GIL MAGNO PORTAL CHAGAS

**Estudo do processo de formação do cavaco durante o torneamento e sua
relação com a microestrutura utilizando o método dos elementos finitos**

São Paulo
2015

GIL MAGNO PORTAL CHAGAS

**Estudo do processo de formação do cavaco durante o torneamento e sua
relação com a microestrutura utilizando o método dos elementos finitos**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para a
obtenção do título de Doutor em Ciências

São Paulo
2015

GIL MAGNO PORTAL CHAGAS

Estudo do processo de formação do cavaco durante o torneamento e sua relação com a microestrutura utilizando o método dos elementos finitos

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para a
obtenção do título de Doutor em Ciências

Área de Concentração:
Engenharia Mecânica de Projeto de
Fabricação

Orientador:
Prof^a. Dra. Izabel Fernanda Machado

São Paulo
2015

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 26 de novembro de 2015

Assinatura do autor

Assinatura do orientador

Catálogo-na-publicação

Chagas, Gil Magno Portal

Estudo do processo de formação do cavaco durante o torneamento e sua relação com a microestrutura utilizando o método dos elementos finitos / G. M. P. Chagas -- versão corr. -- São Paulo, 2015.

164 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos.

1. Usinagem 2. Torneamento 3. Simulação numérica 4. Microestrutura 5. Aço inoxidável I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos II. t.

AGRADECIMENTOS

À professora Izabel, pela orientação, paciência, e motivação constante.

Ao Instituto Federal de Santa Catarina, por apoiar o desenvolvimento deste trabalho.

Ao CNPQ, pelo apoio financeiro, na forma de concessão de bolsa.

Aos professores do LFS, Amilton Sinatora, Izabel, Deniol Tanaka e Roberto Martins, por formarem o laboratório e possibilitarem a realização de muitos trabalhos de pesquisa.

À Professora Larissa Driemeier, pelos ensinamentos e discussões sobre o método dos elementos finitos.

Aos técnicos do laboratório, em especial ao Raphael, pelo apoio nas medições de força de corte e nas imagens do MEV, ao Fidel, pelo apoio no desenvolvimento e testes com o dispositivo quick stop, e ao Fábio, pelo auxílio na preparação das amostras metalográficas.

Ao Marcelo, pelas dicas e orientações no uso do sistema de aquisição de forças na usinagem.

Aos colegas do LFS, pelo convívio, discussões e risadas.

À Vanessa, pela amizade, discussões sobre o trabalho, e ajuda na simulação numérica.

À minha esposa Maria Alice, por me apoiar, motivar, e pela compreensão nesses momentos de ausência.

RESUMO

O objetivo desse trabalho foi avaliar o processo de formação do cavaco durante o torneamento utilizando simulação numérica pelo método dos elementos finitos. Para realizar o estudo foram definidos dois tipos de aços inoxidáveis austeníticos, um com matriz metálica sem a presença significativa de inclusões, do tipo ABNT 304, e outro com a presença de inclusões não metálicas, do tipo ABNT 303. O estudo foi focado nos mecanismos de formação e ruptura do cavaco, na determinação das forças de usinagem, no campo de tensões, deformações, e temperaturas durante o processo, que foram relacionados com aspectos e características da microestrutura do material. Os resultados obtidos foram comparados com as forças de usinagem experimentais, com a espessura e morfologia do cavaco. O desenvolvimento do trabalho, de acordo com a metodologia adotada, foi realizado em diferentes etapas. Inicialmente foi elaborado e aplicado um modelo de simulação da usinagem considerando o material homogêneo. Em outra etapa, foi realizada a modelagem de uma microestrutura submetida a um estado de tensão e deformação semelhante ao encontrado na simulação da usinagem realizada com material homogêneo. Os resultados mostraram que as partículas das inclusões maiores, alongadas, e em maior quantidade aumentam a tensão e a deformação na microestrutura. As elevadas temperaturas obtidas na usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos aumentam a ductilidade dos sulfetos, esses se deformam em compressão junto com a matriz, e têm um efeito limitado como agente de redução dos esforços de usinagem. Por outro lado, os sulfetos facilitam a etapa de ruptura do cavaco em tensões trativas, e tendem a se romper facilitando o processo de quebra.

Palavras chave: Usinagem. Torneamento. Simulação numérica. Microestrutura. Aço inoxidável.

ABSTRACT

The aim of this study was to evaluate the chip formation process during turning using a numerical simulation by finite element method. Two different austenitic stainless steel were evaluated, one without a significant presence of inclusions, ABNT 304, and another one with the presence of non-metallic inclusions, ABNT 303. The study was focused on the chip formation and rupture, in determining the machining forces, stresses, strains and temperatures during the process, which were related to aspects and characteristics of the microstructure. The results obtained were compared with the experimental machining forces, thickness and morphology of the chip. The development of the work, according to the methodology, was carried out at different steps. The first one implemented a simulation model considering a homogeneous material. In the next step, the microstructure was subjected to a state of stress similar to that found in the simulation of the machining performed with homogeneous material. The results showed that the largest inclusion particles, elongated and in greater quantity, increase stresses and strains in the microstructure. The high temperatures obtained when machining austenitic stainless steel increase the ductility of sulfides. These are deformed in compression along with the matrix, and have a limited effect in reducing machining forces. On the other hand, sulfides facilitate the chip fracture at tensile stresses.

Keywords: Machining. Turning. Numerical simulation. Microstructure. Stainless steel.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Mecanismo de formação de cavaco no corte ortogonal.....	25
Figura 2 - Comparativo entre o ângulo de cisalhamento teórico e experimental.....	27
Figura 3 - Morfologias de cavaco: (a) cavaco contínuo em latão, (b) cavaco tipo segmentado de aço inoxidável austenítico, (c) cavaco descontínuo de aço.	28
Figura 4 - Três regimes de atrito sólido.....	31
Figura 5 - Curva de representação da distribuição de tensão normal e de atrito na face de saída da ferramenta segundo Zorev.....	32
Figura 6 – Tribômetro para atrito na usinagem	33
Figura 7 – Modelo numérico do ensaio do tribômetro para atrito na usinagem.....	33
Figura 8 - Fontes de calor na usinagem.....	34
Figura 9 - Modelos para determinação do aumento da temperatura no cavaco e na peça causado pelo plano de cisalhamento durante a usinagem.....	36
Figura 10 - Endentação ao redor da aresta de corte da ferramenta.....	39
Figura 11 - Formação do cavaco sem trincas visíveis.....	39
Figura 12 – Linhas de fluxo: (a) no processo de endentação; (b) no processo de usinagem.....	40
Figura 13 – Modelo de formação do cavaco semelhante ao baralho de cartas	40
Figura 14 – Fratura dúctil na formação do cavaco	41
Figura 15 - Curva tensão de escoamento deformação de JC e do modelo de Calamaz (TANH): (a) para temperatura de 598K e taxa de deformação de 10^4 s^{-1} , (b) para temperaturas de 298K e 898K e taxa de deformação de 10^4 s^{-1} . Material: Ti-6Al-4V.....	47
Figura 16 - Nucleação, crescimento, e coalescência de micro vazios em metais dúcteis: (a) inclusões em uma matriz metálica, (b) nucleação do vazio, (c) crescimento do vazio, (d) aumento da deformação localizada entre os vazios, (e) redução do material entre os vazios, (f) coalescência e fratura.	51
Figura 17 - Mecanismo de cisalhamento por deformação e transporte de microtrincas: (a) seção do cisalhamento S-S com pontos uniformes de concentração de tensão com microtrincas, (b) aumento da seção da trinca no ponto O.	53
Figura 18 - Deformação na falha em função da triaxialidade e do parâmetro de Lode para a liga de alumínio 2024-T351	57

Figura 19 - Relação entre a deformação equivalente para a fratura e a triaxialidade para a liga de alumínio 2024-T351	58
Figura 20 - Distribuição da tensão média hidrostática σ_m através da simulação numérica por elementos finitos da usinagem de chumbo: (a) deslocamento da ferramenta em uma distância de 0,06mm, (b) deslocamento de 1,54mm, (c) deslocamento de 4,37mm.	60
Figura 21 - Curva tensão deformação com evolução do dano progressivo	62
Figura 22 - Forças de usinagem.....	66
Figura 23 - Gráfico de tensão equivalente x deformação equivalente modelado pela equação de JC para o aço AISI 304 segundo diferentes autores. Taxa deformação $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^4$, temperatura $T=400^\circ\text{C}$	72
Figura 24 - Formação de cavaco segmentado pelo mecanismo de cisalhamento adiabático.....	73
Figura 25 - Mecanismo de formação de cavaco segmentado por formação de trincas cíclicas	74
Figura 26 - Microestrutura de um aço AISI 303: (a) estrutura inicial, (b) microestrutura do cavaco obtida na usinagem com uma velocidade de corte de $v_c=60\text{m/min}$ e avanço de $f=0,2\text{mm/rev}$	75
Figura 27 – Modelo de simulação da usinagem tipo ALE	77
Figura 28 - Modos de deslocamentos de um quadrilátero com 4 nós	80
Figura 29 - Critério de separação do cavaco ao longo de um plano pré-definido: (a) critério baseado na distância nodal, (b) critério baseado em um indicador crítico. ...	81
Figura 30 – Exemplo de simulação com malha adaptativa	82
Figura 31 - Microestrutura da seção transversal dos aços inoxidáveis austeníticos: (a) ABNT 303, e (b) ABNT 304.....	84
Figura 32 – Microestrutura da seção longitudinal do aço inoxidável austenítico ABNT 303.	84
Figura 33 – Sistema de aquisição de forças Kistler.....	86
Figura 34 - Dispositivo quick stop: (a) travado; (b) liberado	88
Figura 35 - Dispositivo tipo quick stop preparado para a operação de torneamento.	89
Figura 36 – Configuração do modelo com a malha.....	92
Figura 37 - Modelo de separação do cavaco com zona de erosão	93

Figura 38 - Localização das regiões onde foram realizadas simulações da microestrutura	97
Figura 39 (a) Microestrutura do aço ABNT 303; (b) Imagem vetorizada.	97
Figura 40 - Condições de contorno e pressão aplicadas na análise da microestrutura	99
Figura 41 - Malha de elementos finitos utilizada na matriz de aço ABNT 304	100
Figura 42 - Malha de elementos finitos da matriz e sulfetos	100
Figura 43 - Propostas de curva tensão deformação do MnS: (a) Comportamento próximo ao do aço ABNT 304, (b) comportamento mais distante do aço ABNT 304. Taxa de deformação $\varepsilon = 1 \times 10^{-4}$, temperatura $T=675K$	102
Figura 44 – Configuração do modelo com a malha.....	103
Figura 45 – Comportamento do material utilizado para a formação do cavaco segmentado.....	105
Figura 46 – Formação do cavaco e critério de separação no aço inoxidável ABNT 304	108
Figura 47 – Deformação plástica equivalente no aço inoxidável ABNT 304	109
Figura 48 – Tensões médias hidrostáticas no aço inoxidável ABNT 304 [MPa]	112
Figura 49 - Modelo de simulação com dano tipo cisalhamento no aço inoxidável ABNT 304.....	113
Figura 50 – Deformação plástica equivalente no aço inoxidável ABNT 304	114
Figura 51 – Temperatura no aço inoxidável ABNT 304 [K]	114
Figura 52 – Tensão equivalente de Von Mises [MPa] com representação das posições a serem analisadas	117
Figura 53 - Circulo de Mohr representando as tensões na posição D: a) Tensões obtidas no modelo de usinagem; (b) Tensões obtidas no modelo da microestrutura.	120
Figura 54 – Comparativo das tensões de Von Mises [MPa] no instante de tempo $t=2,546 \times 10^{-4}s$: (a) modelo com propriedades plásticas 1 do MnS, mais semelhantes a matriz, (b) modelo com propriedades plásticas 2, mais diferentes da matriz.	123
Figura 55 – Comparativo das deformações plásticas equivalentes no instante de tempo $t=2,546 \times 10^{-4}s$: (a) modelo com propriedades plásticas 1 do MnS, mais semelhantes a matriz, (b) modelo com propriedades plásticas 2, mais diferentes da matriz.	123

Figura 56 - Comportamento da tensão equivalente de Von Mises [MPa]: (a) no instante de tempo próximo ao inicial $t=1 \times 10^{-7}$ s, (b) no instante de tempo de $8,083 \times 10^{-5}$ s, (c) no instante de tempo de $1,617 \times 10^{-4}$ s, (d) no instante de tempo de $2,546 \times 10^{-4}$ s.	125
Figura 57 – Localização dos sulfetos para avaliação das tensões.....	126
Figura 58 – Resultados das tensões de Von Mises [MPa] nos sulfetos em um instante de tempo $t=1,617 \times 10^{-4}$ s.	127
Figura 59 - Comportamento da deformação plástica equivalente: (a) no instante de tempo de $8,083 \times 10^{-5}$ s, (b) instante de tempo de $1,617 \times 10^{-4}$ s, (c) instante de tempo de $2,546 \times 10^{-4}$ s.....	128
Figura 60 – (a) Microestrutura do aço inoxidável ABNT 303 com maior fração de partículas de sulfeto de manganês; (b) Imagem vetorizada.....	129
Figura 61 - Comportamento da deformação plástica equivalente: (a) no instante de tempo de $8,083 \times 10^{-5}$ s, (b) no instante de $1,617 \times 10^{-4}$ s, e (b) no instante de $2,546 \times 10^{-4}$ s.	130
Figura 62 – Tensão equivalente de Von Mises no instante de tempo de $8,083 \times 10^{-5}$ s	131
Figura 63 – Microestrutura do cavaco no MEV, mostrando os MnS deformados. Velocidade de corte $v_c=50$ m/min, avanço $f=0,2$ mm/rev, profundidade de corte $a_p=2,3$ mm.	132
Figura 64 - MEV, microestrutura do sulfeto MnS mostrando a ausência de trincas	132
Figura 65 – EDS, análise da partícula de MnS mostrando a presença de enxofre e manganês.....	133
Figura 66 - Tensão máxima principal [MPa] em aço ABNT 304: (a) antes do contato da ponta do cavaco com a peça, (b) após o contato do cavaco com a peça. $V_c=100$ m/min, $f=0,2$ mm/rev, $a_p=2$ mm.	136
Figura 67 – MEV, cavaco do aço inoxidável ABNT 304: (a) início do processo de quebra, (b) quebra do cavaco.	137
Figura 68 – MEV, fratura do cavaco do aço ABNT 304: (a) $v_c=50$ m/min, $f=0,2$ mm/rev, $a_p=2,3$ mm. (b) $v_c=127$ m/min. $f=0,2$ mm/rev, $a_p=2,3$ mm.....	138
Figura 69 – MEV, fratura do cavaco do aço ABNT 303: (a) $v_c=50$ m/min, $f=0,2$ mm/rev, $a_p=2,3$ mm. (b) $v_c=127$ m/min. $f=0,2$ mm/rev, $a_p=2,3$ mm.....	139

Figura 70 - MEV, fratura do cavaco do aço inoxidável ABNT 303 com $v_c=127\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $a_p=2,3\text{mm}$.	139
Figura 71 – Tensão média principal [MPa] no aço inoxidável ABNT 304	140
Figura 72 – MEV, cavaco do aço inoxidável ABNT 303 obtida no ensaio com dispositivo quick stop.	141
Figura 73 – MEV, detalhe da raiz do cavaco do aço inoxidável ABNT 303: (a) vista lateral, (b) vista frontal da raiz do cavaco.	142
Figura 74 – MEV, raiz do cavaco do aço ABNT 304 obtido no ensaio com dispositivo quick stop	143
Figura 75– MEV, detalhe lateral da raiz do cavaco em aço inoxidável ABNT 304	143
Figura 76 – Tensões de Von Mises [MPa]. Parâmetros do processo: $v_c=100\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $a_p=2\text{mm}$.	145
Figura 77 – Formação do cavaco segmentado: (a) Deformação equivalente, (b) micrografia do cavaco do aço inoxidável ABNT 304 usinado com $v_c=89\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $a_p=2\text{mm}$.	145
Figura 78– Temperaturas no modelo de simulação do cavaco segmentado	146
Figura 79 – Evolução das tensões na formação das lamelas do cavaco segmentado do aço inoxidável ABNT 304	148
Figura 80 – MEV, lamela do cavaco segmentado de aço inoxidável ABNT 303. Parâmetros de usinagem: $v_c=50\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $a_p=2,3\text{mm}$.	150
Figura 81 – MEV, lamela do cavaco e deformação dos sulfetos. (a) Região de formação da banda de cisalhamento, (b) ampliação da banda de cisalhamento	151

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Teorias para determinação do ângulo de cisalhamento.....	26
Tabela 2 – Energias específicas na usinagem segundo modelo de Atkins	42
Tabela 3 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos à temperatura ambiente.....	69
Tabela 4 - Constantes de JC para o aço inoxidável AISI 304, segundo diferentes autores.	70
Tabela 5 - Composição química % dos aços inoxidáveis austeníticos ABNT 303 e ABNT 304.....	84
Tabela 6 – Parâmetros de corte avaliados	87
Tabela 7 - Constantes de JC para o aço inoxidável ABNT 304.....	90
Tabela 8 - Propriedades físicas da peça e da ferramenta	91
Tabela 9 - Propriedades do sulfeto de manganês.....	101
Tabela 10 - Forças de corte, de avanço, e espessura do cavaco experimental.....	107
Tabela 11 – Comparativo das forças de corte (F_c), e espessura do cavaco (h') numéricas e experimentais.....	110
Tabela 12 - Forças de corte numérica e experimental (F_C), espessuras do cavaco (h'), e temperaturas numérica e analítica (T_{ZCP}) obtidas na zona de cisalhamento primária para diferentes velocidades de corte. Avanço $f=0,2$ mm/rev.....	115
Tabela 13 - Forças de corte numérica e experimental (FC) e temperatura numérica e analítica (T_{ZCP}) obtidas na zona de cisalhamento primária para diferentes velocidades de corte. Avanço $f=0,1$ mm/rev.....	115
Tabela 14 - Tensões principais e tempo total para percorrer cada posição	118
Tabela 15 – Comparativo dos resultados das tensões e triaxialidades dos modelos de simulação da usinagem e da microestrutura.	119
Tabela 16 – Comparativo das deformações principais ε_1 e ε_2 , deformação equivalente ε , e temperaturas nos modelos de simulação da usinagem e da microestrutura	120
Tabela 17 – Comparativo dos índices de deformação, v_d , e deformações equivalentes, ε , no sulfeto e matriz para diferentes propriedades dos sulfetos. $t=2,546 \times 10^{-4}$ s.....	124

Tabela 18 – Comparativo das tensões na matriz homogênea, e heterogênea próximas aos sulfetos, e interior dos sulfetos, para diversos sulfetos no instante de tempo $t=1,617 \times 10^{-4}$ s.....	126
Tabela 19 - Comparação da deformação plástica equivalente entre as microestruturas.....	131
Tabela 20 – Estado de tensão antes e após o contato do cavaco com a peça em aço ABNT 304.....	137
Tabela 21 - Forças de corte numérica e experimental (F_C), espessuras do cavaco (h') e temperaturas numérica e analítica (T) obtidas na zona de cisalhamento primária para diferentes velocidades de corte. Avanço $f=0,2\text{mm/rev}$	147
Tabela 22 - Forças de corte numérica e experimental (F_C), espessuras do cavaco (h') e temperaturas numérica e analítica (T) obtidas na zona de cisalhamento primária para diferentes velocidades de corte. Avanço $f=0,1\text{mm/rev}$	147

LISTA DE SÍMBOLOS

r_ϵ	Raio da ponta da ferramenta
b	Largura de corte
λ_s	Ângulo de inclinação
F_c	Força de corte
F_f	Força de avanço
F_p	Força passiva
v_c	Velocidade de corte
v_{cav}	Velocidade de saída do cavaco
h	Espessura de corte
h'	Espessura do cavaco
γ_0	Ângulo de saída da ferramenta
ϕ	Ângulo de cisalhamento
R_c	Grau de recalque
β	Ângulo da força de atrito média em relação à interface cavaco ferramenta
μ	Coeficiente de atrito
K_1	Constante do material da peça do modelo de Merchant
F_a	Força de atrito
N	Força normal
τ_f	Tensão cisalhante devido ao atrito
σ_n	Tensão normal
A_R	Área de contato real das asperezas
A_{ap}	Área de contato aparente da peça
τ_{esc}	Tensão limite de escoamento por cisalhamento
l_p	Comprimento de contato na região de aderência
l_c	Comprimento de contato
v_s	Velocidade de cisalhamento
q	Quantidade de calor
t	Tempo
q_c	Fluxo de calor transferido por convecção
h_k	Condutância térmica
T	Temperatura

T_{ZCP}	Temperatura média no plano de cisalhamento primário
T_0	Temperatura ambiente
η_p	Porcentagem da energia de deformação transformada em calor
ΔT_{ZCP}	Aumento de temperatura na zona de cisalhamento primária
F_s	Força no plano de cisalhamento primário
v_s	Velocidade no plano de cisalhamento primário
m_{cav}	Massa do cavaco por unidade de tempo
β	Porção de calor conduzida à peça a partir da zona de cisalhamento primária
R_T	Número térmico adimensional
C_p	Calor específico do material
ρ	Densidade
K_t	Condutividade térmica do material condutor
r	Raio da aresta de corte
P	Pressão
a_p	Profundidade de corte
f	Avanço
U	Energia específica
σ	Tensão
K	Tensão para uma deformação de referência
ε	Deformação
n	Coeficiente de encruamento
E	Módulo de elasticidade do material
σ_e	Tensão limite de escoamento
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação equivalente
S	Fator relacionado à deformação
L	Comprimento final
L_0	Comprimento inicial
v	Velocidade
$\dot{\varepsilon}_0$	Taxa de deformação plástica equivalente de referência
A,B,C	Parâmetros da equação constitutiva de Johnson Cook, sendo A a tensão de escoamento, B o módulo de endurecimento, C o coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação
m	Coeficiente de amolecimento térmico

T_m	Temperatura de fusão
T_r	Temperatura ambiente da equação de JC
Δx	Deslocamento da superfície superior em relação à inferior
Δh	Largura da microtrinca
θ	Ângulo
C_c	Constante de dano crítico do material
σ_1	Tensão máxima principal
$\bar{\epsilon}_f$	Deformação equivalente na fratura
τ	Tensão de cisalhamento
γ_f	Deformação por cisalhamento na fratura
$\dot{R}$	Taxa de variação de vazio de raio R
R	Raio do vazio
$\dot{\epsilon}_{eq}$	Taxa de deformação equivalente
σ_m	Tensão hidrostática
$\bar{\sigma}$	Tensão equivalente
σ_2	Segunda tensão principal
σ_3	Terceira tensão principal
η	Triaxialidade do material
d_{1-5}	Parâmetro de falha de Johnson Cook
$\bar{\theta}$	Parâmetro de Lode
θ_L	Ângulo de Lode
ξ	Parâmetro do terceiro invariante de tensão desviador normalizado
J_3	Terceiro invariante do tensor desviador
W	Indicador de dano
D	Variável de dano global
$\bar{\sigma}_h$	Tensão equivalente hipotética sem o dano
$\bar{\epsilon}_{0i}$	Deformação plástica equivalente crítica para início do dano
G_f	Energia para abertura de trinca
$\bar{u}$	Deslocamento plástico equivalente
$\bar{u}_f$	Deslocamento plástico equivalente na fratura
γ	Coeficiente de Poisson
K_{IC}	Tenacidade à fratura
[M]	Matriz massa

$[C]$	Matriz amortecimento
$[K]$	Matriz de rigidez
$[F_{\text{ext}}]$	Vetor força externa
$[U]$	Vetor deslocamento
$[\dot{U}]$	Vetor velocidade
$[\ddot{U}]$	Vetor aceleração
$w_{\text{máx}}$	Maior frequência natural
w_n	Frequência natural
$[C_T]$	Matriz de capacidade de calor
$[K_T]$	Matriz de condução de calor
$[Q]$	Matriz fluxo e geração de calor devido ao atrito e deformação inelástica
α	Ângulo de folga da ferramenta
χ_r	Ângulo de posição da ferramenta
α_e	Expoente da equação de dano
R_s	Partição de calor entre o cavaco e a ferramenta devido ao atrito
v_d	Índice de deformação
σ_{mises}	Tensão equivalente de Von Mises
$\bar{\epsilon}$	Deformação equivalente

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	20
1.1 OBJETIVO	22
1.2 VISÃO GERAL DO TRABALHO	22
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	23
2.1 O PROCESSO DE USINAGEM POR TORNEAMENTO.....	23
2.1.1 O corte ortogonal, semi-ortogonal, e oblíquo.....	23
2.1.2 Grau de recalque e ângulo de cisalhamento	25
2.1.3 Morfologia do cavaco.....	28
2.1.4 Tribologia na usinagem.....	29
2.2 TEMPERATURA NA USINAGEM.....	34
2.3 O MECANISMO DE FORMAÇÃO E SEPARAÇÃO DO CAVACO	38
2.4 COMPORTAMENTO MECÂNICO DURANTE A USINAGEM	43
2.4.1 Comportamento Plástico.....	43
2.4.2 Equações constitutivas	45
2.4.2.1 Modelo de Johnson Cook	45
2.4.2.2 Modelo de Johnson Cook modificado	46
2.4.2.3 Definição e aplicação de um modelo constitutivo	48
2.5 MODELAGEM DA FRATURA NA USINAGEM.....	50
2.5.1 Mecanismos de fratura dúctil	50
2.5.2 Critérios de fratura dúctil.....	54
2.5.3 Mecânica do dano	61
2.6 COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DURANTE A USINAGEM.....	64
2.6.1 O aço inoxidável	64
2.6.2 Características de usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos	64

2.6.3 Fatores que influenciam as forças de usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos.....	65
2.6.4 Efeito do sulfeto de manganês na usinabilidade dos aços inoxidáveis.....	67
2.6.5 Propriedades mecânicas e parâmetros de plasticidade de aços inoxidáveis austeníticos.....	69
2.6.6 Formação do cavaco segmentado no aço inoxidável austenítico.....	72
2.7 SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA USINAGEM POR ELEMENTOS FINITOS.....	75
2.7.1 Métodos de solução.....	76
2.7.2 Tipo de integração no tempo	77
2.7.3 Efeito termomecânico	79
2.7.4 Tipos de elementos utilizados.....	80
2.7.5 Critérios de formação do cavaco	81
3. MATERIAIS E MÉTODOS	83
3.1 ASPECTOS GERAIS.....	83
3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS.....	85
3.2.1 Caracterização microestrutural	85
3.2.2 Ensaios de usinagem para avaliação dos esforços de corte	85
3.2.3 Caracterização dos cavacos.....	87
3.2.4 Avaliação do cavaco e sua raiz	88
3.3 MÉTODOS NUMÉRICOS.....	89
3.3.1 Modelagem do processo de usinagem considerando o material homogêneo.....	90
3.3.1.1 Propriedades dos materiais e equação constitutiva.....	90
3.3.1.2 Configuração do modelo de usinagem	91
3.3.1.3 Modelagem da separação do cavaco e modelo de dano.....	92
3.3.1.4 Modelagem da interface cavaco ferramenta	94
3.3.1.5 Análise térmica	95
3.3.2 Modelagem da microestrutura do material no processo de usinagem.....	95

3.3.2.1 <i>Determinação do carregamento aplicado, definição da microestrutura, e geração da malha de elementos finitos</i>	96
3.3.2.2 <i>Propriedades dos materiais</i>	101
3.3.3.1 <i>Configuração do modelo</i>	103
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	106
4.1 ASPECTOS GERAIS	106
4.2 FORÇAS DE USINAGEM EXPERIMENTAIS	106
4.3 EFEITO DO SULFETO DE MANGANÊS NA ZONA DE CISALHAMENTO PRIMÁRIA	107
4.3.1 <i>Modelo de simulação da usinagem</i>	107
4.3.1.1 <i>Modelo de simulação da usinagem com critério de separação e sem modelo de dano na região de formação do cavaco</i>	107
4.3.1.2 <i>Modelo de simulação da usinagem com critério de separação e dano na região de formação do cavaco</i>	112
4.3.2 <i>Modelo de simulação da microestrutura</i>	118
4.4 EFEITO DO SULFETO DE MANGANÊS NA RUPTURA DO CAVACO	135
4.5 AVALIAÇÃO DA REGIÃO DE CORTE E SEPARAÇÃO DO CAVACO	140
5. CONCLUSÕES	152
6. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	154
REFERÊNCIAS	155

1. INTRODUÇÃO

A usinagem é um processo de remoção de material que possui uma grande importância no sistema produtivo industrial. O conceito mais associado com a produtividade de um processo de usinagem é o da usinabilidade, que é considerada uma propriedade tecnológica (FERRARESI, 1977). A usinabilidade de um material depende de uma variedade de parâmetros e está relacionada com a facilidade com que um material pode ser usinado, de acordo com as dimensões, forma, e acabamento superficial requerido (SHAW, 2005). Portanto, a usinabilidade está diretamente associada ao processo de formação e quebra do cavaco formado durante o corte. Os parâmetros que determinam a usinabilidade dos materiais, considerando o processo de fabricação são o tipo e forma de cavaco gerado, o acabamento superficial da peça, a máxima taxa de remoção de material, a força e potência de usinagem, a temperatura de corte, a vida da ferramenta, e a formação de rebarbas (SANTOS; SALES, 2007).

Dessa forma, o estudo de usinabilidade pode ser feito por meio de experimentos durante o processo de corte em usinagem, nos quais são verificados aspectos como desgaste da ferramenta, potência consumida, acabamento, e força de corte (SHAW, 2005). Entretanto, esses experimentos, além de apresentarem um custo elevado, muitas vezes não permitem entender o fenômeno que ocorre durante o processo, mas somente verificar os efeitos de algumas variáveis envolvidas. Outra possibilidade de estudar o fenômeno de corte na usinagem é por meio de ensaios para medição direta, com dispositivos termo acoplados na ferramenta, sensores de radiação infravermelha e câmeras de alta velocidade (SHAW, 2005).

Por outro lado, a abordagem relacionada com o material e sua microestrutura também pode ser feita. A influência da microestrutura na usinabilidade é tão grande que aços com a mesma composição química, mas com diferentes microestruturas podem ter diferenças consideráveis de usinabilidade (SHAW, 2005). A relação entre a microestrutura e o processo de corte, considerando a existência de inclusões em aços, pode ser observada nos trabalhos de Santos (2008), Souza (2006), e Saldarriaga (2008). A presença de inclusões do tipo sulfeto de manganês (MnS), dependendo de seu tamanho, forma e orientação pode melhorar apreciavelmente a usinabilidade dos aços, atuando como concentradores de tensão no plano de cisalhamento, facilitando a quebra do cavaco, e como agente de redução do

desgaste da ferramenta (KIESSLING; LANGE, 1978; ESSEL, 2006). Além disso, a distribuição e fração volumétrica de perlita e ferrita em aços, bem como o tamanho de grão influenciam fortemente a usinabilidade (ASM, 1989).

Nesse sentido, é importante uma abordagem que, além de avaliar aspectos tecnológicos relacionados à usinabilidade, considere os mecanismos associados ao processo de corte e formação de cavaco, bem como as características e propriedades da microestrutura dos materiais, no qual este trabalho se insere. Dessa forma, análises detalhadas do processo de formação do cavaco e suas alterações em função de parâmetros de corte para uma dada condição do material podem ser conduzidas. Essas análises, além da contribuição tecnológica, apresentam uma contribuição acadêmica importante (CHAGAS; MACHADO, 2015).

O método dos elementos finitos (MEF) tem se mostrado uma ferramenta poderosa para simular e estudar o processo de corte na usinagem, ao permitir obter as tensões, deformações, taxas de deformações, forças e temperaturas envolvidas (ARRAZOLA et al., 2013). Entretanto, a grande maioria dos trabalhos publicados com a utilização do MEF considera que o material é homogêneo, e não leva em conta a microestrutura, usualmente heterogênea, e que altera a usinabilidade dos materiais. Alguns autores como Simoneu, Ng e Elbestawi (2007), Saldarriaga (2008), Mohammed, Ng e Elbestawi (2012), Hage e Hamade (2013), Altmani et al. (2015) apresentaram trabalhos que consideram o efeito da microestrutura na modelagem do processo de usinagem, mas ainda há muito que investigar, considerando a grande variedade e complexidade do fenômeno.

O desenvolvimento de modelos de simulação da usinagem, que permitam estudar o processo de formação e ruptura do cavaco de modo a entender os efeitos da microestrutura pode contribuir tanto no desenvolvimento de novas ferramentas de corte, quanto em projetos de ligas que levem a uma maior usinabilidade, em função de alterações no processo de formação e quebra de cavaco.

1.1 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho de doutorado foi propor modelos de simulação numérica da usinagem, por torneamento, pelo método dos elementos finitos, visando sua aplicação na avaliação do efeito da microestrutura no mecanismo de formação e ruptura do cavaco.

A simulação do processo incluiu as forças de corte, o campo de tensões, as deformações e temperaturas, que foram relacionados com aspectos e características da microestrutura. O foco deste estudo consistiu no desenvolvimento de modelos de simulação que permitam a comparação de um aço inoxidável austenítico com outro também austenítico e de composição química bastante similar, mas com a presença de uma segunda fase, constituída por inclusões não metálicas.

1.2 VISÃO GERAL DO TRABALHO

Este trabalho está estruturado em cinco capítulos. No primeiro deles, encontram-se a introdução e os objetivos desse estudo.

