PATRÍCIA ALVES BARBOSA

**Estudo do comportamento mecânico na usinagem de aços
inoxidáveis**

São Paulo

(2014)

PATRÍCIA ALVES BARBOSA

**Estudo do comportamento mecânico na usinagem de aços
inoxidáveis**

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

São Paulo

(2014)

PATRÍCIA ALVES BARBOSA

**Estudo do comportamento mecânico na usinagem de aços
inoxidáveis**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para 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

(2014)

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

São Paulo, 19 de março de 2014.

Assinatura do autor Patricia Alves Barbosa

Assinatura do orientador Isabel Ferreira Machado

FICHA CATALOGRÁFICA

Barbosa, Patricia Alves

Estudo do comportamento mecânico na usinagem de aços
inoxidáveis / P.A. Barbosa. -- versão corr. -- São Paulo, 2014.
234 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de
São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Usinagem 2. Torneamento 3. Aço inoxidável 4. Resistência
dos materiais 5. Ensaios mecânicos I. Universidade de São Paulo.
Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica II.t.

Aos meus amores, Rafael e Marcelo.

AGRADECIMENTOS

À professora Dra. Izabel Fernanda Machado, pela orientação apoio e confiança no desenvolvimento deste trabalho.

Ao Laboratório de Fenômenos de Superfícies (LFS), na figura dos professores Dr. Amilton Sinatora, Dr. Deniol Tanaka e Dr. Roberto Martins de Souza, pela oportunidade de integrar o grupo de pesquisa.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da USP, pela oportunidade da realização do doutoramento.

Ao CNPq, pelo apoio financeiro, através da concessão da bolsa de estudos.

À Villares Metals, pelo fornecimento dos aços inoxidáveis inerentes à pesquisa.

À Sandvik, pela colaboração no fornecimento das ferramentas de corte.

Ao Grupo de Mecânica de Sólidos e Impacto em Estruturas (GMSIE), representado pela professora Dra. Larissa Driemeier e Dr. Miguel Angel Calle Gonzales, pela colaboração na realização dos ensaios mecânicos de compressão e Barra de Hopkinson.

Aos pesquisadores, professor Dr. Ernesto Govea Alcaide e Dra. Sueli Hatsumi Masunaga, pela ajuda com as análises magnéticas de SQUID.

Aos Técnicos, Carlos Alberto de Souza Lima, Fábio do Nascimento, Francisco Faustino, Leandro Justino de Paula e Raquel Camponucci, pela amizade e suporte no desenvolvimento experimental do trabalho.

Ao Marcelo Bertolete Carneiro, pelo amor, incentivo e companheirismo pessoal e profissional.

Ao meu filho Rafael, pela compreensão durante os períodos de ausência dedicados à pesquisa.

Aos meus pais Joana e Valterli, minha irmã Daniella e sobrinha Larissa, por suportarem a saudade destes anos distantes.

RESUMO

A usinagem é caracterizada pela grande quantidade de deformação plástica localizada no material devido à formação do cavaco, de forma que existe um compromisso entre o processo de deformação, encruamento e amolecimento, pelo aumento da temperatura, gerando bandas de cisalhamento. A compreensão destas zonas de cisalhamento se faz importante, por conter informações que podem ser aplicadas ao aperfeiçoamento das técnicas de usinagem relacionadas à melhoria do processo e à busca da inovação em materiais e ferramentas. Nesse contexto, os aços inoxidáveis, que em geral, são caracterizados como materiais de baixa usinabilidade, em consequência do elevado grau de encruamento e baixa condutividade térmica durante a usinagem, podem facilitar investigações da formação do cavaco pós-processo em razão da morfologia segmentada de seus cavacos. Para tanto, o objetivo deste trabalho foi abordar a usinagem sob a ótica da ciência do comportamento mecânico dos materiais através da avaliação das características e propriedades de três classes de aços inoxidáveis com diferentes estruturas cristalinas e microestruturas. A análise foi feita utilizando respostas de deformação, taxa de deformação, tensão, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária, determinados a partir do monitoramento das forças de usinagem e caracterização do cavaco (morfologia e microestrutura) em ensaios de torneamento semi-ortogonal, visando o levantamento e a relação dos parâmetros fundamentais do sistema de corte, que possam ser fatores significativos na modelagem do processo de usinagem. Os resultados mostraram que aços inoxidáveis apresentaram comportamentos distintos na usinagem, mostrando uma grande dependência da estrutura cristalina, responsável pelos planos de deslizamento preferenciais, contribuindo para uma maior deformação e reduzindo a tensão de cisalhamento, além da difusividade térmica e dureza do material, que foram fortes indicadores da susceptibilidade dos aços inoxidáveis ao cisalhamento adiabático com formação de cavaco contínuo ou segmentado. A resposta à tensão e deformação dos aços inoxidáveis austenítico e duplex mostraram similaridade quando comparados com a classe martensítica. Não foi evidenciada presença de martensita induzida por deformação na usinagem do aço inoxidável austenítico. Por meio do planejamento composto central foi possível gerar modelos empíricos para cada classe de material relacionando as respostas de deformação, taxa de deformação, tensões, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária com as condições de corte.

Palavras-Chave: Usinagem. Comportamento mecânico. Aço inoxidável. Zona de cisalhamento primária. Formação do cavaco.

ABSTRACT

Machining is characterized by large amount of located plastic strain on material due to chip formation, so that there is a link between strain process, strain hardening, and heat softening, thus generating shear bands. Understanding these shear zones becomes important because it contains information that can be applied to machining technique improvements related to process optimizing, and the materials and tools innovations. In this context, stainless steels are regarded as poor machinability materials, due to high work hardening and low thermal conductivity; however, their segmented chip morphology is helpful for facilitating the post-process chip formation researches. Therefore, the aim was to approach machining from the viewpoint of the mechanical behavior science by comparing three stainless steels grades with dissimilar crystalline structures and microstructures during cutting. Strain, strain rate, stress, strain hardening, and primary shear plane temperature were the output variables analyzed. These output variables were determined from cutting forces monitoring and chip characterization (morphology and microstructure) in semi-orthogonal turning tests. The results showed the stainless steels machining behavior was different depending on the lattice structure, which is responsible for preferential slipping planes, contributing to amount of strain and reducing the shear stress. Thermal conductivity and hardness were also strong indicators of stainless steels adiabatic shear susceptibility by continuous or segmented chip formation. The stress and strain response of austenitic and duplex stainless steel grades were similar compared to martensitic grade. Strain-induced martensite formation was not evidenced in austenitic stainless steel machining. Empirical models of strain, strain rate, stress, strain hardening and primary shear plane temperature as a function of cutting conditions were obtained by means of the central composite design.

Keywords: Machining. Mechanical behavior. Stainless steel. Primary shear zone. Chip formation.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Regiões de interesse na formação do cavaco. v_c : velocidade de corte e ϕ : ângulo de cisalhamento e γ_0 : ângulo de saída da ferramenta. (adaptado de ALTINTAS, 2006).....	31
Figura 2.2 – Principais operações de torneamento (MACHADO et al., 2011).	33
Figura 2.3 – Geometrias de corte. (a) ortogonal; (b) oblíquo; (c) tridimensional, onde f é o avanço da ferramenta. (adaptado de DE VRIES, 1991).	34
Figura 2.4 – Corte ortogonal. γ_0 : ângulo de saída de ferramenta, α_0 : ângulo de folga e β_0 : ângulo de cunha (adaptado de MARKOPOULOS, 2013).	34
Figura 2.5 – Exemplos de operações práticas que podem reproduzir o corte ortogonal. (a) sangramento, (b) torneamento de um tubo e (c) redução do diâmetro de um disco. (FERRARESI, 2011; MACHADO et al., 2011).....	35
Figura 2.6 – Esquema de corte semi-ortogonal. b : largura de corte e r_ϵ : raio de ponta da ferramenta. (adaptado de CHILDS et al., 2000).	36
Figura 2.7 – Esquema de corte oblíquo. λ_s : ângulo de inclinação (adaptado de MARKOPOULOS, 2013).....	36
Figura 2.8 – Diagrama de corte de metais. h : espessura de corte, h' : espessura do cavaco, ϕ : ângulo de cisalhamento e γ_0 : ângulo de saída da ferramenta. (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).	38
Figura 2.9 – Modelos de formação do cavaco. (a) modelo de Ernst e Merchant e (b) modelo de cartas de Piispanen (adaptado de MERCHANT, 1945; SHAW, 2005).....	39
Figura 2.10 – Modelo de Briks (adaptado de ASTAKHOV, 2006).	40
Figura 2.11 – Modelo de Lee e Shaffer (adaptado de ASTAKHOV; SHVETS; OSMAN, 1997).	40
Figura 2.12 – Modelos de Zorev. (a) modelo qualitativo e (b) modelo final simplificado (adaptado de ASTAKHOV, 2006).....	41
Figura 2.13 – Deformação no plano de cisalhamento primário (ϵ) versus ângulo de cisalhamento (ϕ) para três ângulos de saída (γ_0) (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).	43
Figura 2.14 – Relações geométricas (a) e cinemáticas (b) do corte baseado no modelo do “Baralho de Piispanen” (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).....	45
Figura 2.15 – Cavaco contínuo típico de aço AISI 1045 (JASPER; DAUTZENBERG, 2002).	47
Figura 2.16 – Cavaco descontínuo típico de ferro fundido cinzento (STEMMER, 2001; FOUILLAND; MANSORI, 2013).	47
Figura 2.17 – Cavaco Segmentado (adaptado de KOMADURI; VON TURKOVICH, 1981)..	48

Figura 2.18 – Classificação das formas de cavaco produzidas na usinagem dos metais (adaptado da ISO 3685, 1993).....	50
Figura 2.19 – Efeito do avanço e profundidade de corte na forma dos cavacos (MACHADO et al., 2011).....	50
Figura 2.20 – Círculo de Merchant (TRENT; WRIGHT, 2000).....	51
Figura 2.21 – Influência da velocidade de corte na força (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).	53
Figura 2.22 – Modelo de distribuição de tensão na superfície de saída da ferramenta proposto por Zorev. A é a zona de aderência, B a zona de escorregamento e C é a região onde o cavaco perde contato com a ferramenta (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).	55
Figura 2.23 – Principais regiões de geração de calor em usinagem. (A) zona de cisalhamento primária, (B) e (C) zona de cisalhamento secundária e (D) zona terciária (MACHADO et al., 2011).	56
Figura 2.24 – Mapa representativo dos mecanismos de deformação de metais considerando a relação σ_0/T_h , onde σ_0 é a tensão de escoamento, G é o módulo de cisalhamento e μ o coeficiente de atrito (adaptado de FROST; ASHBY, 1982 apud MAYERS, 1994).....	62
Figura 2.25 – Comparação entre as tensões preditas e os dados obtidos dos testes de compressão em baixas taxas de deformação e temperatura ambiente para Al 6061-T6 (GUO, 2003)	66
Figure 2.26 – Comparação entre as tensões preditas e os dados obtidos de testes de usinagem para Al 6061-T6. (a) taxa de deformação moderada e baixa temperatura; (b) alta taxa de deformação e temperatura moderada (GUO, 2003).	66
Figura 2.27 – Diagrama da família dos aços inoxidáveis (adaptado de ATLAS STEELS, 2010).	72
Figura 2.28 – Microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 430 (SATYANARAYANA; MADHUSUDHAN REDDY; MOHANDAS, 2005).	76
Figura 2.29 – Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 410 (ASM, 2004).	77
Figura 2.30 – Microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304 (SATYANARAYANA; MADHUSUDHAN REDDY; MOHANDAS, 2005).	79
Figura 2.31 – Microestrutura do aço inoxidável duplex UNS 32750. Fase clara: austenita (γ), fase escura: ferrita (α) (adaptado de BRANDI; SILVEIRA; VASCONCELLOS, 2010).	81
Figura 2.32 – Desempenho comparativo na usinagem das principais classes de aços inoxidáveis (adaptado de MACHADO et al., 2011).....	83
Figura 3.1 – Fluxograma da metodologia experimental.....	86
Figura 3.2 – Configuração esquemática dos corpos de prova de aço inoxidável AISI 304...	88

