de aço AISI H13, WC Co e WC-Co-H13 após consolidação pelo processo de SPS para a determinação do coeficiente de expansão térmica (CTE).

As **figuras 62 e 63** mostram os principais resultados obtidos em termos de material com gradação funcional.

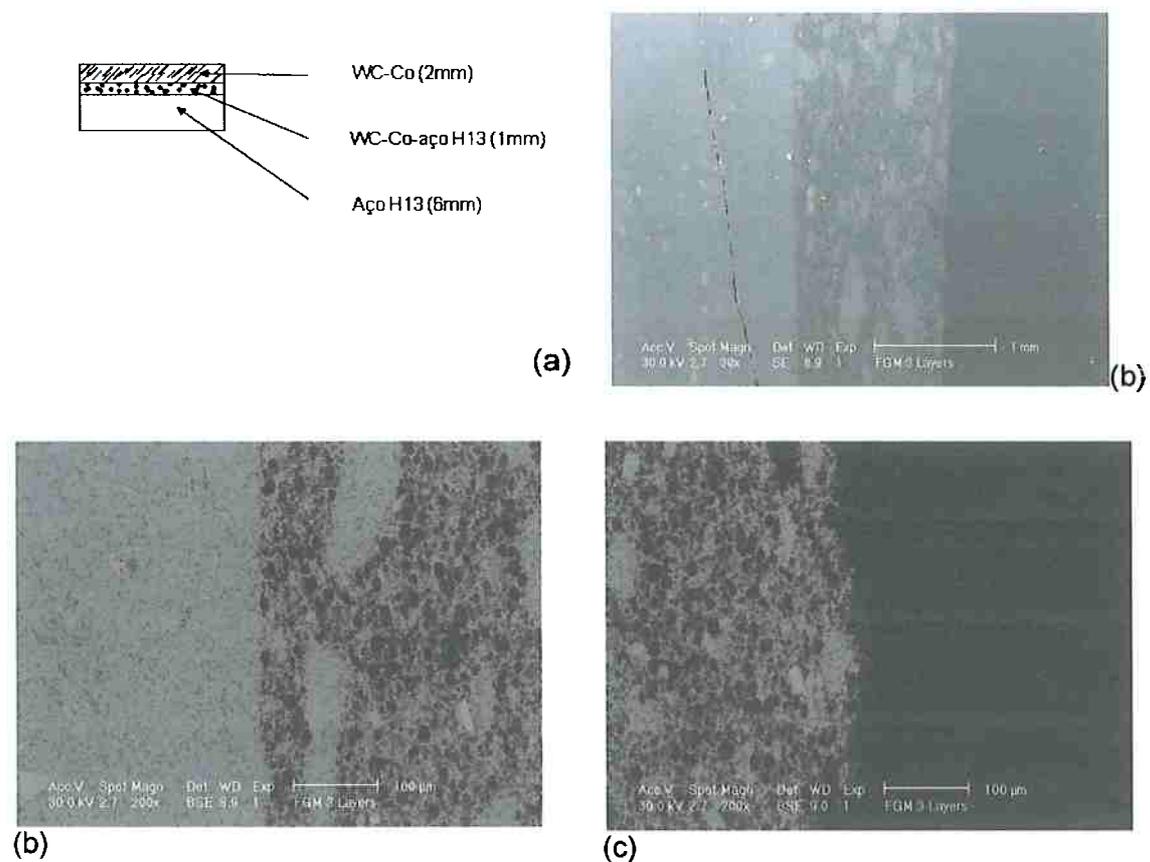


Figura 62 - (a) Esquema do corpo de prova, (b) interface WCCo-WCCoH13-AISI H13 e trinca formada próxima à interface na camada de WC-Co, (c) interface WCCo-WCCoH13 e (d) interface WC-Co-AISI H13

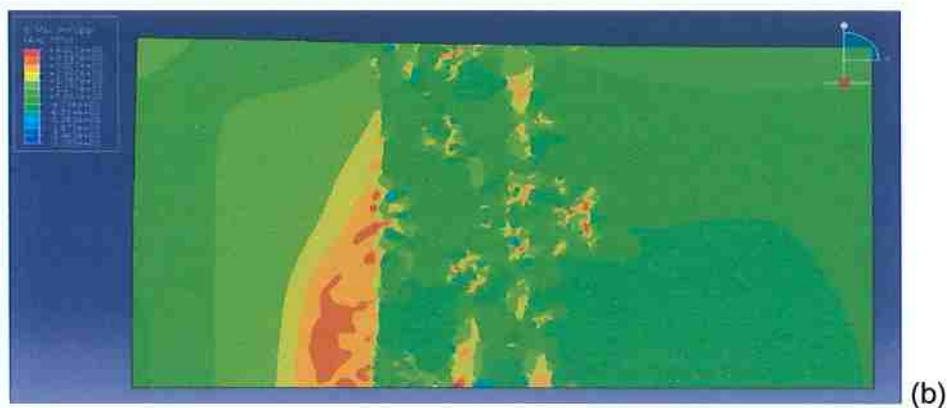
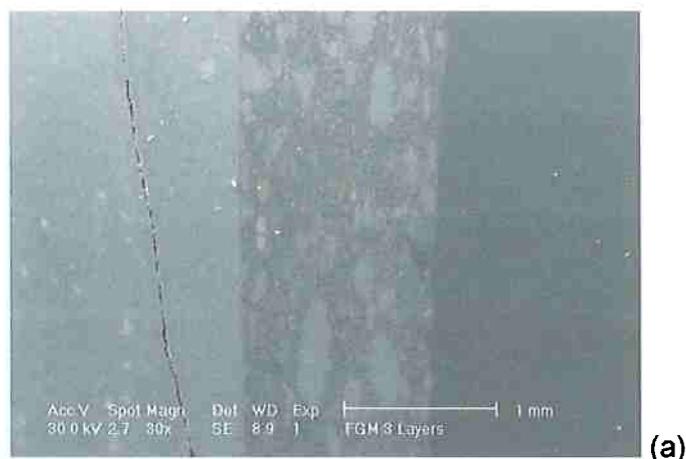