No segundo capítulo, é apresentada uma revisão da literatura, incluindo um estudo sobre o processo de usinagem, a modelagem térmica, o mecanismo de formação do cavaco, o comportamento do material durante o processo, um estudo sobre as características do aço inoxidável durante a usinagem, e a aplicação do método dos elementos finitos na simulação do processo de usinagem. No terceiro capítulo, são apresentados os materiais e métodos utilizados no desenvolvimento do presente trabalho.

Os resultados obtidos são expostos no quarto capítulo, e as conclusões da pesquisa encontram-se no quinto capítulo.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 O PROCESSO DE USINAGEM POR TORNEAMENTO

A usinagem é um termo empregado para uma grande variedade de processos de manufatura destinados a remover material, na forma de cavaco, e conferir à peça a forma, dimensão, e acabamento para atender os requisitos de projetos (ASM, 1989).

Nesse sentido, a remoção do material pode ser dividida em categorias, em função do tamanho dos elementos removidos individualmente. As operações de corte convencionais, como torneamento, fresamento e furação, envolvem remoção de cavaco macroscópico com tamanho da ordem de 0,025mm a 2,5mm. As operações com abrasão, como a retificação, envolvem partículas removidas menores do que na operação de corte e da ordem de 0,0025mm a 0,25mm (SHAW, 2005).

No entanto, o processo de corte em usinagem está associado à deformação e falha do material em altas taxas de deformação. Assim, é possível ter uma abordagem não somente de quantificação da remoção do material e/ou desgaste da ferramenta, mas também dos mecanismos de deformação, fratura, propriedades mecânicas, características microestruturais, e sua representação em modelos numéricos, como será apresentado ao longo deste texto.

2.1.1 O corte ortogonal, semi-ortogonal, e oblíquo

O torneamento, segundo Ferraresi (1977), é um processo mecânico de usinagem destinado à obtenção de superfícies de revolução com o auxílio de uma ou mais ferramentas monocortantes. O processo permite que seja realizada uma série de operações. Torneamento cilíndrico externo e interno, torneamento cônico externo e interno, faceamento, perfilamento são alguns exemplos (MACHADO et al., 2009).

No corte ortogonal, em processo de torneamento, a aresta de corte é uma reta normal à direção de corte e à direção de avanço, de maneira que a formação do cavaco pode ser considerada um fenômeno bidimensional, e que ocorre em um

plano normal à aresta cortante, ou seja, no plano de trabalho (MACHADO et al., 2009).

O corte semi-ortogonal é semelhante ao corte ortogonal, entretanto, a aresta de corte não tem a largura total da peça, e possui uma parte composta pelo raio de ponta da ferramenta, r_ϵ (CHILDS et al., 2000). Assim, como a aresta de corte não é totalmente reta, o cavaco não possui a velocidade de saída perpendicular à aresta de corte. No entanto, se o raio de ponta da ferramenta for muito menor do que a largura de corte b , $r_\epsilon \ll b$, o corte semi-ortogonal é aproximadamente igual ao ortogonal (CHILDS et al., 2000; BARBOSA, 2014). Esse tipo de corte possui uma importância em ensaios experimentais de usinagem devido à sua maior facilidade de obtenção em relação ao corte ortogonal.

No corte oblíquo, a aresta de corte está orientada em um ângulo de inclinação, λ_s , de tal forma que, além das forças de corte, F_c , e de avanço, F_f , surge uma terceira força adicional, na direção radial, chamada de força passiva, F_p (ALTINTAS, 2012). Esse tipo de corte é muito comum no processo de torneamento em aplicações de industriais.

A Figura 1 mostra uma representação do mecanismo de formação do cavaco no corte ortogonal. De acordo com o modelo, o material definido pela seção $klmn$ se desloca em uma velocidade, v_c , em direção à cunha de corte da ferramenta. Ao atingir a região de cisalhamento primária, indicada na figura pela linha tracejada OD , o material sofre uma deformação plástica intensa, se rompe e forma a seção $pqrs$ enquanto entra em contato com a superfície de saída da ferramenta na direção OB , formando o cavaco. A região representada pelo segmento OB da figura forma o plano de cisalhamento secundário (TRENT e WRIGHT, 2000; MACHADO et al., 2009).

Figura 1 - Mecanismo de formação de cavaco no corte ortogonal.

Fonte: Adaptado de Trent e Wright (2000). Simbologia: v_c =velocidade de corte; v_{cav} = velocidade de saída do cavaco; h =espessura de corte; h' =espessura do cavaco; γ_0 =ângulo de saída da ferramenta; ϕ =ângulo de cisalhamento.

O corte ortogonal, no qual o processo de formação de cavaco é considerado um fenômeno bidimensional, introduz algumas simplificações no processo de corte que facilitam o estudo do fenômeno, e cujas conclusões podem ser aplicáveis ao corte tridimensional (FERRARESI, 1977; SHAW, 2005; BARBOSA, 2014).

2.1.2 Grau de recalque e ângulo de cisalhamento

O grau de recalque (R_c) é um parâmetro que pode ser determinado após o experimento de usinagem, através da relação entre a espessura do cavaco, h' , e a espessura de corte, h , dado pela equação 2.1 (FERRARESI, 1977; MACHADO et al, 2009).

$$R_c = \frac{h'}{h} \quad (2.1)$$

A partir da determinação do grau de recalque, é possível obter o ângulo de cisalhamento, ϕ , apresentado na Figura 1, através da equação 2.2 (FERRARESI, 1977; MACHADO et al, 2009).

$$\tan \phi = \frac{\cos \gamma_0}{R_c - \sin \gamma_0} \quad (2.2)$$

Diversas propostas para a determinação teórica do ângulo de cisalhamento surgiram a partir das características do material, da ferramenta, e das grandezas do processo. A Tabela 1 mostra algumas dessas propostas.

Dos modelos apresentados, o que melhor se ajusta aos ensaios experimentais é o de Merchant, que utiliza uma constante empírica, chamada pelo autor de constante de usinagem do material ($\cot^{-1} K_1$), a ser determinada experimentalmente para cada condição de corte. Dessa forma, o modelo permitiu obter melhores resultados, mas ainda sem fornecer uma explicação satisfatória para o fenômeno (MACHADO et al. 2009).

Tabela 1 - Teorias para determinação do ângulo de cisalhamento

Teoria	Equação
Ernest Merchant	$\phi = 45^\circ - \frac{\beta}{2} + \frac{\gamma_0}{2}$
Merchant	$\phi = \frac{\cot^{-1} K_1}{2} - \frac{\beta}{2} - \frac{\gamma_0}{2}$
Lee-Schaffer	$\phi = 45^\circ - \beta + \gamma_0$
Hucks	$\phi = 45^\circ - \frac{\tan^{-1} 2\mu}{2} + \gamma_0$

Fonte: Shaw (2005); Machado et al. (2009). Simbologia: β = ângulo da força de atrito média em relação à interface cavaco – ferramenta; γ_0 = ângulo de saída da ferramenta; μ = coeficiente de atrito médio do cavaco–ferramenta; K_1 = constante do material da peça.

De forma geral, os valores teóricos obtidos em diversos modelos têm mostrado uma discrepância quando comparado com resultados experimentais (MACHADO et al. , 2009; ASTAKOV, 2006; SHAW, 2005). A Figura 2 mostra um comparativo entre o ângulo de cisalhamento experimental e teórico, segundo a teoria de Ernest e Merchant e a teoria de Lee e Schaffer.

A diferença entre os resultados mostra que os modelos analíticos disponíveis são muito simplificados, e é necessária a elaboração de uma teoria mais realista capaz de prever, com razoável precisão, o ângulo de cisalhamento do material no processo de corte na usinagem.

Figura 2 - Comparativo entre o ângulo de cisalhamento teórico e experimental

Fonte: Machado et al. (2009)

Outros modelos analíticos foram desenvolvidos após o modelo de Merchant. Zorev (1966) apud Astakov (2006) trabalhou com o conceito de que não existe um plano de cisalhamento primário, como considerado por Merchant, e sim uma zona de cisalhamento primária. Entretanto, o modelo proposto teve que incorporar algumas simplificações, como a zona de cisalhamento ser delimitada por linhas retas, apesar de o autor reconhecer que as condições de contorno na região são dinâmicas, ou seja, o formato da zona de cisalhamento varia durante o processo.

Oxley (1962) apud Trent e Wright (2000) apresentou um modelo analítico termo mecânico que permite determinar as forças, tensões e temperaturas. O modelo considera não apenas as tensões e deformações na zona de cisalhamento primária, mas também na zona de cisalhamento secundária.

Apesar dos avanços obtidos, os modelos analíticos propostos contêm todos uma série de simplificações. Esses modelos permitem calcular valores médios de tensões aplicadas na região de cisalhamento, mas não possibilitam a determinação da distribuição de tensão com maior exatidão nessas regiões, nem a determinação da morfologia do cavaco gerado.

A falta de previsibilidade na determinação do ângulo de cisalhamento desses modelos pode gerar erros grosseiros nos cálculos das forças de usinagem, e tensões calculadas. Ao observar a Figura 1, verifica-se que, para um ângulo de cisalhamento de 45° , tem-se uma menor área em O-D, a espessura de corte e a espessura do cavaco são iguais, e conseqüentemente a força de corte e a tensão de cisalhamento são menores. À medida que o ângulo de cisalhamento diminui, tem-se

uma área em O-D maior, a espessura do cavaco e grau de recalque são maiores, assim como a força de corte e a tensão de cisalhamento.

A determinação correta das forças de corte e tensões depende da geometria do problema, e das propriedades plásticas do material nas condições da usinagem. A geometria do problema está relacionada ao ângulo de cisalhamento. Este, segundo Trent e Wright (2000), é influenciado pelo tamanho da área de contato do cavaco com a superfície de saída da ferramenta e pelas condições da interface cavaco-ferramenta, que envolve pressões, velocidades, e temperaturas muito elevadas, em mecanismos muito complexos, e ainda não totalmente compreendidos. O comportamento do material envolve deformação plástica intensa a altas taxas de deformação, e mecanismos complexos de fratura (RODRIGUES; MARTINS, 2010).

A elaboração de um modelo mais realista para o processo de usinagem pode ser realizada por meio de métodos numéricos, como o dos elementos finitos. Este deve levar em consideração as condições da interface cavaco ferramenta, o efeito da temperatura, o comportamento plástico do material, e os mecanismos de fratura e separação do cavaco. Assim, na sequência são apresentados alguns estudos visando à elaboração do referido modelo.

2.1.3 Morfologia do cavaco

Os cavacos gerados no processo de usinagem podem assumir diferentes morfologias, conforme Figura 3, em função das propriedades do material da peça, dos parâmetros de corte e da geometria da ferramenta utilizados.

Figura 3 - Morfologias de cavaco: (a) cavaco contínuo em latão, (b) cavaco tipo segmentado de aço inoxidável austenítico, (c) cavaco descontínuo de aço.

Fonte: Childs et al. (2000).

Segundo Machado et al. (2009), os cavacos podem ser morfologicamente classificados em quatro tipos:

- Os cavacos contínuos, normalmente formados na usinagem de materiais dúcteis. Nesse caso, o material cisalha na região de cisalhamento primária, e permanece homogêneo, sem fragmentação (Figura 3a);
- Os cavacos parcialmente contínuos. Formam um tipo intermediário entre os cavacos contínuos e descontínuos, no qual ocorre uma propagação parcial da trinca ao longo do plano de cisalhamento primário. A trinca é interrompida pela perda de contato entre a ferramenta e o cavaco, e pela tensão de compressão no plano de cisalhamento;
- Os cavacos descontínuos são comuns na usinagem de materiais frágeis, que não suportam grandes deformações sem se romper (Figura 3c);
- Os cavacos segmentados. Possuem formato semelhante a dentes de serra, (Figura 3b), ocorrem comumente em materiais com baixas condutividades térmicas como o titânio e suas ligas, e em alguns aços inoxidáveis. São caracterizados por grandes deformações plásticas em estreitas bandas entre segmentos com menor deformação.

Os cavacos contínuos, parcialmente contínuos e segmentados podem assumir, ainda, quanto à forma, o tipo fita, tubular, espiral, helicoidal, helicoidal cônico. No tipo descontínuo podem somente assumir a forma de lascas ou pedaços (MACHADO et. al, 2009). A forma do cavaco tem uma grande importância no processo de usinagem, pois a formação de cavacos longos pode causar problemas como adesão em partes da máquina ou na ferramenta, prejudicar o acabamento superficial da peça e prejudicar o acesso do fluido de corte (MACHADO et. al, 2009). Por esse motivo vários esforços foram e tem sido feitos para prever o seu formato (BAKER, ROSLER, SIEMERS, 2003; HUA, SHIVPURI, 2004; RHIM, OH, 2006; MOLINARI, SOLDANI, MIGUÉLEZ, 2013).

2.1.4 Tribologia na usinagem

Durante a usinagem o movimento no contato do cavaco com a ferramenta ocorre em condições muito severas, em uma região muito pequena e localizada, e de difícil avaliação experimental direta, devido às altas deformações e taxas de

deformações envolvidas, às altas temperaturas geradas e ao difícil acesso à região (SHAW, 2005). Entretanto, para determinar as condições de atrito na interface cavaco-ferramenta é necessária a realização de testes, apesar da dificuldade desses reproduzirem as reais condições existentes na usinagem.

Uma concepção de atrito foi determinada a partir de trabalhos atribuídos a Amonton, em 1699, e Coulomb, em 1785, que permitiram estabelecer três leis de atrito de deslizamento: (i) A força de atrito é proporcional à força normal, (ii) a força de atrito é independente da área de contato aparente, (iii) a força de atrito é independente da velocidade de deslizamento (HUTCHINGS, 1992).

A primeira lei do atrito de deslizamento estabelece a relação entre a força de atrito F_a , o coeficiente de atrito μ , e a força normal N através da equação 2.3 (HUTCHINGS, 1992).

$$F_a = \mu N \quad (2.3)$$

Segundo Hutchings (1992), Bowden e Tabor realizaram uma série de trabalhos, entre 1930 e 1970, e mostraram que as forças de atrito são geradas por duas fontes, a força de adesão, nas áreas de contato real entre as superfícies, onde ocorrem junções entre os picos das asperezas em contato, e a força para romper as asperezas da superfície mais macia. Dessa forma, a força de atrito é proveniente das forças de adesão e de deformação das asperezas e depende da área real de contato (HUTCHINGS, 1992). A partir dos trabalhos desenvolvidos por Bowden e Tabor, foi possível verificar que um aumento da força normal causa um aumento proporcional da área real de contato entre as asperezas, mantendo a relação até um determinado limite em que a área real é baixa em relação à área aparente de contato. Após esse limite, a equação de Amonton - Coulomb não é mais válida (HUTCHINGS, 1992).

Shaw, Ber e Mamin (1960) realizaram um estudo com ensaios experimentais, e apresentaram três regimes de atrito sólido baseados no modelo de crescimento de junção entre as asperezas e apresentado na Figura 4. No regime I, a área de contato real das asperezas A_R é muito menor do que a área de contato aparente A da peça. A primeira lei de atrito de Amonton – Coulomb é válida somente nesse regime, e o coeficiente de atrito é constante e determinado pela relação $\mu = \frac{\tau_f}{\sigma_n}$. No regime III, as forças normais N são suficientes para deformar plasticamente todos os pontos de

contato entre as duas superfícies, a área de contato real das asperezas se iguala a área de contato aparente da peça $A_R = A_{ap}$, e a tensão cisalhante, τ_f , devido ao atrito não aumentar com a tensão, σ_n , causada pela força normal, sendo, portanto, independentes. O regime II é a transição entre os regimes I e III. Nesse caso, o coeficiente de atrito diminui com o aumento da carga normal (SHAW, 2005).

Figura 4 - Três regimes de atrito sólido

Fonte: Traduzido de Shaw, Mer, Mamin (1960). Simbologia: N = força normal; F_a =força de atrito; A_R =área de contato real das asperezas; A_{ap} = área de contato aparente da peça; τ_f =tensão cisalhante devido a força de atrito ; σ_n = tensão normal.

Zorev (1963) apud Ozel (2006) apresentou um modelo para a distribuição de tensões na interface da ferramenta, no qual o atrito na interface não é contínuo, e sim uma função da distribuição da tensão normal e cisalhante.

Conforme pode ser observada na Figura 5, a tensão normal, σ_n , é máxima na ponta da ferramenta, e reduz gradualmente até zero no ponto onde o cavaco separa da superfície de saída da ferramenta, ao longo de um comprimento de contato l_c . A distribuição da tensão cisalhante também não é contínua em todo comprimento de contato. Ao longo do comprimento de contato plástico, l_p , tem-se a região de aderência, onde a tensão de cisalhamento é constante e igual ao limite de resistência ao escoamento por cisalhamento do material para a elevada taxa de deformação e temperatura na região. Na região de deslizamento ocorre o atrito e a tensão cisalhante decresce exponencialmente até o valor de zero onde o cavaco separa da superfície de saída da ferramenta (OZEL, 2006).

Figura 5 - Curva de representação da distribuição de tensão normal e de atrito na face de saída da ferramenta segundo Zorev

Fonte: Adaptado de Ozel (2006). Simbologia: σ_n = tensão normal; τ_f =tensão cisalhante devido ao atrito; τ_{esc} = tensão limite de escoamento por cisalhamento; l_p =comprimento de contato plástico na região de aderência; l_c =comprimento de contato.

De acordo com a proposta de Zorev (OZEL, 2006), a distribuição das tensões cisalhantes nas duas regiões distintas da interface ferramenta-cavaco pode ser representada por:

$$\tau_f(x) = \tau_{esc}, \quad \text{quando } \mu\sigma_n(x) \geq \tau_{esc} \quad 0 < x \leq l_p \quad (2.4)$$

$$\tau_f(x) = \mu\sigma_n(x), \quad \text{quando } \mu\sigma_n(x) < \tau_{esc} \quad l_p < x \leq l_c \quad (2.5)$$

Diversos estudos têm sido feitos para melhor entender e representar o fenômeno causado pelo atrito na usinagem, que ocorre em um processo com grande complexidade na interface da ferramenta com o cavaco, e no qual existe uma grande dificuldade de realização de experimentos que permitam obter os dados necessários. Bonnet et al. (2008), Rech, Claudin e Deramo (2009), e Zemzemi et al. (2009) apresentaram um novo tipo de tribômetro para medição de atrito na usinagem, esquematizado na Figura 6. O dispositivo é baseado no sistema pino disco modificado com ponta arredondada, e o ensaio foi realizado em um torno CNC, no qual o dispositivo foi fixado.

Figura 6 – Tribômetro para atrito na usinagem

Fonte: Traduzido de Bonnet et al. (2008)

A elevada carga aplicada no pino promove uma endentação, com deformação plástica intensa no material. Dessa forma, é necessário identificar os valores de força correspondente ao atrito e à deformação plástica, o que foi feito por Bonnet et al. (2008) através da modelagem do tribômetro por elementos finitos, com o objetivo de obter os valores do atrito referentes à adesão e à deformação plástica, conforme proposto por Bowden e Tabor. A Figura 7 mostra um detalhe do modelo numérico realizado.

Figura 7 – Modelo numérico do ensaio do tribômetro para atrito na usinagem

Fonte: Bonnet et al. (2008)

O novo tribômetro permitiu reproduzir condições de velocidade de deslizamento e pressão semelhantes às existentes na usinagem. Entretanto, o coeficiente de atrito é obtido de forma indireta, a partir do modelo de elementos finitos gerado.

Apesar dos esforços feitos para entender os fenômenos tribológicos envolvidos no processo de usinagem e modelar as condições da interface cavaco-

ferramenta, muitas pesquisas devem ser realizadas até a obtenção de modelos que melhor representem esses fenômenos.

2.2 TEMPERATURA NA USINAGEM

A modelagem térmica do processo de usinagem tem uma grande importância no entendimento do fenômeno de corte dos metais. Uma grande parcela do trabalho despendido para deformar o metal é convertido em calor, que causa um aumento de temperatura do material trabalhado e da ferramenta, afeta fortemente as propriedades plásticas do material a ser trabalhado, e promove uma redução na vida útil da ferramenta.

A Figura 8 mostra uma representação das diferentes regiões que promovem a geração de calor, e a transmissão de calor durante o processo de usinagem. Na região denominada de zona de cisalhamento primária (ZCP) o calor provém da deformação plástica do material. Na zona de cisalhamento secundária (ZCS) o calor é proveniente da deformação plástica do metal na região e pelo atrito do cavaco com a superfície de saída da ferramenta. Na zona de cisalhamento terciária (ZCT) o calor provém da deformação plástica do material e do atrito da peça com a superfície de folga da ferramenta (SANTOS; SALES, 2007; MACHADO et al., 2009).

Figura 8 - Fontes de calor na usinagem

Fonte: Adaptado de List, Sutter, e Bouthiche (2012)

Os modelos analíticos iniciais para estudar o fenômeno de aquecimento na usinagem foram desenvolvidos utilizando o corte ortogonal na metade do século XX. Dentre os modelos desenvolvidos, estão os de Trigger e Chao (1951), bem como

Lowen e Shaw (1954) apud Shaw (2005). Esses estudos consideram que o fluxo de calor se dá em regime permanente, e a temperatura gerada na interface cavaco ferramenta está relacionada ao cisalhamento da zona primária e ao atrito entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta (MACHADO et al., 2009).

O modelo de Lowen e Shaw (1954) apud Shaw (2005) considera, ainda, que as fontes de geração de calor se concentram em uma superfície plana, e não há dissipação de calor para o ambiente. Mesmo com as considerações relacionadas, o modelo é complexo, uma vez que parte da energia térmica gerada na zona de cisalhamento primária permanece no cavaco e parte é transmitida para a peça (SHAW, 2005). Da mesma forma, parte da energia gerada na zona de cisalhamento secundária irá fluir para o cavaco e parte para a ferramenta, sendo necessário definir a partição de energia (SHAW, 2005).

Diversos modelos foram formulados para determinar o aumento da temperatura durante o processo de formação do cavaco na usinagem. Komanduri e Hou (2000) apresentaram um estudo que mostra vários modelos propostos, conforme pode ser observado na Figura 9. Dos modelos apresentados, apenas os de Hahn (Figura 9b), e Chao e Trigger (Figura 9c) consideram a peça e o cavaco como um corpo único e o escoamento na zona de cisalhamento primária. Os demais modelos consideram, por aproximação, a deformação na zona de cisalhamento como composta por dois corpos em contato com deslizamento, e a partição de energia entre os corpos.

As principais diferenças nos modelos apresentados estão relacionadas às considerações feitas, como a natureza da fonte de calor, a estimativa da partição de calor, a direção de movimento da fonte de calor, representado na Figura 9 pela direção das velocidades de corte, v_c , ou de cisalhamento, v_s , e as condições de contorno.

Figura 9 - Modelos para determinação do aumento da temperatura no cavaco e na peça causado pelo plano de cisalhamento durante a usinagem.

Fonte: Traduzido de Komanduri e Hou (2000). Simbologia: h_k =condutância térmica, q =fluxo de calor

Os modelos analíticos apresentados na Figura 9 tiveram grande importância por permitir estudar o problema de aquecimento na usinagem, e serviram de base para o desenvolvimento de modelos mais complexos, como o proposto por Komanduri e Hou (2001). O modelo proposto, desenvolvido a partir dos trabalhos de Hahn, e de Chao e Trigger, considera o efeito combinado do cisalhamento e do atrito, e permite a obtenção da distribuição de temperatura no cavaco e na ferramenta.

Boothroyd (1975) propôs um modelo analítico, desenvolvido a partir do trabalho de Weiner, que permite determinar a temperatura média na zona de cisalhamento primária e secundária do cavaco. Esse modelo tem sido utilizado em diversos trabalhos para estimar a temperatura no processo de usinagem (TRENT; WRIGHT, 2000; SAGLAM, UNSACAR, YALDIS 2006; LALWANI, MEHTA, JAIN, 2009; ALTINTAS, 2012; BARBOSA, 2014).

A temperatura média, calculada no plano de cisalhamento primária (T_{ZCP}), de acordo com o modelo de Boothroyd (1975), é expressa pela equação 2.6.

$$T_{ZCP} = T_0 + \eta_p \Delta T_{ZCP} \quad (2.6)$$

em que T_0 é a temperatura ambiente, η_p é a porcentagem da energia de deformação transformada em calor, e ΔT_{ZCP} é o aumento da temperatura na zona de cisalhamento primária, que pode ser calculada pela equação 2.7.

$$\Delta T_{ZCP} = \frac{(1 - \beta) F_s V_s}{m_{cav} C_p} \quad (2.7)$$

em que $F_s V_s$ é o trabalho realizado na zona de cisalhamento primária, C_p é o calor específico, m_{cav} é a massa do cavaco por unidade de tempo, calculada através da equação 2.8, h é a espessura de corte, b é a largura de corte, e β é a porção de calor conduzida à peça a partir da zona de cisalhamento primária, e dada pelas equações 2.9 e 2.10.

$$m_{cav} = \rho v_c h b \quad (2.8)$$

$$\beta = 0,5 - 0,35 \log_{10}(R_T \tan \phi) \quad \text{para } 0,04 \leq R_T \tan \phi \leq 10 \quad (2.9)$$

$$\beta = 0,3 - 0,15 \log_{10}(R_T \tan \phi) \quad \text{para } R_T \tan \phi > 10 \quad (2.10)$$

em que R_T é o número térmico adimensional dado pela equação 2.11.

$$R_T = \frac{\rho C_p V_c h}{K_t} \quad (2.11)$$

em que ρ , C_p and K_t são a densidade, o calor específico e a condutividade térmica, respectivamente.

O modelo analítico de Boothroyd (1975) deverá ser utilizado no presente trabalho, devido a sua simplicidade, grande utilização em trabalhos sobre usinagem, e por fornecer resultados favoráveis, como relatados na literatura (TRENT; WRIGHT,

2000; SAGLAM; YALDIS; UNSACAR, 2006; LALWANI; MEHTA; JAIN, 2009; BARBOSA, 2014). Os resultados obtidos do modelo numérico a serem apresentados deverão ser comparados com os do modelo analítico.

Outra forma de obter a temperatura durante a usinagem é através de ensaios experimentais. Existe uma grande dificuldade na realização dos ensaios com acurácia, devido à dificuldade de acesso à região de corte e às altas taxas de deformação e tensões envolvidas durante a usinagem. Entretanto, diversas técnicas foram utilizadas para medição da temperatura durante o processo (SHAW, 2005).

Dentre as técnicas utilizadas, pode-se citar: (a) o uso de dispositivos com circuito termo elétrico (EMF), (b) dispositivos termo acoplados inseridos dentro das ferramentas de corte para calcular as temperaturas, nos quais os fatores limitantes são não permitir a determinação de temperaturas na peça e no cavaco, e o dispositivo inserido na ferramenta pode causar uma fragilização e não permitir que sejam utilizados os parâmetros de corte normais, (c) utilização de dispositivos com radiação infravermelha que permite a determinação de gradientes de temperatura em regiões próxima ao corte, porém esses dispositivos têm um acesso limitado a algumas regiões durante o processo (SHAW, 2005; MACHADO et al., 2009).

2.3 O MECANISMO DE FORMAÇÃO E SEPARAÇÃO DO CAVACO

O mecanismo de separação do cavaco em materiais dúcteis tem sido controverso na literatura. Subbiah (2006) realizou um extenso trabalho que aborda o mecanismo de formação do cavaco, e mostrou que existem duas escolas de pensamento. A primeira delas considera a teoria que a formação do cavaco é realizada por uma forma especial de endentação, que ocorre ao redor da aresta de corte da ferramenta, sem qualquer tipo de fratura. A outra escola de pensamento considera que o material sofre uma fratura, e ocorre uma separação que leva a formação de uma nova superfície.

A Figura 10 mostra o mecanismo proposto de endentação, através da deformação plástica intensa do material ao redor da aresta de corte da ferramenta com raio r (SUBBIAH, 2006).

Figura 10 - Endentação ao redor da aresta de corte da ferramenta

Fonte: Albrecht (1960) apud Subbiah (2006). Simbologia: r =raio da aresta de corte; P =Pressão; V_{cav} =Velocidade de saída do cavaco.

A teoria que a formação do cavaco ocorre através de um processo sem separação do cavaco está baseada na observação das seções dos cavacos formados (SUBBIAH, 2006). Os materiais dúcteis não apresentam uma trinca visível à frente da aresta de corte da ferramenta. Essa observação fez Shaw (2005) concluir que, como não há evidências de formação de trinca, o processo de usinagem não deve ser modelado dessa forma. A Figura 11 mostra um cavaco gerado em um material dúctil, sem a formação de trincas visíveis à frente da ferramenta.

Figura 11 - Formação do cavaco sem trincas visíveis

Fonte: Cook et al. (1954) apud Subbiah (2006)

O processo de formação de cavaco semelhante à endentação foi defendido por Madhavan et al. (2000) apud Subbiah (2006). O autor comparou as linhas de fluxo de um processo de endentação com um do processo de usinagem e mostrou as semelhanças existentes. No processo de endentação, as linhas de fluxo não se rompem, mas são curvadas ao redor da ponta do endentador. No processo de

usinagem, as linhas de fluxo geradas na zona de deformação primária são alongadas e parecem dobrar ao redor da aresta da ferramenta, como na endentação. A Figura 12(a) mostra as linhas de fluxo em um processo de endentação, e a Figura 12(b) mostra as linhas de fluxo em um processo de usinagem. Os autores argumentaram também, por meio do cálculo da tensão a frente da ferramenta, que segundo eles é compressiva, e não permite a abertura de trinca.

Figura 12 – Linhas de fluxo: (a) no processo de endentação; (b) no processo de usinagem

Fontes: (a) Madhavan et al. (2000) apud Subbiah (2006), (b) Trent e Wright (2000).

A segunda escola de pensamento, segundo Subbiah (2006), considera que a formação do cavaco se dá por separação através de mecanismos de fratura. Ao avaliar o modelo de Piispanen (1937), na Figura 13, verifica-se que o material se desloca como um baralho de cartas. Apesar do autor não mencionar no trabalho, para formar o cavaco, é necessário que o material, representado pelo trecho a-b se desloque e ocupe a posição a'-b'. Para haver este deslocamento, é necessário que ocorra uma separação, e conseqüentemente a formação de uma trinca (SUBBIAH,2006).

Figura 13 – Modelo de formação do cavaco semelhante ao baralho de cartas

Fonte: Piispanen (1937) apud Abushawashi (2013)

Segundo Atkins (2003), no processo de usinagem ocorre simultaneamente a ação de uma trinca próxima a aresta de corte da ferramenta, e deformação plástica intensa, com a sobreposição do efeito do atrito na região. Subbiah (2006) também concluiu, a partir de ensaios, e observação da raiz do cavaco em microscópio eletrônico de varredura, que ocorre fratura dúctil e trinca na região de contato da aresta de corte da ferramenta, causando a formação de uma nova superfície e o cavaco. A Figura 14 apresenta um detalhe, indicado pela seta, que mostra, segundo Subbiah (2006), a formação da trinca na região da raiz do cavaco em uma liga de alumínio Al-2024 T3.

Figura 14 – Fratura dúctil na formação do cavaco

Fonte: Subbiah (2006)

A conclusão que ocorre fratura dúctil na região de formação do cavaco, realizada por Subbiah (2006), baseou-se em um extenso trabalho de testes e avaliação da raiz do cavaco, a fim de obter amostras que comprovassem a existência de trincas, nem sempre possíveis de serem observadas.

Ao verificar as linhas de fluxo na Figura 12(b) é possível notar que, mesmo que ocorra abertura de trincas, tem-se uma deformação plástica intensa do material, ao redor da aresta de corte da ferramenta, que consome uma grande quantidade de energia. A abertura de uma trinca na região pode eventualmente alterar a energia gasta no processo de usinagem.

Para gerar uma nova superfície é necessário desprender certa quantidade de energia. Na usinagem, a energia para formar uma nova superfície é considerada desprezível por diversos autores (MERCHANT, 1945; SHAW, 2005; CHILDS, 2010). Um argumento utilizado é que a energia necessária para separar os átomos da

interface, e formar uma nova superfície é muito baixa na maioria dos metais e, quando comparada à energia do processo de deformação plástica do cavaco, é considerada desprezível. Atkins (2003) contestou essa teoria muito aceita referente ao processo de usinagem e afirmou que, em algumas condições essa energia deve ser considerada. Segundo Atkins (2003), o trabalho realizado na usinagem é despendido na deformação plástica nas zonas de cisalhamento primária e secundária, no atrito na interface e na formação de uma nova superfície. Sendo esta última energia associada à tenacidade à fratura do material.

Subbiah (2006) avaliou as energias despendidas no processo de usinagem. O autor realizou um ensaio de usinagem em um tubo de cobre tipo OFHC com 38,1mm de diâmetro, e aplicou o modelo de Atkins para a usinagem. As condições utilizadas em corte ortogonal foram um ângulo de saída da ferramenta de 30°, velocidade de corte $v_c=1,2$ m/min (10 rpm), e profundidade de corte $a_p=1,1$ mm. As espessuras de corte variaram de $h=15$ μm até 75 μm . Os valores das energias específicas U , referentes à deformação plástica, ao atrito e à separação do cavaco obtidos, são apresentados na Tabela 2.