Figura 3.3 – Máquina de ensaio universal INSTRON 3369.....	91
Figura 3.4 – Configuração dos corpos de prova para ensaios de compressão.	91
Figura 3.5 – Esquema do aparato experimental da Barra de Hopkinson e visualização das ondas de tensão durante o teste (adaptado de JASPERS; DAUTZENBERG, 2002).	92
Figura 3.6 – Barra de Hopkinson (NEVES, 2013).	93
Figura 3.7 – Configuração dos corpos de prova para testes dinâmicos em barra de Hopkinson.....	93
Figura 3.8 – Montagem esquemática do sistema de aquisição de força.	95
Figura 3.9 – Modelo esquemático de localização das endentações para medições de microdureza nas amostras de cavacos. Bandas altamente deformadas (regiões escuras).	96
Figura 3.10 – Figura esquemática de modelo de formação do cavaco destacando a distância perpendicular entre as lamelas cisalhadas (Δy).	97
Figura 3.11 – Configuração da ferramenta e porta-ferramenta (BRASSINTER, 2009; ISCAR, 2011).	98
Figura 3.12 – Torno Convencional Romi S-30.	99
Figura 3.13 – Configuração da Ferramenta e porta-ferramenta (SANDVIK, 2013).....	102
Figura 3.19 – Torno CNC TRAUB TND 360.....	103
Figura 4.1 – Micrografia do tubo de aço inoxidável austenítico AISI 304, MO, lente de 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a) seção transversal e (b) seção longitudinal.....	107
Figura 4.2 – Micrografia da barra de aço inoxidável austenítico AISI 304, MO, lente de 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a) seção transversal e (b) seção longitudinal.....	108
Figura 4.3 – Micrografia do aço inoxidável austenítico V304UF, MO, lente de 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a)seção transversal e (b) seção longitudinal.....	109
Figura 4.4 – Micrografia do aço inoxidável martensítico VSM13, MO, lente de 1000x. Ataque Villela. (a) seção transversal e (b) seção longitudinal.....	109
Figura 4.5 – Micrografia do aço inoxidável duplex N4462, MO 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a) seção transversal e (b) seção longitudinal.....	109
Figura 4.6 – Difratogramas de raios X das diferentes classes de aços inoxidáveis. (a) V304UF, (b) VSM13 e (c) N4462. Radiação $\text{CuK}\alpha$	110
Figura 4.7 – Curvas tensão-deformação para as três classes de aços inoxidáveis e duas taxas de deformação, à esquerda $0,001 \text{ s}^{-1}$ e à direita $0,02 \text{ s}^{-1}$. Curva azul: tensão-deformação de engenharia e curva vermelha: tensão-deformação verdadeira.....	114

Figura 4.8 – Curvas tensão-deformação dos ensaios da barra de Hopkinson para as três classes de aços inoxidáveis, onde os valores em colchetes representam as taxas de deformação.....	116
Figura 4.9 – Curvas tensão-deformação verdadeiras dos ensaios da barra de Hopkinson e de compressão para as três classes de aços inoxidáveis.	117
Figura 4.10 – Seção longitudinal do cavaco de aço inoxidável austenítico AISI 304 para $v_c=169,8$ m/min e $f=0,428$ mm/volta, MO, lente de 100x. (a) caracterização do cavaco segmentado e (b) exemplificação de medição de Δy	119
Figura 4.11 – Superfície livre do cavaco de aço inoxidável austenítico ABNT 304 para $v_c=117,5$ m/min e $f=0,428$ mm/volta. (a) MEV 50x; (b) MEV 150x.	119
Figura 4.12 – Componentes da força de usinagem para as diferentes geometrias e condições de corte investigadas.	120
Figura 4.13 – Microdureza em função da velocidade de corte para os tipos de CP e avanços estudados.	122
Figura 4.14 – Deformação em função da velocidade de corte para os diferentes tipos de CP e avanços avaliados.....	124
Figura 4.15 – Taxa de deformação em função da velocidade de corte para os diferentes tipos de CP e avanços avaliados.	125
Figura 4.16 – Tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para os diferentes tipos de CP e avanços avaliados.	126
Figura 4.17 – Tensão normal ao plano de cisalhamento em função da velocidade de corte para os diferentes tipos de CP e avanços avaliados.	127
Figura 4.18 – Componentes da força de usinagem em função da velocidade de corte e classe de aço inoxidável para as condições de avanço avaliadas.....	128
Figura 4.19 – Caracterização dos aços inoxidáveis e seus respectivos cavacos: (a) MO dos materiais de trabalho; (b) MO da seção longitudinal dos cavacos; (c) MEV da superfície livre dos cavacos e (d) MEV da seção longitudinal dos cavacos para $v_c=156,14$ m/min e $f=0,428$ mm/volta.	131
Figura 4.20 – Deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.....	132
Figura 4.21 – Taxa de deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.	135
Figura 4.22 – Tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.....	138
Figura 4.23 – Efeito da tensão de cisalhamento (τ) em função da velocidade de corte (v_c) para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).....	139
Figura 4.24 – Efeito da tensão de cisalhamento (τ) em função da velocidade de corte (v_c) para as respectivas classes de aços inoxidáveis VSM13 e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).....	140

Figura 4.25 – Tensão normal ao plano de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.	141
Figura 4.26 – Encruamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.....	144
Figura 4.27 – Temperatura na zona de cisalhamento primária (T_{ZCP}) em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.	145
Figura 4.28 – Efeito da temperatura na zona de cisalhamento primária (T_{ZCP}) em função da velocidade de corte (v_c) para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC)..	147
Figura 4.29 – Efeito da temperatura na zona de cisalhamento primária (T_{ZCP}) em função da velocidade de corte (v_c) para as respectivas classes de aços inoxidáveis VSM13 e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC)..	149
Figura 4.30 – Resposta de tensão-deformação do aço inoxidável austenítico V304UF para as diferentes taxas de deformação durante a usinagem.	150
Figura 4.31 – Resposta de tensão-deformação do aço inoxidável duplex N4462 para as diferentes taxas de deformação durante a usinagem.	150
Figura 4.32 – Resposta de tensão-deformação do aço inoxidável martensítico VSM13 para as diferentes taxas de deformação durante a usinagem.	150
Figura 4.33 – Tensão-deformação dos aços inoxidáveis em diferentes condições de taxa de deformação.....	152
Figura 4.34 – Componentes da força de usinagem em função da velocidade de corte e classe de aço inoxidável para as condições de avanço avaliadas.....	157
Figura 4.35 – Caracterização dos cavacos do aço inoxidável austenítico V304UF: Cavacos; MO da seção longitudinal; MEV da seção longitudinal e MEV da superfície livre dos cavacos.	161
Figura 4.36 – Caracterização dos cavacos do aço inoxidável duplex N4462: Cavacos; MO da seção longitudinal; MEV da seção longitudinal e MEV da superfície livre dos cavacos.....	162
Figura 4.37 – Caracterização dos cavacos do aço inoxidável martensítico VSM13: Cavacos; MO da seção longitudinal; MEV da seção longitudinal e MEV da superfície livre dos cavacos.	163
Figura 4.38 – Deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.....	164
Figura 4.39 – Superfícies de Resposta ajustadas para deformação em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.	168
Figura 4.40 – Taxa de deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.	169

Figura 4.41 – Efeito da taxa de deformação em função das condições de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).....	170
Figura 4.42 – Efeito da taxa de deformação em função das condições de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).....	171
Figura 4.43 – Superfícies de Resposta ajustadas para taxa de deformação em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.	173
Figura 4.44 – Tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.....	174
Figura 4.45 – Efeito da tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).....	175
Figura 4.46 – Efeito da tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).....	177
Figura 4.47 – Efeito da tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis N4462 e VSM13.	178
Figura 4.48 – Superfícies de Resposta ajustadas para tensão de cisalhamento em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).....	180
Figura 4.49 – Tensão normal ao plano de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados. ...	181
Figura 4.50 – Superfícies de Resposta ajustadas para tensão normal ao plano de cisalhamento em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.	185
Figura 4.51 – Encruamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.....	186
Figura 4.52 – Superfícies de Resposta ajustadas para o encruamento em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.	189
Figura 4.53 – Temperatura na zona de cisalhamento primária em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.	190
Figura 4.54 – Efeito da temperatura na zona de cisalhamento primária em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).....	192
Figura 4.55 – Efeito da temperatura na zona de cisalhamento primária em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis N4462 e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).....	193
Figura 4.56 – Superfícies de Resposta ajustadas para T_{ZCP} em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.	195

- Figura 4.57 – Micrografia do aço inoxidável austenítico V304UF deformado na barra de Hopkinson. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a) seção transversal, MO, lente de 200x; (b) seção longitudinal, MO, lente de 200x; (c) seção transversal, MO, lente de 500x e (d) seção longitudinal, MO, lente de 500x. 196
- Figura 4.58 – Micrografia da seção longitudinal do cavaco de aço inoxidável austenítico V304UF, MO, lente de 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. 197
- Figura 4.59 – Difrátogramas de raios X de aço inoxidável V304UF. Radiação $\text{CuK}\alpha$. – (a) material de referência, (b) cavaco e (c) amostra deformada na Barra de Hopkinson (SHPB). 198
- Figura 4.60 – Curvas de $M \times H$ a 300 K para amostras de V304UF de referência (curva preta) e cavaco (curva vermelha). 200
- Figura 4.61 – Curvas de $M \times H$ a 300 K para amostras de V304UF de referência (curva preta) e deformada na barra de Hopkinson (SHBP) (curva vermelha). 200

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Coletânea de teorias de determinação do ângulo de cisalhamento.....	44
Tabela 2.2 – Deformações, taxas de deformação e temperaturas homólogas ($T_h=T/T_m$) típicas nos processos de conformação mecânica e usinagem.....	61
Tabela 2.3 – Propriedades físicas dos aços inoxidáveis a temperatura ambiente.....	74
Tabela 2.4 – % Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis ferríticos. ...	75
Tabela 2.5 – Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de alguns aços inoxidáveis ferríticos.....	75
Tabela 2.6 – % Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis martensíticos.....	77
Tabela 2.7 – Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de alguns aços inoxidáveis martensíticos.	77
Tabela 2.8 – % Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis austeníticos.....	78
Tabela 2.9 – Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de alguns aços inoxidáveis austeníticos.....	79
Tabela 2.10 – % Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis duplex.....	81
Tabela 2.11 – Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de alguns aços inoxidáveis duplex.	81
Tabela 3.1 – Composição Química (% em peso) do Aço Inoxidável AISI 304.....	87
Tabela 3.2 – Rotina de preparação metalográfica.....	89
Tabela 3.3 – Variáveis de entrada a dois níveis.....	99
Tabela 3.4 – Configuração dos ensaios de torneamento. Vermelho: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis V304UF e VSM13; verde: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis V304UF e N4462; azul: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis VSM13 e N4462.	101
Tabela 3.5 – Configuração geral dos ensaios de usinagem. Vermelho: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis V304UF e VSM13; verde: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis V304UF e N4462; azul: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis VSM13 e N4462.	104
Tabela 3.6 – Planejamento Composto Central.....	105
Tabela 4.1 – % de elementos, normalizados a 100%.....	111