Figura 63 - (a) Trinca formada na camada WC-Co e (b) simulação utilizando o método dos elementos finitos das tensões durante o processo de sinterização (avaliação preliminar).

O estudo realizado mostrou que a produção de um material FGM constituído de metal duro (WCCo) e aço é viável, mas as condições de processamento pelo processo de SPS, bem como as características dos pós e teor de oxigênio devem ser levadas em conta. Isso influencia na consolidação e nas fases formadas durante a sinterização ((MACHADO et al. 2009b, MACHADO et al. 2009c; MACHADO et al. 2009d).

A pesquisa de manufatura de ferramentas utilizando SPS está em andamento com trabalho de doutorado. Este trabalho já trouxe resultados que foram publicados (BERTLOTE e MACHADO, 2011a; BERTLOTE e MACHADO, 2011b).

5. PRINCIPAIS CONTRIBUIÇÕES E COMENTÁRIOS FINAIS

Ao longo do desenvolvimento da pesquisa houve um amadurecimento e observou-se que a maior dificuldade está na definição do problema e essa etapa foi de certa forma negligenciada no início do desenvolvimento do trabalho. Muitas das análises conduzidas foram mais fortemente influenciadas pela intuição do problema do que pela determinação do mesmo. Nesta etapa do desenvolvimento, os problemas, ou melhor dizendo, as condições de contorno para avaliação do processo de usinagem em laboratório estão mais definidas e, com isso, a “solução” parece estar mais próxima de ocorrer. O projeto da microestrutura para materiais com usinabilidade melhorada continua sendo difícil, mas considero isto está muito mais próximo, pois as análises realizadas e em andamento são mais precisas, e caminhando para serem quantitativas em um futuro não muito distante. Os resultados das pesquisas apresentados neste texto sistematizado representam uma parte significativa do trabalho desenvolvido na área de usinagem e na produção de protótipos de ferramentas por plasma pulsado. Foram conduzidos muitos experimentos e parte deles é apresentada neste texto, bem como a forma encontrada para estabelecer correlações entre o processamento durante a usinagem ou durante a sinterização e a avaliação do material. Foram analisados, principalmente, os esforços de corte e relacionados com as características microestruturais e propriedades de mecânicas. A parte da pesquisa desenvolvida utilizando o plasma pulsado trouxe como principal contribuição o estudo da interação do WC, Co e Fe utilizando o processo de SPS. Foram observadas transformações de fase na interação desses materiais, a qual muda substancialmente com parâmetros de processo, etapas na manufatura e com as características e composição química dos pós. Além disso, existem limitações no que se refere à temperatura de sinterização. A experiência adquirida nesse tema permitiu avaliar as perspectivas e limitações do processo.

Outro aspecto importante é que o desenvolvimento da pesquisa e os trabalhos produzidos propiciaram uma melhoria na infra-estrutura. Além dos projetos anteriores um FAPESP de Auxílio à Pesquisa e outro FINEP – Villares, em 2010, dois projetos aprovados (CNPq 472145/2010 e em especial um FAPESP 2010/01073-3) trouxeram recursos para comprar equipamentos que permitirão medidas mais precisas dos esforços de usinagem. Além disso, estão em andamento 3 trabalhos de doutorado e 1 de mestrado nesta linha (apoiados por um projetos de auxílio à pesquisa FAPESP e um CNPq (MCT)), mais um doutorado será concluído este ano, mas este ligado à integridade superficial.

6. REFERÊNCIAS

ABAUDI, J.; PINDERA, M.-J.; ARNOLD, S.M. High order theory for functionally graded materials. **Composites B**, 30, p. 777-832, 1999.

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**, v. 56, p. 643-6541, 1996.

ABOUELATTA, O. B.; MÁLD, J, Surface roughness prediction based on cutting parameters and tool vibrations in turning operations. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 118, p. 269-277, 2001.

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

AKASAWA, T., SAKURAI, H., NAKAMURA, M, TANAKA, T. TAKANO, K. Effects of free-cutting additives on the machinability of austenitic stainless steels. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 143-144, p. 66-71, 2003.