Tabela 2 – Energias específicas na usinagem segundo modelo de Atkins

h (μm)	U_{plast} (GJ/m^3)	U_{atrito} (GJ/m^3)	$U_{\text{separação}}$ (GJ/m^3)
15	373,82	0,47	0,36
35	297,66	0,33	0,15
50	267,93	0,29	0,11
70	249,27	0,27	0,08

Fonte: Subbiah (2006)

Os resultados apresentados na Tabela 2 mostram que a energia despendida na separação do cavaco e formação de uma nova superfície é muito baixa, e se aproxima da energia devido ao atrito apenas para pequenas espessuras de corte, comum apenas em micro corte. Em condições de usinagem mais usuais, com avanços maiores, a energia de separação e formação da superfície pode ser desprezada.

Ao avaliar os dois mecanismos de formação do cavaco para materiais dúcteis apresentados, percebe-se que podem coexistir algumas características dos dois modelos, ou seja, deformação plástica intensa ao redor da aresta de corte da

ferramenta, com a possibilidade de abertura de uma trinca. Entretanto, uma trinca eventualmente aberta deve ser rapidamente fechada, devido à existência de tensões altamente compressivas na região. Assim, supõe-se que é possível realizar a modelagem do processo de usinagem tanto considerando a abertura de uma trinca na região, quanto desprezando esse efeito, devido às baixas energias envolvidas no processo.

Outra questão interessante é avaliar e confirmar a existência de abertura de trinca por mecanismo de fratura em outros materiais, além da liga de alumínio e de cobre avaliada por Subbiah (2006).

2.4 COMPORTAMENTO MECÂNICO DURANTE A USINAGEM

Para realizar um estudo sobre o comportamento mecânico do material durante o processo de usinagem é fundamental conhecer a relação entre a tensão e a deformação do material. A precisão da modelagem do processo de usinagem está diretamente relacionada à capacidade do modelo prever, com acurácia, o estado complexo de tensão e deformação que ocorre em altas velocidades e temperaturas durante o processo.

2.4.1 Comportamento Plástico

Uma forma simples de relacionar a tensão, σ , e a deformação, ε , de um material submetido à deformação plástica é através do modelo rígido plástico, utilizando a equação da potência, também denominada de equação de Ludwik-Hollomon, na forma:

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (2.12)$$

em que K é a tensão para uma deformação de referência, normalmente $\varepsilon=1$, e n o coeficiente de encruamento do material, que pode ser obtido através da inclinação em um gráfico $\log \sigma$ x $\log \varepsilon$ (RODRIGUES; MARTINS, 2010).

Assumindo uma tensão inicial de escoamento σ_e , tem-se:

$$\sigma = \sigma_e + K \varepsilon^n \quad (2.13)$$

É possível contabilizar a parcela referente à deformação elástica no modelo de deformação plástica e formar o chamado modelo elastoplástico. A parcela elástica da deformação deve atender a linearidade entre a tensão e deformação, de acordo com a lei de Hooke, segundo a relação $\varepsilon = \sigma/E$, em que E é o módulo de elasticidade. A parcela plástica pode utilizar uma relação empírica de tensão deformação (RODRIGUES; MARTINS, 2010).

Para a equação de Ludwik-Hollomon, tem-se a seguinte relação elastoplástica:

$$\sigma = \begin{cases} E\varepsilon & \text{para } \varepsilon \leq \frac{\sigma_e}{E} \\ \sigma_e \left(\frac{E\varepsilon}{\sigma_e}\right)^n & \text{para } \varepsilon \geq \frac{\sigma_e}{E} \end{cases} \quad (2.14)$$

A equação 2.12 da potência não considera o efeito da taxa de deformação e da temperatura, fatores que afetam as propriedades dos materiais em processos como conformação e usinagem. Por esse motivo, não deve ser utilizada na avaliação do comportamento mecânico do material nesses processos.

A teoria da viscoplasticidade, segundo Rodrigues e Martins (2010), envolve problemas com grandes deformações plásticas, em que o comportamento do material depende do tempo, ou seja, da taxa de deformação, $\dot{\varepsilon}$, da temperatura, T, da deformação, ε , e de outros fatores indiretamente relacionados à deformação, S, como, por exemplo, a microestrutura e a composição química, assim:

$$\sigma = \sigma(T, \varepsilon, \dot{\varepsilon}, S) \quad (2.15)$$

A taxa de deformação verdadeira $\dot{\varepsilon}$ é definida como a variação da deformação com o tempo, e calculada de acordo com a equação 2.16 (DIETER, 1988).

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d[\ln(L/L_0)]}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \quad (2.16)$$

Durante a usinagem, o material está submetido a grandes deformações plásticas, em elevadas velocidades, o que causa altas taxas de deformação e temperaturas, em regiões localizadas de cisalhamento primário e secundário. Nesse estado, o material tem um comportamento mecânico muito diferente do avaliado em ensaios quase estáticos em temperatura ambiente. Dessa forma, é necessário prever o efeito que esse estado complexo causa nas propriedades do material.

A temperatura é um parâmetro que causa grande influência nas propriedades dos materiais. Normalmente ocorre uma redução na resistência, e um aumento na ductilidade com o aumento da temperatura. Entretanto, mudanças microestruturais, como precipitação e recristalização, podem ocorrer em certas faixas de temperatura e alterar esse comportamento (DIETER, 1988).

Diversos estudos têm sido feitos, e são apresentados na sequência, para estabelecer uma equação constitutiva capaz de correlacionar com precisão as tensões e deformações que ocorrem durante a usinagem, considerando as condições complexas que ocorrem durante o processo, e, dessa forma, possibilitar uma simulação numérica que melhor represente o fenômeno.

2.4.2 Equações constitutivas

As equações constitutivas descrevem a relação entre as tensões e deformações em termos das variáveis taxa de deformação e temperatura. Um conceito inicial, na formulação de uma equação constitutiva, é a ideia que a tensão de escoamento depende somente dos valores instantâneos de tensão, taxa de deformação, e temperatura (DIETER, 1988), assim:

$$f(\sigma, \varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = 0 \quad (2.17)$$

Assim, a equação 2.18 pode ser expressa na forma mais geral como:

$$d\sigma = \left(\frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon}\right)_{\dot{\varepsilon},T} d\varepsilon + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial\dot{\varepsilon}}\right)_{\varepsilon,T} d\dot{\varepsilon} + \left(\frac{\partial\sigma}{\partial T}\right)_{\varepsilon,\dot{\varepsilon}} dT \quad (2.18)$$

O primeiro termo entre parênteses pode ser obtido por um teste de tração com deformação verdadeira constante, o segundo termo entre parênteses pode ser obtido através de testes variando a taxa de deformação, e o terceiro termo entre parênteses pode ser obtido através de testes de tração variando a temperatura instantânea da amostra (DIETER, 1988).

2.4.2.1 Modelo de Johnson Cook

Johnson e Cook (1983) desenvolveram uma equação constitutiva para materiais submetidos a altas deformações, taxas de deformação e temperaturas.

Foram realizados ensaios de torção com uma variedade de taxas de deformação, testes de tração estático, e testes na barra de Hopkinson com temperaturas elevadas.

A equação de Johnson Cook (JC) pode ser representada como uma combinação de três funções:

$$\sigma = f(\varepsilon)g(\dot{\varepsilon})h(T) \quad (2.19)$$

A primeira função, $f(\varepsilon)$, representa o encruamento com a deformação, a segunda função, $g(\dot{\varepsilon})$, representa o encruamento com a taxa de deformação, e a terceira função, $h(T)$, representa o efeito do amolecimento com a temperatura. A equação completa de JC é dada por:

$$\bar{\sigma} = (A + B\bar{\varepsilon}^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left(1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r}\right)^m\right) \quad (2.20)$$

em que $\bar{\sigma}$ é a tensão equivalente, $\bar{\varepsilon}$ é a deformação plástica equivalente, $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação plástica equivalente, $\dot{\varepsilon}_0$ é a taxa de deformação plástica equivalente de referência, T é a temperatura da peça, T_r a temperatura ambiente e T_m a temperatura de fusão do material. A , B , C , n , m são parâmetros da equação constitutiva, ajustados aos dados experimentais da curva não linear, e obtidos em ensaios comumente realizados na barra de Hopkinson. O parâmetro A é a tensão de escoamento, B o módulo de endurecimento, C o coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação, n o coeficiente de encruamento e m o coeficiente de amolecimento térmico.

O modelo de JC proporciona bons resultados para uma variedade de materiais, em uma grande faixa de temperatura e taxa de deformação, entretanto não é capaz de prever efeitos como o amolecimento em altas taxas de deformação, que ocorre em alguns materiais. Por esse motivo alguns autores sugeriram modificações no modelo (SIMA; OZEL, 2010).

2.4.2.2 Modelo de Johnson Cook modificado

Diversos autores como Andrade et al. (1994), Calamaz et al. (2008), Umbrello et al. (2008), realizaram modificações no modelo de Johnson Cook. As modificações

propostas têm objetivos como incluir efeitos causados por mudanças de fase, como o endurecimento ou amolecimento do material.

Calamaz et al. (2008) realizaram outra modificação na equação de JC adicionando dois termos na equação original com o objetivo de prever o efeito do amolecimento que ocorre em usinagem de ligas de titânio Ti-6Al-4V com a alta deformação e temperatura. Um fenômeno que ocorre, segundo Rhim e Oh (2006), em taxas de deformação acima de 10^3 s^{-1} e em altas temperaturas, acima da metade da temperatura de fusão do material.

O modelo de Calamaz ajusta a curva tensão - deformação para valores de deformação elevados. Na Figura 15(a), é possível observar, nos resultados do modelo proposto, denominado de tangente hiperbólica (TANH), que a partir de um determinado valor a curva de tensão - deformação para a liga de titânio Ti-6Al-4V avaliada começa a decair, enquanto no modelo de JC sempre ocorre um aumento da tensão com a deformação. Na Figura 15(b) tem-se as diferenças das curvas de JC e Calamaz para a temperatura de 298K e 898K.

Figura 15 - Curva tensão de escoamento deformação de JC e do modelo de Calamaz (TANH): (a) para temperatura de 598K e taxa de deformação de 10^4 s^{-1} , (b) para temperaturas de 298K e 898K e taxa de deformação de 10^4 s^{-1} . Material: Ti-6Al-4V.

Fonte: Traduzido de Calamaz et. al (2008).

O modelo de Calamaz permite representar o fenômeno de amolecimento do escoamento em altas taxas de deformação e temperatura, que pode ocorrer durante a usinagem em algumas regiões do corte e formação de cavaco.

Umbrello et al. (2008) propuseram uma correção no modelo de JC para prever o efeito do encruamento devido ao aquecimento a alta temperatura seguido de resfriamento rápido, que ocorre durante o processo de usinagem em uma liga de

aço ferramenta AISI H13. Foi adicionada uma componente de tensão $\Delta\sigma(HRC)$ na formulação de JC para levar em consideração o efeito da variação da dureza na peça.

Outros modelos constitutivos foram propostos, dentre eles se destacam a proposta de Shirakashi, Maekawa e Usui (1983) apud Dirikolu, Childs e Maekawa (2001), que considera o efeito da taxa de deformação e da temperatura acoplados. Os modelos micro mecânicos, que consideram dados sobre a microestrutura do material, como os propostos por Zerilli e Armstrong (1987), Nemat Nasser e Li (1998), e utilizados por Anurag e Guo (2007).

O modelo de Zerilli e Armstrong foi avaliado por Jaspers e Dautzenberg (2002), que compararam com o modelo de JC. Os resultados mostraram a aplicabilidade do modelo, com melhor resultado para o aço AISI 1045, já o modelo de JC apresentou melhores resultados para o alumínio Al 6082-T6.

2.4.2.3 Definição e aplicação de um modelo constitutivo

Para obter resultados precisos em uma simulação numérica do processo de usinagem é importante um modelo constitutivo que represente adequadamente o fenômeno, que ocorre em deformações e taxas de deformação muito elevadas e difíceis de serem medidas. No entanto, tem sido muito difícil estabelecer um único modelo constitutivo capaz de apresentar bons resultados para todos os materiais, e em uma ampla faixa de deformação e temperatura (SIMA; OZEL, 2010).

O modelo de JC é amplamente utilizado na simulação numérica do processo de usinagem, está presente em diversos programas de elementos finitos comercial, necessita de poucos parâmetros do material para ser utilizado, e possui uma base de dados para vários materiais disponíveis na literatura. Uma característica do modelo é considerar, de forma desacoplada, o efeito da deformação, da taxa de deformação e da temperatura, o que facilita a obtenção dos parâmetros da equação (JOHNSON; COOK, 1983). Pelos motivos apresentados, o modelo de JC será utilizado no presente trabalho para simular o processo de usinagem.

Um aspecto muito importante e relacionado à precisão dos resultados, em qualquer modelo constitutivo, é a determinação dos parâmetros utilizados nas equações. A geração dos dados para a obtenção dos parâmetros pode ser feita de forma direta, através de ensaios como o de compressão, tração ou cisalhamento na

barra de Hopkinson, ou na forma indireta através de ensaios de usinagem (SHI; ATTIA, 2010).

No método direto, obtido através de ensaios utilizando a barra de Hopkinson, tenta-se reproduzir as tensões e medir a deformação plástica, a taxa de deformação, e a temperatura, semelhante às existentes na usinagem, e usar os dados obtidos para ajustar as curvas não lineares a um modelo constitutivo. Este método tem sido utilizado por diversos autores (SHI e ATTIA, 2010). No entanto, apesar das altas taxas de deformação obtidas pelos ensaios, entre 10^3 a 10^4 s^{-1} , não tem sido possível reproduzir as condições existentes na usinagem, que pode alcançar até 10^6 s^{-1} (GUO, 2003). A deformação obtida no ensaio de Hopkinson é menor que 1,0, ao passo que em determinadas regiões na usinagem pode ser maior que 2,0 (SHATLA, KERK, ALTAN, 2001). A temperatura durante um ensaio de Hopkinson também é difícil de ser medida com precisão (GUO, 2003). Assim, o método de ensaio direto introduz um grau de incerteza, e tem-se um erro ao extrapolar os dados dos ensaios para a utilização na usinagem.

O método indireto de obtenção dos parâmetros constitutivos tem sido utilizado em alguns trabalhos como o de Pujana et al. (2007), Dekenka et al.(2015). Nesse método, ao invés dos ensaios da barra de Hopkinson, são utilizados ensaios de usinagem. Entretanto, os valores de deformação, taxa de deformação e temperatura são difíceis de serem medidos em pequenas regiões de cisalhamento primário e secundário, durante o processo de usinagem. Por esse motivo, são utilizados algumas teorias, como o modelo analítico de Oxley. Dessa forma, a obtenção dos parâmetros constitutivos se dá de forma indireta, utilizando as equações analíticas que trabalham com valores médios de deformação, taxa de deformação e temperatura na zona de cisalhamento (SHATLA; KERK; ALTAN, 2001; GUO, 2003). Outra abordagem adotada é o chamado processo inverso, no qual, ao invés de usar o modelo de Oxley, são realizadas diversas simulações numéricas variando os parâmetros da equação constitutiva, e o resultado é comparado com as medições de força de corte e de avanço experimental, e com a morfologia do cavaco obtida (AL BAWANEHI, 2007; YANG; WU; SRIVATSA, 2011; SHROT; BAKER, 2012; BAKER, 2015).

A dificuldade na utilização do método indireto é que os valores médios obtidos de deformação, taxa de deformação e temperatura são impossíveis de cobrir toda a faixa de valores presentes em uma simulação numérica. Assim, é necessário

extrapolar os valores para outras faixas, mais baixas e altas, o que pode introduzir erros na simulação do processo de usinagem. Outro problema é que o método indireto ao utilizar um modelo analítico aproximado, deve gerar erros no procedimento de determinação das constantes de Johnson Cook.

2.5 MODELAGEM DA FRATURA NA USINAGEM

Na simulação numérica da usinagem é importante a existência de um modelo capaz de prever os possíveis caminhos das trincas geradas a partir do estado de tensão, deformação, taxa de deformação e temperatura do material (BESSON, 2010).

A abordagem da mecânica da fratura utilizando a integral J, baseada no trabalho de Rice (1968) é amplamente utilizada em aplicações industriais, mas possui algumas características que dificultam a sua implementação, e utilização em um programa de elementos finitos para a simulação da usinagem. Segundo Besson (2010) o método apresenta as seguintes limitações:

- (i) Somente pode lidar com trincas preexistentes, e não pode ser aplicada para modelar iniciação de trinca e sua propagação a partir de um entalhe;
- (ii) Não é uma abordagem intrínseca do material, por depender excessivamente da geometria do espécime;
- (iii) Apresenta dificuldades de utilização em geometrias complexas.

Dessa forma, é importante a utilização de um modelo com base física, baseado nas propriedades do material, que utilize uma abordagem localizada da fratura, e preferencialmente permita descrever o fenômeno desde sua iniciação, e evolução até a ruptura.

2.5.1 Mecanismos de fratura dúctil

Para desenvolver um modelo de fratura, com possível aplicação na usinagem, é necessário entender os diferentes mecanismos envolvidos em um processo de

fratura dúctil. Os principais mecanismos são o cisalhamento, e o de nucleação, crescimento, e coalescência de microvazios (ANDERSON, 2005).

A Figura 16 mostra um esquema do processo de falha de materiais dúcteis submetidos a tensões médias hidrostáticas positivas (trativas), com a presença de inclusões ou partículas de segunda fase em uma matriz metálica. Ao aplicar uma determinada tensão trativa, tem-se a nucleação dos microvazios, através da quebra da união interfacial entre a partícula e a matriz, ou ruptura da partícula, conforme Figura 16(a) e Figura 16(b). O crescimento dos vazios ocorre com a deformação plástica causada pela aplicação de uma tensão hidrostática positiva, conforme Figura 16(c) e Figura 16(d). E, finalmente, com a redução da área do material localizado entre os vazios ocorre a coalescência e a fratura do material, de acordo com a Figura 16(e) e Figura 16(f) (ANDERSON, 2005).

Figura 16 - Nucleação, crescimento, e coalescência de micro vazios em metais dúcteis: (a) inclusões em uma matriz metálica, (b) nucleação do vazio, (c) crescimento do vazio, (d) aumento da deformação localizada entre os vazios, (e) redução do material entre os vazios, (f) coalescência e fratura.

Fonte: Anderson (2005)

O mecanismo de falha por cisalhamento dúctil ocorre pela ação sucessiva de movimentação de discordâncias, e pode ocorrer através da formação de bandas de cisalhamento. Esse fenômeno ainda não é totalmente compreendido, mas pode estar ligado a um efeito sinérgico entre a deformação plástica e o aquecimento localizado por esta (SCHON, 2013).

Ao contrário do mecanismo de nucleação, crescimento, e coalescência da fratura dúctil, que é de relativamente fácil observação em corpos de prova, o mecanismo de cisalhamento dúctil é de difícil observação e comprovação. Entretanto, um modelo para esse tipo de falha foi proposto por Shaw (1980).

Segundo o autor, para grandes deformações, como na usinagem de metais dúcteis, ocorre a formação de microtrincas em pontos de concentração de tensão no material, em locais onde ocorre empilhamento de discordâncias, ou nas vizinhanças das partículas de segunda fase. Com a deformação por cisalhamento subsequente, os vazios formados inicialmente irão se refundir enquanto surgem novos vazios. Para ocorrer a refusão dos vazios é necessária a atuação de uma tensão normal compressiva elevada no plano de cisalhamento.

A Figura 17 mostra o mecanismo de deformação por cisalhamento e transporte de microtrincas proposto por Shaw (1980). A fratura inicial, na forma de microtrincas, tende a se formar em um ângulo θ em relação ao plano de cisalhamento S-S, na direção da tensão cisalhante máxima, representada na Figura 17(a) por A1-B1, A2-B2, sucessivamente. A Figura 17(b) corresponde a um detalhe ampliado da Figura 17(a). Quando o deslocamento por cisalhamento aumenta, o material existente entre as trincas é extrudado para o interior das trincas. A região C hachurada se desloca e é extrudada para a direita acima do plano de cisalhamento, e a região C' hachurada é extrudada para a trinca a esquerda abaixo do plano de cisalhamento. As altas tensões causam um caldeamento do material extrudado. O efeito do ciclo de extrusão causa um deslocamento Δx da superfície superior ao plano de cisalhamento em relação à superfície inferior dada por:

$$\Delta x = (\Delta h) \sin \theta \quad (2.21)$$

em que Δh é a separação associada à formação da microtrinca, e θ é o ângulo entre o plano de cisalhamento S-S e o plano onde ocorre a máxima tensão cisalhante.

Figura 17 - Mecanismo de cisalhamento por deformação e transporte de microtrincas: (a) seção do cisalhamento S-S com pontos uniformes de concentração de tensão com microtrincas, (b) aumento da seção da trinca no ponto O.

Fonte: Adaptado de Shaw (1980)

No processo de formação do cavaco, o material está submetido sucessivamente a diferentes estados de tensão e deformação, nos quais podem coexistir diferentes mecanismos de fratura. O mecanismo de deformação plástica por microtrincas pode ocorrer na zona de cisalhamento primária, na qual se tem tensões normais compressivas e tensões cisalhantes. Na zona de cisalhamento secundária, tem-se uma pressão hidrostática negativa muito elevada, o que inibe a formação de microtrincas, e o cisalhamento ocorre em estreitas bandas de cisalhamento termoplástico (MACHADO et al., 2009; TRENT; WRIGHT, 2000). Na região próxima da aresta de corte, ligeiramente abaixo na peça, a chamada zona de cisalhamento terciária, podem ocorrer tensões normais trativas que podem induzir um processo de nucleação, crescimento e coalescência de microtrincas.

Os mecanismos de fratura dúcteis apresentados são fortemente influenciados pela presença de partículas de segunda fase nos metais. Os sulfetos presentes em

aços com usinabilidade melhorada são agentes de nucleação que permitem o crescimento e coalescimento de microtrincas (SHAW, 2005). Também favorecem a formação de microtrincas no processo de fratura dúctil por cisalhamento apresentado. Segundo Shaw (1980) observações realizadas na raiz do cavaco em um aço resulfurado com usinabilidade melhorada tipo AISI 1114 mostraram uma densidade de microtrincas maior do que um não resulfurado tipo AISI 1014, o que comprova o efeito das partículas de MnS na formação de microtrincas durante o processo de fratura dúctil, e favorecem a deformação e fratura do material.

A seguir são apresentados alguns critérios de falha por fratura dúctil, considerações, fatores que influenciam a fratura do material e como pode ser tratado a evolução do dano a partir da nucleação dos vazios, ou microtrincas geradas, visando a sua utilização na modelagem numérica do processo de formação do cavaco.

2.5.2 Critérios de fratura dúctil

Um conceito simples de falha considera que a fratura ocorrerá quando o dano acumulado atinge um valor crítico, C_c , sendo uma função do estado de tensão e da deformação para a fratura, $\bar{\varepsilon}_f$, da forma:

$$C_c = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} f(\text{estado de tensão}) d\varepsilon \quad (2.22)$$

Diferentes critérios utilizam esse conceito, um deles foi estabelecido por Cockroft e Latham (1968) apud Umbrello et al.(2008), segundo este critério quando o valor da constante calculada C_c atinge um valor crítico C_{cr} ocorre o processo de fratura. O critério de Cockroft e Latham equivale à densidade de energia por unidade de volume, e é calculado por:

$$C_c = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \sigma_1 d\varepsilon \quad (2.23)$$

em que C_c é a constante de dano do material, σ_1 representa a resistência à falha, σ_1 é a tensão máxima principal, e $\bar{\varepsilon}_f$ é a deformação equivalente na fratura. Esse critério tem como característica a facilidade de utilização, pois necessita de apenas uma constante para ser usado.

Outro critério, dentro do conceito de valor crítico, como uma função do estado de tensão e da deformação é o critério de cisalhamento baseado na energia específica distorcional, que segundo Rosa et al. (2007) é calculado de acordo com a equação 2.24.

$$C_c = \int_0^{\gamma_f} \tau d\gamma \quad (2.24)$$

em que τ é a tensão cisalhante, e γ_f é a deformação por cisalhamento na fratura.

McClintok (1968), e Rice e Tracey (1969) apresentaram modelos micromecânicos, analíticos, do mecanismo de crescimento de micro vazios cilíndricos e esféricos, respectivamente, em um campo de tensões triaxiais. Nesses trabalhos, foram verificados que o crescimento dos vazios é influenciado pelo estado de triaxialidade, no qual valores moderados e elevados aumentam a taxa de crescimento dos vazios.

O modelo de Rice e Tracey (1969) para a taxa de variação do vazio de raio R é definida por:

$$\frac{\dot{R}}{R} = 0,283 \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\bar{\sigma}}\right) \dot{\epsilon}_{eq} \quad (2.25)$$

Em que $\dot{R}$ é a taxa de variação do vazio, R é o raio do vazio, $\dot{\epsilon}_{eq}$ é a taxa de deformação equivalente, $\bar{\sigma}$ é a tensão equivalente de von mises, e σ_m é a tensão média do estado de tensão triaxial, também chamada de tensão hidrostática.

Dessa forma, foi considerado o estado de triaxialidade do material, que é comumente definida pelo parâmetro adimensional η por:

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad (2.26)$$

A tensão hidrostática é calculada a partir das tensões principais σ_1 , σ_2 , σ_3 por:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (2.27)$$

O modelo de Rice e Tracey (1969) considera a existência de vazios esféricos isolados e não leva em consideração a interação entre os vazios e o seu crescimento.

Besson (2010) apresenta, em um artigo de revisão, diversos modelos micromecânicos analíticos desenvolvidos a partir dos trabalhos pioneiros de McClintok (1968), e Rice e Tracey (1969), como o modelo de Gurson (1977), e

Tvergaard e Needleman (1984) apud Besson (2010). Esses modelos consideram aspectos como a interação entre os vazios, a nucleação e coalescência, e a anisotropia plástica do material. Entretanto, permanecem algumas limitações como considerar os vazios como formas geométricas simples como esferas, e elipsoides. Outro aspecto é a dificuldade de aplicação dos modelos, em que o procedimento de calibração das constantes não é claro, e alguns chegam a ter dez constantes, sendo algumas fortemente acopladas.

Atualmente, o estado de triaxialidade é considerado como fator determinante do estado de falha do material e está presente nos modelos desenvolvidos mais recentes (BESSON, 2010).

Johnson e Cook (1985) apresentaram um modelo fenomenológico que resultou em uma expressão geral para a deformação equivalente na fratura, $\bar{\epsilon}_f$, que considera o efeito da triaxialidade, da taxa de deformação e da temperatura, de acordo com a seguinte expressão:

$$\bar{\epsilon}_f = [d_1 + d_2 \exp(d_3 \eta)] \left[1 + d_4 \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right] \left[1 + d_5 \frac{T - T_m}{T_r - T_m} \right] \quad (2.28)$$

em que d_1 , d_2 , d_3 , d_4 e d_5 são os parâmetros de falha, e η é a triaxialidade do material.

Outro parâmetro do estado de tensão que pode afetar a ductilidade do material, e que mais recentemente foi considerado como importante na determinação do estado de falha é o parâmetro de Lode $\bar{\theta}$ (BAI; WIERZBICKI, 2008).

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta_L}{\pi} \quad (2.29)$$

em que o ângulo de Lode, θ_L , está relacionado com o parâmetro do terceiro invariante do tensor desviador normalizado, ξ , pela equação 2.30 (ABUSHAWASHI, 2013).

$$\xi = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\bar{\sigma}^3} = \cos(3\theta_L) \quad (2.30)$$

em que J_3 é o terceiro invariante do tensor desviador, $\bar{\sigma}$ é a tensão equivalente de Von Mises.

O parâmetro desviador ξ varia no intervalo $-1 \leq \xi \leq 1$ e caracteriza a posição da segunda tensão principal σ_2 em relação a primeira e terceira tensão principal σ_1 e σ_3 em um círculo de Mohr.

Bai e Wierzbicki (2008) apresentaram um estudo que resultou em uma superfície de fratura em 3D, considerando o efeito da triaxialidade e do parâmetro de Lode, para uma liga de alumínio 2024-T351, representado pela Figura 18.

A Figura 18 mostra que a deformação na fratura do material varia de acordo com a triaxialidade e o parâmetro de Lode. É possível observar que $\bar{\theta} = 0$ ocorre para o estado plano de deformação ou cisalhamento, representado pela linha tracejada. Esta situação representa a condição comum da usinagem, nesse caso, o gráfico pode ser representado na forma bidimensional ($\bar{\epsilon}_f \times \eta$), sendo a deformação na fratura relacionada apenas ao estado de triaxialidade do material.

Figura 18 - Deformação na falha em função da triaxialidade e do parâmetro de Lode para a liga de alumínio 2024-T351

Fonte: Traduzida de Bai e Wierzbicki (2008)

O estudo apresentado por Bai e Wierzbicki (2008) deve ser refeito para ser utilizado em outros materiais. Segundo os autores, a influência do parâmetro de Lode pode não ser significativa em determinados materiais, por exemplo, o aço AISI1045 não apresenta efeito aparente do parâmetro de Lode com a plasticidade.

O estado de triaxialidade permite também determinar a forma da fratura. Bao e Wierzbiki (2004) apresentaram um estudo sobre a relação entre a triaxialidade média, o tipo de fratura e a deformação para a fratura. O resultado pode ser observado na Figura 19.

Figura 19 - Relação entre a deformação equivalente para a fratura e a triaxialidade para a liga de alumínio 2024-T351

Fonte: Traduzida de Bao e Wierzbiki (2004)

Os resultados apresentados por Bao e Wierzbiki (2004) são relativos a uma liga de alumínio 2024-T351. Para utilizar os resultados em outros materiais, é necessário repetir o estudo, incluindo novos ensaios, e a modelagem numérica por elementos finitos para a obtenção das deformações equivalentes para a fratura. Entretanto, a partir do estudo apresentado, é possível verificar que a forma da fratura varia de acordo com a triaxialidade. O gráfico da Figura 19 apresenta três regiões distintas, uma em que a fratura ocorre por cisalhamento, outra por nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios, e uma região intermediária em que podem coexistir os dois mecanismos. Também fica evidente que, nesse caso, não é possível representar todos os mecanismos de fratura em um critério com uma única equação.

Durante a formação do cavaco cada região do material é submetida a diferentes estados de tensões e triaxialidades e, conseqüentemente, é possível

ocorrer mais de um mecanismo de fratura durante o processo. Considerando uma pequena região do material na peça a ser usinada, durante o processo, ao passar próxima à aresta de corte, e depois pela zona de cisalhamento primária ou secundária, pode estar submetido sucessivamente à triaxialidade próxima de zero, altamente negativa e por último positiva.

Rosa et al. (2007) apresentaram um estudo sobre a formação do cavaco utilizando simulação numérica por elementos finitos. A Figura 20 mostra a distribuição da tensão média hidrostática, desde um instante próximo ao inicial, quando a ferramenta avança na peça, na Figura 20(a), até o chamado estágio estacionário, na Figura 20(c), na qual ocorre uma formação do cavaco cujo raio de curvatura não muda. O estudo foi realizado com usinagem de chumbo que, segundo os autores, possui propriedades de deformação plástica em baixas taxas de deformação, semelhantes a metais como o aço em altas taxas de deformação e temperaturas. A baixa velocidade de corte utilizada no estudo permitiu a elaboração de um procedimento experimental para validar o estudo.

É possível verificar algumas regiões distintas na Figura 20. Na região denominada de cisalhamento primária, em detalhe da Figura 20(b), as tensões médias mostram valores negativos, conforme mostra a linha representada com $\sigma_m = -10$ MPa, conseqüentemente, as triaxialidades são negativas, e correspondem a um estado de compressão. Na região da peça próxima da linha de corte e formação de uma nova superfície, conforme Figura 20(b), tem-se tensões médias positivas indicadas pelas linhas $\sigma_m = 5$ MPa e $\sigma_m = 10$ MPa, assim, as triaxialidades são positivas e caracterizam um estado de tração. E em uma pequena região próxima da aresta da ferramenta, conforme detalhe da Figura 20 (c), segundo os autores, tem-se uma tensão média, $\sigma_m = 0$, e conseqüentemente a triaxialidade $\eta = 0$, que corresponde à condição de cisalhamento puro.

Figura 20 - Distribuição da tensão média hidrostática σ_m através da simulação numérica por elementos finitos da usinagem de chumbo: (a) deslocamento da ferramenta em uma distância de 0,06mm, (b) deslocamento de 1,54mm, (c) deslocamento de 4,37mm.

Fonte: Rosa et al. (2007). A linha reta com a seta indicando $\sigma_m = 0$ representa somente a direção da tensão média nula em relação a tangente a partir da aresta da ferramenta.

A abertura de trinca próxima à aresta de corte, conforme detalhe ampliado da Figura 20(c), com triaxialidade nula e cisalhamento puro, apesar de possuir uma lógica, pode ter sido deduzido Rosa et al. (2007), e não obtido diretamente na simulação. A obtenção da condição de triaxialidade nas proximidades da aresta de corte, diretamente através de simulação numérica por elementos finitos é complexa, devido ao efeito do tamanho dos elementos, e do contato do material da peça com a ferramenta, conforme pode ser observado nos trabalhos de Subbiah (2006) e Abushawashi (2013). Outro aspecto é que a aresta de corte não é perfeitamente afiada e possui um canto aproximadamente arredondado, ou chanfrado, o que pode ocasionar um estado de tensão complexo na região.

Da avaliação feita, pode-se concluir que o estudo apresentado por Rosa et al (2007) é um indicativo que devem ocorrer diferentes mecanismos de dano e fratura durante a usinagem, devido à diferença das triaxialidades nas diversas regiões.