Tabela 4.2 – Dureza Vickers HV30 para as diferentes configurações da peça de trabalho de AISI 304.	112
Tabela 4.3 – Microdureza Vickers HV0,05 para as diferentes configurações da peça de trabalho de AISI 304.	112
Tabela 4.4 – Dureza Vickers HV30 para as diferentes classes de aços inoxidáveis.	113
Tabela 4.5 – Microdureza Vickers HV0,05 para as diferentes classes de aços inoxidáveis.	113
Tabela 4.6 – Constantes de Johnson-Cook do ensaio de compressão.	115
Tabela 4.7 – Constantes de Johnson-Cook obtidos da literatura para o aço inoxidável 304.	115
Tabela 4.8 – Constantes C e m da equação de Johnson-Cook.	117
Tabela 4.9 – Constantes C e m do aço inoxidável 304 obtidas da literatura.	118
Tabela 4.10 – Valores médios de forças de usinagem, microdureza do cavaco, espessura do cavaco e distância perpendicular das bandas de cisalhamento para as respectivas condições de ensaio.	121
Tabela 4.11 – Análise de significância do planejamento 2 ³ com referência à microdureza.	122
Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	122
Tabela 4.12 – Valores estimados de ângulo de cisalhamento, forças atuantes no plano de cisalhamento, deformação, taxa de deformação e tensões normal e de cisalhamento.	123
Tabela 4.13 – Análise de significância do planejamento 2 ³ com referência à deformação. Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	124
Tabela 4.14 – Análise de significância do planejamento 2 ³ com referência à taxa de deformação. Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	125
Tabela 4.15 – Análise de significância do planejamento 2 ³ com referência à tensão de cisalhamento. Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	126
Tabela 4.16 – Análise de significância do planejamento 2 ³ com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento. Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	127
Tabela 4.17 – Resultados representativos dos ensaios. Valores médios das componentes da força de usinagem (força de avanço e força de corte), espessura do cavaco, distância perpendicular das bandas de cisalhamento e microdureza do cavaco para as respectivas condições de ensaio.	129
Tabela 4.18 – Valores estimados de ângulo de cisalhamento, força de cisalhamento, força normal ao plano de cisalhamento, deformação, taxa de deformação, tensão cisalhante, tensão normal ao plano de cisalhamento, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária.	130

Tabela 4.19 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	132
Tabela 4.20 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	133
Tabela 4.21 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.	134
Tabela 4.22 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	136
Tabela 4.23 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	136
Tabela 4.24 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	137
Tabela 4.25 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	138
Tabela 4.26 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	139
Tabela 4.27 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.....	140
Tabela 4.28 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	141
Tabela 4.29 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	142
Tabela 4.30 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	143
Tabela 4.31 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	144

Tabela 4.32 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.....	144
Tabela 4.33 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	145
Tabela 4.34 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à T _{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.	146
Tabela 4.35 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à T _{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	148
Tabela 4.36 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à T _{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.	148
Tabela 4.37 – Tensões, deformações e taxas de deformações equivalentes.	151
Tabela 4.38 – Tensões equivalentes em usinagem e obtidas pelo modelo JC.....	153
Tabela 4.39 – Tensões equivalentes em usinagem e obtidas pelo modelo JC para o V304UF a partir das constantes obtidas neste trabalho e da literatura.....	154
Tabela 4.40 – Dados representativos dos ensaios. Valores médios das componentes da força de usinagem (força de avanço e força de corte), espessura do cavaco, distância perpendicular das bandas de cisalhamento e microdureza do cavaco para as respectivas condições de ensaio.....	158
Tabela 4.41 – Dados representativos dos ensaios de usinagem. Valores estimados de ângulo de cisalhamento, força de cisalhamento, força normal ao plano de cisalhamento, deformação, taxa de deformação, tensão cisalhante, tensão normal ao plano de cisalhamento, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária para os respectivos ensaios avaliados.	159
Tabela 4.42 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	164
Tabela 4.43 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.	165
Tabela 4.44 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	165
Tabela 4.45 – Valores estimados de deformação para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.....	166
Tabela 4.46 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	169

Tabela 4.47 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	170
Tabela 4.48 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	171
Tabela 4.49 – Valores estimados da taxa de deformação para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.	172
Tabela 4.50 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	174
Tabela 4.51 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	175
Tabela 4.52 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	177
Tabela 4.53 – Valores estimados da tensão de cisalhamento para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.	178
Tabela 4.54 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	181
Tabela 4.55 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	182
Tabela 4.56 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.	182
Tabela 4.57 – Valores estimados da taxa de tensão normal ao plano de cisalhamento para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.	184
Tabela 4.58 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	187
Tabela 4.59 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	187
Tabela 4.60 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.....	187

Tabela 4.61 – Valores estimados do encruamento para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.....	188
Tabela 4.62 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à T _{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	190
Tabela 4.63 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à T _{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	191
Tabela 4.64 – Análise de significância do planejamento 2 ³ realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à T _{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.	192
Tabela 4.65 – Valores estimados da temperatura na zona de cisalhamento primária para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.	193
Tabela 4.66 – Resultados médios do teor da fase ferromagnética das amostras de V304UF.	199

LISTA DE SÍMBOLOS

v_c	Velocidade de corte	[m/min]
ϕ	Ângulo de cisalhamento	[°]
h	Espessura de corte	[mm]
f	Avanço	[mm/volta]
b	Largura de corte	[mm]
γ_0	Ângulo de saída de ferramenta de corte	[°]
α_0	Ângulo de folga da ferramenta de corte	[°]
β_0	Ângulo de cunha da ferramenta de corte	[°]
r_ϵ	Raio de ponta da ferramenta de corte	[mm]
v_{cav}	Velocidade de saída do cavaco	[m/min]
λ_s	Ângulo de inclinação da ferramenta de corte	[°]
h'	Espessura do cavaco	[mm]
R_c	Grau de recalque	
ϵ	Deformação	
$\dot{\epsilon}$	Taxa de deformação	[s ⁻¹]
χ_r	Ângulo de posição da ferramenta de corte	[°]
β	Ângulo de atrito médio na interface cavaco-ferramenta	[°]
K	Constante do material da peça	
μ	Coeficiente de atrito	
ΔS	Deslocamento angular dos planos cisalhados	[mm]
Δy	Distância perpendicular entre os planos cisalhados	[mm]
v_z	Velocidade de cisalhamento	[m/min]
F_u	Força de usinagem	[N]
F_c	Força de corte	[N]
F_f	Força de avanço	[N]
F_z	Força de cisalhamento	[N]
F_{NZ}	Força normal ao plano de cisalhamento	[N]
a_p	Profundidade de corte	[mm]
σ	Tensão normal ao plano de cisalhamento primário	[MPa]
τ	Tensão de cisalhamento	[MPa]
A_s	Área do plano de cisalhamento primário	[mm ²]

A	Área da seção transversal de corte	[mm ²]
T_{ZCP}	Temperatura no plano de cisalhamento primário	[°C]
T_0	Temperatura ambiente	[°C]
η	Porcentagem da energia total de deformação cisalhante	
β	Porção de calor conduzido da zona de cisalhamento para a peça	
ρ	Densidade	[g/cm ³]
C_p	Calor específico	[J/gK]
K	Condutividade térmica	[W/mK]
T	Temperatura	[°C]
T_h	Temperatura homóloga	
T_m	Temperatura do ponto de fusão do material	[°C]
σ_0	Tensão de escoamento	[MPa]
n	Grau de encruamento	
B	Coeficiente de resistência	[MPa]
C	Coeficiente da taxa de encruamento	
m	Coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação	
$\dot{\epsilon}_0$	Taxa de deformação de referência	[s ⁻¹]
α'	Martensita ferromagnética (estrutura cristalina CCC)	
ϵ	Martensita paramagnética (estrutura cristalina HC)	
γ	Austenita	
α	Ferrita; Nível de significância; Difusividade térmica	[%];[m ² /s]
ϕ_{ext}	Diâmetro nominal externo	[mm]
IC	Confiabilidade ou intervalo de confiança	
σ_{eq}	Tensão equivalente	[MPa]
ϵ_{eq}	Deformação equivalente	
$\dot{\epsilon}_{eq}$	Taxa de deformação equivalente	[s ⁻¹]

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	27
1.1 OBJETIVO	30
1.2 ESTRUTURA DO DOCUMENTO	30
2 REVISÃO DA LITERATURA	31
2.1 FUNDAMENTOS DA USINAGEM	32
2.1.1 Torneamento	32
2.1.2 Mecânica do processo de corte	33
2.1.3 Mecanismo de formação do cavaco	37
2.1.3.1 Modelos de formação do cavaco	39
2.1.4 Relações geométricas e cinemáticas	42
2.1.4.1 Grau de recalque e ângulo de cisalhamento	42
2.1.4.2 Deformação e taxa de deformação cisalhante	45
2.1.5 Classificação dos cavacos	46
2.1.5.1 Tipos de cavacos	46
2.1.5.1.1 <i>Cavaco Contínuo</i>	46
2.1.5.1.2 <i>Cavaco descontínuo</i>	47
2.1.5.1.3 <i>Cavaco Segmentado</i>	48
2.1.5.2 Formas de cavacos	49
2.1.6 Forças na usinagem	51
2.1.6.1 Fatores que influenciam a força de usinagem	52
2.1.7 Tensões em Usinagem	54
2.1.8 Temperatura na usinagem	55
2.1.8.1 Modelos analíticos de distribuição de temperatura	57
2.1.8.2 Temperatura no plano de cisalhamento primário (T_{ZCP})	58
2.2 COMPORTAMENTO MECÂNICO NA USINAGEM	60
2.2.1 Modelos Constitutivos	63
2.2.1.1 Modelo de Johnson-Cook	64
2.2.1.2 Modelo Usui	66
2.2.1.3 Modelo Micromecânico	67
2.2.1.4 Modelo de Zerilli-Armstrong	69
2.2.2 Relação entre modelos constitutivos e processos de usinagem	70
2.3 AÇOS INOXIDÁVEIS	71

2.3.1 Aço inoxidável ferrítico	74
2.3.2 Aço inoxidável martensítico	76
2.3.3 Aço inoxidável austenítico	78
2.3.3.1 Transformação martensítica induzida por deformação	79
2.3.4 Aço Inoxidável Duplex	80
2.3.5 Usinabilidade dos aços inoxidáveis	82
3 MATERIAIS E MÉTODOS	85
3.1 ASPECTOS GERAIS	85
3.2 MATERIAIS DE TRABALHO	87
3.2.1 Materiais de trabalho para a comparação entre corte ortogonal e semi-ortogonal	87
3.2.2 Materiais de trabalho para a comparação entre diferentes classes de aços inoxidáveis	88
3.3 ETAPA 1: CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	89
3.3.1 Análise Microestrutural (Metalografia)	89
3.3.1.1 Microscopia Óptica	89
3.3.1.2 Difração de raios X (DRX)	90
3.3.2 Análise química por fluorescência de raios X (FRX)	90
3.3.3 Ensaios mecânicos	90
3.3.3.1 Dureza e Microdureza Vickers	90
3.3.3.2 Ensaio de Compressão	91
3.3.3.3 Barra de Hopkinson	92
3.4 ETAPA 2: ENSAIOS DE USINAGEM	94
3.4.1 Forças de Usinagem	95
3.4.2 Caracterização do Cavaco	96
3.4.3 Determinação das tensões atuantes no plano de cisalhamento primário	97
3.4.4 Determinação da deformação e taxa de deformação	97
3.4.5 Determinação da temperatura na zona de cisalhamento primária	97
3.4.6 Procedimento experimental dos ensaios da etapa 2.1: Comparação entre corte ortogonal e semi-ortogonal	98
3.4.6.1 Ferramenta	98
3.4.6.2 Procedimento Experimental	98
3.4.6 Procedimento experimental dos ensaios da etapa 2.2: Comparação entre as diferentes classes de aços inoxidáveis	100