ALTINTAS, Y. **Manufacturing Automation: Metal Cutting Mechanics, Machine ToolVibrations, and CNC Design**. USA: Editora Cambridge University Press, 2000. 286p.

ANGERER, P.; NEUBAUER, E.; YU, L. G.; KHOR, K. A. Texture and structure evolution of tantalum powder samples during spark-plasma-sintering (SPS) and conventional hot-pressing. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v. 25, p. 280-285, 2007.

ANGERER, P.; YU, L. G.; KHOR, K. A.; KORB, G.; ZALITE, I. Spark-plasma-sintering (SPS) of nanostructured submicron titanium oxide powders. **Materials Science Engineering A**, v.381, p. 16-19, 2004.

ANGERER, P.; YU, L. G.; KHOR, K. A.; KORB, G.; ZALITE, I. Spark-plasma-sintering (SPS) of nanostructured titanium carbonitride powders. **Journal of the European Ceramic Society**, v. 25, p. 1919-1927, 2005.

ANURAG, S.; GUO, Y.B. A modified micromechanical approach to determine flow stress of work materials experiencing complex deformation histories in manufacturing processes. **International Journal of Mechanical Sciences**, v.49, p.909-918. 2007.

ANSELMI-TAMBURINI, U.; GARAY, J. E. ; MUNIR, Z. A. Fundamental investigations on the spark plasma sintering/synthesis process III. Current effect on reactivity . **Materials Science Engineering A**, v. 407, p. 24-30, 2005.

ANSELMI-TAMBURINI, U.; GENNARI, S.; GARAY, J. E. ; MUNIR, Z. A. Fundamental investigations on the spark plasma sintering/synthesis process II. Modeling of current and temperature distributions. **Materials Science Engineering A**, v. 384, p. 139-148, 2005.

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

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

ASTAKHOV, V.P. **Metal Cutting Mechanics**. USA, CRC Press; 1ª edição, 1999. 297p.

ATKINS, A.G. Modelling metal cutting using modern ductile fracture mechanics:quantitative explanations for some longstanding problems. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 45, p. 373–396, 2003

AXINTE, D.A.; BELLUCO, H.; DE CHIFFRE, L. Evaluation of cutting force uncertain components in turning. *International Journal of Machine Tools & Manufacturing*. v. 41, p. 719-730, 2001.

BARBOSA, P. A. ; MACHADO, I. F. **Efeito das condições de corte no comportamento mecânico durante o corte ortogonal do aço inoxidável ABNT 304**. In: congresso brasileiro de engenharia de fabricação, 2011, Caxias do Sul, RS. 6º COBEF. Rio de Janeiro : ABCM, 2011a.

BARBOSA, P. A.; MACHADO, I. F., Strain rate effect on the mechanical behavior of austenitic stainless steel during machining. **Advanced Materials Research**, v. 223. p. 332-339, 2011b.

BARBOSA, P. A.; MACHADO, I. F. **Analysis of constitutive equations and their relationship with metal cutting process**. Trabalho aceito para o Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica. COBEM. 2011c

BAO Y., WIERZBICKT. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. **International Journal of Mechanical Sciences**. v.46, p. 81–98, 2004.

CARNEIRO, M. B. ; MACHADO, I. F. ; ROGRIGUES, D. . Analysis of sintering parameters by sps on cemented carbide. In: modelling of machining operations. **Advanced Materials Research**, v. 223. p. 579-587, 2011.

CARNEIRO, M. B. ; MACHADO, I. F. ; ROGRIGUES, D. **Influência dos parâmetros de sinterização por SPS no WC-Co**. In: Congresso Brasileiro De Engenharia De Fabricação, 2011, 6º COBEF, Caxias do Sul. Rio de Janeiro : ABCM, 2011.

BEZERRA, D. C. ; MACHADO, I. F. . **Avaliação do efeito da velocidade de corte nos esforços de usinagem e no acabamento superficial de um aço ABNT 1045**. In: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2007, São Pedro. 4º COBEF, 2007.

CAHN, R.W.; HAASEN, P. **Physical Metallurgy**. Netherlands: North-Holland. v. 1. 1996.

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

CHA, S. I.; HONG, S. H.; KIM, B. K. Spark plasma sintering behavior of nanocrystalline WC-10Co cemented carbide powders. **Materials Science Engineering A**, v. p. 31-38, 2003.

CHAIM, R. Densification mechanisms in spark plasma sintering of nanocrystalline ceramics. **Materials Science Engineering A**, v. 447, p. 25-32, 2007.

CHENG, J.; NEMAT-NASSER, S.; GUO, W. A unified constitutive model for strain-rate and temperature dependent behavior of molybdenum. **Mechanics of Materials**, v.33, p. 603-616. 2001.

CHENG-CHANG JIA; HUA TANG; XUE-ZHEN MEI, FA-ZHANG YI; XUAN-HUI QU. Spark plasma sintering on nanometer scale WC-Co powder. **Materials Letters**. v. 59, p. 2566-2569, 2005.

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**, v. 139, p. 235-260, 1990.