A aplicação dos critérios de dano e fratura na usinagem tem sido objeto de diferentes estudos. Entretanto, pode-se afirmar que ainda são necessárias muitas

pesquisas até a utilização de um critério que melhor represente o fenômeno existente na usinagem. Foram desenvolvidos diversos modelos de mecânica da fratura. No entanto, muitos desses conhecimentos ainda não foram utilizados na modelagem numérica da usinagem (ABUSHAWASHI, 2013). Uma dificuldade encontrada é a implementação computacional desses critérios, que não estão presentes nos códigos de Elementos Finitos comerciais, outra limitação é quanto ao estabelecimento dos parâmetros dos critérios nas condições da usinagem, uma vez que não existe um ensaio que permita reproduzir exatamente as condições existentes nesse processo.

Por esses motivos, diversos trabalhos de pesquisa da área de usinagem, como Maurel Pantel et al. (2012), Molinari, Soldani, Miguélez (2013) optaram pela utilização de critérios de fratura mais simplificados, como, por exemplo, a especificação direta do valor de deformação à fratura ϵ_f .

2.5.3 Mecânica do dano

A fratura muitas vezes é referida na literatura como o estágio final do material, quando este perde sua capacidade de resistência aos esforços. Entretanto, no contexto da mecânica do dano contínuo, é necessário redefinir este conceito. Nesse caso, a fratura é considerada localizada e ocorre na etapa de nucleação de vazios, sendo o estágio inicial do dano, e a propagação da trinca é considerada como o estágio final de evolução do dano.

Segundo Lemaitre (2004), o modelo de dano plástico dúctil permite monitorar a redução da resistência do material até a falha causada por grandes deformações plásticas, que induzem processos de iniciação e crescimento de micro trincas e cavidades. O modelo utiliza a variável de dano D , definido por Lemaitre (2004) como a densidade efetiva de micro defeitos em um volume representativo de material. Assim, quando $D=0$ o material corresponde a um estado sem dano, e quando $D=1$ corresponde à ruptura do material.

O início do dano é estabelecido quando a deformação plástica equivalente acumulada, $\Delta \bar{\epsilon}$, atinge um valor crítico de deformação plástica, ϵ_{0i} , que causa o início da trinca ou cavidade. O material é considerado com dano quando o indicador de dano, W , dado pela relação estabelecida na equação 2.31 atinge o valor unitário (SIMULIA, 2012).

$$W = \sum \frac{\Delta \bar{\epsilon}}{\epsilon_{0i}} \quad (2.31)$$

A evolução do dano descreve a taxa de degradação da rigidez do material quando o critério de iniciação é atingido (SIMULIA, 2012). A tensão $\bar{\sigma}$ no material é calculada, em um determinado tempo, pela seguinte equação de dano :

$$\bar{\sigma} = (1 - D) \bar{\sigma}_h \quad (2.32)$$

em que D é a variável de dano global, e $\bar{\sigma}_h$ é a tensão hipotética, que ocorreria no material sem a existência do dano e que pode ser calculada pela equação 2.25 de Johnson Cook. Quando D=1 tem-se a degradação total do material. A Figura 21 mostra a curva tensão deformação com a evolução do dano.

Convém ressaltar que, segundo o modelo de evolução do dano apresentado, o valor crítico de deformação plástica, ϵ_{0i} , referente ao início do dano, pode ser especificado diretamente, ou obtido por um critério de fratura, como o de JC, de acordo com a equação 2.28. Por outro lado, a deformação para a fratura, $\bar{\epsilon}_f$, não é mais especificada no modelo como uma propriedade do material, e sim determinada a partir da evolução do dano, conforme ilustrado na Figura 21. A evolução do dano é especificada em termos do deslocamento plástico equivalente, $\bar{u}$, ou em termos da taxa de liberação de energia da fratura, G_f , conforme conceito a seguir.

Figura 21 - Curva tensão deformação com evolução do dano progressivo

Fonte: Traduzida de SIMULIA (2012)

Quando o dano ocorre, segundo Simulia (2012), a relação tensão deformação não representa mais adequadamente o comportamento do material em um programa

de elementos finitos. Continuar a utilizar a relação tensão deformação causa uma grande dependência da malha, baseada na localização da deformação. Uma abordagem diferente é necessária, assim, o modelo de liberação da energia da fratura de Hilleborg, Modeer e Peterson (1976) é utilizado no programa de Elementos Finitos Abaqus, para reduzir a dependência da malha, através da criação de uma curva tensão-deslocamento após o início do dano.

Hilleborg, Modeer e Peterson (1976) define a taxa de liberação de energia da fratura, G_f , como a energia necessária para abrir uma unidade de área da trinca, que é um parâmetro do material. Assim, de acordo com Simulia (2012), é possível estabelecer uma relação de tensão deslocamento ao invés de tensão deformação por meio da equação 2.33.

$$G_f = \int_{\bar{\varepsilon}_{0i}}^{\bar{\varepsilon}_f} L \sigma d\bar{\varepsilon} = \int_0^{\bar{u}_f} \sigma d\bar{u} \quad (2.33)$$

O comprimento característico L depende do tipo de elemento da malha de elementos finitos. Para um elemento quadrangular de primeira ordem, é dado pela raiz quadrada do elemento de área do ponto de integração. A definição do comprimento característico L é devido ao desconhecimento da direção na qual a trinca irá se propagar. Junto com a equação 2.33 também é introduzido o conceito de deslocamento plástico equivalente, $\bar{u}$, como sendo o trabalho da fratura conjugado à tensão de escoamento, após iniciado o dano, ou seja, o trabalho por unidade de área da trinca (SIMULIA, 2012). Antes do dano $\bar{u} = 0$, após o dano tem-se a relação dada pela equação 2.34:

$$\bar{u} = L d\bar{\varepsilon} \quad (2.34)$$

A determinação da taxa de liberação de energia da fratura, G_f , tem sido uma dificuldade na simulação do processo de usinagem. Alguns autores, como Mabrouki et al. (2008), utilizam na simulação a relação entre a energia da fratura e a tenacidade da fratura K_{IC} , que para o estado plano de deformação é estabelecido pela equação 2.35.

$$G_f = \left(\frac{1-\nu^2}{E} \right) \cdot K_{IC}^2 \quad (2.35)$$

Essa abordagem permite obter com facilidade o valor da energia da fratura, uma vez que existem dados disponíveis de K_{IC} para diversos materiais na literatura.

Entretanto, a relação dada pela equação 2.35 é apropriada para problemas quase estáticos, diferente do existente no processo de usinagem. Portanto, é necessário avaliar a aplicabilidade de utilização dessa relação.

2.6 COMPORTAMENTO MECÂNICO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DURANTE A USINAGEM

2.6.1 O aço inoxidável

O aço inoxidável é um termo utilizado para alguns grupos de ligas ferrosas Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni desenvolvidas com a finalidade de obter resistência à corrosão. Normalmente são divididos em cinco grupos, nos quais os quatro primeiros são classificados pela microestrutura, que são os aços inoxidáveis ferríticos, os aços inoxidáveis martensíticos, os aços inoxidáveis austeníticos, e os aços inoxidáveis duplex. O quinto grupo são os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, que são classificados de acordo com o tratamento térmico utilizado (ASM, 2005; ATLAS STEELS, 2010).

Os aços inoxidáveis austeníticos são classificados como liga de Fe-Cr-Ni, embora existam ligas em que o níquel pode ser totalmente ou em parte substituído por manganês ou nitrogênio (MODESINI, 2001). Apresentam estrutura do tipo cúbica de face centrada (CFC), são paramagnéticos no estado recozido, e podem ser endurecidos apenas por trabalho a frio. O teor de cromo geralmente varia de 16 a 26%, níquel em até 35%, e manganês em até 15%. Podem ser adicionados enxofre ou selênio para melhorar a usinabilidade. Esses aços apresentam excelentes propriedades criogênicas e alta resistência à temperatura (ASM, 2005).

2.6.2 Características de usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são mais difíceis de serem usinados do que os aços carbonos e os aços de baixa liga, devido às taxas de encruamento muito elevadas, a baixa condutividade térmica, o comportamento abrasivo na interface com a ferramenta de corte e a facilidade de adesão de material na interface cavaco-ferramenta, formando as denominadas arestas postiças. O encruamento muito elevado, que ocorre durante o processo de usinagem, gera muito calor, devido à

deformação plástica. Nesse processo são geradas instabilidades na formação do cavaco, que causam vibrações e variações nas forças de corte. A baixa condutividade térmica do material dificulta a troca de calor com a ferramenta, e o calor pode ficar muito concentrado nas regiões de cisalhamento primário e secundário, aumentando a temperatura nessas regiões (TRENT e WRIGHT, 2000; MARANHÃO e DAVIM, 2010).

Segundo Trent e Wright (2000), a utilização de aços inoxidáveis austeníticos com adição de elementos de liga, para melhorar a usinabilidade, permite que sejam melhoradas a vida da ferramenta e a taxa de remoção de material. A adição de altos teores de enxofre melhora a usinabilidade, mas altera o comportamento plástico do material. O uso de enxofre também é restrito, pois uma grande quantidade de sulfetos reduz a resistência à corrosão.

2.6.3 Fatores que influenciam as forças de usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos

As forças geradas na usinagem dependem basicamente de dois fatores. O primeiro é a área da seção dos planos de cisalhamento primário e secundário. O segundo fator é a resistência do material a ser usinado. Assim, qualquer variável do processo, capaz de influenciar estes fatores, pode alterar as forças de usinagem (TRENT, WRIGHT, 2000). Por exemplo, o avanço, e a profundidade de corte têm relação direta com a área da seção no plano de cisalhamento primário. O material e a geometria da ferramenta de corte atuam nas condições de aderência na interface cavaco ferramenta, e na área de contato na zona de cisalhamento secundário. Um aumento da velocidade de corte causa uma maior geração de calor no material usinado, e um efeito de redução da resistência com o aquecimento. Entretanto, velocidades maiores implicam em maiores taxas de deformação do material, e podem aumentar a sua resistência.

A Figura 22 mostra um gráfico comparativo das forças de corte e de avanço, em função da velocidade de corte na usinagem de um aço inoxidável austenítico, e um aço baixo carbono (TRENT; WRIGHT, 2000). Nas velocidades de corte mais baixas, ocorre uma oscilação e um aumento da força de corte e de avanço. Esse efeito é normalmente atribuído à adesão de material na interface cavaco ferramenta

e a formação de aresta postiça de corte. Velocidades de corte maiores dificultam a ocorrência desse efeito e tem-se uma redução das forças de usinagem.

Figura 22 - Forças de usinagem

Fonte: Traduzido de Trent e Wright (2000)

Ao observar a tendência nas forças de usinagem a partir de uma velocidade de 60 m/min é possível verificar, através da Figura 22, que:

- i) O aço baixo carbono apresenta uma redução nas forças de corte e de avanço com o aumento da velocidade de corte, até atingir 200 m/min;
- ii) No aço inoxidável austenítico, que possui como característica o alto encruamento e baixa condutividade térmica, observa-se que a partir de uma velocidade de corte em torno de 100 m/min, as forças de corte, e de avanço permanecem aproximadamente constantes.

O gráfico da Figura 22 mostra uma tendência do material, mas também pode ocorrer uma variação nas forças de usinagem devido às mudanças nas condições da interface cavaco-ferramenta, e consequente alteração do ângulo de

cisalhamento, e área da seção de corte. Barbosa (2014), ao avaliar experimentalmente as forças de corte em um aço inoxidável AISI 304 com ferramenta de metal duro, sem revestimento, obteve um ligeiro aumento das forças de corte com o aumento da velocidade de corte. O mesmo tipo de experimento, ao utilizar ferramentas de metal duro revestidas com nitreto de titânio, mostrou uma pequena redução das forças de corte com o aumento da velocidade.

2.6.4 Efeito do sulfeto de manganês na usinabilidade dos aços inoxidáveis

O enxofre e o manganês podem ser adicionados no aço para formar inclusões de sulfeto de manganês (MnS) com o objetivo de melhorar a sua usinabilidade. Nos aços carbono de usinabilidade melhorada, é comum o teor de enxofre variar entre 0,27 a 0,33% e o de manganês entre 0,9 a 1,3%. No aço inoxidável austenítico tipo ABNT 303, o teor de manganês é de até 2%, e o de enxofre superior a 0,15%.

As inclusões de MnS atuam de forma diferente em três regiões da usinagem, na interface do cavaco-ferramenta, e nas zonas de cisalhamento primária e secundária.

Na interface cavaco-ferramenta o sulfeto de manganês, em determinadas condições de corte e temperatura, pode aderir na superfície de saída da ferramenta de corte durante a usinagem, e formar uma fina camada que atua como película protetora, e reduzir o atrito e o desgaste na ferramenta por abrasão e difusão, conforme relatado por pesquisadores como Kiessling e Lange (1978), Poulachon et al. (2002), Essel (2006). Esses mesmos pesquisadores mostraram que para elevadas velocidades de corte e altas temperaturas a camada de MnS desaparece. Essel (2006) mostrou que, para um aço 12SMn30 (semelhante ao ABNT1214), com inclusões de MnS, em velocidades de corte superiores a 100 m/min, com um avanço de até 0,1mm/rev, a camada de MnS depositada na ferramenta é reduzida drasticamente e eliminada. Nos aços inoxidáveis austeníticos as condições de corte para impedir a formação, ou eliminar a camada de sulfeto podem ser ainda menores, considerando que nesse caso tem-se uma maior temperatura na interface devido ao elevado encruamento do material e a baixa condutividade térmica. Entretanto, Fang e Zhang (1996), e Qi e Mills (1996) mostraram que é possível estabelecer uma camada protetora aderente na ferramenta na usinagem de aço inoxidável austenítico através da adição de enxofre e cálcio nesses aços, e a formação de inclusões de

CaO-Al₂O₃-SiO₂-MnS, que resultou em uma camada protetora aderente estável na ferramenta de WC-TiC-Co em uma velocidade de corte de 200 m/min.

Shaw (2005) afirma que o principal efeito do MnS na usinabilidade do material ocorre na zona de cisalhamento primária. Nessa região, as inclusões de MnS atuam como concentradores de tensão, e geram um campo de tensões heterogêneo devido à diferença de deformabilidade entre a matriz e a inclusão. Esse efeito, segundo o autor, induz a formação de microtrincas e reduz a força de corte e de avanço necessárias para usinar o material.

A forma, o tamanho e a fração volumétrica das inclusões também têm um efeito direto na usinabilidade do material. Um maior tamanho das inclusões está relacionado a uma redução nas forças de corte (KIESSLING, LANGE, 1978), e à redução da formação de aresta postiça durante a usinagem (YAGUCHI, 1986; FUJIWARA, 2012). Uma maior fração volumétrica causa uma redução nas forças de corte por diminuir a distância entre as inclusões, conforme mostrado em um trabalho experimental realizado por Jiang, Cui e Hanninen (1996). O fator de forma influencia a usinabilidade dos aços. Inclusões alongadas são melhores do que as arredondadas, porque causam uma maior diferença entre tensões máximas e médias (KIESSLING, LANGE, 1978). Os resultados experimentais obtidos por Jiang, Cui e Hanninen (1996) também confirmam a relação entre um maior fator de forma, ou seja, inclusões alongadas e uma maior redução das forças de usinagem.

O sulfeto de manganês MnS tem um efeito de melhorar a usinabilidade de aços inoxidáveis autênticos também quando combinados com outros elementos. Li e Wu (2010) compararam dois aços inoxidáveis austeníticos, um contendo um pequeno percentual de enxofre (0,02%) e outro do tipo usinabilidade melhorada com MnS, e um maior percentual de enxofre (0,11%), cobre (1,97%), e bismuto (0,13%). Para uma velocidade de corte de $v_c=60\text{m/min}$, um avanço de $f=0,2\text{mm/rev}$ e uma profundidade de $a_p=0,5\text{mm}$ as forças de corte medidas experimentalmente foram de 165N e 100N, respectivamente.

Xiao et al. (2011) avaliaram o efeito do percentual de enxofre e a forma do sulfeto de manganês na ductilidade a fratura de um aço DIN 18CrNiMo7-6. Foram realizados ensaios de tração em cinco amostras, com teores de enxofre variando entre $S=0,007\%$ e $S=0,037\%$. Os resultados mostraram que a quantidade e a morfologia dos sulfetos não afetaram as tensões de escoamento e de ruptura dos

materiais. Entretanto, houve uma variação na ductilidade, a deformação para a fratura diminuiu com o aumento da fração volumétrica dos sulfetos de manganês.

A redução da ductilidade dos aços, através da adição de sulfeto de manganês, pode ser um importante fator na melhoria da usinabilidade, ao facilitar a quebra do cavaco e pode contribuir para resolver um problema da usinagem dos aços inoxidáveis austeníticos, que é a formação de cavacos longos, que causa diversos problemas no processo.

2.6.5 Propriedades mecânicas e parâmetros de plasticidade de aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos formam o grupo mais numeroso dentre os aços inoxidáveis. O tipo AISI 304 possui excelentes propriedades de resistência à corrosão, boa soldabilidade, e são aplicados em diversas áreas, na indústria química, alimentícia, naval, e refino de petróleo. O limite de escoamento é relativamente baixo, o limite de resistência alto e possui uma elevada ductilidade. Para melhorar a usinabilidade, foi criada a classe AISI 303, com a adição de um maior teor de enxofre, mínimo de $S=0,15\%$, para formar sulfeto de manganês. São utilizados principalmente em peças usinadas, eixos, porcas, e parafusos (MODESINI, 2001; ASM, 2005).

Apesar da diferença no teor de enxofre, as propriedades mecânicas com temperatura ambiente dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 303 e AISI 304 permanecem idênticas, como é apresentado na Tabela 3.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos à temperatura ambiente.

Classificação AISI	Condição	Resistência à tração (MPa)	Resistência ao escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento %
303	recozido	515	205	40
304	recozido	515	205	40

Fonte: ASM (2005).

Para avaliar o comportamento do aço inoxidável austenítico AISI 304 em diferentes temperaturas e taxas de deformação, semelhantes às existentes na

usinagem, foram levantadas e avaliadas as constantes de Johnson Cook propostas por diferentes autores e apresentadas na Tabela 4.

Tabela 4 - Constantes de JC para o aço inoxidável AISI 304, segundo diferentes autores.

Referência	A (MPa)	B (MPa)	C	n	m
Lee et al. (2006)	310	1000	0,07	0,65	1
Cadoni, Fenu, Forni (2012)	520	1542	0,01043	0,867	-
Maurel-Pantel et al. (2012)	253,32	685,10	0,097	0,3128	2,044
Gupta et al. (2013)	209,70	1383,2	-0,0095	0,9151	0,5147
Barbosa (2014)	252	2285	0,0168	0,65	-

É possível verificar na Tabela 4 grande variação nos parâmetros de JC, de acordo com as diferentes fontes. Essas variações podem ser ocasionadas pelos diferentes procedimentos, tipos e métodos de ensaios, e calibração para obtenção das constantes, tendo em vista que esses procedimentos não são normatizados. Outra possibilidade é a diferença nos materiais das amostras, ocasionadas por variações nos processos de manufatura, nos tratamentos térmicos e microestruturas, ou a possível existência de tensões residuais, como o encruamento superficial.

Lee et al (2006) obtiveram os coeficientes da equação de JC a partir de ensaios de compressão quase estáticos, ensaios de compressão com taxas de deformações intermediárias, na faixa de 5×10^2 , utilizando um dispositivo denominado de barra de Kolski, e altas taxas de deformações (3×10^3) com uma barra de impacto com acionamento a gás. Os autores não apresentaram como foi realizada a análise do efeito da temperatura, e assumiram o coeficiente de amolecimento térmico $m=1$.

Cadoni, Fenu e Forni (2012) realizaram ensaios com várias taxas de deformação considerando compressão quase estática, intermediária em um dispositivo hidropneumático, e altas taxas de deformação no corpo de prova utilizando uma barra de Hopkinson. Não foi avaliado o efeito térmico nos ensaios. Os ensaios quase estáticos mostraram uma elevada tensão de escoamento do material, σ_e , indicada pelo coeficiente A na tabela 4, ou seja $\sigma_e = 520$ MPa. Esse valor é superior ao esperado para o material, o que indica a possibilidade da amostra laminada a quente não estar no estado recozido ou com tensões residuais decorrentes do processo de fabricação.

Maurel Pantel et al. (2012) realizaram um estudo de modelagem numérica da usinagem, e apresentaram as constantes de JC para um aço inoxidável AISI 304L. Este aço possui como diferença um menor teor de carbono (C), para o aço AISI 304 tem-se $C=0,08\%$, e para o aço AISI 304L, $C=0,03\%$ (ASM, 2006). Os autores afirmam que realizaram os ensaios em uma barra de Hopkinson, mas não mostraram detalhes de como foram obtidos os coeficientes de JC. Entretanto, é possível verificar o elevado valor do coeficiente de amolecimento térmico $m=2,044$, o que confere ao modelo um menor efeito do amolecimento térmico com o aumento da temperatura.

Gupta et al. (2013) apresentaram os coeficientes de JC obtidos em um trabalho de análise do comportamento de diferentes equações constitutivas. Foram avaliadas o efeito térmico considerando várias temperaturas de trabalho, de até 973K. No entanto, os ensaios foram realizados em baixas taxas de deformação, através de uma máquina de ensaio à tração universal. Dessa forma, as constantes de JC apresentadas podem não representar adequadamente o efeito do material em altas taxas de deformação, como as existentes na usinagem.

Barbosa (2014) apresentou as constantes de JC para o aço AISI 304 obtidos através de ensaios de compressão quase estáticos, em uma máquina de ensaios universal, e através de ensaios com altas taxas de deformação em uma barra de Hopkinson. As constantes referentes à tensão de escoamento, A , coeficiente de sensibilidade da taxa de deformação, C , e coeficiente de encruamento, n , estão dentro dos valores esperados, quando comparados com os demais autores da tabela 4. Entretanto, o módulo de endurecimento, B , apresenta um valor muito alto, o que confere ao modelo um encruamento, com a deformação, muito elevado. Outra questão é que não foi realizada uma avaliação do efeito térmico com variação da temperatura, para obtenção da constante de amolecimento térmico m .

Para visualizar melhor as diferenças nas constantes de JC dos diversos autores, é apresentado um gráfico comparativo da tensão equivalente x deformação equivalente na Figura 23. As tensões equivalentes foram calculadas de acordo com a equação 2.20 de JC. Os resultados foram apresentados para uma taxa de deformação $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^4$, e uma temperatura $T=400^\circ\text{C}$, semelhantes às existentes nos processos de usinagem. A taxa de deformação de referência utilizada nos modelos é $\dot{\epsilon}_0 = 1$. No gráfico, foi adotado o coeficiente de amolecimento térmico $m=1$ para complementar os dados de Cadoni, Fenu e Forni (2012), e Barbosa (2014).

Figura 23 - Gráfico de tensão equivalente x deformação equivalente modelado pela equação de JC para o aço AISI 304 segundo diferentes autores. Taxa de deformação $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^4$, temperatura $T=400^\circ\text{C}$.

Fonte: Autor

É possível verificar, por meio da Tabela 4, e da Figura 23, a grande diferença nos modelos de JC para os aços AISI 304 e perceber que cada modelo deve proporcionar resultados distintos, quando aplicados na simulação de usinagem. Dentre os modelos apresentados e analisados, os propostos por Lee et al. (2006), e Maurel Pantel et al. (2012) mostraram melhor potencial para serem utilizados em um modelo de simulação da usinagem por elementos finitos, pelas características das curvas, que apresentaram valores intermediários em relação às demais, conforme Figura 23, e pelos procedimentos adotados pelos autores para obtenção das constantes. Entretanto, como o modelo apresentado por Maurel Pantel et al. (2012) utilizou um material do tipo AISI 304L, que possui um teor de carbono inferior ao AISI 304, o presente trabalho deverá utilizar os resultados propostos por Lee et al. (2006) devido à semelhança do material.

2.6.6 Formação do cavaco segmentado no aço inoxidável austenítico

A formação de cavaco segmentado durante a usinagem é comum em alguns metais, como ligas de titânio, e em determinados tipos de aços inoxidáveis, como o austenítico, e ocorre quando usinado em determinadas condições de velocidade de corte e avanço (SHAW, 2005).

Diferentes teorias tentam explicar o mecanismo de formação do cavaco segmentado. A primeira proposta, e atualmente ainda muito aceita, é a de que o material sofre cisalhamento adiabático, ao iniciar e continuar a cisalhar em um plano devido ao amolecimento térmico, quando não há tempo suficiente para a energia térmica se dissipar. Outra proposta é a formação de trincas cíclicas que formam o cavaco segmentado (SHAW, 2005; ASTAKOV, 2006).

De acordo com a teoria do cisalhamento adiabático, a causa da formação do cavaco segmentado é a instabilidade termoplástica catastrófica, que promove uma redução na tensão de escoamento do material, e cujo efeito é maior do que o aumento da resistência por encruamento do material. A Figura 24 mostra uma representação do mecanismo de cisalhamento adiabático. Considerando que a instabilidade termoplástica ocorre ao longo da linha tracejada 5, ao avançar a ferramenta o material acima da linha 5 é extrudado no formato 2, 3, 4, 5, e a linha 5 se transforma nas superfícies 3 e 4. Ao mesmo tempo a superfície 1 se inclina e ocupa o espaço da superfície 2. O processo se repete de forma cíclica (SHAW, 2005).

Figura 24 - Formação de cavaco segmentado pelo mecanismo de cisalhamento adiabático

Fonte: Shaw (2005)

Nakayama (1974) apud Shaw (2005) sugeriu uma teoria alternativa, em que a formação do cavaco segmentado é causada, não por cisalhamento adiabático, mas por formação de trincas, que promovem fraturas periódicas. A Figura 25 ilustra a teoria de trincas cíclicas com a formação de cavaco tipo segmentado. De acordo com a Figura 25(a), a trinca de cisalhamento inicia em D e percorre o plano de cisalhamento DO até atingir a ponta da ferramenta em O. Com o avanço da

ferramenta, conforme Figura 25 (c), o cavaco desliza para fora e uma nova trinca é iniciada em D', e um novo ciclo é iniciado, formando o cavaco segmentado.

Figura 25 - Mecanismo de formação de cavaco segmentado por formação de trincas cíclicas

Fonte: Nakayama (1974) apud Shaw (2005)

Na formação do cavaco segmentado, ocorrem grandes variações na deformação plástica durante os ciclos de formação da lamela no cavaco. Durante o processo de carregamento e formação de uma lamela, têm-se grandes deformações plásticas envolvidas. Ao formar a lamela e antes de iniciar a próxima, tem-se um período de baixas deformações plásticas. Esse processo cíclico causa grandes variações nas tensões geradas na usinagem (ASTAKOV, 2006).

A Figura 26 mostra as microestruturas de um aço inoxidável austenítico AISI 303 no estágio inicial, antes da usinagem, e o cavaco segmentado obtido após a usinagem com uma velocidade de corte de $v_c=60\text{m/min}$ e avanço $f=0,2\text{mm/rev}$.

Figura 26 - Microestrutura de um aço AISI 303: (a) estrutura inicial, (b) microestrutura do cavaco obtida na usinagem com uma velocidade de corte de $v_c=60\text{m/min}$ e avanço de $f=0,2\text{mm/rev}$.

Fonte: Astakov (2006)

A formação do cavaco segmentado é muito comum em materiais dúcteis, em que ocorre uma grande diferença entre o limite de resistência à ruptura e o limite de resistência ao escoamento. Também é muito comum em materiais que apresentam uma grande dependência da resistência com a temperatura, e em materiais com baixa condutividade térmica. Essas características fazem com que materiais como os aços inoxidáveis austeníticos, e algumas ligas de titânio, principalmente quando usinados em altas velocidades, tenham como característica uma morfologia de cavaco segmentado (ASTAKOV, 2006).

Portante, as diferentes teorias mostram que ocorre uma redução rápida e localizada da resistência do material, que tem como consequência a formação do cavaco segmentado. A principal diferença nas teorias propostas está relacionada à forma como ocorre tal redução da resistência, seja por efeito térmico, por meio do cisalhamento adiabático, ou através da formação de trincas cíclicas.

2.7 SIMULAÇÃO NUMÉRICA DA USINAGEM POR ELEMENTOS FINITOS

Aqui são mostradas as principais formulações e estratégias utilizadas na simulação numérica da usinagem por elementos finitos. São apresentados os possíveis métodos de solução, os tipos de integração existentes, como pode ser tratado o efeito térmico e mecânico acoplado no modelo, os principais tipos de elementos finitos utilizados, e os critérios de separação do cavaco.

2.7.1 Métodos de solução

Existem diferentes possibilidades de discretizar o meio contínuo e solucionar o problema no método dos elementos finitos. Os métodos de solução possíveis são os tipos Lagrangeano, Euleriano, ou uma formulação combinada do tipo Lagrangeano-Euleriano Arbitrário (*Arbitrary Lagrangian Eulerian* – ALE) (VAZ Jr et al, 2007).

Na formulação Euleriana, a malha é fixa no espaço e o material flui através da face dos elementos. É comumente empregado em problemas que envolvem um volume de controle, como em mecânica dos fluidos e extrusão de metais. Na utilização em usinagem, o problema é tratado como em estado estacionário, e a malha não sofre distorção. Entretanto, é necessário determinar anteriormente a geometria do cavaco e o comprimento de contato da interface cavaco-ferramenta (VAZ Jr et al, 2007).

Na formulação Lagrangeana, a malha é fixa no material e se deforma junto com este. Essa formulação traz algumas vantagens como a obtenção do tipo de cavaco, incluindo o descontínuo, simulação do processo desde o estágio inicial e permite a simulação de processos transientes com maior facilidade. Por esses motivos, essa formulação é amplamente utilizada no processo de usinagem. Entretanto, existe uma dificuldade em aplicar a formulação devido à distorção excessiva da malha. Para resolver esse problema, têm sido utilizados procedimentos de remalhamento durante o processo. Outra alternativa é a utilização de malhas pré distorcidas (VAZ Jr et al., 2007).

A formulação Lagrangeana - Euleriana Arbitrária ALE mantém algumas vantagens das formulações Lagrangeana e Euleriana. Em um primeiro passo, a malha é fixa com o material e segue junto durante a deformação. O problema é tratado como Lagrangeano. Em um passo subsequente, a malha é reposicionada para um problema do tipo Euleriano (PANTALÉ et al., 2004). Esta formulação tem sido utilizada principalmente em estudos sobre troca térmica entre o cavaco e a ferramenta (CHERIGUENE, 2009; COURBON et al., 2011;), e estudos relacionados as condições de atrito entre o cavaco e a ferramenta (BONNET et al. 2008; CHERIGUENE, 2009; ARRAZOLA, OZEL, 2010; MOLINARI, CHERIGUENE, MIGUELEZ, 2011).

A Figura 27 mostra um exemplo de modelo de simulação da usinagem com a formulação do tipo ALE, segundo Arrazola e Ozel (2010). Esse modelo requer que a geometria do cavaco seja pré- definida. As superfícies de entrada e saída são do tipo Euleriana, e uma superfície do cavaco do tipo Lagrangeana permite ocorrer alguma mudança na geometria, como a espessura do cavaco durante a simulação.

Figura 27 – Modelo de simulação da usinagem tipo ALE

Fonte: Traduzido de Arrazola e Ozel (2010)

2.7.2 Tipo de integração no tempo

Os métodos de integração direta podem ser classificados como quase estática implícita ou dinâmica explícita. Esses métodos têm forte aplicação em problemas com não linearidade geométrica e de material, como em grandes deformações plásticas, que ocorrem em processos de forjamento, laminação, usinagem, e em problemas de impacto (VAZ Jr et al., 2007).

Nos métodos de integração direta a equação 2.36 de equilíbrio dinâmico é integrada por um procedimento numérico direto, sem transformação da equação antes da integração e é realizada por um procedimento passo a passo (ALVES FILHO, 2008).

$$[M][\ddot{U}] + [C][\dot{U}] + [K][U] = [F_{ext}] \quad (2.36)$$

em que M , C , e K são as matrizes massa, amortecimento, e rigidez, F_{ext} é o vetor de forças externas aplicada, e $[U]$, $[\dot{U}]$, $[\ddot{U}]$ são os vetores deslocamento, velocidade e aceleração respectivamente.

A equação de equilíbrio dinâmico, ao invés de ser resolvida para qualquer tempo t , é satisfeita somente em alguns instantes discretos do intervalo de tempo em que ocorre o fenômeno. Esses instantes discretos são separados por um tempo Δt . Dentro de cada intervalo de tempo Δt , é assumida uma variação no deslocamento, na velocidade, e na aceleração nodais, que são calculados nesses instantes discretos (VAZ Jr et al., 2007; ALVES FILHO, 2008).

No método dinâmico explícito a solução para o deslocamento no instante $U(t+\Delta t)$ é determinado a partir do conhecimento dos deslocamentos nos instantes anteriores $U(t)$ e $U(t-\Delta t)$. As velocidades e acelerações nodais são calculadas no instante central t , por esse motivo é chamado de método das diferenças centrais (ALVES FILHO, 2008).

A estabilidade do método depende fortemente do intervalo de tempo escolhido, que é muito pequeno, e deve ser menor do que um valor crítico dado pela equação 2.37. Por esse motivo o método é chamado de condicionalmente estável (COOK et al., 2006; ALVES FILHO, 2008).

$$\Delta t \leq \frac{2}{w_{max}} \quad (2.37)$$

em que w_{max} é a maior frequência natural obtida através do determinante dado por $\det([K]-w_n^2[M])=0$.