3.4.6.1 Procedimento experimental dos testes preliminares	100
3.4.6.1.1 <i>Ferramenta</i>	100
3.4.6.1.2 <i>Procedimento experimental</i>	100
3.4.6.2 Procedimento Experimental dos Testes Conclusivos	102
3.4.6.2.1 <i>Ferramenta</i>	102
3.4.6.2.2 <i>Procedimento experimental</i>	103
3.5 ETAPA 3: ENSAIOS COMPLEMENTARES	105
3.5.1 Ferritoscopia	105
3.5.2 SQUID	106
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	107
4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	107
4.1.1 Análise Microestrutural (Metalografia)	107
4.1.1.1 Microscopia óptica	107
4.1.1.1.1 <i>Análise Microestrutural – Tubo e Barra</i>	107
4.1.1.1.2 <i>Análise Microestrutural – Diferentes classes de aços inoxidáveis</i>	108
4.1.1.2 Difração de raios X	110
4.1.2 Fluorescência por raios X	111
4.1.3 Ensaios Mecânicos	112
4.1.3.1 Dureza e Microdureza Vickers	112
4.1.3.1.1 <i>Dureza e Microdureza Vickers (Tubo e barra)</i>	112
4.1.3.1.2 <i>Dureza e Microdureza Vickers – Diferentes classes de aços inoxidáveis</i>	113
4.1.3.2 Ensaio de compressão	113
4.1.3.3 Ensaio da barra de Hopkinson	115
4.2 ENSAIOS DE USINAGEM	118
4.2.1 Comparação entre corte ortogonal e semi-ortogonal	118
4.2.2 Comparação entre diferentes classes de aços inoxidáveis	128
4.2.2.1 Testes preliminares	128
4.2.2.1.1 <i>Caracterização dos cavacos</i>	130
4.2.2.1.2 <i>Deformação</i>	131
4.2.2.1.3 <i>Taxa de deformação</i>	135
4.2.2.1.4 <i>Tensão de cisalhamento</i>	137
4.2.2.1.5 <i>Tensão normal ao plano de cisalhamento primário</i>	141
4.2.2.1.6 <i>Encruamento</i>	143
4.2.2.1.7 <i>Temperatura na zona de cisalhamento primária</i>	145

4.2.2.1.8 Tensão-deformação em diferentes taxas de deformação	151
4.2.2.2 Testes conclusivos	155
4.2.2.2.1 Classificação dos cavacos	159
4.2.2.2.2 Deformação	164
4.2.2.2.3 Taxa de deformação	169
4.2.2.2.4 Tensão de cisalhamento	174
4.2.2.2.5 Tensão normal ao plano de cisalhamento primário	181
4.2.2.2.6 Encruamento	186
4.2.2.2.7 Temperatura na zona de cisalhamento primária (T_{CZP})	190
4.3 ENSAIOS COMPLEMENTARES	196
5 CONCLUSÕES	203
6 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	207
REFERÊNCIAS	209
APÊNDICE I – Planejamento de Experimentos	223
ANEXO I – Folhas de Dados (MATWEB, 2012)	229

1 INTRODUÇÃO

Dentre os processos de fabricação utilizados na indústria metal-mecânica existem duas classes de processamento no estado sólido (DIETER, 1988): a) conformação mecânica, que visa à obtenção da forma final da peça a ser produzida conduzindo a um processo de deformação plástica no material, onde o volume se mantém constante; e b) usinagem, que por sua vez, consiste em transformar a matéria-prima em produto acabado, promovendo deformação plástica localizada na região do corte e removendo material excedente na forma de cavaco através do movimento relativo de rotação e translação entre uma ou mais ferramentas cortantes e a peça (TRENT; WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; FERRARESI, 2011; MACHADO et al., 2011).

A usinagem, foco do trabalho, é considerada um dos processos mais antigos de obtenção de componentes na indústria de fabricação mecânica, e mais de cem anos de pesquisas vem sendo conduzida nesse campo (ASTAKHOV, 1999a; CHILDS et al., 2000; VAZ JR. et al., 2007, DIXIT; JOSHI, DAVIM, 2011). Porém, muitas dessas investigações estão focadas na otimização das condições econômicas de corte, precisão dimensional e acabamento da superfície (CHILDS et.al, 2000; ASTAKHOV; SHVETS, 2001), e pesquisas dedicadas ao estudo dos mecanismos fundamentais foram negligenciadas devido à dificuldade de compreensão do comportamento do material sob condições diferenciadas de deformação durante o corte (ASTAKHOV, 1999a; ASTAKHOV, 1999b; VAZ JR. et al., 2007).

Segundo Boothroyd (1975), Childs et al. (2000) e Markopoulos (2013), os fundamentos da teoria e da prática em usinagem foram estabelecidos entre 1870 e 1905, onde a ênfase consistia na observação ao invés da previsão do comportamento. Isso se manteve ao longo de 30 anos com enorme geração de banco de dados de usinabilidade (força e vida da ferramenta). No final de 1920, já se cogitava a necessidade de teorias unificadas que sustentassem todos os tipos de corte, e por volta de 1930 e meados da década de 1940 iniciou-se a primeira fase de estudos para a previsão da usinagem. No entanto, devido às complexidades envolvidas mesmo na mais simples formação do cavaco, o primeiro estágio de investigação não foi bem sucedido na sua capacidade de previsão, conseguindo somente descrever suas consequências. Isso deixou claro que as hipóteses sobre a

lei de atrito na interface cavaco-ferramenta, aquecimento durante o corte e altas taxas de deformação envolvidas, as quais poderiam causar mudanças na resistência ao cisalhamento durante o processo, não poderiam ser ignoradas (BOOTHROYD, 1975; MARKOPOULOS, 2013).

A partir da metade de 1960, o foco principal da investigação mecânica voltou-se para a exploração das possibilidades e consequências de suposições mais realistas. E na década de 1980, a segunda fase do desenvolvimento preditivo mostrou que métodos numéricos se tornariam necessários para analisar propriamente a formação do cavaco (CHILDS et al., 2000). Os métodos numéricos, em especial, o método dos elementos finitos, têm se tornado uma ferramenta importante, embora ainda dependam de modelos a serem estabelecidos para uma predição do processo de corte de forma precisa (VAZ JR et al., 2007; DUCOBU; RIVIÈRE-LORPHÈVRE; FILIPPI, 2013; COURBON et al., 2013; ZAHEDI; ROY; SILBERSCHMIDT, 2013).

Embora inúmeras tentativas tenham sido feitas, as investigações se concentraram no desenvolvimento de teorias de natureza descritiva que somente explicavam os fenômenos pós-processo, e depois de muitos anos de estudo, a usinagem ainda estava muito voltada apenas aos aspectos tecnológicos (ASTAKHOV, 1999a). E, apesar dos contínuos esforços dos pesquisadores da área de usinagem, a indústria ainda tem se baseado em dados empíricos apresentados pelos fabricantes de máquinas e ferramentas de corte em catálogos e manuais, com os quais os usuários determinam valores ótimos de parâmetros de corte para cada caso particular. Porém, soluções utilizando métodos caros de tentativa e erro de ontem podem agora ser obtidas por meio de abordagens científicas (ASTAKHOV; SHVETS, 2001), relacionando a mecânica do processo com as teorias da plasticidade, na tentativa de prever o corte através do desenvolvimento de técnicas matemáticas para a previsão do comportamento mecânico de materiais em uma grande faixa de deformações, taxas de deformação, temperatura e carregamentos complexos (MEYERS, 1994; GUO; ATKINS, 2003; WEN; HORSTEMEYER, 2005).

Baseado nisso diferentes métodos têm sido propostos para estimar o comportamento do material em processos que envolvem altas taxas de deformação, dentre eles estão os testes de compressão e torção. Porém, as deformações, taxas de deformação e temperaturas em que o material de trabalho é submetido durante a usinagem são muito superiores às encontradas em testes quase estáticos

convencionais, podendo sofrer deformações maiores que 1, alcançando taxas de deformação acima de 10^6 s^{-1} e temperaturas superiores a 1300°C (TOUNSI et al., 2002; GUO, 2003; GUO; WEN; HORSTEMEYER, 2005; COURBON et al., 2013).

Para tanto, a base para uma melhor compreensão dos processos de usinagem está relacionada com o estudo da formação do cavaco, o qual se processa em elevadíssimas taxas de deformação, dificultando o acesso experimental da região de corte (MACHADO et al., 2011; COURBON et al., 2013). E para lidar com essa situação complexa, uma abordagem sobre o comportamento de diferentes materiais durante a usinagem, através da investigação de fatores relacionados com a composição química, microestrutura, dureza, características de tensão e deformação é de suma importância devido à grande influência destas variáveis sobre a usinabilidade dos metais (FERRARESI, 2011; BARBOSA; BARBOSA; MACHADO, 2013).

Nesse contexto, os aços inoxidáveis se mostram como interessantes objetos de estudo, que apesar de serem caracterizados como materiais de baixa usinabilidade, em consequência do elevado grau de encruamento e baixa condutividade térmica (TRENT; WRIGHT, 2000; MACHADO et al., 2011), podem ajudar nas análises em razão da morfologia segmentada de seus cavacos, facilitando investigações da formação do cavaco pós-processo.

Dessa forma, identificar quais parâmetros, tanto microestruturais quanto de processo, que influenciam a formação do cavaco de diferentes classes de aços inoxidáveis é útil para iniciar uma investigação mais aprofundada sobre o comportamento dos materiais durante a usinagem, podendo contribuir para a preparação e formulação de modelos de corte para serem utilizados no desenvolvimento e aperfeiçoamento de programas de elementos finitos para simulações do processo, visando o melhoramento das técnicas de usinagem relacionadas à otimização do processo e à busca da inovação em materiais e ferramentas (MEYERS, 1994; CHILDS et al., 2000; WANG; HUANG; GUO, 2003; SONG, 2003; GUO; WEN; HORSTEMEYER, 2005; CHANG, 2007).

1.1 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho foi investigar o comportamento (microestrutural e mecânico) em usinagem de três classes de aços inoxidáveis, com diferentes microestruturas, estrutura cristalina e propriedades físicas e mecânicas. Para tanto, realizados ensaios de torneamento semi-ortogonal em diferentes condições de corte, segundo planejamentos fatoriais estatísticos, visando o levantamento e a relação dos parâmetros fundamentais do sistema de corte que pudessem ser fatores significativos na modelagem do processo.

Esta investigação se baseou na análise da deformação, taxa de deformação, tensões (normal e de cisalhamento), encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária, determinados a partir do monitoramento das componentes da força de usinagem e caracterização do cavaco (morfologia, microestrutura, deformação e dureza).

1.2 ESTRUTURA DO DOCUMENTO

A apresentação desta tese está estruturada em seis capítulos. Após a Introdução (capítulo 1), será apresentada uma Revisão da Literatura (capítulo 2), que consiste no estado da arte, onde serão abordados os conhecimentos necessários à compreensão do trabalho, seguido pelo capítulo 3 (Materiais e Métodos), que detalhará todo o procedimento experimental utilizado na execução da pesquisa. O capítulo 4 apresentará os Resultados e Discussões referentes aos testes experimentais e análises estatísticas. No capítulo 5 constarão as principais Conclusões, seguido pela apresentação das Propostas para Trabalhos Futuros (capítulo 6), visando à continuidade da investigação do tema de pesquisa abordado nesta tese. E por fim, ainda estarão listadas ao final do documento as Referências Bibliográficas utilizadas para amparar a pesquisa, seguida por um Apêndice, com a apresentação de uma revisão complementar sobre planejamento de experimentos, finalizando com um Anexo contendo folhas de dados técnicos de aços inoxidáveis, utilizadas para cálculos referentes à temperatura.

2 REVISÃO DA LITERATURA

A complexidade do processo de usinagem considera que, para uma abordagem dos mecanismos fundamentais, a formação do cavaco deve ser vista como um sistema composto por três principais regiões de interesse: (1) zona de cisalhamento primária, (2) zona de cisalhamento secundária e (3) zona terciária (Fig. 2.1), sendo que cada uma delas envolve um conhecimento multidisciplinar abrangendo muitos campos da engenharia e da ciência, incluindo a física do estado sólido, ciência dos materiais, teoria da plasticidade e mecânica da fratura, tribologia, conceitos básicos de química e física, princípios da metalurgia física, termodinâmica e transferência de calor, dentre outros (SHAW, 2005).

Figura 2.1 – Regiões de interesse na formação do cavaco. v_c : velocidade de corte e ϕ : ângulo de cisalhamento e γ_0 : ângulo de saída da ferramenta. (adaptado de ALTINTAS, 2006).