CHILDS, T.; MAEKAWA, K.; OBIKAWA, T.; YAMANE, Y. **Metal Machining: Theory and Applications**. London: Arnold, 2000. 408p.

CHILDS, T.H.C., RAHMAD, R. Study of plastic strain and plastic strain rate in machining of steel AISI 1045 using FEM analysis. **International Journal of Mechanical Sciences**. v. 51, p. 465–472, 2009.

CORREA SALADARRIAGA, P. A. ; GONZÁLES SANTOS. D. F. ; SOUZA, R. M. ; MACHADO, I. F. **Stress evaluation of the machining process through the finite element method (FEM): The effect of a single MnS inclusion**. In: International Congress of Mechanical Engineering, 2007, Brasilia. Proceedings of COBEM 2007. Rio de Janeiro : ABCM, 2007.

CORREA SALADARRIAGA, P. A.; GONZÁLES SANTOS. 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**. In: Congresso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica, 2007, Cusco. Congresso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica CIBIM 8. Cusco : Dederacion Iberoamericano de Ingeniería Mecánica, 2007.

CORREA SALDARRIAGA, P. A. **Estudo dos campos de tensão gerados por inclusões durante o processo de torneamento em aços ABNT 1045 utilizando o método dos elementos finitos**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

DAVIM, J.P., MARANHÃO, C. A study of plastic strain and plastic strain rate in machining of steel AISI 1045 using FEM analysis. **Materials and Design**. v. 30, p. 160–165, 2009.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. London: McGraw-Hill Book Company, 1988. 751p.

DIMLA E. DINLA SR., Sensor signals for tool-wear monitoring in metal cutting operations – a review of methods. **International Journal of Machine Tools & Manufacturing**. v. 40, p. 1073-1098, 2000a.

DIMLA E. DINLA SR.; LISTER, P.M. On-line metal cutting tool condition monitoring. I: Force and vibration analysis. **International Journal of Machine Tools & Manufacturing**. v. 40, p. 739-768, 2000b.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da Usinagem dos Materiais**. 3.ed. São Paulo: Artliber Editora, 2002. 248p.

DIRIKOLU, M.H.; CHILDS, T.H.C.; MAEKAWA, K. Finite element simulation of chip flow in metal machining. **International Journal of Mechanical Sciences**. v.43, p. 2699–2713, 2001.

DUCOBU, F.; RIVIÈRE-LORPHEVRE; FILIPPI, E. A lagrangian FEM model to produce saw-toothed macro-chip - study the depth of cut influence on its formations in orthogonal cutting of Ti6Al4V. **Advanced Materials Research**. v. 223, p. 3-11, 2011.

FANG, N.; JAWAHIR, I.S. A new methodology for determining the stress state of the plastic region in machining with restricted contact tools **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 43, p. 1747–1770, 2001.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Metais**. v. 1. São Paulo: Edgard Blücher, 2003. 751p.

FINN, M. E. **Machining of Carbon and Alloys Steels**. ASM Handbook. v. 16 – Machining. 9th Edition.1981.

GROZA, J. ; ZAVALANGOS. A., Sintering activation by external electrical field. **Materials Science and Engineering A**. v. 287, p. 171-177, 2000.

GRZESIK, W. A revised model for predicting surface roughness in turning. **Wear**. v. 194. p. 143-148. 1996.

GONÇALVES, R. A.; RIBEIRO, R. A. M.; MACHADO, Á. R. **Investigação das propriedades e dimensões da zona de fluxo na usinagem de metais**. In: 6º Congresso Brasileiro De Engenharia de Fabricação - COBEF. Caxias do Sul – RS, ABCM, 2011.

GONZÁLEZ SANTOS, D. F. **Caracterização microestrutural, mecânica e durante o processo de torneamento de aços ABNT 1045 e ABNT 1145 para avaliação do efeito do enxofre**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008 .

GONZÁLES SANTOS. D. F. ; BUGELLI, E. ; DRIEMEIER, L. ; MACHADO, I. F. . **The sulfur effect on the microstructure and mechanical properties of the ABNT 1045 steel**. In: COBEM 2009, 2009, Gramado, RS. 20th International Congress of Mechanical Engineering. Rio de Janeiro : ABCM, 2009.

GUIMARÃES, A.R. **Sistema para a medição das componentes da força de usinagem em operações de torneamento**. Trabalho de Formatura. Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. 2000.

GUO,Y.B. An Integral Method to Determine the Mechanical Behavior of Materials in Metal Cutting. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 142, p.72-81. 2003.

GUO, Y.B.; WENA, Q.; HORSTEMEYER, M.F. An internal state variable plasticity-based approach to determine dynamic loading history effects on material property in manufacturing processes. **International Journal of Mechanical Sciences**. v.47, p. 1423–1441, 2005.

GUO, Y.B.; SALDANA, C.; MANN, J.B.; M'SAOUBI, R.M.; CHANDRASEKAR, S. Deformation and microstructure in machining. **Advanced Materials Research**. v. 223. p. 325-331, 2011.