O método explícito, presente em programas comerciais de elementos finitos como o Abaqus®, LS-DYNA, e Advantedge™, permite o uso de matrizes de massa diagonal (*lumped matrix*) que, junto à matriz de amortecimento diagonal permite que as equações sejam desacopladas, o que facilita a sua solução, e reduz o custo computacional. Entretanto, é necessário um grande número de passos para a solução do problema, e o método é eficiente apenas em casos de curta duração, como problemas de propagação de ondas em carga de explosão e impacto, e também na modelagem do processo de usinagem, no qual ocorrem grandes taxas de deformação (ALVES FILHO, 2008).

Os métodos implícitos, presentes em programas comerciais como o Abaqus®, e o Deform™, por outro lado, são incondicionalmente estáveis, independem do intervalo de tempo considerado, apesar deste afetar a sua precisão. As equações dinâmicas em um tempo $t+\Delta t$ são calculadas não somente com valores em um instante t , mas também com valores em $t+\Delta t$. Alguns exemplos de métodos

implícitos são o método trapezoidal, o método Newmark, utilizado em programas comerciais como o Abaqus®, e o método Houbolt (ALVES FILHO, 2008).

Nos métodos implícitos a matriz massa deve ser consistente com a função de forma, e não podem ser modeladas diagonais, com isso os sistemas de equações são acoplados, e o custo computacional é alto, porém com poucos passos. O método é muito utilizado em problemas de dinâmica estrutural para determinação da resposta em modos de frequência mais baixos (ALVES FILHO, 2008).

A modelagem do processo de usinagem tem sido realizada por ambos os métodos explícitos e implícitos (VAZ Jr et al., 2007).

2.7.3 Efeito termomecânico

No processo de usinagem a energia gerada devido ao trabalho de deformação plástica e ao atrito é transferida através da peça, cavaco e ferramenta, e perdida para o meio ambiente por convecção e radiação.

Segundo Vaz Jr et al.(2007), a maioria dos programas de elementos finitos utiliza a seguinte formulação para o efeito térmico:

$$[C_T] [T_n] + [K_T] [T_n] = [Q(t_n)] \quad (2.38)$$

em que T são as temperaturas nodais no tempo t_n , C_T e K_T são as matrizes de capacidade de calor e condução de calor, respectivamente, e Q é o fluxo e geração de calor devido ao atrito e à deformação inelástica no tempo t_n .

O procedimento de análise termomecânica pode ser feita, de forma sequencialmente acoplada, totalmente acoplada, ou adiabática (SIMULIA, 2012).

Na análise sequencialmente acoplada, a solução térmica não depende das tensões mecânicas, ou seja, são utilizados em casos onde as tensões dependem da temperatura, mas a temperatura não depende do deslocamento. Nesse caso, devem-se realizar duas simulações, a primeira com a transferência de calor, e a segunda com o cálculo das tensões, que deve utilizar a solução das temperaturas obtida na primeira simulação (VAZ Jr et al., 2007).

A análise termomecânica totalmente acoplada é utilizada quando existe uma interdependência entre as análises de tensão e de temperatura. Nesse caso, os elementos devem possuir graus de liberdade para a temperatura e o deslocamento.

O problema é resolvido de forma totalmente acoplada, o custo computacional é mais elevado, e realizado somente uma simulação (Vaz Jr et al., 2007).

Na análise adiabática, não ocorre transferência de calor entre os elementos, K_T é assumido como zero na equação 2.38, e o fluxo e geração de calor devido à deformação inelástica e ao atrito é mantida dentro do elemento, causando aumento de temperatura. Segundo Vaz Jr et al. (2007), essa consideração foi utilizada por diversos autores na simulação do processo de usinagem, e é válida somente para processos que ocorrem em altas velocidades ou para materiais com baixa difusividade térmica.

2.7.4 Tipos de elementos utilizados

Uma estratégia muito comum na modelagem do processo de usinagem por elementos finitos é a utilização de elementos com funções de baixa ordem. Esses elementos têm como vantagem a sua simplicidade. Entretanto, não são capazes de prever alguns modos de deformações, que são chamados de modos de ampulheta (*hourglass*).

A Figura 28 mostra os possíveis modos de deformação para um elemento de baixa ordem do tipo quadrilátero de 4 nós. É possível observar, na Figura 28(d), que o elemento não é capaz de representar adequadamente a deformação causada por um esforço de flexão, formando, assim, o chamado modo *hourglass*. Para resolver esse problema, é necessário utilizar elementos de mais alta ordem, com integração completa, ou utilizar alguma técnica para tratar o problema do *hourglass* (BARGE et al., 2005).

Os principais elementos utilizados na simulação do processo de usinagem são do tipo isoparamétrico, linear, com estado plano de deformação. Os principais são os quadriláteros com 4 nós, os quadriláteros com 8 nós, o triangular com 3 nós e o triangular com 6 nós (VAZ Jr et al., 2007).

Figura 28 - Modos de deslocamentos de um quadrilátero com 4 nós

Fonte: Adaptado de Barge et al. (2005)

2.7.5 Critérios de formação do cavaco

O processo de formação do cavaco na simulação da usinagem pode ser realizada, em geral, através da utilização de três diferentes estratégias: (a) separação contínua do cavaco ao longo de um plano pré-definido, (b) critérios de separação e quebra do cavaco sem plano pré-definido, (c) sem critério de separação do cavaco (VAZ Jr et al., 2007).

A separação do cavaco ao longo de um plano pré-definido é realizada através da utilização de um indicador, que pode ser geométrico ou físico. Na Figura 29(a) tem-se um critério puramente geométrico, baseado na distância entre a ponta da ferramenta e o nó mais próximo ao longo do plano de corte. Quando essa distância diminui e atinge um valor crítico ocorre a separação, um novo nó é criado, ou uma superimposição entre nós é removida. Esse critério foi proposto por Shirakashi e Usui (1974) apud Vaz Jr et al. (2007).

Figura 29 - Critério de separação do cavaco ao longo de um plano pré-definido: (a) critério baseado na distância nodal, (b) critério baseado em um indicador crítico.

Fonte: Traduzido de VAZ Jr et al. (2007)

Na Figura 29(b) tem-se a representação de um critério de separação do cavaco em um plano de corte baseado no uso de um indicador físico. Segundo Vaz Jr et al. (2007), diferentes indicadores foram propostos por diversos autores, dentre esses: (a) indicador por deformação plástica equivalente, $\bar{\epsilon}$, calculada no nó mais próximo da aresta de corte, que ao atingir um valor crítico o nó se separa. Esse indicador tem sido criticado devido ao fato que, se não controlado, a separação do nó pode ser mais rápida que a velocidade da ferramenta, formando uma grande trinca; (b) Indicador da densidade de energia total, que promete resolver o problema anterior; (c) Critério de Cockroft e Latham; (d) Indicador por um índice de tensão

crítico, proposto mais recentemente. Esse indicador considera que o cavaco se separa quando uma medida paramétrica da tensão normal e cisalhante, em relação à tensão de falha normal e cisalhante, respectivamente, atinge um valor crítico. (e) Critério de separação baseado no valor crítico da deformação para a fratura de Johnson Cook (VAZ Jr et al., 2007).

Para um modelo de simulação numérica prever a formação do cavaco do tipo contínuo, descontínuo, ou segmentado, é necessário que a separação e quebra do cavaco não seja restrita a um plano de corte pré definido e o modelo seja capaz de prever o caminho de propagação das trincas. Diversos esforços foram e têm sido feitos para definir um critério de separação e quebra de cavaco sem a definição prévia do plano de corte (VAZ Jr et al., 2007).

Outra estratégia utilizada é a formação do cavaco direta, sem critérios de separação. Essa alternativa é baseada em uma deformação plástica intensa, ao redor da aresta da ferramenta, e necessita de um remalhamento com uma malha adaptativa muito eficiente e contínua. Nesse caso, o problema de usinagem é tratado como uma endentação, como exposto anteriormente, e ocorre sem a abertura de trinca. Essa estratégia tem sido adotada em programas comerciais de elementos finitos como o AdvantedgeTM, e o DeformTM, e utilizado em diversos trabalhos como Kalhori (2001), Sima e Ozel (2010), Maranhão e Davim (2010), Childs (2010), Chagas, Seriacopi e Machado (2013), Chagas, Seriacopi e Machado (2014). A Figura 30 mostra um exemplo de simulação, sem a definição de um critério de separação, e com a malha adaptativa no programa AdvantedgeTM.

Figura 30 – Exemplo de simulação com malha adaptativa

Fonte: Maranhão e Davim (2010)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 ASPECTOS GERAIS

Esse capítulo descreve os procedimentos experimentais e numéricos que foram utilizados no desenvolvimento desse trabalho. O foco do estudo está na comparação, através de simulação numérica por elementos finitos, da usinagem de dois tipos de aços inoxidáveis austeníticos, os tipos ABNT 303 e ABNT 304.

Os procedimentos experimentais foram realizados para complementar os dados necessários para a simulação numérica, validar o modelo e verificar algumas hipóteses adotadas. Dessa forma, foi realizada a caracterização microestrutural do material, realizados ensaios de usinagem para a obtenção das forças de corte, e caracterização dos cavacos gerados.

Os procedimentos numéricos adotados foram realizados em diferentes etapas. Em um primeiro momento, foi realizada a simulação numérica do processo de usinagem considerando o material homogêneo. Na sequência, foi elaborado um modelo de simulação da microestrutura do material submetido às condições de carregamento semelhantes aos existentes no processo de usinagem. E por fim, foi elaborado um modelo para avaliação da morfologia do cavaco do tipo segmentado.

Os procedimentos experimentais e numéricos foram realizados no Laboratório de Fenômenos da Superfície (LFS) do Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP).

Os aços inoxidáveis austeníticos classes ABNT 303 e ABNT 304, utilizados nesse trabalho, possuem composições químicas muito semelhantes, com exceção do teor de enxofre (S) do aço ABNT 303, que é mais elevado para propiciar a formação de sulfeto de manganês (MnS). Essa fase fica bem definida na microestrutura e é considerada a responsável pela melhor usinabilidade do aço ABNT 303 em relação ao ABNT 304 (SOUZA, 2006).

A Tabela 5 mostra a composição química dos aços inoxidáveis austeníticos utilizados nos ensaios experimentais do presente trabalho. Esses materiais pertencem ao mesmo lote do material utilizado por Souza (2006).

Tabela 5 - Composição química % dos aços inoxidáveis austeníticos ABNT 303 e ABNT 304

Classificação ABNT	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S
303	0,050	1,88	0,48	17,2	8,21	0,036	0,20
304	0,055	1,80	0,58	18,1	8,54	0,037	0,03

Fonte: Souza (2006)

A Figura 31 mostra um exemplo, segundo Souza (2006), de microestrutura da seção transversal dos aços ABNT 303 e ABNT 304, sem ataque químico. É possível verificar a existência de sulfeto de manganês no aço ABNT 303. A seta na Figura 31(a) indica uma partícula do sulfeto.

Figura 31 - Microestrutura da seção transversal dos aços inoxidáveis austeníticos: (a) ABNT 303, e (b) ABNT 304

Fonte: Souza (2006).

A Figura 32 mostra um exemplo, segundo Souza (2006), da seção longitudinal de um aço ABNT 303 com a presença de sulfeto de manganês. A seta indica uma partícula de sulfeto.

Figura 32 – Microestrutura da seção longitudinal do aço inoxidável austenítico ABNT 303.

Fonte: Souza (2006).

3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

3.2.1 Caracterização microestrutural

Foram realizadas microscopias ópticas de amostras dos aços ABNT 303 visando à obtenção de microestruturas para utilização nas simulações numéricas por elementos finitos, e a análise do cavaco gerado nos ensaios de usinagem. As micrografias foram obtidas utilizando um microscópio Olympus modelo BMX60.

As amostras da seção transversal do material, e do cavaco foram embutidas na embutidora automática Buehler SimpliMet 3000, e a preparação metalográfica na politriz automática Struers Tegrapol 25. Não foi realizado ataque para revelação da microestrutura.

3.2.2 Ensaios de usinagem para avaliação dos esforços de corte

As componentes das forças de usinagem foram monitoradas por meio de um sistema de aquisição de forças da marca Kistler composto por um dinamômetro piezoelétrico modelo 9265B / 9441B, um condicionador de sinais 5070A 11100 e um software analisador de sinais DynoWare 2825A1-2. O dinamômetro é capaz de capturar as três componentes das forças atuantes, sendo F_x e F_y com uma faixa de medição de ± 15 kN, e F_z com uma faixa de medição de 0 a 30 kN. A sensibilidade para os componentes F_x e F_y é de 3,7 pC/N, e para a componente F_z é de -8 pC/N (BARBOSA, 2014). O ensaio utilizou uma taxa de aquisição de sinais de 1 kHz.

O dinamômetro foi montado em um torno convencional Romi modelo S30 com potência do motor de 8 cv e rotação máxima de 1800 rpm. A Figura 33 mostra uma representação, conforme Barbosa (2014), do sistema de aquisição de forças utilizado.

Figura 33 – Sistema de aquisição de forças Kistler

Fonte: Barbosa (2014)

A ferramenta de corte utilizada é composta por um inserto de metal duro da marca Brassinter tipo TPUN 160304 com classe P30-P40, montada em um porta ferramenta tipo CTGPR 2020 K16. O ângulo de saída é positivo com $\gamma_o = 6^\circ$, o ângulo de folga $\alpha = 11^\circ$, o ângulo de posição $\chi_r = 91^\circ$, e ângulo de inclinação $\lambda_s = 0^\circ$ (BARBOSA, 2014). Essa ferramenta foi selecionada por não apresentar geometria de quebra cavaco, e permitir complementar e comparar os resultados com os obtidos por Barbosa (2014).

Os ensaios em corte semi ortogonal do aço ABNT 303 e ABNT 304 foram realizados a seco, em barras de aço com diâmetro de 22,5 mm.

Os parâmetros de corte utilizados nos ensaios são apresentados na Tabela 6. A profundidade de corte utilizada foi $a_p = 2,3\text{mm}$.

Tabela 6 – Parâmetros de corte avaliados

Ensaio	Vc (m/min)	f (mm/rev)	Material
1	79,1	0,1	ABNT 303
2	50,2	0,1	ABNT 304
3	79,1	0,1	ABNT 304
4	127,1	0,1	ABNT 304
5	50,2	0,2	ABNT 303
6	79,1	0,2	ABNT 303
7	127,1	0,2	ABNT 303
8	50,2	0,2	ABNT 304
9	79,1	0,2	ABNT 304
10	127,1	0,2	ABNT 304

3.2.3 Caracterização dos cavacos

As amostras dos cavacos obtidas nos ensaios de forças de corte foram coletadas para análise. As espessuras dos cavacos foram medidas por meio de um micrômetro digital mitutoyo com faixa de medição de 0 a 25 mm e resolução de 0,001mm. Essas espessuras foram utilizadas na determinação do ângulo de cisalhamento da usinagem.

Algumas amostras dos cavacos foram separadas para análise por microscopia óptica. Foi realizado o embutimento e preparação das amostras para verificação da morfologia dos cavacos, e a microestrutura com a deformação nos sulfetos de manganês.

Outras amostras foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) para verificar as deformações e as regiões de fratura do cavaco. O microscópio eletrônico utilizado foi o JEOL JSM 6010LA no Laboratório de Fenômenos da Superfície da USP. Foi realizada uma comparação entre a região da fratura do aço ABNT 303 e a do aço ABNT 304, com o objetivo de verificar o efeito da presença dos sulfetos de manganês na região. Também foram realizadas verificações na espessura do cavaco.

3.2.4 Avaliação do cavaco e sua raiz

Foi desenvolvido e utilizado um dispositivo de parada rápida do tipo “quick stop”. O objetivo desse dispositivo é permitir a obtenção de amostras da raiz do cavaco durante o torneamento cilíndrico dos aços inoxidáveis ABNT 303 e ABNT 304, e verificar, por microscopia, a possível existência de trincas na região da raiz do cavaco.

O dispositivo utiliza o princípio de funcionamento apresentado por Chern (2005), que ao contrário da maioria dos dispositivos existentes, não utiliza o princípio de liberação da ferramenta por pino de cisalhamento. Nesse caso, é empregado um sistema de trava deslizante acionada por molas, liberada por uma haste com a função de gatilho. A Figura 34 mostra o dispositivo desenvolvido. Na posição indicada pela Figura 34(a) está pronto e travado para realizar o torneamento. A Figura 34(b) mostra a trava acionada na posição de liberação da ferramenta de corte. Foi utilizada ferramenta de metal duro e suporte com as mesmas especificações da realizada nos ensaios de usinagem para obtenção dos esforços de corte.

Figura 34 - Dispositivo quick stop: (a) travado; (b) liberado

Fonte: Autor

A Figura 35 mostra o dispositivo quick stop montado no torno Romi S30, pronto para realizar a operação de torneamento cilíndrico externo e obtenção da amostra da raiz do cavaco.

Figura 35 - Dispositivo tipo quick stop preparado para a operação de torneamento

Fonte: Autor

As amostras da raiz do cavaco foram analisadas no Microscópio Eletrônico de Varredura JEOL JSM-6010LA. Foi avaliada a região do corte, verificado a possível existência de trincas, observado a região de fratura do cavaco, e o comportamento dos sulfetos de manganês.

3.3 MÉTODOS NUMÉRICOS

Os trabalhos de simulação numérica do processo de usinagem utilizaram os programas de elementos finitos Abaqus® e Deform-2D™, e foram realizados em diferentes etapas. Na primeira etapa, foi elaborado e aplicado um modelo para o processo de usinagem, e o material considerado como homogêneo. Na segunda etapa, foi realizada a modelagem de uma região da microestrutura, no qual o material, considerado heterogêneo, é composto por uma matriz de aço inoxidável austenítico e a presença de partículas de sulfeto de manganês (MnS). As condições de carregamentos aplicadas na microestrutura foram equivalentes às obtidas na simulação realizada da usinagem com material homogêneo. E por fim, foi elaborado um modelo de simulação numérica da usinagem considerando a formação do cavaco do tipo segmentado.

3.3.1 Modelagem do processo de usinagem considerando o material homogêneo

Foi desenvolvido um modelo de simulação numérica da usinagem por elementos finitos, utilizando o programa Abaqus[®], e considerando o corte do tipo ortogonal em estado plano de deformação. O processo de discretização do meio contínuo e solução do problema utilizado foi do tipo Lagrangeano, no qual a malha é fixa ao material e se deforma junto com este. O método de solução da equação de equilíbrio dinâmico do sistema foi do tipo integração direta explícita, e a análise térmica utilizou o modelo termomecânico acoplado.

3.3.1.1 Propriedades dos materiais e equação constitutiva

Foi utilizada a equação constitutiva de Johnson Cook (Equação 2.20), que permite prever o comportamento do material submetido a grandes deformações, com elevadas taxas de deformação e variação da temperatura. A definição dos parâmetros de JC a serem utilizados foi realizada de acordo com a análise dos dados de diferentes autores, no item 2.6.5 e apresentada na Figura 23. Assim, os parâmetros adotados foram extraídos de Lee et al. (2006), e são mostrados na Tabela 7.

Tabela 7 - Constantes de JC para o aço inoxidável ABNT 304

A (MPa)	B (MPa)	C	n	m	$\dot{\epsilon}_0$
310	1000	0,07	0,65	1	1

Fonte: Lee et al. (2006)

A Tabela 8 mostra as propriedades físicas utilizadas no modelo, referentes ao aço ABNT 304 e a ferramenta de metal duro sem revestimento.

Tabela 8 - Propriedades físicas da peça e da ferramenta

Parâmetro Físico	Peça ABNT 304	Ferramenta Metal duro
Densidade (kg/m^3)	8000	12000
Módulo Elasticidade, E (GPa)	200	540
Coeficiente de Poisson, ν	0,3	0,22
Calor específico, Cp (J/KgK)	500	203
Condutividade térmica (W/mK)	16,2 (T=373K) 21,5 (T=773K)	40
Expansão térmica ($\mu\text{m/mK}$)	17,3	4,7
T _{fusão} (K)	1673	-

Fonte: Lee et al.(2006), Agmel, Ahadi e Stahl. (2011), Matweb (2014)

As propriedades do ABNT 304 são muito semelhantes ao ABNT 303. A principal diferença, como mostrado na Tabela 5, é o teor de enxofre. Por esse motivo, foram consideradas as propriedades do ABNT 304 no modelo numérico desenvolvido.

3.3.1.2 Configuração do modelo de usinagem

A Figura 36 mostra a configuração do modelo utilizado com a malha. A peça foi modelada com um comprimento de 4 mm e altura de 1 mm, que recebeu uma malha com 12939 elementos. A ferramenta de metal duro com 1,4 mm de altura e 1 mm de largura, ângulo de folga $\alpha=11^\circ$, ângulo de saída $\gamma_0=6^\circ$, foi considerada perfeitamente afiada, modelada como rígida para reduzir o tempo de simulação e recebeu uma malha com 975 elementos.

O elemento utilizado na malha foi o quadrilátero, com estado plano de deformação, integração reduzida, termomecânico acoplado, tipo CPE4RT. Esse elemento possui controle de *hourglass* para evitar problemas com o modo de deslocamento, como o causado pela flexão, conforme exposto no item 2.7.4. Na região de formação do cavaco, o tamanho do elemento na peça foi de 10 μm .

Figura 36 – Configuração do modelo com a malha

Fonte: Autor. Simbologia: f =avanço; γ_0 =ângulo de saída, α =ângulo de folga

A peça foi restringida na base, na lateral esquerda e direita até a altura da região de corte. A ferramenta foi considerada rígida para reduzir o tempo computacional, restringida a rotação e deslocamento em y , e imposto um deslocamento em x com a velocidade de corte.

3.3.1.3 Modelagem da separação do cavaco e modelo de dano

O processo de separação do cavaco no Abaqus[®], com integração explícita, deve ser feita de forma controlada para evitar distorções excessivas na malha e problemas com encerramento prematuro da simulação, que não possui recurso de remalhamento automático.

Dessa forma, o modelo de simulação implementado considerou a existência de três regiões na peça. A Figura 37 mostra um detalhe ampliado da Figura 36. A primeira região, na qual o cavaco é formado, recebeu um modelo de dano do tipo cisalhamento, adequado à triaxialidade negativa que ocorre no local. A segunda região, denominada de zona de erosão e responsável pela separação do cavaco, foi modelada com dano do tipo dúctil devido à triaxialidade positiva existente. A terceira região, na qual a nova superfície da peça é formada, não recebeu modelo de dano.

O material é considerado com dano quando o indicador de dano, W , dado pela relação entre a deformação plástica equivalente acumulada e a deformação plástica equivalente de fratura do material, apresentado pela equação 2.31, atinge o

O valor da taxa de liberação de energia da fratura foi calculado através da sua relação com a tenacidade à fratura K_{IC} , e deverá ser avaliado no modelo de simulação. Segundo Farahmand e Nikbin (2008), para um aço AISI 304, com temperatura de 700 K, tem-se $K_{IC} = 91 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Para o estado plano de deformação, a taxa de liberação de energia da fratura calculada a partir da equação 2.35 é $G_f = 37,7 \text{ N/mm}$.

A região de formação do cavaco, localizada na Figura 37 como região 1 foi modelada tanto sem modelo de dano quanto com modelo de dano. Os resultados obtidos foram comparados e analisados. O modelo de dano utilizado no Abaqus® foi o de cisalhamento, por ser mais apropriado para triaxialidades negativas (compressão) que ocorrem no processo, conforme discutido no item 2.5.2 e apresentado na Figura 19.

A deformação plástica equivalente de fratura, $\bar{\epsilon}_{0i}$, adotada na região de formação do cavaco foi $\bar{\epsilon}_{0i} = 1$.

A evolução do dano utilizada foi do tipo exponencial, com expoente $\alpha_e = 3$ que, segundo a Simulia (2012), é calculada de acordo com a equação 3.3.

$$D = \frac{1 - \exp(-\alpha_e(\bar{u}/\bar{u}_f))}{1 - \exp(-\alpha_e)} \quad (3.3)$$

O valor adotado de deslocamento para a fratura foi $u_f = 0,12$. O modelo de evolução do dano exponencial foi adotado porque, em teoria, o modelo alcança o valor unitário ($D=1$) somente em um ponto no infinito, sendo comum atingir o valor $D=0,99$. Isso garante que, na região de formação do cavaco, o dano por cisalhamento não irá remover nenhum elemento da malha e o valor mínimo da rigidez do elemento será de 1% do valor inicial (SIMULIA, 2012).

3.3.1.4 Modelagem da interface cavaco ferramenta

O modelo de contato utilizado na interface cavaco ferramenta foi do tipo penalidade. O atrito entre o cavaco e a ferramenta foi definido segundo o modelo de Zorev (equações 2.4 e 2.5), que considera a existência de uma região de aderência, e outra de deslizamento segundo o modelo de atrito de Coulomb / Amonton.

O coeficiente de atrito utilizado foi $\mu=0,15$. Esse valor é semelhante ao obtido e utilizado em estudos prévios, como o trabalho experimental e numérico de Bonnet

et al. (2008), que obtiveram um coeficiente de atrito $\mu=0,2$ para um aço austenítico AISI 316 em contato com um pino de carbeto de tungstênio, em uma velocidade de deslizamento de 90 m/min, e condições de pressão semelhantes às existentes na usinagem.

A máxima tensão cisalhante devido ao atrito utilizada no modelo foi $\tau_f = 30$ MPa. Esse valor foi considerado coerente devido à elevada temperatura na região de contato, da ordem de 700°C.

3.3.1.5 Análise térmica

A simulação considerou a análise termo mecânica totalmente acoplada, com troca térmica entre a ferramenta e a peça. Foi considerado que 90% do trabalho de deformação plástica do cavaco é convertido em calor, conforme Arrazola e Ozel (2010), Rodrigues e Martins (2010), List, Sutter e Bouthiche (2012). Não foi considerada troca térmica entre o cavaco e o ambiente, uma vez que o processo é muito rápido, da ordem de 10^{-4} s. O valor da condutância térmica, h_k , entre o cavaco e a ferramenta utilizado foi de $h_k=5 \times 10^5 \text{ KW/m}^2 \text{ }^\circ\text{C}$ para uma pressão de contato na interface de $P=1000$ MPa. Segundo List, Sutter e Bouthiche (2012), o valor da condutância utilizado na simulação numérica deve garantir uma rápida estabilização da temperatura entre o cavaco e a ferramenta, podendo atingir um valor de $h_k=1 \times 10^6 \text{ KW/m}^2 \text{ }^\circ\text{C}$. A partição de calor entre o cavaco e a ferramenta gerado pelo atrito utilizado foi de $R_s=0,5$, conforme Arrazola e Ozel (2010); List, Sutter e Bouthiche (2012). O calor específico, a condutividade térmica, e a expansão térmica dos materiais utilizados na simulação foram apresentados na Tabela 8.

Os resultados das temperaturas obtidas na ZCP no modelo numérico foram comparados com os valores obtidos do modelo analítico de Boothroyd (1975), calculado segundo as equações 2.6 a 2.11. A partição de calor conduzida à peça, β , a partir da zona de cisalhamento primária, foi determinada pelas equações 2.9 e 2.10.

3.3.2 Modelagem da microestrutura do material no processo de usinagem

Foi elaborado um modelo de simulação da microestrutura utilizando o programa Abaqus®. Foram realizadas simulações da microestrutura do material

submetido a carregamentos e temperaturas semelhantes às encontradas na zona de cisalhamento primária da usinagem. Esses carregamentos foram obtidos na simulação do processo de corte na usinagem. Foram simuladas diferentes microestruturas de aços inoxidáveis austeníticos ABNT 303 com o objetivo de analisar os efeitos do carregamento mecânico.

3.3.2.1 Determinação do carregamento aplicado, definição da microestrutura, e geração da malha de elementos finitos

Foram realizadas simulações da microestrutura de um aço austenítico ABNT 303, que possui a matriz semelhante ao aço ABNT 304, porém com um teor mais elevado de enxofre para formar o sulfeto de manganês MnS.

Para obter as condições de carregamento da microestrutura, em condições semelhantes às existentes em um processo de usinagem, foram utilizados dados obtidos no modelo de simulação da usinagem do material homogêneo desenvolvido.

O procedimento adotado para simular o processo de deformação plástica da microestrutura foi considerar que o material, inicialmente na peça, se desloca ao longo de uma linha de fluxo, passa pela região de cisalhamento primária e segue formando o cavaco. Ao longo dessa trajetória, o carregamento exercido varia com o tempo e causa uma grande deformação plástica no material.

A Figura 38 mostra uma representação do processo de usinagem ortogonal e uma linha de fluxo com a localização das posições no qual um determinado material deverá passar até atravessar a zona de cisalhamento primária, indicadas pelos pontos (O), (A), (B), (C), e (D).

Figura 38 - Localização das regiões onde foram realizadas simulações da microestrutura

Fonte: Autor

Os resultados da tensão máxima e mínima principais em cada ponto, e o tempo necessário para percorrer cada posição da trajetória foram obtidos da simulação de usinagem e utilizados na simulação da microestrutura.

A Figura 39(a) mostra um exemplo de uma microestrutura obtida e simulada com dimensões de $144\ \mu\text{m} \times 114\ \mu\text{m}$. As partículas escuras são os sulfetos (MnS). A Figura 39(b) mostra o resultado da imagem vetorizada. Somente partículas com tamanhos iguais ou superiores a $1\ \mu\text{m}$ foram consideradas no modelo de simulação.

Figura 39 (a) Microestrutura do aço ABNT 303; (b) Imagem vetorizada.

(a)

(b)

Fonte: Autor

As vetorizações foram realizadas no programa Abaqus®. As imagens das microestruturas foram importadas no programa e as vetorizações foram executadas desenhando os sulfetos com a utilização de curvas tipo *splines*.

Após desenhar os sulfetos e a matriz estes foram separados. Foi realizada a montagem no programa de elementos finitos considerando uma união do tipo fixa (*tie*). Dessa forma, assume-se a hipótese que os sulfetos não se separam da matriz durante a simulação nem formam trincas na interface. Essa hipótese será verificada em ensaios experimentais e apresentada junto com os resultados.

Em uma face da microestrutura, foi aplicada pressão equivalente à tensão máxima principal do processo de usinagem e, na outra face da microestrutura, foi aplicado uma pressão equivalente à tensão mínima principal do processo de usinagem. Esse procedimento foi realizado sucessivamente para cada trecho percorrido na linha de fluxo. Assim, foi estabelecido um estado de tensão ao longo do tempo semelhante ao existente no processo de usinagem.

A Figura 40 mostra a representação de uma microestrutura com as condições de contorno e pressões impostas. Os resultados utilizando esse tipo de modelo foram apresentados em Chagas e Machado (2015).

O procedimento de aplicar pressão, equivalente à tensão do processo de usinagem, e o instante de tempo correspondente foi utilizado para simular a passagem de um material heterogêneo (microestrutura) através da zona de cisalhamento primária na usinagem, desde um ponto inicial (0) até o ponto D, conforme apresentado na Figura 38.

Figura 40 - Condições de contorno e pressão aplicadas na análise da microestrutura

Fonte: Autor

O modelo de simulação da microestrutura utilizou estado plano de deformação, integração explícita, tipo Lagrangeano, com análise termo mecânica acoplada. A microestrutura da Figura 41 recebeu uma malha com 56445 elementos quadrangulares do tipo CPE4RT, e 1575 elementos triangulares do tipo CPE3T.

A vetorização da microestrutura, através de curvas tipo *splines*, permitiu obter uma melhor qualidade da malha e um melhor controle das dimensões dos elementos. A montagem dos sulfetos na matriz foi feita, sempre que possível, de forma que os nós sejam coincidentes. Esse procedimento favorece os cálculos, principalmente em casos que envolvem grandes deformações plásticas, e evita problemas com erros e encerramento prematuro da simulação.

A Figura 41 mostra um detalhe ampliado de uma malha utilizada na matriz de aço inoxidável ABNT 304, e a Figura 42 mostra o mesmo detalhe com a montagem da matriz e as partículas de sulfeto de manganês.

Figura 41 - Malha de elementos finitos utilizada na matriz de aço ABNT 304

Fonte: Autor

Figura 42 - Malha de elementos finitos da matriz e sulfetos

Fonte: Autor

Foram simuladas diferentes microestruturas e avaliados os efeitos do tamanho, forma, distribuição e volume das inclusões de MnS na usinagem.

3.3.2.2 Propriedades dos materiais

As propriedades da matriz do aço inoxidável ABNT 304 consideradas são as mesmas da simulação da usinagem. As constantes de Johnson Cook foram apresentadas na Tabela 7, e as propriedades na Tabela 8.

As propriedades do sulfeto de manganês foram obtidas de Vignal, Oltra e Josse (2006), e da Matweb (2014), e são apresentadas na Tabela 9.

Tabela 9 - Propriedades do sulfeto de manganês

Parâmetro	Sulfeto (MnS)
Densidade (Kg/m^3)	4000
Módulo de elasticidade, E (GPa)	103
Poisson, ν	0,3
Calor específico, C_p (J/KgK)	200
Condutividade térmica (W/mK)	20
$T_{\text{fusão}}$ (K)	1883

Fonte: Vignal, Oltra e Josse (2006); Matweb (2014)

As propriedades plásticas do sulfeto de manganês não estão disponíveis na literatura e obtê-las experimentalmente, em condições equivalentes à usinagem, é extremamente difícil. Assim, foram utilizadas estimativas, realizadas a partir do índice de deformação, ν_d , da inclusão de MnS na matriz de aço. O índice de deformação, definido como a relação entre a deformação do MnS e da matriz de aço foi avaliado por Kiessling e Lange (1978), e Ramalingam, Basu, e Malkin (1977). Considerando uma deformação semelhante entre a matriz e o sulfeto, conforme defendido pelos autores, foram propostas duas curvas lineares de tensão e deformação, apresentadas na Figura 43.