Neste contexto, cabe destacar que o foco do trabalho está direcionado para a primeira região, referida como zona de cisalhamento primária, a qual é definida como a região delimitada entre o material não deformado e o material deformado, ou seja, entre o material da peça e o cavaco, onde o interesse consiste na investigação das características de deformação plástica. Para tanto, neste capítulo serão abordados assuntos que proporcionarão uma fundamentação teórica no que diz respeito aos fundamentos da usinagem dos metais, considerando o processo de torneamento, as características básicas da mecânica do processo, formação do

cavaco, forças e temperatura de corte, além das relações baseadas nas tensões e deformações durante a usinagem; aspectos relacionados com o comportamento mecânico dos materiais voltados para os métodos de caracterização e equações constitutivas mais utilizadas e possíveis relações com a usinagem; finalizando com uma revisão sobre os aspectos gerais dos aços inoxidáveis e sua usinabilidade.

2.1 FUNDAMENTOS DA USINAGEM

2.1.1 Torneamento

A usinagem é dividida em duas grandes frentes: convencional e não convencional; e dentro da primeira o processo mais conhecido e aplicado é o torneamento, o qual é definido por ASM (1989), Shaw (2005) e Ferraresi (2011) como um processo mecânico de usinagem destinado à obtenção de superfícies de revolução através da retirada de excesso de material na forma de cavaco com auxílio de ferramentas monocortante. Para tanto, a peça gira em torno do eixo principal de rotação da máquina e a ferramenta se desloca simultaneamente segundo uma trajetória coplanar com o referido eixo.

O torneamento é geralmente classificado quanto à finalidade da operação em desbaste e acabamento, e quanto à trajetória da ferramenta em retilíneo e curvilíneo. A operação de acabamento confere as dimensões finais especificadas à peça, já o desbaste se refere à operação anterior a de acabamento, visando conferir forma e dimensões próximas às finais.

A Figura 2.2 apresenta as principais operações baseadas no deslocamento retilíneo da ferramenta (ASM, 1989; FERRARESI, 2011; MACHADO et al., 2011).

Figura 2.2 – Principais operações de torneamento (MACHADO et al., 2011).

Em pesquisas científicas, o torneamento é a operação de usinagem mais comumente empregada em trabalhos experimentais sobre a investigação do comportamento tanto do material de trabalho quanto das ferramentas utilizadas no corte de metais segundo critérios de usinabilidade (TRENT; WRIGHT, 2000; SAGLAM; YALDIZ; UNSAKAR, 2007; SIMONEAU; NG; ELBESTAWI, 2007; LALWANI; MEHTA; JAIN, 2009; JIANXIN et al., 2011; ARRAZOLA et al., 2013). Dentre as variantes do processo, o torneamento cilíndrico é o mais utilizado em investigações dos mecanismos fundamentais de formação do cavaco.

2.1.2 Mecânica do processo de corte

Segundo De Vries (1991), o corte de metais é baseado em três geometrias principais: o corte ortogonal, oblíquo e tridimensional; como ilustrado esquematicamente na Fig. 2.3.

Figura 2.3 – Geometrias de corte. (a) ortogonal; (b) obluo; (c) tridimensional, onde f  o avanço da ferramenta. (adaptado de DE VRIES, 1991).

O corte ortogonal pode ser definido como um processo de remoo de material por uma aresta cortante perpendicular  direo do movimento relativo do par ferramenta-peça (ALTINTAS, 2006), ou seja, com ângulo de inclinao (λ_s) de 0° e ângulo de posio (χ_r) de 90° , podendo ser analisado no plano e, portanto, tratado como um problema bidimensional (Fig. 2.4). Nesta geometria de corte, considera-se ainda que a superfície de folga da ferramenta não entra em contato com a peça usinada, sendo a espessura de corte (h) igual ao avanço (f) e pequena em relao  largura de corte (b), a qual  mantida constante durante o processo; por fim, a última considerao a respeito dessa operao  que a aresta cortante deve ser maior que a largura de corte (MACHADO et. al., 2011).

Figura 2.4 – Corte ortogonal. γ_0 : ngulo de saída de ferramenta, α_0 : ngulo de folga e β_0 : ngulo de cunha (adaptado de MARKOPOULOS, 2013).

Exemplos de operaoes que podem reproduzir um corte ortogonal, podendo ser utilizados em trabalhos experimentais, são: sangramento de uma peça utilizando

um bedame com aresta paralela ao eixo de rotação; torneamento de um tubo utilizando uma ferramenta com λ_s igual a 0° e cuja aresta de corte é mais larga que a parede do tubo; redução do diâmetro de um disco com espessura menor que a da ferramenta; ou operação de aplainamento. A Figura 2.5 apresenta algumas situações práticas que se aproximam do corte ortogonal.

Figura 2.5 – Exemplos de operações práticas que podem reproduzir o corte ortogonal. (a) sangramento, (b) torneamento de um tubo e (c) redução do diâmetro de um disco. (FERRARESI, 2011; MACHADO et al., 2011).

Ainda, segundo Childs et al. (2000) e Trent e Wright (2000) existe uma geometria de corte que corresponde a uma situação aproximada de corte ortogonal conhecida como corte semi-ortogonal, a qual é comumente empregada em laboratórios de pesquisa para desenvolvimento de trabalhos experimentais em usinagem (TRENT; WRIGHT, 2000). Na geometria semi-ortogonal, a aresta de corte é perpendicular à velocidade de corte (v_c), mas não se estende a largura total da peça de trabalho, além de possuir um raio de ponta (r_ϵ). Mesmo a cunha cortante sendo perpendicular à v_c , a geometria do corte não é ortogonal devido à velocidade de saída do cavaco (v_{cav}) não ser perpendicular à aresta de corte, devido ao raio de arredondamento da ponta da ferramenta. Apesar disso, o caso semi-ortogonal pode ser considerado aproximadamente ortogonal para situações em que r_ϵ for muito menor que b . A Figura 2.6 mostra a forma esquemática de um corte semi-ortogonal.

Figura 2.6 – Esquema de corte semi-ortogonal. b : largura de corte e r_e : raio de ponta da ferramenta. (adaptado de CHILDS et al., 2000).

No corte oblíquo (Fig. 2.7) a aresta de corte é inclinada de um ângulo λ_s em relação à direção do movimento relativo do par ferramenta-peça (ALTINTAS, 2006; CHILDS et al., 2000). A mecânica do corte pode ser analisada como um problema bidimensional através de transformação rotacional, se o plano de referência correto for escolhido. Geralmente, o torneamento é analisado como usinagem oblíqua (DE VRIES, 1991).

Figura 2.7 – Esquema de corte oblíquo. λ_s : ângulo de inclinação (adaptado de MARKOPOULOS, 2013).

O corte tridimensional difere do ortogonal e oblíquo pelo fato deste ser executado por arestas múltiplas, geralmente referenciadas como arestas de corte primária e secundária, não podendo, portanto, ser transformado em um problema bidimensional. Segundo De Vries (1991), solução analítica ou aproximadamente

formada para casos tridimensionais ainda não foram estabelecidas, mas existem muitas abordagens numéricas baseadas em métodos de elementos finitos. Todavia, muitos processos de usinagem, onde o corte é realizado principalmente pela aresta principal de corte, podem ser frequentemente analisados considerando o corte oblíquo.

Contudo, apesar de todas estas diferentes configurações de corte, o mecanismo de remoção de material ainda é explicado utilizando da abordagem bidimensional, a qual é considerada a base para os outros, de forma que a mecânica dos processos tridimensionais mais complexos pode ser estimada a partir de modelos de transformação geométricos e cinemáticos aplicados ao processo de corte ortogonal (ALTINTAS, 2006). Baseado nesta abordagem pode-se estimar as forças, tensões e deformações atuantes no processo e avaliar os fenômenos envolvidos no mecanismo de formação do cavaco.

2.1.3 Mecanismo de formação do cavaco

O mecanismo de formação do cavaco é de compreensão mais fácil e mais acessível a cálculos matemáticos quando se considera o corte ortogonal. Esta simplificação não altera, porém, a essência do fenômeno, pois as conclusões obtidas podem ser aplicáveis ao corte tridimensional através de relações geométricas (ALTINTAS, 2006; SHAW, 2005; MACHADO et al., 2011).

A Figura 2.8 apresenta o diagrama de corte representando esquematicamente o mecanismo de formação do cavaco.

Figura 2.8 – Diagrama de corte de metais. h : espessura de corte, h' : espessura do cavaco, ϕ : ângulo de cisalhamento e γ_0 : ângulo de saída da ferramenta. (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).

O mecanismo de formação do cavaco é um processo cíclico, com cada ciclo dividido em quatro etapas, descritas da seguinte forma (TRENT; WRIGHT, 2000; MACHADO et al., 2011):

1. **Recalque:** Inicialmente a ação da ferramenta recalca o volume definido por “klmn” (Fig.2.8), onde começam a ocorrer deformações elásticas no material;
2. **Deformação Plástica:** Com o prosseguimento do processo, o limite de escoamento é vencido e o volume passa a se deformar plasticamente;
3. **Ruptura:** Após entrar no regime plástico, o avanço da ferramenta faz com que as tensões ultrapassem o limite de resistência do material, dentro da zona de cisalhamento primária, representada por um plano definido pela linha “OD” da Fig.2.8, promovendo a ruptura, que se inicia com a abertura de uma trinca no ponto “O” e que pode se estender até o ponto “D”, dependendo da ductilidade ou fragilidade do material usinado, determinando, desta forma, o tipo de cavaco, isto é, contínuo ou descontínuo;
4. **Movimentação sobre a superfície de saída:** Após passar pela zona de cisalhamento primária, o volume movimenta-se sobre a superfície de saída da ferramenta, saindo como uma lamela de cavaco. No entanto, ao atravessar a

zona de cisalhamento primária este volume se deforma plasticamente para um novo formato “pqrs” (Fig.2.8), apresentando uma espessura maior, mas com um comprimento menor.

2.1.3.1 Modelos de formação do cavaco

Um elemento chave do processo de usinagem é a forma na qual o material é removido via formação do cavaco. A formação do cavaco tem sido uma área de estudo desde que os primeiros modelos analíticos, no que diz respeito à zona de cisalhamento, foram publicados. Dentre eles, podem-se destacar os modelos de Ernst e Merchant, de Piispanen, de Briks e de Okushima e Hitomi, o de Lee e Shaffer e o de Zorev, que serão descritos a seguir.

O modelo de Ernst e Merchant (Fig. 2.9(a)) considera a formação do cavaco como um processo de cisalhamento puro, onde a região cisalhada é bastante fina quando comparada com seu comprimento, podendo então ser razoavelmente representada por um plano. Este modelo foi baseado no modelo anteriormente proposto por Piispanen que representou a formação do cavaco como um baralho de cartas inclinadas num ângulo considerado como o ângulo de cisalhamento (Fig. 2.9(b)) (MERCHANT, 1945; ASTAKHOV; SHVETS; OSMAN, 1997; ROBINSON; JAKSON, 2005; SHAW, 2005; SIMONEAU; NG; ELBESTAWI, 2007).

Figura 2.9 – Modelos de formação do cavaco. (a) modelo de Ernst e Merchant e (b) modelo de cartas de Piispanen (adaptado de MERCHANT, 1945; SHAW, 2005).

Os modelos de Briks e de Okushima e Hitomi sugerem que a deformação plástica aconteça em uma região, definida por uma família de planos de cisalhamento ($OA_0, OA_1, OA_2, \dots, OA_n$) e arranjada como um leque aberto, como

mostrado na Fig. 2.10. Assim, a superfície externa da peça de trabalho e a superfície livre do cavaco estão conectadas por uma linha de transição A_0A_n consistindo de uma série de curvas A_0A_1 , A_1A_2 , $A_2A_3, \dots, A_{n-1}A_n$. Como resultado, a deformação da camada sendo removida acontece contínua e suavemente (ASTAKHOV; SHVETS; OSMAN, 1997; ASTAKHOV, 2006).

Figura 2.10 – Modelo de Briks (adaptado de ASTAKHOV, 2006).

O modelo de Lee e Shaffer (Fig. 2.11) aplicou a teoria das linhas de deslizamento assumindo condições de deformação plana em sólidos perfeitamente plásticos, resultando numa zona de cisalhamento triangular ABC, de forma que a tensão cisalhante máxima ocorre na região da linha AB e nenhuma força atua acima da linha AC (ASTAKHOV; SHVETS; OSMAN, 1997; SIMONEAU; NG; ELBESTAWI, 2007; MARKOPOULOS, 2013).