GRUM, J; KISIN, M. Influence of microstructure on surface integrity in turning – part II: the influence of a microstructure of the workpiece material on cutting forces. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**. v.43, p. 1545-1551, 2003.

HAMID, A. A.; ALI, Y. Experimental determination of dynamic forces during transient orthogonal turning. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 55, p. 162-170, 1995.

HASLACH, H. W.; ARMSTRONG, R.W. Deformable Bodies and Their Material Behavior. USA: John Wiley & Sons. 2004, 531p.

HERTZBERG, R. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. John Wiley & Sons, Inc. 1989.

HIRATA, A.; ZHENG, H.; YOSHIKAWA, M. Adhesion properties of CVD diamond film on binder-less sintered tungsten carbide prepared by the spark sintering process. **Diamond and related Materials**. v. 7, p. 1669-1674, 1998.

HORIE, Y. Thermodynamics of dislocations and shock compression of solids. **Physical Review B**. v. 21, p.5549-5557, 1980.

HORNBOGEN, E. On the microstructure of alloys. **Acta metal**. v. 32, 5. p. 615-627, 1984.

HORNBOGEN, E. Review A systematic description of microstructure. **Journal of Materials Science**. v.21, p. 3737-3747, 1986.

HUANG, S. G.; LI, L.; VANMEENSEL, K.; VAN DER BIEST, O.; VLEUGELS, V.C., Cr₃C₂ and NbC doped WC-Co cemented carbides prepared by pulsed electric current sintering. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**. V. 25, p. 417-422, 2007.

HOU, Z. B.; KOMANDURI, R. Modeling of thermomechanical shear instability in machining. **International Journal of Mechanical Sciences**. v.39, p. 1273-1314, 1997.

HULL, D., BACON, D.J. **Introduction to dislocations**. Great Britain: Butterworth-Heinemann. 2011. 257p.

JANG, D. Y.; CHOI, Y.GU; KIM, H-GIL; HSIO, A. Study of the correlation between surface roughness and cutting vibrations to develop on line roughness measuring technique in hard turning. **International Journal of Machine Tools & Manufacturing**. v. 36, p. 453-464, 1996.

JASPERS, S.P.F.C., DAUTZENBERG, J.H. Material behaviour in metal cutting: strains, strains rates and temperature in chip formation. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 121, p.123-135. 2002.

JIANG, L.; CUI, K.; HÄNNINEN, H. Effects of the composition, shape factor and area fraction of sulfide inclusions of the machinability of re-sulfurized free-machining steel. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 58, p. 160-165, 1996.

JOHNSON, G. R.; COOK, W. H. **A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures**. In: Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague, p 541–547, 1983.

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

KATAYAMA, S.; HASHIMURA, M. Effect of carbon, phosphorus and nitrogen contents in steel on machined surface and cutting force. **ISIJ International**. v. 30. p.457-463, 1990.

KALPAKJIAN, S. SCHMID, S. R. **Manufacturing Engineering and Technology**. USA. Prentice Hall. 4ª edição. 2000.

KIEBACK, B.; NEUBRAND, A.; RIEDEL, H. Processing techniques for functionally graded materials. **Materials Science Engineering A**, p. 81-105, 2003.

KOCKS, U.F., ARGON, A.S., ASHBY, M.F, Thermodynamics and Kinetics of Slip, **Prog. Mater. Sci**, 19, Oxford. Pergamon Press, 1975.

KOMANDURI, R.; Von TURKOVICH, B.F. New observations on the mechanism of chip formation when machining titanium alloys. **Wear**. v. 69, p.179-188, 1981.

KOMANDURI, R. HOU, Z.B. Thermal modeling of the metal cutting process. Part I: Temperature raise distribution due to shear plane heat source. **International Journal of Mechanical Sciences**. v.42, p. 1715-1752, 2000.

KOMANDURI, R. HOU, Z.B. Thermal modeling of the metal cutting process. Part II: Temperature raise distribution due to frictional heat source at the tool-chip interface. **International Journal of Mechanical Sciences**. v.43, p. 57-88, 2001a.

KOMANDURI, R. HOU, Z.B. Thermal modeling of the metal cutting process. Part III: Temperature raise distribution due to combined effects of shear plane heat source and the tool-chip interface frictional heat source. **International Journal of Mechanical Sciences**. v.43. p. 89-107, 2001b.

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

KOPAC, J., KOROSK, M., KUZMAN, K. Determination of flow stress properties of machinable materials with help of simple compression and orthogonal machining test. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v.41, p. 1275–1282, 2001

KOSA, T; NEY, R. **Machining of Stainless Steel**. ASM Handbook. v. 16 – Machining. 9th Edition. ASM. 1981.

KOVAC, P., SIDJANIN, L. Investigation of chip formation during milling. **International Journal of Production Economics**. v. 51, p. 149-153, 1997.

LALWANI, D.I.; MEHTA, N.K.; JAIN, P.K. Extension of Oxley's predictive machining theory for Johnson and Cook flow stress model. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 5305–5312, 2009.

LAN SUN; CHENGCHANG JIA; RUIJUN CAO; CHENGUANG LIN. Effects of Cr₃C₂ additions on the densification, grain growth and properties of ultrafine WC-11Co composites by spark plasma sintering. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**. v. 26, p. 357-361, 2008.