A primeira proposta, na Figura 43(a), mostra um comportamento do sulfeto de manganês, com encruamento linear, mais próximo ao da matriz do aço inoxidável ABNT 304, modelada segundo a equação de JC. A segunda proposta, na Figura 43(b), mostra um comportamento do sulfeto um pouco mais distante da curva de JC do aço inoxidável ABNT 304. A taxa de deformação considerada foi $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^{-4}$ e a temperatura $T=675\text{K}$.

Figura 43 - Propostas de curva tensão deformação do MnS: (a) Comportamento próximo ao do aço ABNT 304, (b) comportamento mais distante do aço ABNT 304. Taxa de deformação $\dot{\epsilon} = 1 \times 10^4$, temperatura $T=675K$.

Fonte: Autor

As estimativas realizadas permitem avaliar o comportamento do material quando as propriedades plásticas do sulfeto são mais próximas da matriz, e quando estas se afastam. Outra questão a ser considerada é que o modelo proposto tem o objetivo de auxiliar no entendimento do efeito de partículas de segunda fase na matriz durante a usinagem, e os mecanismos envolvidos no processo, ao invés de fornecer valores exatos de tensão e deformação.

3.3.3 Modelagem da formação do cavaco segmentado durante a usinagem

Foi desenvolvido um modelo de simulação numérica da usinagem para obter e avaliar a morfologia do cavaco tipo segmentado no aço inoxidável ABNT 304. Esse modelo foi realizado através do programa de elementos finitos Deform-2DTM devido ao excelente recurso de remalhamento automático da malha disponível.

O modelo considerou o corte do tipo ortogonal, em estado plano de deformação, tipo Lagrangeano, e método de solução da equação de equilíbrio dinâmico do sistema tipo integração implícita. A análise térmica utilizou o modelo termo mecânico acoplado.

Foi utilizada a equação constitutiva de Johnson Cook. As propriedades físicas do material e da ferramenta foram as mesmas utilizadas no modelo de simulação da usinagem apresentado no item 3.3.1.

3.3.3.1 Configuração do modelo

A Figura 44 mostra a peça modelada com comprimento de 6 mm e altura de 1,5 mm. A ferramenta de metal duro com 1,75 mm de altura e largura, ângulo de folga $\alpha=11^\circ$, ângulo de saída $\gamma_0=6^\circ$, foi modelada com um raio da aresta de corte de $r=50\text{ }\mu\text{m}$, e considerada rígida para reduzir o tempo de simulação.

A peça foi modelada com 4985 elementos. Esse valor varia durante a simulação, devido ao recurso de remalhamento automático utilizado no programa. A ferramenta recebeu uma malha com 2127 elementos.

Figura 44 – Configuração do modelo com a malha

Fonte: Autor

As condições de contorno aplicadas consideram a ferramenta restringida quanto à rotação e o deslocamento em x e y. A peça foi restringida o deslocamento em y na base, e imposto um deslocamento em x com a velocidade de corte.

3.3.3.2 Modelo de atrito

O modelo de atrito entre o cavaco e a ferramenta foi definido segundo o modelo de Zorev, que considera a existência de uma região de aderência e outra de

deslizamento, semelhante ao utilizado no modelo de usinagem apresentado no item 3.3.1.

O valor do coeficiente de atrito foi avaliado e ajustado no modelo, sendo definido o valor de $\mu=0,25$, que é próximo ao apresentado no trabalho experimental e numérico de Bonnet et al. (2008), que obtiveram um coeficiente de atrito $\mu=0,2$ para um aço inoxidável austenítico AISI 316 em contato com um pino de carbeto de tungstênio.

3.3.3.3 Modelagem da formação do cavaco e modelo de dano

O processo de formação do cavaco utilizado no programa Deform-2DTM não considera que ocorre fratura e separação por abertura de trinca. Nesse caso, é realizado um procedimento de deformação intensa ao redor da aresta de corte da ferramenta, semelhante a uma endentação, conforme apresentado nos itens 2.3 e 2.7.5.

Para formar o cavaco segmentado é necessário ocorrer uma redução repentina da resistência do material, que ocasiona a formação das denominadas bandas de cisalhamento, que formam o perfil segmentado. Essa redução é de difícil medição experimental e, conforme apresentado no item 2.4.2.2, pode ser feita através de uma alteração na equação de JC (CALAMAZ et al., 2008), ou através de um mecanismo de dano do material, conforme item 2.5.3.

Alguns trabalhos como Umbrello et al. (2008), Klocke, Lung, Buchkremer (2013) afirmam que utilizaram o critério de fratura de Cockroft e Latham no programa Deform-2DTM, para a obtenção do cavaco tipo segmentado. O procedimento proposto é realizar diversas simulações, e comparar os resultados com o experimental para a identificação do valor do coeficiente. Entretanto, ao avaliar esses trabalhos, verifica-se que não há evidência de fratura do material, e os valores do coeficiente de Cockroft e Latham utilizados estão relativamente abaixo do esperado para ocorrer a fratura.

Uma avaliação no programa Deform-2DTM permite verificar que o método utilizado para a obtenção do cavaco tipo segmentado consiste em promover uma redução da resistência do material quando este atinge um valor crítico. Assim, é utilizado como valor crítico do material a densidade de energia por unidade de volume, mesmo do critério de Cockroft e Latham, entretanto, abaixo do valor

correspondente para a fratura. Quando esse limite crítico é atingido, o material sofre uma redução de resistência, ou seja, um amolecimento, equivalente a um valor de dano D , que é especificado diretamente no programa. A nova tensão equivalente pode ser calculada pela equação 2.32 de dano.

A Figura 45 ilustra o método de redução da resistência do material para a formação do cavaco segmentado utilizado no modelo proposto. A área hachurada representa o valor crítico dado pela densidade de energia por unidade de volume.

Figura 45 – Comportamento do material utilizado para a formação do cavaco segmentado

Fonte: Autor

O valor do coeficiente crítico utilizado na simulação foi $C_c=200$, e o efeito do amolecimento foi promovido com $D=0,5$. Esses valores foram obtidos através do chamado processo inverso, como mencionado no item 2.4.2.3, e presente nos trabalhos de Al Bawanehi (2007); Yang, Wu, Srivatsa (2011); Shrot e Baker (2012), Klocke, Lung, Buchkremer (2013), Baker (2015). Nesse caso, foram realizadas diversas simulações variando os parâmetros de dano e comparando os resultados da simulação numérica com os valores experimentais de força de corte, temperatura e morfologia do cavaco.

Na sequência, são apresentados os resultados e discussões da aplicação dos modelos desenvolvidos para a análise do efeito da microestrutura dos aços inoxidáveis ABNT 303 e ABNT 304 no processo de formação do cavaco.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 ASPECTOS GERAIS

Foram realizadas simulações por elementos finitos e análise experimental visando validar o modelo e aplicar na avaliação do efeito da microestrutura na usinagem. Esse trabalho numérico e experimental ocorreu em diferentes etapas.

Inicialmente, foi realizado um estudo, utilizando o programa Abaqus[®], para avaliar o efeito da microestrutura com partículas de sulfeto de manganês na região de cisalhamento primária na usinagem. Esse estudo foi feito em duas etapas: na primeira, o modelo de simulação de usinagem considerou o material como homogêneo. Em uma segunda etapa, foi realizada a simulação de uma região da microestrutura com partículas de sulfeto de manganês. Em uma terceira etapa, foi avaliado o processo de quebra do cavaco e o efeito da microestrutura com sulfeto de manganês na região. Na quarta etapa, foi avaliada a região de corte e separação do cavaco, incluindo uma avaliação experimental da abertura de trinca na região. Por fim, foi desenvolvido e aplicado um modelo alternativo para simulação da usinagem do material homogêneo, utilizando o programa Deform-2DTM, e considerando o efeito da formação de cavaco tipo segmentado.

4.2 FORÇAS DE USINAGEM EXPERIMENTAIS

A Tabela 10 mostra os resultados experimentais das forças de corte, de avanço e as espessuras dos cavacos para os aços inoxidáveis ABNT 303 e ABNT 304, usinados em corte semi-ortogonal. A profundidade de corte utilizada foi de $a_p=2,3$ mm. As velocidades de corte variaram de $v_c=50$ m/min até $v_c=127$ m/min, e os avanços $f=0,1$ mm/rev e $f=0,2$ mm/rev.

Os dados obtidos nos ensaios experimentais, apresentados na Tabela 10, não permitem afirmar que o aço inoxidável ABNT 303, com a presença de sulfetos de manganês, proporciona uma redução dos esforços de usinagem, quando comparado com o aço inoxidável ABNT 304.

Tabela 10 - Forças de corte, de avanço, e espessura do cavaco experimental

Ensaio	Vc(m/min)	f(mm/rev)	Material (ABNT)	Fc (N)	Ff (N)	h' (mm)
1	79	0,1	303	680±55	604±36	0,236
2	50	0,1	304	765±51	637±17	0,307
3	79	0,1	304	659±97	534±42	0,333
4	127	0,1	304	638±114	545±51	0,337
5	50	0,2	303	1380±128	1167±102	0,449
6	79	0,2	303	991±57	760±33	0,441
7	127	0,2	303	1074±88	682±80	0,423
8	50	0,2	304	1130±45	707±37	0,485
9	79	0,2	304	1054±42	647±34	0,501
10	127	0,2	304	1043±47	541±31	0,504

Ao comparar as forças de corte experimentais de cada material, em diferentes velocidades, mantendo o avanço constante, pode-se perceber uma tendência semelhante à apresentada por Trent e Wright (2000), de acordo com a Figura 22. A velocidade de corte de 50m/min tende a apresentar resultados experimentais mais elevados. Esse fato está provavelmente relacionado ao efeito de adesão de material entre a peça e a ferramenta, muito comum nesse tipo de material, quando usinado em baixas velocidades de corte. A partir da velocidade de corte de 79 m/min, tem-se uma tendência da força de corte permanecer aproximadamente constante.

4.3 EFEITO DO SULFETO DE MANGANÊS NA ZONA DE CISALHAMENTO PRIMÁRIA

4.3.1 Modelo de simulação da usinagem

4.3.1.1 Modelo de simulação da usinagem com critério de separação e sem modelo de dano na região de formação do cavaco

O primeiro modelo de simulação de usinagem, utilizando o programa Abaqus®, considera o material da peça homogêneo de aço inoxidável ABNT 304, e

um critério de separação do cavaco por dano dúctil, aplicado em uma região denominada de zona de erosão, conforme apresentado na Figura 37. Esse modelo não considerou a existência de dano na região de formação do cavaco, denominada de região 1 na Figura 37. O resultado apresentado é referente a uma velocidade de corte $v_c=127$ m/min, um avanço $f=0,2$ mm/rev, e uma profundidade de corte $a_p=2$ mm.

A Figura 46 mostra um detalhe da formação do cavaco do modelo inicialmente desenvolvido. É possível perceber, em azul, a região de erosão, na qual foi atribuído o modelo de dano dúctil. Na legenda, o parâmetro SDEG representa a variável de dano D . Os elementos afastados da aresta de corte possuem dano $D=0$. Ao aproximar da aresta de corte, o dano no elemento se eleva até atingir $D=1$. Nesse caso, tem-se a degradação total do material, o elemento perde sua capacidade de carregamento, é removido da malha e ocorre a separação do cavaco (SIMULIA, 2012).

A variável de dano D , na zona de erosão, é calculada a partir da relação entre o deslocamento plástico equivalente do elemento e o deslocamento plástico equivalente do material na fratura, de acordo com a equação 3.1. Este, por sua vez, foi calculado a partir da taxa de liberação de energia da fratura, segundo a equação 3.2.

Figura 46 – Formação do cavaco e critério de separação no aço inoxidável ABNT 304

Fonte: Autor

Ao utilizar o valor da taxa de liberação de energia da fratura, $G_f = 37,7 \text{ N / mm}$, calculado a partir da equação 2.35, no modelo de simulação, este não permitiu a separação do cavaco, e ocorreram problemas com finalização prematura da simulação. Após realizar diversas simulações com diferentes valores, $G_f = 10 \text{ N / mm}$ se mostrou apropriado, e foi utilizado no resultado apresentado na Figura 46. Valores excessivamente baixos causam problemas de propagação de grande trinca à frente da aresta de corte, e excessivamente altos não permitem obter a separação do cavaco.

O novo valor de G_f obtido foi considerado coerente, uma vez que o valor inicialmente calculado a partir da tenacidade à fratura é adequado para baixas taxas de deformações, diferentes das existentes na usinagem. Outra questão é que, eventualmente, um valor teoricamente baixo de taxa de liberação de energia de fratura tem pouco impacto no resultado da simulação devido à baixa energia consumida no processo de geração de uma nova superfície em relação à energia total dispendida na usinagem, conforme discutido no Capítulo 2, item 2.3.

A Figura 47 mostra a deformação plástica equivalente, $\bar{\epsilon}$, obtida no modelo para o aço inoxidável ABNT 304. As maiores deformações ocorreram na zona de cisalhamento secundária, próxima ao contato do cavaco com a superfície de saída da ferramenta de corte. É possível verificar a elevada deformação no cavaco, na zona de cisalhamento primária superior a um e na zona de cisalhamento secundária superior a dois.

Figura 47 – Deformação plástica equivalente no aço inoxidável ABNT 304

Fonte: Autor

Foram realizadas novas simulações com diferentes velocidades de corte. Os resultados das forças de corte e espessuras do cavaco, obtidas no modelo numérico, foram comparadas com os valores obtidos nos ensaios experimentais. A Tabela 11 mostra o comparativo para velocidades de corte variando de 50 m/min a 156 m/min. O avanço utilizado foi $f=0,2$ mm/rev. Para permitir a comparação, os valores das forças de corte foram divididos pelas profundidades de corte, ap, utilizadas no modelo numérico e nos resultados experimentais. Dessa forma, foram obtidos os valores correspondentes das forças de corte para uma profundidade de 1 mm.

Tabela 11 – Comparativo das forças de corte (F_c), e espessura do cavaco (h') numéricas e experimentais. * Valores de força de corte experimentais extraídos de Barbosa (2013)

Vc(m/min)	Fc(N/mm)	Fc(N/mm)	Diferença % (F_c)	h' (mm)	h' (mm)	$T_{ZCP}(^{\circ}C)$ Numérica
	Numérica	Experim. ABNT304		Numérica ABNT304	Experim. ABNT304	
50	647	491	31,8	0,545	0,485	494
79	636	458	38,8	0,519	0,501	476
100*	638	526	21,3	0,509	0,511	497
127	639	453	41,1	0,501	0,504	499
156*	632	468	35,0	0,493	0,470	495

Os resultados numéricos das forças de corte obtidos nas simulações foram muito superiores aos obtidos nos ensaios experimentais. A diferença dos valores para uma velocidade de corte de $vc=127$ m/min é de 41%. Esses resultados mostram que o modelo de JC, com as constantes utilizadas, não representam adequadamente o comportamento plástico do material na usinagem.

Os resultados obtidos confirmam alguns relatos, como em Shatla, Kerk, e Altan (2001), Guo (2003), Calamaz et al. (2008), Umbrello et al. (2008). Esses autores mostraram a dificuldade de modelar adequadamente o processo de usinagem com o modelo de JC, utilizando os parâmetros obtidos por ensaios na barra de Hopkinson. Afirmaram que o modelo de JC, com as constantes obtidas nessas condições, não é capaz de prever o efeito de amolecimento que ocorre em altas deformações, e altas taxas de formações. Calamaz et al.(2008) apresentaram um comparativo, exposto na Figura 15, do modelo de JC, e o modelo proposto,

considerando o efeito do amolecimento do material, que segundo os autores ocorre no processo de usinagem.

Alguns motivos levam a acreditar que o ensaio na barra de Hopkinson não proporciona resultados satisfatórios para serem utilizados na simulação da usinagem. A deformação plástica equivalente, $\bar{\epsilon}$, na zona de cisalhamento primária do cavaco é normalmente superior a um e, na zona de cisalhamento secundária, superior a dois. Na barra de Hopkinson é inferior a um, sendo comumente inferior a 0,4. Na usinagem, a taxa de deformação pode atingir valores superiores a $\dot{\epsilon} = 10^5$, na barra de Hopkinson, é da ordem de $\dot{\epsilon} = 2,5 \times 10^3$ (GUO, 2003). Dessa forma, ao utilizar o modelo de JC na usinagem, com dados obtidos na barra de Hopkinson, é feita uma extrapolação que pode induzir a erros.

Para corrigir esse problema, em altas deformações e taxas de deformações, têm sido utilizadas diferentes estratégias. (i) Aplicar uma alteração na equação de JC para prever o efeito de amolecimento do material a altas deformações e altas taxas de deformações (CALAMAZ et al, 2008; UMBRELLO et al., 2008); (ii) obter as constantes de JC não através de ensaios com a barra de Hopkinson, mas através de ensaios de usinagem, no chamado processo inverso (SHATLA, KERK, ALTAN, 2001; YANG et al., 2011; SHROT e BAKER, 2012; BAKER, 2015); (iii) aplicar um modelo de dano para promover um efeito de amolecimento do material (MABROUKI et al., 2008; ASAD et al., 2013).

Das estratégias citadas, todas apresentam uma série de dificuldades. A primeira delas, a alteração da equação de JC é normalmente feita a partir de resultados de ensaios de usinagem, e não das propriedades obtidas do material. Da mesma forma, na segunda estratégia, o modelo é comparado e ajustado aos resultados da usinagem. Na terceira estratégia, a utilização de modelos de dano é complexa, pois existe uma grande dificuldade na realização de ensaios, que permitam avaliar o dano no material nas condições envolvidas na usinagem. Assim, o modelo também tem sido ajustado de acordo com os resultados obtidos na simulação de usinagem. Esses devem ser alguns dos motivos pelas quais a simulação numérica do processo de usinagem ainda está em processo de desenvolvimento, e praticamente restrita às áreas de pesquisa e não a aplicações industriais.

O presente trabalho optou por utilizar um modelo de dano na região de formação do cavaco, para possibilitar o amolecimento do material. A aplicação de

um modelo de dano adequado, conforme discutido no item 2.5.2, depende da triaxialidade do material. Este, por sua vez, está relacionado à tensão média hidrostática σ_m na região. A Figura 48 mostra o modelo de usinagem apresentado, o qual permite verificar, de forma aproximada devido às imprecisões do modelo, as tensões médias hidrostáticas na formação do cavaco. É possível observar, na zona de cisalhamento primária e secundária as tensões compressivas (negativas), representado em tons de cores verdes e azuis. Essas tensões caracterizam uma triaxialidade negativa, semelhantes às obtidas por Rosa et al.(2007) e apresentado na Figura 20. Assim, o modelo de dano apropriado para essa região é aquele que considera um mecanismo de fratura por cisalhamento, conforme discutido e apresentado na Figura 19.

Figura 48 – Tensões médias hidrostáticas no aço inoxidável ABNT 304 [MPa]

Fonte: Autor

4.3.1.2 Modelo de simulação da usinagem com critério de separação e dano na região de formação do cavaco

A partir dos resultados obtidos no modelo de simulação da usinagem apresentados no item 4.3.1.1 foi desenvolvido um novo modelo de simulação. Na região de separação do cavaco, foi utilizado o mesmo critério tipo dano dúctil e, na região de formação do cavaco, correspondente a região 1 na Figura 37, foi atribuído

dano do tipo cisalhamento. A Figura 49 mostra os valores do dano D no cavaco. Os resultados são referentes ao aço inoxidável ABNT 304 com uma velocidade de corte $v_c=100$ m/min, um avanço $f=0,2$ mm/rev e uma profundidade de corte $a_p=2$ mm. O efeito do amolecimento do material, a partir do dano, é calculado pela equação 2.32.

É possível perceber que os valores de dano mais elevados ocorrem na zona de cisalhamento secundária, próxima ao contato do cavaco com a ferramenta. Esse efeito é causado pela maior deformação plástica na região. Na zona de cisalhamento primária, o dano é maior próximo ao contato com a ferramenta e reduzido no centro do cavaco.

Figura 49 - Modelo de simulação com dano tipo cisalhamento no aço inoxidável ABNT 304

Fonte: Autor

A Figura 50 mostra o resultado da deformação plástica equivalente, $\bar{\epsilon}$, obtida. É possível observar que a deformação, inicialmente na peça, aumenta gradualmente ao se aproximar e entrar na zona de cisalhamento primária. Entretanto, as maiores deformações ocorrem na zona de cisalhamento secundária.

Figura 50 – Deformação plástica equivalente no aço inoxidável ABNT 304

Fonte: Autor

As temperaturas obtidas no modelo, em Kelvin, são apresentadas na Figura 51. Na zona de cisalhamento primária a temperatura atinge 380°C, e, na zona de cisalhamento secundária, próxima ao contato do cavaco com a ferramenta, tem-se uma temperatura máxima de 764°C.

Figura 51 – Temperatura no aço inoxidável ABNT 304 [K]

Fonte: Autor

Para verificar o novo modelo, foram realizadas comparações dos resultados obtidos com os valores experimentais. As forças de corte foram comparadas com as provenientes dos ensaios experimentais realizados com a plataforma piezoelétrica, e com resultados experimentais extraídos de Barbosa (2013). As espessuras dos cavacos foram comparadas com os valores medidos nos ensaios de usinagem. As temperaturas na região central da zona de cisalhamento primária foram comparadas com as calculadas através do modelo analítico de Boothroyd (1975).

A Tabela 12 mostra os resultados das forças de corte, espessuras do cavaco, e temperaturas na zona de cisalhamento primária, obtidos para um avanço $f=0,2$ mm/rev. Para permitir o comparativo dos resultados, as forças de corte foram divididas pela profundidade de corte a_p .

Tabela 12 - Forças de corte numérica e experimental (F_c), espessuras do cavaco (h'), e temperaturas numérica e analítica (T_{ZCP}) obtidas na zona de cisalhamento primária para diferentes velocidades de corte. Avanço $f=0,2$ mm/rev. * Valores das forças de corte experimentais extraídos de Barbosa (2013).

Vc(m/min)	Fc(N/mm) Numérica	Fc(N/mm) Experim.	Diferença Fc (%)	h' (mm) Numérica	h' (mm) Experim.	T _{ZCP} (°C) Numérica	T _{ZCP} (°C) Analítica
50	557	491	13,4	0,434	0,485	368	369
79	559	458	22,1	0,425	0,501	360	363
100*	558	526	6,1	0,417	0,511	380	432
127	568	453	25,4	0,415	0,504	386	389
156*	569	468	21,6	0,410	0,470	408	417

A Tabela 13 mostra um comparativo dos resultados das forças de corte, espessuras do cavaco, e temperaturas para um avanço $f=0,1$ mm/rev.

Tabela 13 - Forças de corte numérica e experimental (FC) e temperatura numérica e analítica (T_{ZCP}) obtidas na zona de cisalhamento primária para diferentes velocidades de corte. Avanço $f=0,1$ mm/rev.

Vc(m/min)	Fc(N/mm) Numérica	Fc(N/mm) Experim.	Diferença Fc (%)	h' (mm) Numérica AISI 304	h' (mm) Experim. AISI 304	T _{ZCP} (°C) Numérica	T _{ZCP} (°C) Analítica
50	296	333	-11,1	0,236	0,307	391	453
79	296	287	+3,1	0,224	0,333	393	422
127	298	277	+7,6	0,217	0,337	421	418
156	299	-	-	0,214	-	423	-

Ao comparar os resultados das forças de corte numéricas obtidas pelo primeiro modelo apresentado, na Tabela 11, e as obtidas no segundo modelo, na Tabela 12, percebe-se que o segundo modelo apresenta valores mais próximos, quando comparados com as forças experimentais. A diferença de resultados do segundo modelo em relação ao experimental é considerada aceitável devido à dificuldade de prever o comportamento plástico correto do material com o modelo de JC. Ademais, os resultados obtidos estão semelhantes aos de outros trabalhos como Maranhão e Davim (2010), Asad et al.(2013).

Ao contrário do apresentado no ensaio experimental, o novo modelo numérico proposto não obteve valores de forças de corte mais elevadas para uma velocidade de corte de 50m/min. Isso mostra que o modelo não é capaz de prever os efeitos causados pela adesão do material na interface cavaco ferramenta, comum em baixas velocidades de corte, e o consequente aumento da força de corte observado no ensaio experimental. Os valores obtidos das forças de corte numérica e experimental seguem uma tendência similar à apresentada por Trent e Wright (2000), de acordo com a Figura 22.

As forças de corte numéricas mostram uma tendência, a partir da velocidade de corte $v_c=79$ m/min, de permanecerem aproximadamente constantes, mesmo com o aumento da velocidade. Ao avaliar o comportamento do material no processo de usinagem é possível perceber, comparando com a equação 2.28 de JC, que existem três efeitos. O aumento da resistência com a deformação e encruamento, o aumento de resistência devido a uma maior taxa de deformação, e o efeito contrário de amolecimento com a temperatura. Assim, o aumento da temperatura, que ocorre com o aumento da velocidade, causa um efeito de amolecimento térmico e redução da resistência do material. Entretanto, o mesmo aumento da velocidade causa uma elevação na taxa de deformação, pode levar a um maior encruamento e aumento da resistência do material. Esse efeito é muito acentuado em aços inoxidáveis austeníticos devido ao seu elevado encruamento e baixa condutividade térmica. Dessa forma, ocorre uma compensação de efeitos, e as forças de corte tendem a permanecer aproximadamente constantes.

As temperaturas obtidas no modelo numérico, próximas à região no centro da zona de cisalhamento primária, foram comparadas com valores analíticos, e apresentadas na Tabela 12 e Tabela 13. Os cálculos de temperaturas médias

analíticas foram realizados através do modelo de Boothroyd (1975), segundo as equações 2.11 a 2.16, e utilizaram as forças de usinagem e as espessuras dos cavacos experimentais. Por esse motivo, as temperaturas analíticas seguem uma tendência de aumento ou decréscimo, em função da velocidade de corte, relacionado aos valores experimentais obtidos. Ao comparar as temperaturas numéricas e experimentais obtidas na zona de cisalhamento primária, observa-se uma certa semelhança entre os resultados.

A partir da verificação do modelo de simulação de usinagem proposto, foi selecionado uma condição específica de corte para estudar o efeito do sulfeto de manganês na deformação plástica do aço inoxidável austenítico durante sua passagem pela zona de cisalhamento primária. As condições de usinagem selecionadas foram velocidade de corte $v_c = 100$ m/min, avanço $f = 0,2$ mm/rev., e profundidade de corte $a_p = 2$ mm.

A Figura 52 mostra as tensões de Von Mises obtidas. É possível observar a representação de uma linha de fluxo com posições que variam de 0 a D. Essas posições representam os trechos que a microestrutura do material a ser simulado deverá percorrer, e da qual foram extraídos os valores das tensões máximas e mínimas principais.

Figura 52 – Tensão equivalente de Von Mises [MPa] com representação das posições a serem analisadas

Fonte: Autor

A Tabela 14 mostra os valores médios da tensão máxima principal σ_1 e tensão mínima principal σ_3 no plano, obtidos em cada trecho. O tempo para percorrer cada trecho foi determinado a partir das velocidades médias e da distância percorrida. Os valores do tempo total, apresentados na Tabela 14, são referentes ao tempo para um ponto material percorrer, a partir do instante inicial (0) até o final de cada trecho.

Tabela 14 - Tensões principais e tempo total para percorrer cada posição

Trecho	σ_1 (MPa)	σ_3 (MPa)	Tempo total t(s)
0-A	-100	-1267	$8,083 \times 10^{-5}$
A-B	118	-1229	$1,617 \times 10^{-4}$
B-C	470	-1151	$2,546 \times 10^{-4}$
C-D	615	-1187	$3,191 \times 10^{-4}$

Os resultados apresentados na Tabela 14 foram utilizados no modelo de simulação da microestrutura, conforme procedimento a seguir.

4.3.2 Modelo de simulação da microestrutura

A primeira simulação da microestrutura foi realizada para verificar o modelo. Assim, foi utilizada uma microestrutura homogênea e comparados os resultados com os obtidos na simulação prévia da usinagem. As dimensões da microestrutura e as condições de contorno foram apresentadas na Figura 40. Os carregamentos em forma de pressão, para cada trecho, foram aplicados segundo a Tabela 14. O material considerado nessa primeira simulação foi a matriz de aço inoxidável ABNT 304, sem a presença de sulfetos.

A Tabela 15 mostra um comparativo dos resultados das tensões principais, σ_1 , σ_2 , σ_3 , das tensões de Von Mises, σ_{mises} , e das triaxialidades, η , obtidas no modelo de simulação da usinagem e no modelo de simulação da microestrutura. Os valores são apresentados para cada posição definida de acordo com a Figura 52, e referentes a uma velocidade de corte $v_c=100$ m/min, um avanço $f=0,2$ mm/rev e uma profundidade de corte $a_p=2$ mm.

Tabela 15 – Comparativo dos resultados das tensões e triaxialidades dos modelos de simulação da usinagem e da microestrutura.

Pos.	Modelo de simulação da usinagem					Modelo de simulação da microestrutura				
	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	σ_3 (MPa)	σ_{mises} (MPa)	η	σ_1 (MPa)	σ_2 (MPa)	σ_3 (MPa)	σ_{mises} (MPa)	η
A	-117	-712	-1306	1030	-0,69	-98	-680	-1267	1012	-0,67
B	353	-404	-1151	1302	-0,30	118	-557	-1229	1167	-0,48
C	587	-290	-1150	1505	-0,19	470	-342	-1151	1404	-0,24
D	643	-306	-1223	1616	-0,18	617	-286	-1187	1562	-0,18

O estado de tensão existente no modelo de simulação da microestrutura é muito semelhante ao obtido no modelo de simulação da usinagem. As tensões máximas principais σ_1 , mínimas principais σ_3 , e as triaxialidades η em cada posição mostram a equivalência entre os dois modelos. Como os modelos de simulação consideram estado plano de deformação e não estado plano de tensão, então ocorre uma componente de tensão fora do plano, representada pela tensão σ_2 .

Comparando os resultados obtidos nos dois modelos, também é possível observar que os valores de tensão no modelo de simulação da usinagem são ligeiramente superiores, principalmente nas posições iniciais A e B. Essa pequena diferença pode estar relacionada ao estado de tensão do ponto inicial (0). No modelo de usinagem tem-se uma pequena tensão inicial e deformação nesse ponto. Ao passo que no modelo da microestrutura, a deformação é zero no ponto inicial.

A Figura 53 mostra uma representação do estado de tensão nos dois modelos, através do círculo de Mohr, referente à posição D na usinagem. É possível observar a semelhança do estado de tensão dos dois modelos.

Figura 53 - Circulo de Mohr representando as tensões na posição D: a) Tensões obtidas no modelo de usinagem; (b) Tensões obtidas no modelo da microestrutura.

Fonte: Autor

Os resultados das deformações e temperaturas obtidas nos dois modelos de simulação são apresentados na Tabela 16. A temperatura inicial atribuída ao modelo de simulação da microestrutura foi 348 K, semelhante a existente no trecho 0-A do modelo da usinagem.

Tabela 16 – Comparativo das deformações principais ε_1 e ε_2 , deformação equivalente $\bar{\varepsilon}$, e temperaturas nos modelos de simulação da usinagem e da microestrutura

Posição	Modelo de simulação da usinagem				Modelo de simulação microestrutura			
	ε_1	ε_2	$\bar{\varepsilon}$	T (C)	ε_1	ε_2	$\bar{\varepsilon}$	T (C)
A	0,20	-0,20	0,24	349	0,17	-0,17	0,20	384
B	0,38	-0,38	0,46	410	0,33	-0,33	0,38	427
C	0,59	-0,59	0,71	494	0,54	-0,54	0,62	498
D	0,79	-0,79	0,94	582	0,76	-0,76	0,88	587

Admitindo que o volume do material do cavaco permaneça constante durante a deformação, então a deformação plástica total deve ser $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$ (MEYERS; CHAWLA, 2009). O estado plano de deformação no regime plástico assume $\varepsilon_3 = 0$, assim, tem-se a relação $\varepsilon_1 = -\varepsilon_2$, conforme o resultado apresentado na Tabela 16.

É possível verificar que as deformações e temperaturas do modelo de simulação da usinagem estão semelhantes ao modelo da microestrutura e seguem a mesma tendência de aumento, conforme a posição avança de A até D.

A partir da observação da semelhança entre o estado de tensão e deformação obtida nos dois modelos, foi considerado que o modelo de simulação da microestrutura é adequado, e permite avaliar o efeito da deformação plástica do material, ao passar pela zona de cisalhamento primária na usinagem.

Entretanto, o modelo proposto contém algumas simplificações:

- (i) A pressão é constante em cada trecho percorrido. No modelo da usinagem percebe-se que a pressão varia continuamente ao longo da linha de fluxo do material. Nesse caso, foram utilizados valores de pressões médios dentro de cada trecho.
- (ii) As pressões aplicadas são constantes ao longo da microestrutura. O modelo de usinagem mostra que existe uma pequena variação das tensões, ao longo da espessura do cavaco, na região de cisalhamento primária avaliada.
- (iii) O modelo de simulação da microestrutura considera que na posição inicial (0), localizado na peça, a tensão e a deformação são nulos. O modelo da usinagem apresenta valores pequenos, porém não nulos na posição (0) na peça. Esta deve ser a provável causa da pequena variação entre os resultados das tensões, e deformações entre os dois modelos.