Figura 2.11 – Modelo de Lee e Shaffer (adaptado de ASTAKHOV; SHVETS; OSMAN, 1997).

Zorev propôs primeiramente um modelo qualitativo, também utilizando a teoria das linhas de deslizamento e considerando a zona de deformação como uma superposição de dois processos independentes, deformação e atrito. Este modelo

mostra a região de deformação plástica limitada pelas linhas OL (ao longo da qual ocorre a primeira deformação plástica) e OM (ao longo da qual ocorre a última deformação plástica), como mostrado na Fig. 2.12(a). Entretanto, devido às muitas dificuldades na determinação precisa dos estados de tensão e deformação na zona de deformação construída a partir da teoria da plasticidade, Zorev adotou um modelo simplificado mostrado na Fig. 2.12(b), em que as linhas de cisalhamento curvadas foram substituídas por linhas retas e assumido que nenhum cisalhamento ocorre ao longo da segunda família de linhas de cisalhamento adjacentes à superfície de saída da ferramenta, tornando esse modelo muito similar ao proposto por Briks, Okushima e Hitomi (ASTAKHOV; SHVETS; OSMAN, 1997; ASTAKHOV, 2006; MARKOPOULOS, 2013).

Figura 2.12 – Modelos de Zorev. (a) modelo qualitativo e (b) modelo final simplificado (adaptado de ASTAKHOV, 2006).

Baseado nos modelos apresentados acima cabe ressaltar que, embora, tenham sido propostos modelos de formação do cavaco mais realistas, como o apresentado por Zorev e de várias outras adaptações sugeridas na literatura (ASTAKHOV, 2006; MOLINARI; MOUFKI, 2008; LALWANI; MEHTA; JAIN, 2009), os modelos do único plano de cisalhamento de Ernst e Merchant e do baralho de cartas de Piispanen têm sobrevivido a todos eles, mostrando-se ainda como base para estudos de usinagem, programas de simulação computacional incluindo os pacotes mais avançados de análises por elementos finitos da área (ASTAKHOV, 2006; BARBOSA; MACHADO, 2011; GUO et al., 2011; MARKOPOULOS, 2013; KLOCKE; LUNG; PULS, 2013; YAN et al., 2013). Considerando ainda, os materiais que apresentam morfologia do cavaco segmentada, como o caso dos aços inoxidáveis, o modelo simplificado de Piispanen tem se mostrado factível, devido à boa aproximação para esta segmentação.

2.1.4 Relações geométricas e cinemáticas

A partir da representação da Fig. 2.8, podem ser definidos detalhes para o estabelecimento de relações geométricas e cinemáticas importantes para o equacionamento matemático do fenômeno e análise do processo de corte, tais como o grau de recalque (R_c), ângulo de cisalhamento (ϕ) formado entre o plano de cisalhamento (segmento “OD”) e a direção de corte (ou plano de corte, segmento “OA”), além da deformação (ϵ) e da taxa de deformação cisalhante ($\dot{\epsilon}$).

Estas relações geométricas e cinemáticas foram propostas por Merchant (SHAW, 2005; FERRARESI, 2011) baseadas no modelo do “Baralho de Piispanen” (TRENT; WRIGHT, 2000).

O modelo de Piispanen, como exposto anteriormente, retrata o material em corte como um baralho de cartas inclinadas em relação à superfície livre em um ângulo correspondente a ϕ , como mostrado na Fig. 2.9(b). Apesar das limitações, este modelo é muito útil, pois contém os conceitos principais do processo de formação do cavaco, além de ser didático, de fácil compreensão e apresentar uma boa aproximação da morfologia de cavacos segmentados (SHAW, 2005).

2.1.4.1 Grau de recalque e ângulo de cisalhamento

O grau de recalque (R_c) é um parâmetro razoavelmente mensurável, determinado após a usinagem, pela relação entre a espessura do cavaco deformado (h') e a espessura de corte (h), como apresentado na eq. (2.1).

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

A espessura do cavaco deformado pode ser obtida por medição direta da seção transversal do cavaco com o auxílio de um micrômetro. A grandeza h é determinada pelas condições de usinagem através da eq. (2.2).

$$h = f \cdot \sin \chi_r \quad (2.2)$$

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

Com a determinação do grau de recalque pode-se obter, por relação direta, o ângulo de cisalhamento (ϕ). A eq. (2.3) mostra a relação matemática para a determinação do ângulo de cisalhamento, onde γ_0 corresponde ao ângulo de saída da ferramenta.

$$\tan \phi = \frac{\cos \gamma_0}{R_c - \sin \gamma_0} \quad (2.3)$$

O valor do grau de recalque (R_c), e, portanto do ângulo de cisalhamento (ϕ), dá uma boa indicação da quantidade de deformação na zona de cisalhamento primária (MACHADO et al., 2011). Isso pode ser observado na Fig. 2.13, que mostra grandes quantidades de deformação para pequenos valores de ϕ (altos valores de R_c) e vice-versa. O ângulo de saída da ferramenta também influencia, de forma que quanto menor γ_0 , maior a deformação (TRENT; WRIGHT, 2000).

Figura 2.13 – Deformação no plano de cisalhamento primário (ϵ) versus ângulo de cisalhamento (ϕ) para três ângulos de saída (γ_0) (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).

Devido à dificuldade de medição experimental do ângulo de cisalhamento, várias tentativas foram realizadas no sentido de propor uma teoria para a determinação teórica de ϕ , como as destacadas na coletânea da Tab. 2.1, onde β

corresponde ao ângulo de atrito médio na interface cavaco-ferramenta, K é uma constante do material da peça relacionada com as tensões no corte e μ é o coeficiente de atrito entre o cavaco e a ferramenta de corte.

Tabela 2.1 – Coletânea de teorias de determinação do ângulo de cisalhamento.

Teoria	Equação
Ernst-Merchant	$\phi = 45^\circ - \frac{\beta}{2} + \frac{\gamma_0}{2}$
Merchant	$\phi = \frac{\cot^{-1} K}{2} - \frac{\beta}{2} + \frac{\gamma_0}{2}$
Lee-Shaffer	$\phi = 45^\circ - \beta + \gamma_0$
Hücks	$\phi = 45^\circ - \frac{\text{tg}^{-1} 2\mu}{2} + \gamma_0$

(SHAW, 2005).

A teoria de Ernst e Merchant foi estabelecida para o ângulo em que a tensão no plano de cisalhamento fosse máxima (FERRARESI, 2011). Merchant por sua vez, fundamentou-se na hipótese do trabalho mínimo e introduziu uma quantidade empírica ($\cot^{-1} K$) chamada por ele de constante de usinagem que depende do material da peça a ser usinada (SHAW, 2005).

A equação de Lee e Shaffer aplica a teoria da plasticidade no corte ortogonal admitindo o material como sendo plástico ideal, ignorando qualquer efeito de encruamento (CHILDS et al., 2000; SHAW, 2005; FERRARESI, 2011).

Hücks baseou-se na envoltória de Mohr, assumindo que o plano de cisalhamento estaria na direção da tensão máxima de cisalhamento (SHAW, 2005).

No entanto, apesar das considerações teóricas e experimentais para a determinação do ângulo de cisalhamento fornecerem resultados bem próximos da realidade, vários casos mostraram discrepâncias entre os valores calculados e fornecidos de ensaios, podendo ser devido à influência da aresta lateral de corte, fato que ocorre nas operações executadas em corte tridimensional, fazendo com que o estudo se torne mais complicado (FERRARESI, 2011).

2.1.4.2 Deformação e taxa de deformação cisalhante

A Figura 2.14 mostra esquematicamente as relações geométricas e cinemáticas; e as eqs. (2.4) e (2.5) apresentam as formulações utilizadas para o cálculo da deformação e taxa de deformação cisalhantes.

Figura 2.14 – Relações geométricas (a) e cinemáticas (b) do corte baseado no modelo do “Baralho de Piispänen” (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).

A deformação cisalhante (ϵ) pode ser calculada através da relação entre o deslocamento angular (ΔS) pela distância perpendicular entre os planos cisalhados (Δy), como mostrado na Fig. 2.14(a) e eq. (2.4).

$$\epsilon = \frac{\Delta S}{\Delta y} = \frac{OA}{CD} = \frac{OD}{CD} + \frac{DA}{CD} = \frac{\cos \gamma_0}{\sin \phi \cos(\phi - \gamma_0)} \quad (2.4)$$

A taxa de deformação cisalhante ($\dot{\epsilon}$) pode ser determinada a partir da relação de velocidades no corte ortogonal, como esquematizado na Fig. 2.14(b), de acordo com a formulação apresentada na eq. (2.5), onde v_z é a velocidade de cisalhamento.

$$\dot{\epsilon} = \frac{\Delta S}{\Delta y \Delta t} = \frac{v_z}{\Delta y} = \frac{\cos \gamma_0}{\cos(\phi - \gamma_0)} \cdot \frac{v_c}{\Delta y} \quad (2.5)$$

2.1.5 Classificação dos cavacos

Os cavacos geralmente são classificados quanto ao tipo e à forma, segundo as características conferidas durante o processo de corte, as quais estão relacionadas com o material da peça de trabalho, material e geometria da ferramenta e condições de corte (ISO 3685, 1993; TRENT; WRIGHT, 2000; DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000; SHAW, 2005; FERRARESI, 2011; MACHADO et al., 2011).

2.1.5.1 Tipos de cavacos

Segundo Machado et al. (2011) os cavacos podem ser diferenciados morfolologicamente em três tipos definidos a seguir.

2.1.5.1.1 Cavaco Contínuo

O cavaco contínuo é formado geralmente durante a usinagem de materiais dúcteis, tais como aços de baixa liga, alumínio e cobre. No processo de corte, a estrutura cristalina é altamente distorcida na zona de cisalhamento primária, devido à grande quantidade de deformação nesta região, porém permanecendo numa disposição contínua sem fragmentação, pela interrupção da trinca por elevadas tensões de compressão no material após passar pelo campo de tensão de tração imposto pela ponta da ferramenta (COOK; FINNIE; SHAW, 1954). A Figura 2.15 mostra um exemplo representativo deste tipo de cavaco.

Figura 2.15 – Cavaco contínuo típico de aço AISI 1045 (JASPER; DAUTZENBERG, 2002).

2.1.5.1.2 Cavaco descontínuo

O cavaco descontínuo é comumente formado na usinagem de materiais frágeis, como bronze e ferro fundido cinzento, muito heterogêneos que falham ocasionalmente após uma quantidade limitada de deformação, apresentando-se constituído de fragmentos arrancados da peça usinada. O processo de formação se dá inicialmente com a componente de força tangencial à superfície de saída menor que a necessária para promover o escorregamento do cavaco, ocasionando o desenvolvimento de uma zona de material estática, onde a separação ocorrerá com o aumento da relação força tangencial pela força normal. A Figura 2.16 ilustra esta morfologia descontínua.

Figura 2.16 – Cavaco descontínuo típico de ferro fundido cinzento (STEMMER, 2001; FOUILLAND; MANSORI, 2013).

2.1.5.1.3 Cavaco Segmentado

O cavaco segmentado, também denominado como cavaco “dente de serra”, é descrito como cavaco com variação na espessura. É caracterizado por apresentar grandes deformações confinadas em estreitas bandas entre segmentos, com muita ou quase nenhuma deformação (MACHADO et al., 2011).

A segmentação do cavaco é proveniente da diminuição na resistência do material, devido ao aumento local da temperatura, promovido pelas deformações plásticas, que iguala ou excede a taxa de aumento da resistência devido ao encruamento no plano de cisalhamento primário. Este fenômeno denominado cisalhamento adiabático, também referido como cisalhamento termoplástico catastrófico, é peculiar para materiais com baixa condutividade térmica, tais como os aços inoxidáveis, quando usinados em altíssimas velocidades de corte (SHAW, 2005; MACHADO et al., 2011).