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**. v. 3, p. 15-23, 2001.

LI, H.; KHOR, K. A.; YU, L. G.; CHEANG, P. Microstructure modifications and phase transformations in plasma sprayed WC-Co coatings following post-spray spark plasma sintering. **Surface & Coatings Technology**. v. 194, p. 96-102, 2005.

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**. v. 52, p. 524-538, 1995.

LIN, ZONE-CHING; HUANG, JEN-CHING. The influence of different cutting speeds on the cutting force and strain–stress behaviors of single crystal copper during nano-scale orthogonal cutting. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 201, p. 477–482, 2008.

LIN, W. S.; LEE, B. Y.; WU, C. L. Modeling the surface roughness and cutting force for turning. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 108, p. 286-293, 2001.

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

LONGO, W. P.; REED-HILL, R. E. Alguns Aspectos do Encruamento dos Metais. **Revista do Círculo de Engenharia Militar**, Rio de Janeiro, n.70, p.s-22-30,1973.

MACARI, F. N. ; SANCHES, H. A. B. ; MACHADO, I. F. . **Effect of machining parameters on cutting force of three austenitic stainless steels**. In: Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, 2005, Ouro Preto. 18o Congresso Internacional de Engenharia Mecânica- COBEM 2005. Rio de Janeiro : ABCM, 2005.

MACHADO, Á. R. ; ABRÃO, A. M. ; COELHO, R. T. ; DA SILVA, M. B. **Teoria da Usinagem dos Materiais**. 1. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2009. 371 p.

MACHADO, I. F. ; PADILHA, A. F. . **Estabilidade Microestrutural da Austenita Fe-Cr-Ni contendo alto nitrogênio**. In: Congresso Anual ABM, 1996, Águas de São Pedro. Congresso ABM, p. 515-528, 1996.

MACHADO, I. F. ; PADILHA, A. F. ; LOW, M. ; MARTINEZ, L. G. . **Efeito do nitrogênio na formação de martensitas induzidas por deformação em aços inoxidáveis do tipo 25%Cr-5%Ni** . In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 1998, Curitiba, p. 46-53, 1998.

MACHADO, I. F. ; DRIEMEIER, L. ; MARCICANO, J. P. ; DIAS, C. A. N. . **An investigation of the effect of machining parameters on the strain induced martensite formation during turning in an austenitic stainless steel.** In: 17 th International Congress of Mechanical Engineering, 2003, São Paulo. 17 th International Congress of Mechanical Engineering. São Paulo : COBEM 2003.Rio de Janeiro, ABCM. 2003.

MACHADO, I. F. ; GIRARDINI, L. ; LONARDELLI, I. ; MOLINARI, A. . The study of ternary carbides formation during SPS consolidation process in the WC Co steel system. **International Journal of Refractory Metals & Hard Materials**, v. 27, p. 883-891, 2009b

MACHADO, I. F. ; LONARDELLI, I. ; MOLINARI, A. **The Evaluation of WC, Co and H13 Steel Interactions throughout SPS.** In: 17 Plansee Seminar International Conference on High Performance P/M Materials, 2009, Reutte- Austria. Proceedings P/M Hard Metals. Reutte : Plansee Group, 2009. v. 2. p. HM60/1-HM60/7c, 2009.

MACHADO, I. F. ; MENAPACE, C. ; MOLINARI, A. . **Preliminary studies of WC-Co-H13 steel functionally graded materials manufactured by SPS.** In: COBEM 2009, 2009, Gramado, RS. 20th International Congress of Mechanical Engineering. Rio de Janeiro : ABCM, 2009.

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

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

MACHINING DATA HANDBOOK. Techsolve Inc; 3 edition ,June 1980.

MALACO FILHO, J. S. M. Filho. **Estudo do processo de furação de um aço ABNT 1150: avaliação do desgaste da ferramenta e modelagem numérica.** Relatório de Iniciação Científica. (Graduando em Engenharia Mecânica) - Universidade de São Paulo, Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo, 2008.

MARSHALL, P. **Austenitic stainless steel - Microstructure and mechanical properties.** New York, Elsevier Applied Science Publishers, 1984.

MARCICANO, J. P. ; ALMEIDA, L. O. ; MACHADO, I. F. ; HASSUI, A. **Determination of mechanical behavior of AISI 304 austenitic stainless steel in machining process.** In:

Congresso Internacional de Engenharia Mecânica, 2005, Ouro Preto. 18o Congresso Internacional de Engenharia Mecânica - COBEM 2005. Rio de Janeiro : ABCM, 2005.

MAUTI, R; CHANG, N.S. **Machinability of resulphurized medium-carbon steels with and without microalloying elements.** In: Factors influencing machining and their controls. Cincinnati, USA, 12-14 sept. p. 91-96.,1989.

MAEKAWA, K.; SHIRAKASHI, T.; USUI, E. Flow Stress of Low Carbon Steel at High Temperature and Strain Rate (Part 2) – Flow Stress under Variable Temperature and Variable Strain Rate. **Bull. Japan Soc. of Prec. Eng.** v. 17, n.3., p. 167-172, 1983.