O modelo da microestrutura tende a obter valores mais semelhantes ao do modelo da usinagem na medida em que a área analisada é reduzida, assim como a distância entre as posições, com um aumento do número de intervalos, e da distância percorrida. Dessa forma, o modelo discretizado em pontos com intervalos se assemelha ao modelo real, no qual a deformação plástica ocorre, para cada ponto material, de forma contínua, de acordo com o histórico de carregamento.

Apesar das simplificações, que permitiram elaborar o modelo de simulação da microestrutura durante a usinagem, pode-se considerar, devido à semelhança entre os resultados, que este pode ser utilizado para avaliar o efeito da deformação plástica na microestrutura na região de cisalhamento primária.

Uma alternativa ao modelo de simulação da microestrutura foi realizada através da imposição de deslocamentos no modelo, ao invés da aplicação de pressão. Os resultados mostraram que, apesar das deformações obtidas serem exatamente iguais ao do modelo da usinagem, o estado de tensão obtido foi muito diferente. Foram verificadas triaxialidades altamente positivas, isto indica que o trabalho de deformação plástica foi realizado principalmente com tensões trativas. Como a triaxialidade tem um efeito importante no processo de usinagem, optou-se, então, pela aplicação de carregamento tipo pressão na microestrutura ao invés da imposição de deslocamentos.

Definido o modelo, foram realizadas simulações da microestrutura heterogênea do aço inoxidável austenítico ABNT 303. O modelo considerado é composto por uma matriz de aço ABNT 304 e partículas de sulfetos de manganês. Foram mantidas as mesmas condições de contorno e carregamento, de acordo com a Figura 40 e a Tabela 14.

A Figura 54 mostra um comparativo dos resultados das tensões equivalentes de Von Mises no instante de tempo $t = 2,546 \times 10^{-4}$ s. Na Figura 54(a), foram atribuídas as denominadas propriedades plásticas 1, dos sulfetos, que são mais semelhantes à matriz, conforme Figura 43(a). Na Figura 54(b) foram atribuídas as denominadas propriedades plásticas 2, dos sulfetos, que são mais diferentes em relação à matriz, conforme apresentado na Figura 43(b).

É possível perceber uma pequena diferença entre as tensões máximas e mínimas nos resultados da Figura 54(a). A diferença de tensões tende a aumentar com a maior diferença nas propriedades plásticas entre o sulfeto e a matriz, conforme resultados apresentados na Figura 54(b).

Figura 54 – Comparativo das tensões de Von Mises [MPa] no instante de tempo $t=2,546 \times 10^{-4}$ s: (a) modelo com propriedades plásticas 1 do MnS, mais semelhantes a matriz, (b) modelo com propriedades plásticas 2, mais diferentes da matriz.

Fonte: Autor

A Figura 55 mostra o comparativo entre as deformações plásticas equivalentes obtidas utilizando as propriedades plásticas 1, na Figura 55(a), e propriedades plásticas 2 na Figura 55(b).

Figura 55 – Comparativo das deformações plásticas equivalentes no instante de tempo $t=2,546 \times 10^{-4}$ s: (a) modelo com propriedades plásticas 1 do MnS, mais semelhantes a matriz, (b) modelo com propriedades plásticas 2, mais diferentes da matriz.

Fonte: Autor

A Tabela 17 mostra um comparativo entre o índice de deformação médio entre o sulfeto e matriz, v_d , e entre as deformações médias equivalentes obtidas, para as duas propriedades dos sulfetos propostas, de acordo com a Figura 55. A deformação maior na matriz representa uma média obtida nas regiões em cor verde, e a deformação menor uma média nas regiões em cor azul.

Tabela 17 – Comparativo dos índices de deformação, v_d , e deformações equivalentes, $\bar{\epsilon}$, no sulfeto e matriz para diferentes propriedades dos sulfetos. $t=2,546 \times 10^{-4}$ s.

Propriedade do MnS	$v_d = \bar{\epsilon}_{\text{MnS}} / \bar{\epsilon}_{\text{matriz}}$	$\bar{\epsilon}_{\text{MnS}}$	$\bar{\epsilon}_{\text{matriz}}$	$\bar{\epsilon}_{\text{maior matriz}}$	$\bar{\epsilon}_{\text{menor matriz}}$
Propriedade 1	1,19	0,739	0,620	0,652	0,599
Propriedade 2	1,31	0,799	0,610	0,667	0,576

As duas simulações da microestrutura realizadas permitiram verificar a relação entre as propriedades plásticas do sulfeto, o efeito da concentração de tensão, e a deformação plástica que ocorre próximo e entre os sulfetos.

Os índices de deformação obtidos no sulfeto estão dentro do esperado para o comportamento do material. Kiessling e Lange (1978) afirmam que o índice de deformação entre o sulfeto de manganês e a matriz metálica, para temperaturas elevadas, é $v_d=1$. O autor baseou os estudos em trabalhos a quente, com processos de laminação. Ramalingam, Basu e Malkin (1977) contestam que o índice de deformação é unitário. Segundo eles, se assim fosse, os sulfetos não teriam o efeito de melhorar a usinabilidade dos aços, e também os estudos em baixa velocidade, como laminação, não são válidos para a usinagem. Os autores apresentaram um estudo em que o índice de deformação é avaliado em um processo de usinagem. Os resultados mostraram um índice de deformação abaixo de 1 em velocidades de corte e temperaturas mais baixas, e indicaram a possibilidade do índice maior que 1 em velocidades e temperaturas mais elevadas, como no presente trabalho.

Os resultados apresentados nas Figura 54 e Figura 55, referentes às propriedades plásticas 2, mostram um maior efeito de concentração de tensão e deformação nos sulfetos. Por esse motivo, serão apresentados, na sequência, maiores detalhes dos resultados obtidos. A Figura 56 mostra as tensões equivalentes de Von Mises na microestrutura, para diversos instantes de tempo. É possível verificar a evolução da tensão desde o instante inicial até um instante de tempo $t=2,546 \times 10^{-4}$ s.

Figura 56 - Comportamento da tensão equivalente de Von Mises [MPa]: (a) no instante de tempo próximo ao inicial $t=1 \times 10^{-7}$ s, (b) no instante de tempo de $8,083 \times 10^{-5}$ s, (c) no instante de tempo de $1,617 \times 10^{-4}$ s, (d) no instante de tempo de $2,546 \times 10^{-4}$ s.

Fonte: Autor

Para avaliar o efeito do carregamento nas tensões, foram selecionados seis sulfetos com diferentes dimensões, conforme indicado na Figura 57. Foi realizado uma comparação das tensões de Von Mises do material homogêneo, obtido na simulação anterior, e apresentado na Tabela 15, com as tensões de Von Mises na matriz próximas aos sulfetos e no interior dos sulfetos (MnS). Os resultados para um instante de tempo $t=1,617 \times 10^{-4}$ s são apresentados na Tabela 18.

Figura 57 – Localização dos sulfetos para avaliação das tensões

Fonte: Autor

Tabela 18 – Comparativo das tensões na matriz homogênea, e heterogênea próximas aos sulfetos, e interior dos sulfetos, para diversos sulfetos no instante de tempo $t=1,617 \times 10^{-4}$ s.

Sulfeto (MnS)	c (μm)	a (μm)	c/a	σ_{Mises} (MPa) Simulação homogênea.	σ_{Mises} (MPa) Simul. heterog Próximo sulfeto	σ_{Mises} (MPa) Simul. heterog Sulfeto
1	7,94	3,16	2,5	1167	1300	922
2	3,07	1,71	1,8	1167	1238	906
3	5,10	3,09	1,7	1167	1281	920
4	7,15	2,66	2,7	1167	1304	935
5	2,07	0,84	2,5	1167	1238	910
6	8,4	5,1	1,6	1167	1342	893

A Figura 58 mostra um detalhe ampliado da microestrutura com a identificação dos seis sulfetos avaliados, e as respectivas tensões de Von Mises, cujos valores foram apresentados na Tabela 18. Também é possível verificar a malha de elementos finitos utilizada na simulação.

Figura 58 – Resultados das tensões de Von Mises [MPa] nos sulfetos em um instante de tempo $t=1,617 \times 10^{-4}$ s.

Fonte: Autor

A partir dos resultados das tensões apresentadas na Figura 56, na Tabela 18, e na Figura 58 é possível verificar:

- (i) Os sulfetos maiores possuem as tensões equivalentes de Von Mises mais elevadas, que se estendem em uma área maior. Esse efeito fica evidente ao comparar o sulfeto 1 com o sulfeto 2, bem como o sulfeto 4 com o sulfeto 5. Ambos possuem forma geométrica e alinhamento com o carregamento semelhantes, porém com maior diferença no tamanho. A concentração de tensão no sulfeto 6 é a maior e atinge o valor de 1,5. Esse valor é calculado pela diferença de tensão entre a matriz e o sulfeto.
- (ii) Os sulfetos com formas alongadas, no sentido do carregamento, possuem uma concentração de tensão maior do que aqueles com formas mais arredondadas, considerando um tamanho semelhante.

A deformação plástica equivalente, em três instantes de tempo distintos, é apresentada na Figura 59. As maiores deformações ocorrem entres os sulfetos, próximas aos sulfetos maiores, e com formato alongado. É possível verificar o caminho com deformações mais elevadas entre os sulfetos, ressaltado na cor verde.

Figura 59 - Comportamento da deformação plástica equivalente: (a) no instante de tempo de $8,083 \times 10^{-5}$ s, (b) instante de tempo de $1,617 \times 10^{-4}$ s, (c) instante de tempo de $2,546 \times 10^{-4}$ s.

Fonte: Autor

Foram realizadas novas simulações em diferentes microestruturas obtidas do aço inoxidável ABNT 303, mantendo as mesmas condições de contorno e carregamento, de acordo com a Figura 40 e a Tabela 14. O objetivo foi comparar o efeito da fração volumétrica, tamanho e formato das inclusões no processo de deformação plástica. A Figura 60(a) mostra uma segunda microestrutura avaliada e

a Figura 60(b) a correspondente imagem vetorizada. A fração volumétrica de sulfetos de manganês nesta microestrutura é maior do que a primeira, apresentada na Figura 56. É possível perceber a redução dos espaços entre as inclusões, e uma grande quantidade de partículas alongadas.

Figura 60 – (a) Microestrutura do aço inoxidável ABNT 303 com maior fração de partículas de sulfeto de manganês; (b) Imagem vetorizada

Fonte: Autor

A Figura 61 apresenta os resultados das deformações plásticas equivalentes, obtidas em três instantes de tempo distintos. As propriedades plásticas dos sulfetos utilizadas na simulação foram as propriedades 2, conforme Figura 43(b). É possível perceber a grande quantidade de caminhos com deformação elevada entre os sulfetos, representado pela cor verde. Também é visível a presença de sulfetos alongados com grandes deformações.

Figura 61 - Comportamento da deformação plástica equivalente: (a) no instante de tempo de $8,083 \times 10^{-5}$ s, (b) no instante de $1,617 \times 10^{-4}$ s, e (c) no instante de $2,546 \times 10^{-4}$ s.

Fonte: Autor

A maior quantidade de sulfetos e, por consequência, a menor distância entre eles promovem uma maior deformação na microestrutura da Figura 61, quando comparada com a anterior, da Figura 56. A grande quantidade de sulfetos alongados também contribui para a maior deformação obtida.

A Tabela 19 apresenta uma comparação da deformação plástica equivalente da microestrutura 1 (Figura 59), com a microestrutura 2 (Figura 61). São comparadas as deformações plásticas médias equivalentes dos sulfetos, e a deformação plástica na matriz no instante de tempo de $2,546 \times 10^{-4}$ s. Os resultados confirmam que uma maior fração volumétrica de sulfetos promove uma maior deformação plástica, conforme mostrado em um trabalho experimental realizado por Jiang, Cui e Hanninen (1996).

Tabela 19 - Comparação da deformação plástica equivalente entre as microestruturas

	Fração volumétrica MnS (%)	$\bar{\epsilon}_{\text{MnS}}$	$\bar{\epsilon}_{\text{maior matriz}}$
Homogênea	-	-	0,620
Microestrutura 1	1,78	0,799	0,667
Microestrutura 2	2,25	0,886	0,691

A Figura 62 mostra a tensão de Von Mises e o detalhe da malha ampliada em uma região da microestrutura. A presença de sulfetos alongados, assim como sulfetos maiores, aumenta a tensão na região da matriz.

Figura 62 – Tensão equivalente de Von Mises no instante de tempo de $8,083 \times 10^{-5}$ s

Fonte: Autor

Uma hipótese considerada no modelo de simulação da microestrutura é que o sulfeto permanece fixo na matriz e se deforma junto com esta, sem sofrer ruptura ou trinca. Essa consideração foi definida para uma situação de triaxialidade negativa, que ocorre na zona de cisalhamento primária.

Para confirmar esse comportamento do sulfeto, foi realizado um ensaio de usinagem do aço ABNT 303. Algumas amostras dos cavacos gerados foram embutidas, polidas, e analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). A Figura 63 mostra regiões com o sulfeto alongado correspondente à zona de cisalhamento primária. Na parte inferior da Figura 63, tem-se a região onde ocorreu o contato do cavaco com a ferramenta, indicando a possível formação de aresta

postiça, nesse caso não estável. Também é possível observar a presença de sulfetos com deformações muito elevadas na região.

Figura 63 – Microestrutura do cavaco no MEV, mostrando os MnS deformados. Velocidade de corte $v_c=50\text{m/min}$, avanço $f=0,2\text{mm/rev}$, profundidade de corte $a_p=2,3\text{ mm}$.

Fonte: Autor

Foram verificadas diferentes amostras de cavaco e diversos sulfetos no MEV e não foram observadas nem a presença de trincas tampouco desprendimento da matriz. Isso indica que as tensões altamente compressivas não permitem a propagação de trincas. A Figura 64 mostra sulfetos deformados junto com a matriz do aço inoxidável ABNT 303, e a ausência de trincas na região referente à zona de cisalhamento primária no cavaco. A análise foi realizada com uma ampliação de 10000 vezes e 5000 vezes.

Figura 64 - MEV, microestrutura do sulfeto MnS mostrando a ausência de trincas

Fonte: Autor

A Figura 65 mostra a confirmação, através da análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS), da partícula como sulfeto de manganês, com elevado teor de enxofre e manganês.

Figura 65 – EDS, análise da partícula de MnS mostrando a presença de enxofre e manganês

Fonte: Autor

As análises realizadas no microscópio eletrônico de varredura confirmam algumas hipóteses realizadas no modelo de simulação da microestrutura:

- (i) Com a elevada temperatura na região de formação do cavaco o sulfeto de manganês possui elevada deformação plástica e se deforma junto com a matriz de aço inoxidável.
- (ii) Os sulfetos permanecem fixos na matriz e não se desprendem quando submetidos à deformação plástica com cargas altamente compressivas, caracterizado pela triaxialidade negativa na região avaliada.
- (iii) Não foram observadas trincas na região dos sulfetos.

O modelo de simulação proposto bem como a análise por microscopia eletrônica realizada não confirmam a existência do mecanismo de fratura por nucleação, crescimento e coalescência de microvazios no aço inoxidável austenítico

ABNT 303 na região de cisalhamento primária do processo de usinagem. Esse fato está relacionado à existência de tensões compressivas que inibem o processo.

Quanto ao mecanismo de fratura cisalhante por deformação e transporte de microtrincas, proposto por Shaw (1980), não foi possível observar a existência de microtrincas nas regiões próximas dos sulfetos, conforme relatado pelo autor.

Outro indicativo que os sulfetos não estão induzindo mecanismos de fratura na zona de cisalhamento primária por nucleação, crescimento e coalescência de microvazios, nem os mecanismos de fratura cisalhante por microtrincas são os valores medidos das forças de corte. Estas permanecem muito próximas para os aços inoxidáveis ABNT 304 sem a presença de sulfetos, e ABNT 303, com a presença de sulfetos, conforme apresentado na Tabela 10.

Uma explicação pode ser o comportamento do sulfeto de manganês na usinagem. Conforme relatado por Essel (2006), o MnS melhora a usinabilidade, com redução nas forças de corte em aços carbono com a presença de sulfetos, os chamados aços de usinabilidade melhoradas resulfurados. Esse efeito é maior em baixas velocidades de corte e tende a cessar em altas velocidades. As temperaturas atingidas na zona de cisalhamento desses aços são muito inferiores aos obtidos nos aços inoxidáveis austeníticos ABNT 303 e ABNT 304. O sulfeto de manganês apresenta um comportamento frágil em temperatura ambiente e dúctil em altas temperaturas (KIESSLING, LANGE, 1978; RAMALINGAM, BASU, MELKIN, 1977). Assim, em temperaturas médias e baixas, inferiores a 300°C, este possui uma ductilidade inferior ao aço, se deforma menos que a matriz, e tende a romper e gerar microtrincas, favorecendo a usinagem. Entretanto, nos aços inoxidáveis austeníticos, em que a temperatura ultrapassa os 400°C na zona de cisalhamento primária, e próxima a 800°C na zona de cisalhamento secundária, o comportamento do sulfeto é dúctil e se deforma junto com a matriz.

As diferenças de propriedades plásticas entre o sulfeto e a matriz, que causam um pequeno incremento na deformação da estrutura heterogênea, conforme resultados apresentados na Tabela 17 e Tabela 19, não são suficientes para proporcionar diferenças significativas nas forças de corte desses aços.

Entretanto, existe ainda a possibilidade do sulfeto de manganês atuar em diferentes mecanismos que podem favorecer a usinabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos. Um exemplo é o processo de quebra do cavaco, que é um problema

nesses tipos de aços. Também é possível que o MnS atue na interface cavaco ferramenta e cause uma melhoria nas condições de atrito e desgaste.

4.4 EFEITO DO SULFETO DE MANGANÊS NA RUPTURA DO CAVACO

Foram realizadas simulações em corte ortogonal do processo e ensaios experimentais para analisar o processo de quebra do cavaco dos aços inoxidáveis austeníticos ABNT 303 e ABNT 304, incluindo o efeito do sulfeto de manganês na região de ruptura. Os resultados de tensões obtidos foram comparados com as observações do cavaco formado durante o ensaio de usinagem e analisados no microscópio eletrônico de varredura.

A Figura 66 mostra a tensão máxima principal que ocorre no processo de formação do cavaco, antes e após o contato da ponta do cavaco com a peça, em um aço inoxidável ABNT 304. Na Figura 66(a), tem-se a tensão máxima principal antes do contato com a peça. A Figura 66(b) mostra o cavaco após o contato com a peça. É possível observar, na região circulada e indicada pela seta, um aumento na tensão máxima principal, onde ocorre o provável local de ruptura do cavaco.

Figura 66 - Tensão máxima principal [MPa] em aço ABNT 304: (a) antes do contato da ponta do cavaco com a peça, (b) após o contato do cavaco com a peça. $V_c=100\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $a_p=2\text{mm}$.

Fonte: Autor

A análise do estado de tensão e deformação no local representado pela Figura 66(b) indica um aumento da tensão máxima principal e da triaxialidade após o contato do cavaco com a peça. A Tabela 20 mostra os valores obtidos na simulação, na região indicada com uma seta na Figura 66(b). O estado de tensão antes do contato é muito elevado e decorrente das tensões residuais provenientes do processo de formação do cavaco. Entretanto, ao observar as tensões após o contato, tem-se um aumento considerável que pode ocasionar a quebra do cavaco.

Tabela 20 – Estado de tensão antes e após o contato do cavaco com a peça em aço ABNT 304

	Tensão máxima principal σ_1 (MPa)	Tensão mínima principal σ_3 (MPa)	Triaxialidade η
Antes contato	1398,7	14,7	0,50
Após contato	1558,2	55,1	0,60

Os resultados obtidos na simulação mostram uma elevada tensão máxima principal, com triaxialidade positiva, o que caracteriza um estado de tensão trativo. Esta condição favorece a ruptura do cavaco em um processo de fratura dúctil.

A Figura 67 mostra dois cavacos obtidos na usinagem do aço inoxidável ABNT 304, com velocidade de corte $vc=127\text{m/min}$, e demais condições do ensaio semelhantes à utilizada na simulação numérica. É possível observar a região onde inicia um processo de quebra do cavaco na Figura 67(a), e o processo de quebra em um estágio mais avançado, com a fratura indicada pela seta na Figura 67(b).

Figura 67 – MEV, cavaco do aço inoxidável ABNT 304: (a) início do processo de quebra, (b) quebra do cavaco.

Fonte: Autor

Foi realizada uma comparação da região da fratura dos cavacos dos aços inoxidáveis ABNT 303 e ABNT 304 para avaliar o modelo de fratura, e o comportamento do sulfeto de manganês na região. A Figura 68 e Figura 69 mostram a região da fratura dos cavacos quebrados, e a diferença entre os mecanismos que ocorrem nos dois tipos de aços.

É possível perceber, na Figura 68, que a ruptura do cavaco ocorreu por fratura dúctil, no aço inoxidável ABNT 304, em formato alveolar. Esse tipo de fratura ocorre em aços com comportamento dúctil, segundo o modelo de nucleação, crescimento e coalescência de micro vazios, discutido anteriormente, e apresentado na Figura 16. A fratura foi possível devido ao aumento da tensão no local, e a triaxialidade positiva, conforme apresentada na Tabela 20.

Figura 68 – MEV, fratura do cavaco do aço ABNT 304: (a) $vc=50\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $ap=2,3\text{mm}$. (b) $vc=127\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $ap=2,3\text{mm}$.

Fonte: Autor

A Figura 69 também mostra um exemplo de fratura dúctil, em um aço inoxidável ABNT 303. Nesse caso, a presença de uma grande fração volumétrica de sulfeto de manganês, dispersas no sentido longitudinal, causou uma fratura em forma de sulco alongado. É possível observar na Figura 69(b) a presença de alguns sulfetos fraturados e um grande número de regiões onde foram desprendidos da matriz. Esse comportamento frágil dos sulfetos está associado à provável facilidade de quebra do cavaco do aço inoxidável ABNT 303 em relação ao aço ABNT 304.

Figura 69 – MEV, fratura do cavaco do aço ABNT 303: (a) $vc=50\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $ap=2,3\text{mm}$. (b) $vc=127\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $ap=2,3\text{mm}$.

Fonte: Autor

A Figura 70 mostra um detalhe ampliado de uma região com sulfetos ainda presentes e alguns fraturados, indicados pelas setas. Uma análise por EDS realizada confirmou que são sulfetos de manganês.

Figura 70 - MEV, fratura do cavaco do aço inoxidável ABNT 303 com $vc=127\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $ap=2,3\text{mm}$.

Fonte: Autor

A presença de um grande número de sulfetos no aço inoxidável ABNT 303 e o tipo de fratura dúctil, observada na Figura 69, mostram que houve um aumento da região com nucleação e crescimento de vazios. Este mecanismo favorece à fratura, em triaxialidades positivas, como exemplificada e mostrada na Figura 66. Dessa forma, pode ser um fator que facilita a quebra do cavaco, e proporciona uma melhoria da usinabilidade quanto a este aspecto.

4.5 AVALIAÇÃO DA REGIÃO DE CORTE E SEPARAÇÃO DO CAVACO

As tensões próximas à aresta de corte da ferramenta foram analisadas para verificar se existem condições favoráveis à abertura de trinca e separação do cavaco. Um parâmetro importante para identificar a deformação para a fratura é a triaxialidade, η , que depende da tensão média principal, também chamada de tensão hidrostática, conforme discutido no Capítulo 2.5.2. Uma triaxialidade e tensão média positiva favorece a fratura, e uma negativa inibe a fratura dútil.

A Figura 71 mostra a tensão média principal obtida na simulação de um aço inoxidável ABNT304 com velocidade de corte $v_c=50\text{m/min}$, avanço $f=0,1\text{mm/rev}$, e profundidade de corte $a_p=2\text{ mm}$. É possível perceber regiões abaixo da linha de corte com tensões médias positivas, na cor amarela, laranja, e vermelha. Acima da linha de corte, regiões nas cores verdes, e azuis, com tensões médias negativas. O valor da tensão média ligeiramente abaixo da aresta de corte da ferramenta, indicada pela seta é de $\sigma_m=446\text{ MPa}$. A distribuição de tensão obtida no modelo contém algumas semelhanças com o trabalho de Rosa et al.(2007) apresentado na Figura 20.

Figura 71 – Tensão média principal [MPa] no aço inoxidável ABNT 304

Fonte: Autor

As tensões médias principais à frente da aresta de corte da ferramenta apresentam valores negativos, o que caracteriza um estado de compressão, e

inibem a propagação de uma eventual trinca. Esse deve ser o principal motivo da dificuldade de identificar uma trinca gerada no processo de usinagem.

Apesar das tensões médias positivas possibilitarem a abertura de uma trinca na região da raiz do cavaco, como foi discutido, existem duas teorias para explicar o processo de formação do cavaco. A primeira, segundo Subbiah (2006), considera que ocorre um processo de microsulcamento (“ploughing”) à frente e em volta da aresta de corte da ferramenta, semelhante a uma endentação, sem abertura de trinca. A segunda teoria considera que, durante o processo de usinagem, ocorre uma trinca à frente da ferramenta de corte. Esta trinca é aberta e rapidamente fechada devido às tensões altamente compressivas na região.

O dispositivo de parada rápida, tipo “quick stop”, desenvolvido permitiu avaliar experimentalmente esses possíveis mecanismos de formação do cavaco. Os cavacos foram obtidos nos ensaios dos aços inoxidáveis ABNT 303 e ABNT 304, com uma velocidade de corte $v_c=50\text{m/min}$, avanço $f=0,1\text{ mm/rev}$, e profundidade de corte $a_p=1\text{mm}$ e os resultados são mostrados na sequência.

A Figura 72 mostra a formação do cavaco do aço ABNT 303 e a existência de material desprendido, cisalhado a partir da aresta postiça, formando padrões repetitivos, tipo escamas na superfície externa do cavaco gerado.

Figura 72 – MEV, cavaco do aço inoxidável ABNT 303 obtida no ensaio com dispositivo quick stop.

Fonte: Autor

A Figura 73 mostra detalhes ampliados da região da raiz do cavaco apresentado na Figura 72. As setas indicadas na Figura 73(a) e Figura 73(b) mostram a presença de trinca na região entre o cavaco e a peça. Também é possível verificar, à direita na Figura 73(a), e à frente da trinca na Figura 73(b), a presença de material formado através do mecanismo de aresta postiça na ferramenta. Esse material previamente aderido na face da ferramenta foi removido quando o dispositivo *quick stop* retraiu rapidamente e permaneceu com a raiz do cavaco.

Figura 73 – MEV, detalhe da raiz do cavaco do aço inoxidável ABNT 303: (a) vista lateral, (b) vista frontal da raiz do cavaco.

Fonte: Autor

A obtenção do cavaco através do dispositivo *quick stop* é um processo bastante trabalhoso e requer uma grande quantidade de testes. O dispositivo desenvolvido necessita ser trabalhado em velocidades de cortes baixas. Nessa condição, existe uma grande possibilidade de formação de aresta postiça entre o cavaco e a ferramenta e dificulta a obtenção do cavaco para análise.

A Figura 74 mostra um exemplo de cavaco do aço inoxidável ABNT 304 obtido com o dispositivo *quick stop*. A Figura 74 (b) mostra um detalhe ampliado do cavaco. É possível verificar uma camada de material aderida próxima à raiz do cavaco, indicada pela seta. Esse material é proveniente da formação de aresta postiça entre o cavaco e a ferramenta, e dificulta a verificação da presença de trincas entre o cavaco e a peça.

Figura 74 – MEV, raiz do cavaco do aço ABNT 304 obtido no ensaio com dispositivo quick stop

Fonte: Autor

A Figura 75 mostra um detalhe lateral do cavaco apresentado na Figura 74. Também não é possível identificar a formação de trincas entre o cavaco e a peça. Provavelmente, devido ao material aderido da aresta postiça no cavaco.

Figura 75– MEV, detalhe lateral da raiz do cavaco em aço inoxidável ABNT 304

Fonte: Autor

A dificuldade de verificação das trincas no aço inoxidável ABNT 304 indica que é necessário realizar outros experimentos, e aumentar a velocidade de corte, para evitar a formação de aresta postiça, e identificar ou não a formação de trincas. O dispositivo *quick-stop* desenvolvido possui algumas limitações, como a dificuldade

de trabalhar com velocidades mais elevadas. Outra característica do dispositivo é que ele não trabalha com sistema de liberação com pino de cisalhamento e liberação por impacto. O sistema utilizado é do tipo trava deslizante acionada por molas. Esse sistema mostrou que a ferramenta ao se retrair tende a encostar-se à peça e causar uma marca visível nas amostras obtidas. Uma possibilidade seria a adaptação de molas de tração para forçar a ferramenta a retrair com velocidade. Entretanto, essa solução requer mudanças no dispositivo, como reforçar o sistema trava deslizante com mola existente.

Apesar das limitações do dispositivo e dos testes, foi possível identificar a presença de trincas na região da raiz do cavaco, no aço inoxidável ABNT 303. Este estudo indica que o modelo desenvolvido de simulação numérica da usinagem, com o processo de separação do cavaco por fratura, representa adequadamente o processo.

O modelo permitiu também entender os mecanismos que existem na região ao mostrar as tensões hidrostáticas existentes e as regiões onde podem se formar uma trinca e onde esta é inibida.

4.6 MODELO DE SIMULAÇÃO DA FORMAÇÃO DE CAVACO SEGMENTADO

Na sequência, é apresentado um modelo para a simulação do processo de usinagem, realizado no programa de elementos finitos Deform-2DTM, que permite obter e avaliar a morfologia do cavaco tipo segmentado. O material utilizado foi o aço inoxidável ABNT 304.

A Figura 76 mostra um detalhe da região da formação do cavaco e as tensões equivalentes de Von Mises. É possível verificar que o processo ocorre através de uma deformação plástica intensa, ao redor do raio da aresta de corte da ferramenta. Nesse caso, conforme mostrado no item 3.3.3.3, não foi utilizado critério de separação do cavaco. O programa realiza um remalhamento com malha adaptativa de forma eficiente e contínua. Com isso, o problema de usinagem é tratado como uma endentação, conforme apresentado nos itens 2.3 e 2.7.5.

Figura 76 – Tensões de Von Mises [MPa]. Parâmetros do processo: $v_c=100\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $a_p=2\text{mm}$.

Fonte: Autor

A Figura 77 mostra as deformações no cavaco tipo segmentado do aço inoxidável ABNT 304. É possível observar e comparar na Figura 77(a) e Figura 77(b) as bandas de cisalhamento, com regiões de elevada deformação entre os segmentos, e regiões com menor deformação dentro das lamelas.

Figura 77 – Formação do cavaco segmentado: (a) Deformação equivalente, (b) micrografia do cavaco do aço inoxidável ABNT 304 usinado com $v_c=89\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $a_p=2\text{mm}$.

Fontes: (a) Autor, (b) Chagas et al. (2013).

A Figura 78 mostra as temperaturas obtidas no modelo. As maiores temperaturas, em torno de $T=750^{\circ}\text{C}$, ocorrem na zona de cisalhamento secundária. Na região onde são formadas as chamadas bandas de cisalhamento adiabático, indicada pela seta, tem-se uma temperatura elevada, da ordem de $T_{2ZCP}=470^{\circ}\text{C}$, devido à grande deformação plástica localizada. Na região correspondente ao centro da lamela segmentada, as temperaturas obtidas no modelo foram em torno de $T_{1ZCP}=350^{\circ}\text{C}$.

Figura 78– Temperaturas no modelo de simulação do cavaco segmentado

Fonte: Autor

A Tabela 21 e a Tabela 22 mostram os resultados obtidos em diversas simulações realizadas com diferentes velocidades de corte e avanço. Foram realizadas comparações dos valores numéricos e experimentais das forças de corte, e espessuras dos cavacos. As temperaturas obtidas na zona de cisalhamento primária localizada dentro da lamela segmentada, T_{1ZCP} , e dentro da região de cisalhamento adiabático, T_{2ZCP} , foram comparadas com as temperaturas médias analíticas calculadas segundo o modelo de Boothroyd (1975).

Tabela 21 - Forças de corte numérica e experimental (F_c), espessuras do cavaco (h') e temperaturas numérica e analítica (T) obtidas na zona de cisalhamento primária para diferentes velocidades de corte. Avanço $f=0,2\text{mm/rev}$. * Valores das forças de corte experimentais extraídos de Barbosa (2013).

vc (m/min)	$F_c(\text{N/mm})$ Numérica	$F_c(\text{N/mm})$ Experim.	Difer. F_c (%)	h' (mm) Numér	h' (mm) Experim	$T_{1ZCP}(^{\circ}\text{C})$ Numér Serrilh	$T_{2ZCP}(^{\circ}\text{C})$ Numér. Z.adiab	$T_{ZCP}(^{\circ}\text{C})$ Analític
50	472	491	-3,8	0,441	0,485	325	446	369
79	475	458	+3,7	0,442	0,501	340	453	363
100*	477	526	-9,3	0,438	0,511	357	471	432
127	482	453	+6,4	0,456	0,504	337	506	389
156*	480	468	+2,6	0,454	0,470	348	539	417

Tabela 22 - Forças de corte numérica e experimental (F_c), espessuras do cavaco (h') e temperaturas numérica e analítica (T) obtidas na zona de cisalhamento primária para diferentes velocidades de corte. Avanço $f=0,1\text{mm/rev}$.

vc (m/min)	$F_c(\text{N/mm})$ Numér	$F_c(\text{N/mm})$ Experim.	Difer. F_c (%)	h' (mm) Numér	h' (mm) Experim	$T_{1ZCP}(^{\circ}\text{C})$ Numér Serrilh	$T_{2ZCP}(^{\circ}\text{C})$ Numér Z.adiab	$T_{ZCP}(^{\circ}\text{C})$ Analític
50	272	333	-18,3	0,221	0,307	356	433	453
79	273	287	-4,8	0,222	0,333	349	453	422
127	274	277	-1,1	0,216	0,337	367	480	418

Os resultados das forças de corte numéricas obtidas são próximos aos dos valores experimentais. A maior diferença ocorreu para a velocidade de corte $vc=50\text{ m/min}$, e avanço $f=0,1\text{ mm/rev}$. Esta diferença foi provavelmente causada pela adesão de material na ferramenta, comum em baixas velocidades de corte e baixos avanços. Também é possível verificar a tendência das forças de corte permanecerem aproximadamente constantes com o aumento da velocidade.