Komanduri e Von Turkovich (1981) sugerem que os cavacos segmentados resultam de um processo cíclico de rotação no plano de cisalhamento, promovido por esta instabilidade termoplástica na zona de cisalhamento primária, produzindo cavacos na forma de serra dentada como mostrado esquematicamente na Fig. 2.17.

Figura 2.17 – Cavaco Segmentado (adaptado de KOMADURI; VON TURKOVICH, 1981).

As variáveis que influenciam a formação do cavaco segmentado incluem as propriedades do material da ferramenta (principalmente dureza e fragilidade), o ângulo de saída, a velocidade de corte e o avanço (SHAW, 2005).

A tendência de formação do cavaco segmentado é geralmente favorecida quando há um decréscimo na tensão de ruptura por cisalhamento do material e/ou

um aumento da fragilidade devido à composição química, tratamento térmico, encruamento ou tensão residual.

O aumento do ângulo de saída, por sua vez, faz aumentar a tendência de segmentação do cavaco.

A velocidade de corte tem uma influência mista na formação deste tipo de cavaco. De um lado, o aumento da velocidade, e consequentemente da taxa de deformação, faz aumentar a fragilidade do material e, portanto, conduz a segmentação. Do outro lado, o aumento de v_c eleva a temperatura do cavaco que reduz a fragilidade. E como efeito final a tendência à formação do cavaco segmentado devido ao aumento desta variável é discreta. Shaw et al. (1991 apud SHAW, 2005) mostrou que na usinagem de aço inoxidável a variação da velocidade de corte não afetou os parâmetros investigados referentes à segmentação do cavaco. Entretanto, Komanduri (1982) reportou que a segmentação foi observada para velocidades maiores que 275 m/min quando usinando aço AISI 4340, sugerindo que o cisalhamento adiabático ou a formação de cavaco segmentado só ocorre acima de uma certa velocidade crítica.

Ainda segundo Shaw (2005), conforme a velocidade de corte e o avanço são reduzidos, o tipo de cavaco muda de segmentado para contínuo.

Por fim, a redução da espessura do cavaco não deformado, ou seja, do avanço faz com que a formação de cavaco segmentado cesse e promova a formação de cavaco contínuo. Resultados mostrados por Shaw et al. (1991 apud SHAW, 2005) mostram um efeito linear e maior do avanço sobre as variáveis relacionadas com a segmentação de cavacos de aços inoxidáveis quando comparada com o efeito da velocidade de corte.

2.1.5.2 Formas de cavacos

A classificação dos cavacos quanto à forma é detalhada segundo a norma ISO 3685 (1993) conforme a Fig.2.18.

1- Cavaco em fita	2- Cavaco tubular	3- Cavaco espiral	4- Cavaco hel. tipo arruela	5- Cavaco hel. cônico	6- Cavaco em arco	7- Cavaco fragmentado	8- Cavaco tipo agulha
1-1- Longo	2-1- Longo	3-1- Plano	4-1- Longo	5-1- Longo	6-1- Conect.		
1-2- Curto	2-2- Curto	3-2- Cônico	4-2- Curto	5-2- Curto	6-2- Solto		
1-3- Emaranhado	2-3- Emaranhado		4-3- Emaranhado	5-3- Emaranhado			

Figura 2.18 – Classificação das formas de cavaco produzidas na usinagem dos metais (adaptado da ISO 3685, 1993).

O principal fator que influencia a classificação dos cavacos quanto à forma é o material da peça, mas as condições de corte também têm sua relevância, de forma que geralmente maiores velocidades de corte, menores avanços e grandes ângulos de saída tende a produzir cavacos em fita (MACHADO et al., 2011). O avanço é o parâmetro de processo que mais influência e a profundidade de corte o menos influente, como mostrado na Fig. 2.19.

Figura 2.19 – Efeito do avanço e profundidade de corte na forma dos cavacos (MACHADO et al., 2011).

2.1.6 Forças na usinagem

O conhecimento das forças atuantes nos processos de usinagem é de importância fundamental, pois elas afetam a potência de corte, a capacidade de obtenção de tolerâncias apertadas, a temperatura de corte e o desgaste da ferramenta (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000). Além disso, a força de corte é uma importante variável, frequentemente utilizada como critério de usinabilidade. A predição das forças de usinagem fornece muitas informações sobre o processo de remoção de material, cujas mudanças nestas variáveis indicam alterações nos parâmetros de corte, tais como profundidade de corte, velocidade de corte, taxa de avanço e condições da ferramenta (SIKDAR; CHEN, 2002).

As forças atuantes no processo de corte, assim como o grau de recalque e ângulo de cisalhamento, podem também ser obtidas a partir do corte ortogonal, sendo comumente representadas esquematicamente no círculo de Merchant (Fig. 2.20).

Figura 2.20 – Círculo de Merchant (TRENT; WRIGHT, 2000).

Na Figura 2.20 pode-se observar as relações geométricas entre a decomposição da força de usinagem (F_u) e os ângulos de saída da ferramenta (γ_0) e de cisalhamento (ϕ), onde as componentes referentes à força de corte (F_c) e força

de avanço (F_f) podem ser facilmente determinadas através de medições experimentais por meio de dinamômetros, por apresentarem direções perpendiculares entre si. Portanto, conhecendo-se F_c e F_f , todas as outras componentes podem ser determinadas, em função de γ_0 e ϕ (TRENT; WRIGHT, 2000; DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000; ALTINTAS, 2006; MACHADO et al., 2011).

Para o estudo proposto serão destacadas as principais componentes da força de usinagem atuantes no plano de cisalhamento primário, a força de cisalhamento (F_Z), responsável pela energia consumida para cisalhar o material, e a força normal ao plano de cisalhamento (F_{NZ}), a qual exerce um esforço compressivo nesta região, sendo perpendicular a F_Z , como pode ser observado na Fig. 2.20. As eqs. (2.6) e (2.7) são utilizadas para a determinação das duas componentes da força de usinagem no plano de cisalhamento primário.

$$F_Z = F_c \cos \phi - F_f \sin \phi \quad (2.6)$$

$$F_{NZ} = F_c \sin \phi + F_f \cos \phi \quad (2.7)$$

2.1.6.1 Fatores que influenciam a força de usinagem

A força de usinagem pode ser considerada dependente de dois fatores principais (TRENT; WRIGHT, 2000):

- Áreas dos planos de cisalhamento primário e secundário;
- Resistência ao cisalhamento do material da peça nos planos de cisalhamento primário e secundário.

Dessa forma, qualquer parâmetro do processo pode ser analisado com base nesses fatores a partir de resultados experimentais (MACHADO et al., 2011).

A influência das principais variáveis de usinagem pode influenciar a força de corte da seguinte forma (TRENT; WRIGHT, 2000; DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000; Machado et al., 2011):

- Velocidade de corte: de maneira geral a variação da força de corte é inversamente proporcional a v_c , ou seja, o aumento desta variável tende a reduzir a força como mostrado na Fig. 2.21, devido ao fato de que maiores velocidades de corte implicam em maior geração de calor e consequente redução da resistência ao cisalhamento do material nas zonas de cisalhamento;
- Avanço e profundidade de corte: estes dois fatores têm influência diretamente proporcional, quase linear, na força de usinagem, devido ao fato de que a elevação destas variáveis promove o aumento das áreas dos planos de cisalhamento, salientando que o efeito do avanço é maior que do a profundidade de corte (a_p);

Figura 2.21 – Influência da velocidade de corte na força (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).

- Material da peça: de forma geral, quanto maior a resistência ao cisalhamento do material nos planos de cisalhamento, maior a força de usinagem, porém, baixa resistência pode vir acompanhada de elevada ductilidade, a qual pode aumentar a área da seção de corte aumentando a força;

- Material da ferramenta: depende da afinidade química do material da ferramenta com o da peça, de forma que, se há uma tendência à aderência na interface cavaco-ferramenta a força será aumentada, no caso de redução de atrito por meio de revestimento, ou através de elementos de liga que tem a função de lubrificante sólido, a tendência será de diminuição da força pela redução da área da seção de corte;
- Geometria da ferramenta: a redução do ângulo de saída tende a aumentar a área de contato cavaco-ferramenta aumentando a restrição ao movimento de escorregamento do cavaco sobre a superfície de saída, aumentando assim a força de usinagem.

2.1.7 Tensões em Usinagem

A medição das forças de usinagem tornou possível explorar as tensões envolvidas no corte ortogonal (TRENT; WRIGHT, 2000). Portanto, a partir das forças de cisalhamento e normal pode-se, então, determinar as tensões desenvolvidas no plano de cisalhamento primário, necessárias para a formação do cavaco utilizando-se as expressões das eqs. (2.8) a (2.10), assumindo uma distribuição de tensão uniforme (TRENT; WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; ALTINTAS, 2006).

$$\sigma = \frac{F_{NZ}}{A_S} \quad (2.8)$$

$$\tau = \frac{F_Z}{A_S} \quad (2.9)$$

$$A_S = \frac{A}{\sin \phi} = \frac{b \cdot h}{\sin \phi} \quad (2.10)$$

Onde, σ é tensão normal, τ é a tensão de cisalhamento, ambas atuantes no plano de cisalhamento primário, A_S é a área do plano de cisalhamento primário, A representa a área da seção transversal de corte, b a largura de corte e h a espessura de corte.

A Figura 2.22 mostra o modelo de distribuição de tensão na superfície de saída da ferramenta proposto por Zorev (TRENT; WRIGHT, 2000). Esse modelo

mostra que a tensão normal é máxima na ponta da ferramenta e cai à zero no ponto em que o cavaco perde o contato com a ferramenta. Já a tensão de cisalhamento máxima é menor que a tensão normal distribuída uniformemente na região de aderência caindo a zero no fim da região de contato. Pode-se, portanto, assumir por esse modelo, que as tensões tanto normal quanto a de cisalhamento são máximas na região da zona de cisalhamento primária.

Figura 2.22 – Modelo de distribuição de tensão na superfície de saída da ferramenta proposto por Zorev. A é a zona de aderência, B a zona de escorregamento e C é a região onde o cavaco perde contato com a ferramenta (adaptado de TRENT; WRIGHT, 2000).

2.1.8 Temperatura na usinagem

Sabendo-se que a usinagem é um processo termo-mecânico, o conhecimento da distribuição de temperatura torna-se um fator importante para a compreensão do fenômeno presente durante o corte (DOGU; ASLAN; CAMUSCU, 2006).

Segundo Boothroyd (1975), Ferraresi (2011) e Machado et al. (2011), os fenômenos de geração e dissipação de calor na operação de usinagem são complexos, e as temperaturas alcançadas durante o corte provocam alterações nas propriedades físicas e mecânicas, as quais aceleram o desgaste da ferramenta, provocando mais atrito e, conseqüentemente mais calor, elevando, mais uma vez, a

temperatura, e assim definindo um círculo vicioso que limita o uso da ferramenta de corte.

Durante a usinagem, aproximadamente todo o trabalho realizado na formação do cavaco é transformado em calor e somente uma pequena parcela entre 1% e 3% desse trabalho é retida pelo sistema como energia elástica (BOOTHROYD, 1975; TRENT; WRIGHT, 2000; SHAW, 2005; FERRARESI, 2011). Da parcela correspondente à formação do cavaco, pode-se associar três principais fontes geradoras de calor responsáveis pelo aumento da temperatura (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000; FERRARESI, 2011; MACHADO et al., 2011):

- Deformação plástica e cisalhamento do cavaco no plano de cisalhamento primário;
- Atrito do cavaco com a superfície de saída da ferramenta;
- Atrito da superfície de folga da ferramenta com a peça.

De acordo com Trent e Wright (2000), este calor é gerado em três regiões distintas: a zona de cisalhamento primária, a zona de cisalhamento secundária e a zona de cisalhamento terciária, que é definida como a interface entre a peça e a superfície de folga da ferramenta. A Figura 2.23 mostra esquematicamente as regiões de geração de calor, cabendo ressaltar que estas regiões são as três principais zonas de interesse das investigações em usinagem, como exposto no início do capítulo, podendo estas estar diretamente relacionadas com os diferentes processos de geração de calor durante o corte.