MAEKAWA, K.; OHHATA, H.; KITAGAWA, T.; CHILDS, T. H. C. Simulation analysis of machinability of leaded Cr-Mo and Mn-B structural steels. **Journal of Materials Processing Technology.** v.62, p. 363-369, 1996.

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

MEYERS, M.A. **Dynamic Behavior of Materials.** New York: John Wiley & Sons, 1994. 668p.

MEYERS, M. A.; VOHRINGER, O.; LUBARDA, V. A. The onset of twinning in metals: a constitutive description. **Acta mater.** v. 49, p. 4025–4039, 2001.

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical Behavior of Materials.** New York: Cambridge University Press, 2009. 668p.

MEYERS, M.A.; BENSON, D.J.; VOHRINGER, O.; KAD, B.K.; XUE, Q.; FU, H.-H. Constitutive description of dynamic deformation: physically-based mechanisms. **Materials Science and Engineering.** v. A322, p. 194–216, 2002.

M'SAOUBI, R.; OUTEIRO, J. C.; CHANGEUX, B.; LEBRUN, J. L.; MOURAO DIAS, A., Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI 316L steel. **Journal of Materials Processing Technology.** v. 96, p. 225-233, 1999.

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.** v. 21, p. 445-456, 1979.

NEMAT-NASSER, S.; GUO, W. Flow stress of commercially pure niobium over a broad range of temperatures and strain rates. **Materials Science and Engineering A**. v.284, p. 202–210, 2000.

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

OLIVEIRA, A. J.; DINIZ, A. E. Tool life and tool wear in the semi-finish milling of inclined surfaces. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 5448-5455, 2009.

OXLEY, P. L. B., HATTON A. P. Shear angle shear zone solution based on experimental and tool-chip interface stress distributions. **Int. J. Mech. Sci.** v. 5, p. 41-55. 1963.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos microestrutura e propriedades**. São Paulo, Hemus, 1994.

PADILHA, A. F.; AMBRÓZIO FILHO, F. **Materiais de Engenharia: Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus Editora Limitada, 1997, 349p.

PINTO FILHO, P. R. P. ; SANCHES, H. A. B. ; MACHADO, I. F. **Avaliação da usinabilidade de aços de construção mecânica utilizando dispositivos para medição de forças de usinagem**. In: Congresso e Exposição Internacionais da Tecnologia da Mobilidade, 2005, São Paulo. Congresso e Exposição Internacionais da Tecnologia da Mobilidade. São Paulo : SAE BRASIL, 2005.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase transformations in metals and alloys**. Oxford: Van Nostrand Reinhold Co. Ltd, 1981.520p.

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

REED-HILL, R.E. **Physical Metallurgy Principles**. Canada: Van Nostrand Reinhold. 2a edição, 1973. 920p.

REDDY, R. G., DEVOR, R. E., KAPOOR, S. G. A mechanistic force model for combined axial-radial contour turning. **International Journal of Machine Tools & Manufacturing Design Research and Application**. v. 41. p. 1551-1572, 2001.

REICK, W.; POHL, M.; PADILHA, A.F. Determination of stacking fault energy of austenite in a duplex stainless steel. **Steel Research International**, v. 67, p. 253-256, 1996.

ROSA, P.A.R.; MARTINS, P.A.F.; ATKINS, A.G. Revisiting the fundamentals of metal cutting by means of finite elements and ductile fracture mechanics. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 47, p. 607–617, 2007.

ROSA, P.A.R.; CRISTINO; V.A.M. ; SILVA, C.M.A., MARTINS, P.A.F. Input Data for the Numerical Simulation of Metal Cutting. **Advanced Materials Research**, v. 223, p 257-266, 2011.

SAÏ, W. B.; SALH, N. B.; LEBRUN, J. L., Influence of machining by finishing milling on surface characteristics. **International Journal of Machine Tools & Manufacturing**. v. 41, p. 443-450, 2001.

SALVATORE, F.; MABROUKI, T.; HAMDI, H. Analytical model of chip formation in case of orthogonal cutting processes. **Advanced Materials Research**. v. 223, p. 101-110, 2011.

SANCHES, H. A. B. ; MACHADO, I. F. . **Interrupted cutting evaluation by means of monitoring cutting forces and vibration signals**. In: COBEM 2009, 2009, Gramado, RS. 20 th International Congress of Mechanical Engineering. Rio de Janeiro : ABCM, 2009.

SANCHES, H. A. B.. **Avaliação do processo de usinagem com corte interrompido utilizando a análise de esforços e frequências**. 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade de São Paulo. São Paulo, 2011.

SCHULZE, V.; OSTERRIED, J.; MEIER, H.; ZANGER, F. Simulation of multiple chip formation when broaching SAE 5120 low alloy steel. **Advanced Materials Research**. v. 223. P. 37-45, 2011.

SEMIATIN, S. L.; RAO, S. B. Shear Localization during metal cutting. **Materials Science and Engineering**. v. 61. p.185-192, 1983.