As temperaturas numéricas na zona de cisalhamento primária na região, referente ao cisalhamento adiabático, são mais elevadas do que às obtidas no modelo analítico. Por outro lado, as temperaturas na ZCP, referentes à região central das lamelas são menores do que as temperaturas do modelo analítico. A variação da temperatura, para diferentes velocidades de corte, obtida no modelo analítico, foi influenciada pela variação das forças de usinagem e espessuras dos cavacos experimentais utilizadas nos cálculos.

A Figura 79 mostra a evolução em três instantes de tempos da tensão equivalente de Von Mises na zona de cisalhamento primária, durante a formação da lamela segmentada. É possível observar, na Figura 79(a), que as tensões na região da ZCP estão elevadas. A tensão de Von Mises atinge um valor de $\bar{\sigma} = 1300\text{MPa}$. A Figura 79(b) mostra um instante intermediário na formação da lamela, e a redução nas tensões na ZCP devido ao dano sofrido pelo material. Esta redução da tensão equivalente, que atinge o valor de $\bar{\sigma} = 970\text{MPa}$, causa um aumento da deformação e permite a formação das lamelas. Na Figura 79(c) tem-se o final da formação de uma lamela, e início da formação de uma nova. A tensão equivalente de Von Mises aumenta e atinge o valor de $\bar{\sigma} = 1310\text{MPa}$ na nova zona de cisalhamento formada.

Figura 79 – Evolução das tensões na formação das lamelas do cavaco segmentado do aço inoxidável ABNT 304

Fonte: Autor

A formação do cavaco do tipo segmentado foi possível devido à redução repentina da resistência do material, a partir de uma determinada energia acumulada, conforme apresentado na Figura 45. Outro fator que favoreceu a obtenção dessa morfologia do cavaco foi o eficiente processo de remalhamento contínuo disponível no programa. O modelo foi também avaliado com a equação de JC, sem aplicar a redução de resistência com o dano no material. Nesse caso, os resultados mostraram a formação de um cavaco contínuo, sem a formação de segmentação, e com uma diferença da força de corte numérica em relação ao experimental de +46%.

O modelo de simulação da formação do cavaco segmentado apresentado mostrou bons resultados na obtenção da morfologia do cavaco, nas forças de corte,

deformações e temperaturas em diferentes regiões. Uma dificuldade na aplicação do modelo é a definição do comportamento do material, que foi obtida através de um processo inverso, conforme mencionado no item 2.4.2.3. Assim, foi necessária a realização de várias simulações numéricas, com alteração dos parâmetros de dano e comparação dos resultados de morfologia do cavaco e força de corte. Entretanto, esta dificuldade é inerente a todos os modelos que avaliam a formação do cavaco segmentado, uma vez que as condições que levam a formação das bandas de cisalhamento não são bem conhecidas, e de difícil medição (SHAW, 2005; SCHON, 2013).

Outra questão, relacionada ao modelo, é que ele mostra ser também possível realizar a modelagem do processo através de um processo semelhante a uma endentação, sem considerar a formação de uma trinca para geração de uma nova superfície, conforme apresentado no item 2.3, e defendido por autores como Shaw (2005), e Childs (2010). Assim, este modelo pode ser considerado como uma alternativa para o desenvolvido no Abaqus®, e apresentado no item 4.3.1, para ser utilizado na avaliação do efeito das partículas de sulfeto de manganês na zona de cisalhamento primária. Nesse caso, as tensões máximas e mínimas principais, e o tempo em diferentes posições, conforme Figura 38, podem ser obtidos por meio do modelo de formação do cavaco segmentado no Deform-2D™, e os dados serem utilizados no modelo da microestrutura do item 4.3.2.

Um aspecto importante, quanto à modelagem do processo de usinagem, é a dificuldade do desenvolvimento de um único modelo capaz de avaliar, de forma eficaz, os diversos mecanismos envolvidos no processo. Assim, é comum o desenvolvimento de modelos focados em problemas específicos, como, por exemplo, estudo do atrito e das condições da interface cavaco-ferramenta (ARRAZOLA, OZEL, 2010), modelo para avaliar a morfologia do cavaco (MOLINARI, SOLDANI, MIGUÉLEZ, 2013), modelo para estudar as tensões residuais no processo de usinagem (NASR, 2015), modelo para simular a formação de aresta postiça (CHILDS, 2011; UHLMANN, HENZE, BRÖMMELHOFF, 2015).

4.6.1 Avaliação das deformações dos sulfetos de manganês no cavaco segmentado

As deformações obtidas no cavaco segmentado do aço inoxidável ABNT 304, conforme apresentado na Figura 77, mostram na região dentro do segmento da

lamela uma deformação plástica equivalente em torno de $\bar{\epsilon} = 1$, e na região de formação da banda de cisalhamento uma deformação plástica equivalente em torno de $\bar{\epsilon} = 2,5$.

Considerando uma deformação semelhante entre os aços inoxidáveis ABNT 303 e ABNT 304, é possível identificar e avaliar as regiões de deformação dos sulfetos no cavaco. A Figura 80 mostra as deformações, com sulfetos alongados dentro da lamela do aço inoxidável ABNT 303.

Figura 80 – MEV, lamela do cavaco segmentado de aço inoxidável ABNT 303. Parâmetros de usinagem: $vc=50\text{m/min}$, $f=0,2\text{mm/rev}$, $ap=2,3\text{mm}$.

Fonte: Autor

A Figura 81(a) e Figura 81(b) mostram detalhes ampliados de uma região da lamela do cavaco segmentado. É possível verificar uma estreita banda, denominada de zona de cisalhamento adiabático, indicadas pelas setas, onde os sulfetos estão muito deformados. A espessura da região indicada é de aproximadamente $10\text{ }\mu\text{m}$.

Figura 81 – MEV, lamela do cavaco e deformação dos sulfetos. (a) Região de formação da banda de cisalhamento, (b) ampliação da banda de cisalhamento

Fonte: Autor

As deformações obtidas no interior das lamelas, entre as bandas de cisalhamento são semelhantes às obtidas no modelo de simulação da usinagem desenvolvido no Abaqus[®] e apresentado no item 4.3.1. Assim, considerando esse aspecto, tanto o modelo de usinagem desenvolvido no Abaqus[®], quanto o modelo de simulação do cavaco segmentado no Deform-2DTM podem ser utilizados na avaliação da deformação dos sulfetos. Por outro lado, as deformações extremamente elevadas, que ocorrem na estreita banda de cisalhamento adiabático, assim como às próximas à interface cavaco-ferramenta, dificultam muito a avaliação no modelo de simulação da microestrutura apresentado no item 4.3.2, pois tendem a causar uma deformação excessiva na malha e o encerramento prematuro da simulação.

5. CONCLUSÕES

Os modelos de simulação numérica por elementos finitos desenvolvidos neste trabalho permitiram estudar alguns efeitos da microestrutura do material na usinabilidade e entender alguns dos mecanismos envolvidos na formação do cavaco. A aplicação do modelo em uma microestrutura com partículas macias de sulfeto de manganês, em uma matriz de aço inoxidável austenítico, permitiu explicar e analisar o efeito dessas partículas durante o processo de usinagem. Os resultados experimentais obtidos nos ensaios permitiram validar o modelo numérico, confirmar hipóteses adotadas e explicar o comportamento das partículas na ruptura do cavaco. As principais conclusões podem ser resumidas a seguir:

Quanto ao efeito do sulfeto de manganês na zona de cisalhamento primária:

- (1) O tamanho das partículas afeta a tensão e deformação durante a usinagem. Os valores mais elevados foram obtidos próximos das partículas maiores;
- (2) Partículas com formato alongado na direção do deslocamento aumentam a tensão e deformação;
- (3) O aumento na fração volumétrica do sulfeto de manganês e a diminuição da distância entre eles causaram um pequeno aumento na deformação do material. Esse efeito pode eventualmente reduzir a força necessária para causar a deformação em materiais com grande fração volumétrica de MnS;
- (4) As partículas do sulfeto se deformaram junto com a matriz, e não apresentaram sinais de ruptura quando submetido a grandes tensões compressivas, que ocorrem na ZCP em elevadas temperaturas. Por esse motivo, o sulfeto de manganês apresentou um efeito bastante limitado, como agente de redução dos esforços de usinagem, e melhoria da usinabilidade do aço inoxidável austenítico quanto a esse aspecto.

Quanto ao efeito do sulfeto de manganês no processo de quebra do cavaco:

- (1) A quebra do cavaco ocorre por fratura dúctil, devido às tensões trativas, que ocorrem quando o cavaco atinge a peça, a ferramenta de corte, ou mesmo em um processo de auto quebra.

- (2) A presença do sulfeto de manganês fragiliza o cavaco, em regiões onde ocorrem tensões trativas (triaxialidade positiva), na região de quebra do cavaco. Nessa condição, o sulfeto não segue o comportamento da matriz e se rompe por fratura frágil, facilitando a quebra. Esse comportamento, provavelmente, é o principal efeito na melhoria da usinabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos.

Quanto ao processo de corte e separação do cavaco:

- (1) A formação do cavaco ocorre, no aço inoxidável ABNT 303, por um processo de fratura próxima à aresta de corte, seguido de grande deformação plástica ao redor da aresta de corte da ferramenta.
- (2) A tensão hidrostática negativa, que caracteriza uma compressão, na frente da aresta de corte, inibe a propagação da trinca nos aços inoxidáveis ABNT 303 e ABNT 304, que, quando aberta, é rapidamente fechada.

Quanto ao modelo de simulação da usinagem e ao modelo de formação do cavaco segmentado:

- (1) O modelo de simulação da usinagem, desenvolvido no Abaqus®, e o modelo de simulação do cavaco segmentado, desenvolvido no Deform-2D™, mostraram que é possível realizar a modelagem do processo de usinagem tanto considerando a formação de uma trinca com separação do cavaco, quanto considerando o processo semelhante a uma endentação, com deformação plástica intensa ao redor da aresta de corte da ferramenta, sem formação de trinca.
- (2) A formação do cavaco segmentado ocorreu, no modelo, devido à redução repentina da resistência do material a partir de uma determinada energia de deformação acumulada, causando as denominadas zonas de cisalhamento adiabático.

6. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

São propostos os seguintes temas para o desenvolvimento de trabalhos futuros:

- Aplicar os modelos desenvolvidos e avaliar os efeitos da microestrutura na formação e ruptura do cavaco em diferentes materiais;
- Desenvolver modelos de simulação tridimensional, que permitam estudar o corte oblíquo, e fazer uma análise do efeito da morfologia dos sulfetos de manganês em uma microestrutura tridimensional;
- Fazer um levantamento das propriedades plásticas do sulfeto de manganês por dureza instrumentada e aplicar no modelo de simulação da microestrutura;
- Desenvolver um novo dispositivo *quick stop* que permita realizar os experimentos em velocidades de corte maiores para evitar a formação de aresta postiça e identificar ou não a formação de trincas na raiz do cavaco.

REFERÊNCIAS

- ABUSHAWASHI, Y.M. **Modeling of metal cutting as purposeful fracture of work material**. PhD Thesis, Michigan State University, 2013.
- AGMELL, M., AHADI, A., STAHL, .E. **A numerical and experimental investigation of the deformation zones and the corresponding cutting forces in orthogonal cutting**. Advanced Materials Research, v. 223, p.152-161, 2011.
- AL BAWANEHI, M. **Determination of material constitutive models using orthogonal machining tests**. PhD Thesis, Wichita State University, 2007.
- ALBRECHT, P. **New developments in theory of metal-cutting process – 1. ploughing process in metal cutting**. Journal of Engineering for Industry Series B v.82 (4), p. 348–358, 1960.
- ALTINTAS, Y. **Manufacturing and automation: Metal cutting mechanics, machine tools vibration and CNC design**. New York: Cambridge University Press, 2 ed., 2012, 366p.
- ALTMANI, Z., HADDAG, B., NOUARI, M. ZENASNI, M. **Multi-physics modelling in machining OFHC copper – coupling of microstructure-based flow stress and grain refinement models**. Procedia CIRP, v.31, p.545-550, 2015.
- ALVES FILHO, A. **Elementos finitos: A base da tecnologia CAE / análise dinâmica**. 2ed. São Paulo: Érica, 2008. 301p.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook. **Machining**. v.16. 1989. 1156p.
- AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook. **Properties and selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys**. 10 ed, v.1, 2005. 1618p.
- 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.
- ANDERSON, T.L. **Fracture mechanics: Fundamentals and aplications**. New York: Taylor & Francis, 3 ed., 2005, 610p.
- ANDRADE, U., MEYERS, M. A., VECCHIO K. S., CHOKSHI A. H. **Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper**. Acta metall, mater., v.42, No. 9, p. 3183-3195, 1994.
- ARRAZOLA, P.J., OZEL, T. **Investigations on the effects of friction modeling in finite element simulation of machining**. International Journal of Mechanical Sciences, v.52, p. 31–42, 2010.

ARRAZOLA, P.J., OZEL, T., UMBRELLO, D., DAVIES, M., JAWAHIR, I.S. **Recent advances in modelling of metal machining processes.** CIRP Annals Manufacturing Technology, v. 62, p. 695–718, 2013.

ASAD, M., IJAZ, H., KHAN, M. A., MABROUKI, T., SALEE, W. **Turning modeling and simulation of an aerospace grade aluminum alloy using two-dimensional and three-dimensional finite element method** Proc IMechE Part B:J Engineering Manufacture, p.1-9, 2013.

ASTAKOV, V.P. **Tribology of metal cutting.** Elsevier Science, 1ed, 2006, 292p.

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.

ATLAS STEELS. **Technical Handbook of Stainless Steels.** Atlas Steels Technical Department, 2010, 49p. Disponível em: < [http:// www.atlassteels.com.au](http://www.atlassteels.com.au)>. Acesso em: 12 ago. 2013.

BAI, Y., WIERZBICKI, T. **A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence.** International Journal of Plasticity, v. 24, p. 1071–1096, 2008.

BAKER, M. **A new method to determine material parameters from machining simulations using inverse identification.** Procedia CIRP, v.31, p.399-404, 2015.

BAKER, M., ROSLER, J., SIEMERS, C. **The influence of thermal conductivity on segmented chip formation.** Computational Materials Science, v. 26, p. 175–182, 2003.

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

BARBOSA, P.A., BARBOSA, C.A. MACHADO, I.F. **Análise dos parâmetros de usinagem nas tensões atuantes na zona de cisalhamento primário.** 7º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2013.

BARBOSA, P.A. **Estudo do comportamento mecânico na usinagem de aços inoxidáveis.** Tese de doutorado. Universidade de São Paulo, 2014.

BARGE, M., HAMDI, H. RECH, J., BERGHEAU, M. **Numerical modelling of orthogonal cutting: influence of numerical parameters.** Journal of Materials Processing Technology, v.164, p.1148-1153. 2005.

BESSON, J. **Continuum models of ductile fracture: A review.** International Journal of Damage Mechanics, Vol. 19, p. 3-52, 2010.

BOOTHROYD **Fundamentals of metal machining and machining tools**. USA: Scripta book company. 1975, 350p.

BONNET, C., VALIORGUE, F., RECH, J., CLAUDIN, C., HAMDY, H., BERGHEAU, J.M., GILLES, P. **Identification of a friction model: Application to the context of dry cutting of an AISI 316L austenitic stainless steel with a TiN coated carbide tool**. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v.48. , p.1211–223, 2008.

CADONI, E., FENU, L., FORNI, D. **Strain rate behaviour in tension of austenitic stainless steel used for reinforcing bars**. Construction and Building Materials, v.35, p.399–407, 2012.

CALAMAZ, M.; COUPARD, D.; GIROT, F. **A new material model for 2D numerical simulation of serrated chip formation when machining titanium alloy Ti-6Al-4V**. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v.48, p.275-288. 2008.

CHAGAS, G.M.P., BARBOSA, P. A., BARBOSA, C. A., MACHADO, I.F. **Thermal analysis of the chip formation in austenitic stainless steel**. Procedia CIRP, v.8, p.293-298, 2013.

CHAGAS, G.M.P, SERIACOPI, V., MACHADO, I.F. **Numerical machining simulation for an AISI 304 stainless steel considering microfracture mechanics aspects**. 22°COBEM, Ribeirão Preto, p.3216-3224, 2013.

CHAGAS, G.M.P, SERIACOPI, V., MACHADO, I.F. **Estudo comparativo do comportamento termo mecânico na usinagem de diferentes materiais utilizando o método dos elementos finitos**. VIII CONEM, Uberlândia, 2014.

CHAGAS, G.M.P., MACHADO, I.F. **Numerical model of machining considering the effect of MnS inclusions in an austenitic stainless steel**. Procedia CIRP, v.31, p.533-538, 2015.

CHERIGUENE, R. **Estudio numérico de los fenómenos de contacto en el mecanizado**. Universidad Carlos III de Madrid. Leganés. Tesis doctoral, 2009.

CHERN, G. L. **Development of a new and simple quick-stop device for the study on chip formation**. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v.45, p.789-794, 2005.

CHILDS, T.H.C., MAEKAWA, K., OBIKAWA, T., YAMANE, Y. **Metal machining**. New York: John Wiley & Sons, 2000. 408p.

CHILDS, T.H.C. **Surface energy, cutting edge radius and material flow stress size effects in continuous chip formation of metals**. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, v.3, p.27-39, 2010.

CHILDS, T.H.C. **Towards simulating built-up-edge formation in the machining of steel**. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, v.4, p.57–70, 2011.

COCKROFT, M.G., LATHAM, D.J., 1968. **Ductility and workability of metals.** J. Inst. Met. 96, 33–39.

COOK, R. D., MALKUS, D. S., PLESHA, M. E., WITT, R.J. **Concepts and applications of finite element analysis.** New York: John Wiley & Sons, 2002, 719p.

COURBON, C., MABROUKI, T., RECH, J., MAZUYER, D., DERAMO, E. **New thermal issues on the modelling of tool-workpiece interaction: application to dry cutting of AISI 1045 steel.** Advanced Materials Research, v. 223, p. 286-295, 2011.

DENKENA, B., GROVE, T., DITTRICH, M.A., NIEDERWESTBERG, D., LAHRES, M. **Inverse determination of constitutive equations and cutting force modelling for complex tools using Oxley's predictive machining theory.** Procedia CIRP, v. 31, p.405 – 41, 2015.

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

DINIZ, A.E., MARCONDES, F.C., COPPINI, N.L. **Tecnologia da usinagem dos materiais.** 8ed. São Paulo: Artliber editora, 2013. 870p.

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.

ESSEL, I. **Machinability enhancement of non-leaded free cutting steels.** PhD thesis, Aachen, 2006.

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

FARAHMAND, B. NIKBIN, K. **Predicting fracture and fatigue crack growth properties using tensile properties.** Engineering Fracture Mechanics, v. 75, p.2144–2155, 2008.

FERRARESI, D. **Fundamentos da Usinagem dos Metais.** v. 1. São Paulo: Edgard Blücher, 1977. 751p.

FUJIWARA, J. **Cutting Mechanism of Sulfurized Free-Machining Steel.** Scanning Electron Microscopy, Intech, p. 353-366, 2012.

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.

GUPTA, A. K., KRISHNAMURTHY, H. N., SINGH, Y., PRASAD K. M., SINGH, S. K. **Development of constitutive models for dynamic strain aging regime in Austenitic stainless steel 304.** Materials and Design, v.45, p.616–627, 2013.

GURSON, A.L. **Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part I- Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media.** J. Eng. Mater. Technol., V.99, p. 2–15, 1977.

HAGE, I., HAMADI, R. **Micro-FEM orthogonal cutting model for bone using microscope images enhanced via artificial intelligence.** Procedia CIRP, v. 8, p. 385-390, 2013.

HILLERBORG, A., MODEER, M., PETERSSON, P. E. **Analysis of Crack Formation and Crack Growth in Concrete by Means of Fracture Mechanics and Finite Elements.** Cement and Concrete Research, vol. 6, p. 773–782, 1976.

HUA, J., SHIVPURI, R. **Prediction of chip morphology and segmentation during the machining of titanium alloys.** Journal of Materials Processing Technology, v.150, p.124-133, 2004

HUTCHINGS, L. M. **Tribology: Friction and wear of engineering materials.** London: Arnold, 1992. 280p.

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., HANNINEN, H. **Effects of the composition, shape factor and area fraction of sulphide inclusion on 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 various strains, high strain rates, and high temperatures.** Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics, 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, n. 1, p.31-48. 1985.

KALHORI, V. **Modelling and simulation of mechanical cutting.** Ph.D. thesis, Luleå University of Technology, Luleå, 2001.

KIESSLING, R., LANGE, N. **Non-metallic inclusions in steel.** 2 Ed. London: The Metals Society. 1978.

KLOCKE, F. LUNG, D. BUCHKREMER, S. **Inverse identification of the constitutive equation of inconel 718 and AISI 1045 from FE machining simulations.** Procedia CIRP, v.8, p.212-21, 2013.

KOMANDURI, R., HOU, Z.B. **Thermal modeling of the metal cutting process Part I: Temperature rise 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 III: temperature rise distribution due to the 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, 2001.

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.

LEE, S., BARTHELAT, F., HUTCHINSON, J.W., ESPINOSA, H.D. **Dynamic failure of metallic pyramidal truss core materials - Experiments and modeling.** International Journal of Plasticity, vol. 22, p. 2118–2145, 2006.

LEMAITRE, J. **How to use damage mechanics.** Nuclear Engineering and Design, v.80, p.233-245, 1984.

LI, Z., WU, D. **Effect of Free-cutting Additives on Machining Characteristics of Austenitic Stainless Steels.** J. Mater. Sci. Technol., v.26(9), p.839-844, 2010.

LIST, G., SUTTER, G., BOUTHICHE, A. **Cutting temperature prediction in high speed machining by numerical modelling of chip formation and its dependence with crater wear.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 54–55, p.1–9, 2012.

LOEWEN, E.G., SHAW, M.C. **On the analysis of cutting tool temperatures.** Transactions of ASME ,v.71, v.217-31, 1954.

MABROUKI, T., GIRARDIN, F., ASAD, M.,RIGAL, J.F. **Numerical and experimental study of dry cutting for an aeronautic aluminium alloy A2024-T351.** International Journal of Machine Tools & Manufacture. v. 48 , p.1187– 1197, 2008.

MACHADO, A., ABRÃO, A.M., COELHO, R.T., SILVA, M.B. **Teoria da Usinagem dos materiais.** São Paulo: Blucher, 2009, 371p.

MADHAVAN, V., CHANDRASEKHAR, S., FARRIS, T. N. **Machining as a wedge indentation.** Trans. ASME J. App. Mech., v.67 (1), p.128–139, 2000.

MARANHÃO, C., DAVIM, J.P. **Finite element modelling of AISI 316 steel: Numerical simulation and experimental validation.** Simulation Modelling Practice and Theory, v.18, p.139-156, 2010.

MATWEB Material property data. Disponível em: <<http://www.matweb.com>>. Acesso em: 20 mai. 2014.

MAUREL PANTEL, A., FONTAINE, M., THIBAUD, S., GELIN, J.C. **3D FEM simulations of shoulder milling operations on a 304L stainless steel.** Simulation Modelling Practice and Theory, v. 22, p.13–27, 2012.

MCCLINTOK, F.A. **A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes.** J. App.Mech.,v. 35, p. 363–371.1968

MERCHANT, M. E. **Mechanics of the metal cutting process. I. orthogonal cutting and a Type 2 chip.** Journal of Applied Physics, v. 16 (5), p.267–275, 1945.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical behavior of materials.** New York: Cambridge university press, 2 ed, 2009. 856p.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis.** São Paulo: SENAI, 2001. 100p.

MOHAMMED, W.M., NG, E., ELBESTAWI, M.A. **Modeling the effect of compacted graphite iron microstructure on cutting forces and tool wear.** CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, v.5, p. 87–101, 2012.

MOLINARI, A., CHERIGUENE, R., MIGUELEZ, H. **Numerical and analytical modeling of orthogonal cutting: The link between local variables and global contact characteristics.** International Journal of Mechanical Sciences, v. 53, p.183–206, 2011.

MOLINARI, A. SOLDANI, X. MIGUÉLEZ, M.H. **Adiabatic shear banding and scaling laws in chip formation with application to cutting of Ti–6Al–4V.** Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v. 61, p. 2331–2359, 2013.

NAKAYAMA, K.: **The Formation of saw Toothed Chips.** Proc. Int. Conf. on Prod. Eng., Tokyo, 1974.

NASR, M.N.A. Effects of sequential cuts on residual stresses when orthogonal cutting steel AISI 1045. Procedia CIRP, v.31, p.118-123, 2015.

NEMAT-NASSER, S., LI,Y., **Flow stress of FCC polycrystals with application to OFHC Cu.** Acta mater., v. 46, n.2, p. 565-577, 1998.

OXLEY, P.L.B. **Shear angle solutions in orthogonal machining.** *Int. J. Mach. Tool. Des. Res.*, v. 2, p. 219–229, 1962.

OZEL, T. **The influence of friction models on finite element simulations of machining.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, v.46, p.518–530, 2006.

PANTALÉ, O., BACARIA, J.L., DALVERNY, O. , RAKOTOMALALA, R., CAPERAA, S. **2D and 3D numerical models of metal cutting with damage effects.** Comput. Methods Appl. Mech. Eng., v.193, p. 4383-4399, 2004.

PIISPANEN,V. **Lastunmoudostimisen teoriaa.** Teknillinen Aika Kauslehti, v.27, p.315, 1937.

POULACHON, G., DESSOLY M., LEBRUN J.L., LE CALVEZ C., PRUNET V., JAWAHIR I.S. **Sulphide inclusion effects on tool-wear in high productivity milling of tool steels.** Wear, v.253, p. 339–356, 2002.

PUJANA, J., ARRAZOLA, P.J., M'SAOUBI, R.M., CHANDRASEKARAN, H. **Analysis of the inverse identification of constitutive equations applied in orthogonal cutting process.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, v.47. p. 2153–2161, 2007.

QI, H.S., MILLS, B. **On the formation mechanism of adherent layers on a cutting tool.** Wear, v.198, p.192-196, 1996.

RAMALINGAM S, BASU K, MALKIN S. **Deformation index of MnS inclusions in resulphurized and leaded steels.** Journal Materials Science and Engineering. 29. p. 117-121, 1977.

RECH, J., CLAUDIN, C., D'ERAMO, E. **Identification of a friction model - Application to the context of dry cutting of an AISI 1045 annealed steel with a TiN-coated carbide tool.** Tribology International, v.42. p.738–744, 2009.

RHIM,S.H., OH, S.I. **Prediction of serrated chip formation in metal cutting process with new flow stress model for AISI 1045 steel.** Journal of Materials Processing Technology, v. 171, p.417–422, 2006.

RICE, J.R. **A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration By Notched and Cracks.** J. Applied Mech.,v.35, p.379, 1968.

RICE, J.R., TRACEY, D.M. **On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields.** J. Mech. Phys. Solids, v.17, p. 201–217, 1969.

RODRIGUES, J., MARTINS, P. **Tecnologia Mecânica: Tecnologia de deformação plástica – Fundamentos teóricos.** v.1. Editora escolar, 2 ed., 2010, 694p.

ROSA, P., KOLEDNIK, O. MARTINS, P.A.F., ATKINS, A.G. **The transient beginning to machining and the transition to steady-state cutting.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 47, p. 1904–1915, 2007.

SAGLAM, H., UNSACAR, F.,YALDIS, S. **Investigation of the effect of rake angle and approaching angle on main cutting force and tool tip temperature.** International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 46, p. 132–141, 2006.

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

SANTOS, D.F.G. **Caracterização microestrutural, e mecânica durante o processo de torneamento de aços ABNT 1045 e ABNT 1145 para avaliação do efeito do enxofre.** Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo, 2008.

SANTOS, S.C.; SALES, W.F. **Aspectos tribológicos da usinagem dos materiais**. São Paulo: Artliber, 2007.

SCHON, C. G. **Mecânica dos materiais: Fundamentos e tecnologia do comportamento mecânico**. 1 ed. Rio de Janeiro: Elsevier, 2013.

SHATLA, M., KERK, C, ALTAN, T. **Process modeling in machining. Part I: determination of flow stress data**. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v.41, p. 1511–1534, 2001.

SHAW, M.C., BER, A., MAMIN, P.A., **Friction characteristics of sliding surfaces undergoing subsurface plastic flow**. Transactions of the ASME, p. 342-345, 1960.

SHAW, M.C. **A new mechanism of plastic flow**. Int. J. Mech. Sci., p. 673-686, 1980.

SHAW, M. C. **Metal cutting principles**. New York: Oxford University Press, 2 ed., 2005, 651p.

SHI, B.; ATTIA, H. **Current status and future direction in the numerical modeling and simulation of machining process: A critical literature review**. Machining Science and Technology, v.14, p.149-188, 2010.

SHIRAKASHI, T, MAEKAWA, K, USUI, E. **Flow stress of low carbon steel at high temperature and strain rate Parts I–II**. Bulletin of the Japan Society of Precision Engineering, v.17, p.161–72, 1983.

SHROT, A., BAKER, M. **Determination of Johnson–Cook parameters from machining simulations**. Computational Materials Science, v. 52, p.298–304, 2012.

SIMA, M.; OZEL, T. **Modified material constitutive models for serrated chip formation simulations and experimental validation in machining of titanium alloy Ti-6Al-4V**. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v.40, p.943-960, 2010.

SIMONEAU, A.; NG, E., ELBESTAWI, M.A. **Modeling the effects of microstructure in metal cutting**. International Journal of Machine Tools & Manufacture, v. 47, p. 368-375, 2007.

SIMULIA. Abaqus 6.12: **Abaqus analysis user's manual**. Vol III: Materials. 2012, 692p.

SOUZA, L. **Avaliação dos Efeitos dos Parâmetros de Usinagem e dos Tratamentos Térmicos no Torneamento de Três Aços Inoxidáveis Austeníticos**. Dissertação de mestrado. Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

SUBBIAH, S. **Some investigations of scaling effects in micro cutting**. Phd Thesis. Georgia Institute of technology, 2006.

TRENT, E., WRIGHT, P. **Metal cutting**. Boston: Butterworth Heinemann, 4 ed., 2000, 446p.

TRIGGER, K.J., CHAO, B.T. **An analytical evaluation of metal cutting temperature**. Transactions of ASME, V.73, P. 57-68, 1951.

UHLMANN, E., HENZE, S., BRÖMMELHOFF, K. **Influence of the built-up edge on the stress state in the chip formation zone during orthogonal cutting of AISI1045**. Procedia CIRP, v. 31, p. 310 – 315, 2015.

UMBRELLO, D., RIZZUTI, S., OUTEIRO, J.C., SHIVPURI, R., MSAOBI, R. **Hardness-based flow stress for numerical simulation of hard machining AISI H13 tool steel**. Journal of Materials Processing Technology, v.199, p.64-73, 2008.

VAZ JR, M., OWEN, D.R.J., KALHORI, V., LUNDBLAD, M. **Modelling and simulation of machining processes** Arch. Comput. Methods Eng., v.14, p.173-204, 2007.

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.

XIAO, G.H., DONG, H., WANG, M.Q., HUI, W.J. **Effect of sulfur content and sulfide shape on fracture ductility in case hardening steel**. Journal of Iron and Steel Research International, v.18(8), p.58-64, 2011.

YAGUCHI, H. **Effect of MnS inclusion size on machinability of low-carbon, leaded, resulfurized free machining steel**. J. Applied Metalworking, v.4, n.3, p.214-225, 1986.

YANG, J.B.; WU, W.T.; SRIVATSA, S. **Inverse flow stress calculation for machining processes**. Advanced Materials Research, v.223, p. 267-272, 2011.

ZEMZEMI, F., RECH, J., BEN SALEM, W., DOGUI, A., KAPSA, P. **Identification of a friction model at tool/chip/workpiece interfaces in dry machining of AISI 4142 treated steels**. Journal of Materials Processing Technology, v. 209, p. 3978–3990, 2009.

ZERILLI, F., ARMSTRONG, R.W. **Dislocation-mechanics-based constitutive relations form material dynamics calculations**. J. Appl. Phys., v.61, n.5, 1987.

ZOREV, N. N. **Inter-relationship between shear processes occurring along tool face and shear plane in metal cutting**. International Research in Production Engineering, ASME, p. 42–49, 1963.

ZOREV, N. N. **Metal cutting mechanics**. Pergamon Press, Oxford, 1966.