SHAW, M.C. **Metal Cutting Principles**. New York: Oxford University Press, 2005. 594 p.

SINGH, S.B et al. A study of the effect of inclusion content of the machinability and wear characteristics of 0,24% carbon steels. **Journal of Materials Processing Technology** v.66, p. 90-96, 1997.

SIMONEAU, A.; NG, E., ELBESTAWI, M.A **Grain Size and Orientation Effects When Microcutting AISI 1045 Steel**. In: Annals of the CIRP Vol. 56/1/2007 -57- 2007.

SHIRAKASHI, T.; MAEKAWA, K.; USUI, E. Flow Stress of Low Carbon Steel at High Temperature and Strain Rate (Part 1) – Propriety of Incremental Strain Method in Impact Compression Test with Rapid Heating and Cooling Systems. **Bull. Japan Soc. of Prec. Eng.** v. 17, n.3, p. 161-166. 1983.

SOUZA, L. ; MACHADO, I. F. ; MARCICANO, J. P. ; HASSUI, A. . **Relação existente entre a microestrutura de alguns aços inoxidáveis austeníticos, formação de cavaco, força de corte e o acabamento superficial no processo de torneamento.** In: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2005, Joinville. III COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Rio de Janeiro : ABCM - Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, 2005.

SOUZA, L. ; MACHADO, I. F. ; MARCICANO, J. P. **Characterization of the surface generated during the turning of annealed and aged AISI 303, 304 and 310 austenitic stainless steels.** In: Congresso Internacional de Engenharia Mecânica, 2005, Ouro Preto. 18º Congresso Internacional de Engenharia Mecânica - COBEM 2005. Rio de Janeiro : ABCM, 2005b

SOUZA, L. **Avaliação dos efeitos dos parâmetros de usinagem e dos tratamentos térmicos no torneamento de três aços inoxidáveis austeníticos.** 2006. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

STRAFFORD, K. N. Indirect monitoring of machinability in carbon steels by measurement of cutting forces. **Journal of Materials Processing Technology.** v. 67. p. 150-156, 1997.

SUNGHYUK PARK; KAPOOR, S.G.; DeVOR, R.E. Mechanistic cutting process calibration via microstructure-level finite element simulation model. **Transactions of ASME.** v.126, p. 706-709, 2004.

SWAMINATHAN, S.; BROWN T.L., CHANDRASEKAR, S., McNELLEYYA, T.R., COMPTON, W.D. **Scripta Materialia.** v. 56, p.1047–1050, 2007.

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.** v. 16, pp. 335-349, 1976.

TAYLOR, J. The tool wear-time relationship in metal cutting. **International Journal of Machine Tool Design and Research**. v. 2, p. 119-152, 1962.

TRENT, E. M.; WRIGHT, P. K. **Metal Cutting**. 4 ed., USA: Butterworth-Heinemann, 2000. 446p.

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, p. 13-35, 1982.

USUI e SHIRAKASHI, Analytical prediction of cutting tool wear. **Wear**, v. 100, p. 129-151, 1984.

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

VOYIADJIS, G. Z.; ABED, F.H. Microstructural based models for bcc and fcc metals with temperature and strain rate dependency **Mechanics of Materials**. v. 37, p. 355-378, 2005.

YANG, Z.Y; NAYLOR, M.G.S AND RIGNEY, D.A. Sliding wear of 304 and 310 stainless steels. **Wear**. v. 105, p73-86, 1985.

YU, L. G.; KHOR, K. A.; LI, H.; PAY, K. C.; YIP, T. H.; CHEANG, P. Restoring WC in plasma sprayed WC-Co coatings through spark plasma sintering (SPS). **Surface & Coatings Technology**. v. 182, p. 308-317, 2004.

Wang Xingqing; Xie Yingfang; Guo Hailiang; O. Van der Biest; Vleugels, J. Sintering of WC-Co powder with nanocrystalline WC by spark plasma sintering. **Rare Metals**. v. 25, p. 246-252, 2006.

LIU, W.; SONG X.; ZHANG, J.; YIN, F.; ZHANG, G. A novel route to prepare ultrafine grained WC-Co cemented carbides. **Journal of Alloys and Compounds**.v. 458, p. 366-381, 2007

WIERZBICKI, T.; BAO, Y.; LEE, Y-W; BAI, Y. Calibration and evaluation of seven fracture models. **International Journal of Mechanical Sciences**. v. 47, p. 719-743, 2005.

ZAVALIANGOS, A. ZHANG, J. KRAMMER, M.; GROZA, J. R. Temperature evolution during Field activated sintering. **Materials Science Engineering A**, v. 379, p. 218-228, 2004.

ZHAO, J.; YUAN, X.; ZHOU, Y. Cutting Performance and Failure Mechanisms of an Al₂O₃/WC/TiC Micro- Nano-composite Ceramic Tool. **Int. Journ. of Refractory Metals & Hard Materials**. V. 28, p. 330-337, 2010.

ZERILLI, F. J.; ARMSTRONG, R.W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. **J. Appl. Phys.** v. 61, p. 1816-1825, 1987.