Figura 2.23 – Principais regiões de geração de calor em usinagem. (A) zona de cisalhamento primária, (B) e (C) zona de cisalhamento secundária e (D) zona terciária (MACHADO et al., 2011).

As porcentagens do calor total devido a cada uma das fontes acima variam com o tipo de operação de usinagem, material da peça e da ferramenta, condições de corte e geometria da ferramenta. O calor aumenta com a taxa de remoção do material, seja por meio do aumento de velocidade de corte, avanço ou profundidade de corte. Entretanto, a velocidade é a mais influente para condições moderadas (MACHADO et al., 2011). Em condições normais de usinagem, a maior parte do calor, cerca de 80% a 90% vai para o cavaco, enquanto somente uma pequena porção (entre 10% e 15%) é transferida para a ferramenta e para o material da peça de trabalho (DA SILVA; WALLBANK, 1999; TRENT; WRIGHT, 2000, DINIZ; MARCONDES, COPPINI, 2000; CHANG, 2007).

Existem várias técnicas experimentais propostas para a medição da temperatura de corte, podendo-se destacar os métodos do termopar ferramenta-peça, termopares inseridos na ferramenta de corte e a medição por radiação infravermelha como sendo os mais utilizados (DA SILVA; WALLBANK, 1999; TRENT; WRIGHT, 2000, JASPER; DAUTZENBERG, 2002; KORKUT et al., 2007; KIKUCHI, 2009; FERRARESI, 2011; MACHADO et al., 2011; JIANXIN et al, 2011).

Porém, os métodos práticos de medição de temperatura, mesmo que simples, não são totalmente confiáveis pela dificuldade de acesso experimental na região do corte. Portanto, abordagens analíticas, apesar de muitas vezes mais complexas, devem ser consideradas para a obtenção de uma ampla visão sobre todos os aspectos térmicos importantes na usinagem (SHAW, 2005).

2.1.8.1 Modelos analíticos de distribuição de temperatura

O calor gerado durante a formação do cavaco tem sido extensamente estudado por meio de técnicas analíticas. Dentre as principais abordagens destacam-se os modelos desenvolvidos por Trigger e Chao, Loewen e Shaw e de Boothroyd (TAY et al., 1976; DA SILVA; WALLBANK, 1999; KOMANDURI; HOU, 2000). As principais diferenças desses modelos incluem as considerações relacionadas com a natureza da fonte de calor, a taxa de partição do calor gerado, a direção do movimento da fonte de calor e as condições de contorno (KOMANDURI; HOU, 2000).

Os modelos desenvolvidos por Trigger e Chao, bem como os de Loewen e Shaw se basearam no corte ortogonal considerando fluxo de calor uniforme gerado

devido ao cisalhamento e ao atrito na interface cavaco-ferramenta, desprezando, porém, o atrito entre a superfície usinada e a superfície de folga da ferramenta (DA SILVA; WALLBANK, 1999; MACHADO et al., 2011). O modelo de Trigger e Chao ainda assume que 90% do calor gerado é transmitido para o cavaco. Logo, apesar das aproximações e hipóteses simplificadas, a determinação das temperaturas no plano de cisalhamento primário e superfície de saída da ferramenta ainda é complexa (KOMANDURI; HOU, 2000; MACHADO et al., 2011).

Boothroyd (1975), por sua vez, propôs um modelo para estimar o aumento da temperatura média aproximada no cavaco a partir de dados provenientes das forças atuantes na ferramenta, dos parâmetros de corte e das propriedades térmicas do material da peça de trabalho (DA SILVA; WALLBANK, 1999). Este modelo vem sendo apresentado e utilizado em vários trabalhos e livros especializados em usinagem (TAY et al., 1976; TRENT; WRIGHT, 2000; SAGLAM; UNSACAR; YALDIZ, 2006; SAGLAM; YALDIZ; UNSACAR, 2007; LALWANI; MEHTA; JAIN, 2009; SHIJUN; ZHANQIANG, 2009). No item a seguir será apresentado o equacionamento baseado no modelo proposto por Boothroyd (1975) para a determinação da temperatura média na zona de cisalhamento primária, a qual será utilizada no presente trabalho.

2.1.8.2 Temperatura no plano de cisalhamento primário (T_{ZCP})

A temperatura no plano de cisalhamento é de importância por sua influência na tensão e nas temperaturas nas superfícies de saída e folga da ferramenta (SHAW, 2005).

A temperatura média na zona de cisalhamento primária (T_{ZCP}) pode ser estimada segundo a eq. (2.11) empírica baseada no modelo de Boothroyd (BOOTHROYD, 1975; TAY et al., 1976; TRENT; WRIGHT, 2000; SAGLAM; UNSACAR; YALDIZ, 2006; SAGLAM; YALDIZ; UNSACAR, 2007; LALWANI; MEHTA; JAIN, 2009; SHIJUN; ZHANQIANG, 2009):

$$T_{ZCP} = T_0 + \eta \Delta T_{SZ} \quad (2.11)$$

onde T_0 é a temperatura ambiente, η é a porcentagem da energia total de deformação cisalhante aparecendo como calor sensível, podendo ser assumido

como 90% (TRENT; WRIGHT, 2000; LALWANI; MEHTA; JAIN, 2009), ΔT_{SZ} é o aumento de temperatura na zona de cisalhamento primária, que pode ser calculado como mostrado na eq. (2.12).

$$\Delta T_{SZ} = \frac{(1-\beta)F_Z V_Z}{m_{cav} C_p} \quad (2.12)$$

$F_Z V_Z$ é o trabalho realizado na zona de cisalhamento, m_{cav} é a massa de cavaco por unidade de tempo, obtida pela eq. (2.13), e β é uma porção de calor conduzido da zona de cisalhamento para a peça, a qual é dada pelas eqs. (2.15) e (2.16).

$$m_{cav} = \rho V_c h b \quad (2.13)$$

Sendo b a largura de corte dada pela eq. (2.14)

$$b = \frac{a_p}{\sin \chi_r} \quad (2.14)$$

$$\beta = 0,5 - 0,3 \log_{10}(R_T \tan \phi) \rightarrow \text{para } 0,04 \leq R_T \tan \phi \leq 10 \quad (2.15)$$

$$\beta = 0,3 - 0,15 \log_{10}(R_T \tan \phi) \rightarrow \text{para } R_T \tan \phi > 10 \quad (2.16)$$

onde R_T é um número térmico adimensional dado pela eq. (2.17):

$$R_T = \frac{\rho C_p V_c h}{K} \quad (2.17)$$

onde ρ , C_p e K correspondem à densidade, calor específico e condutividade térmica do material de trabalho, respectivamente.

Uma observação experimental interessante e um forte indicativo da temperatura na usinagem de aços, que pode auxiliar na estimativa da temperatura na zona de cisalhamento primária, é a coloração do cavaco. Segundo Trent e Wright (2000) e Machado et al. (2011), em velocidades de corte elevadas, os cavacos de aço mudam de cor, geralmente para marrom ou azul, poucos segundos após serem

produzidos. Essas “cores do revenido” (“*temper color*”) são causadas por uma fina camada de óxido sobre a superfície do aço e indica uma temperatura da ordem de 250 a 350°C. Em velocidades muito baixas o cavaco não muda de cor, indicando uma temperatura menor, geralmente associada com uma aresta postiça de corte (APC). Em condições excepcionais, quando usinando aços endurecidos, ou certas ligas de níquel em altas velocidades, os cavacos têm parecido deixar a ferramenta rubros, isto é, com uma temperatura acima de 650°C, mas em muitas operações quando usinando aço, o corpo do cavaco atinge uma temperatura que fica na faixa de 200 a 350°C.

2.2 COMPORTAMENTO MECÂNICO NA USINAGEM

Está bem estabelecido que a formação do cavaco se dá em condições extremas de deformação, taxa de deformação e temperatura concentradas em volume muito pequeno de material. Além disso, os estados de deformação e tensão são complexos. Nesse ínterim, também é fato que a tensão no material está relacionada com muitas variáveis, as quais podem ser divididas como dependentes e independentes do processo de usinagem. Os principais fatores dependentes são: a deformação (ϵ), taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) e temperatura (T); já a estrutura cristalina, tamanho de grão, encruamento e microestrutura, podem ser citados como exemplos de variáveis independentes (JASPERS; DAUTZENBERG, 2002). Assim, a deformação plástica de materiais em altas taxas de deformação pode ser descrita por equações constitutivas, as quais representam a resposta do material associando a tensão com a deformação, taxa de deformação e temperatura, como expressada na eq. (2.18) (DIETER, 1988; MEYERS, 1994; MEYERS; CHAWLA, 2009).

$$\sigma = f(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) \quad (2.18)$$

No entanto, segundo Jasper e Dautzenberg (2002) e Guo (2003), o comportamento do material na usinagem apresenta três grandes dificuldades em termos de determinação de equações constitutivas:

- Determinação das condições sob as quais o material é deformado durante o corte (deformação (caminho), taxa de deformação e temperatura);
- Desenvolvimento de métodos e ensaios que possam ser usados para medir as tensões em condições similares às de usinagem;
- Desenvolvimento de um método eficaz para a construção de uma equação constitutiva de um material sendo usinado.

A Tabela 2.2 dá uma visão geral de deformações, taxas de deformações e temperaturas típicas encontradas em usinagem em comparação com os processos de conformação mecânica (KALPAKJIAN, 1997; JASPERS; DAUTZENBERG, 2002; GUO, 2003). Já na Fig. 2.24 é apresentado um mapa de deformação considerando a taxa de deformação pela temperatura homóloga, proposto por Frost e Ashby, mostrando como os mecanismos de deformação nos metais são dependentes da temperatura e taxa de deformação, e a existência de mecanismos qualitativamente diferentes conforme a deformação é alterada de escala micro para níveis macro (MEYERS, 1994). Por esse gráfico pode-se comparar a usinagem como um processo de deformação aproximadamente por cisalhamento adiabático.

Tabela 2.2 – Deformações, taxas de deformação e temperaturas homólogas ($T_h = T/T_m$) típicas nos processos de conformação mecânica e usinagem.

Processo	Deformação	Taxa de deformação (s^{-1})	T_h
Extrusão	2 - 5	$10^{-1} - 10^2$	0,16 – 0,7
Forjamento/Laminação	0,1 – 0,5	$10^0 - 10^3$	0,16 – 0,7
Conformação de chapas	0,1 – 0,5	$10^0 - 10^2$	0,16 – 0,7
Usinagem	1 – 10^a	$10^3 - 10^6$	0,16 – 0,9

^a: A deformação pode ser maior na zona de cisalhamento secundária. (KALPAKJIAN, 1997).

Figura 2.24 – Mapa representativo dos mecanismos de deformação de metais considerando a relação $\dot{\epsilon}/T_h$, onde σ_0 é a tensão de escoamento, G é o módulo de cisalhamento e μ o coeficiente de atrito (adaptado de FROST; ASHBY, 1982 apud MAYERS, 1994).

Baseado no cenário exposto acima, diferentes métodos têm sido desenvolvidos para estimar o comportamento dos materiais em processos envolvendo grandes deformações, incluindo testes de tração, torção e compressão em baixas taxas de deformação. No entanto, as deformações, taxas de deformação e temperaturas que o material da peça de trabalho experimenta durante o corte são muito maiores que aquelas encontradas nos ensaios convencionais quase estáticos. Como pode ser visto na Tab. 2.2, as taxas de deformação na usinagem são da ordem de $10^3 - 10^6 \text{ s}^{-1}$ enquanto que nos testes tradicionais são da ordem de $10^{-3} - 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. Dentre os testes inerentes ao material, a barra de Hopkinson, do inglês *Split Hopkinson Pressure Bar – SHPB*, tem sido amplamente utilizada para executar testes em taxas de deformações acima de 10^4 s^{-1} , podendo ser realizados em temperaturas elevadas, sendo este método o mais aproximado para a

determinação da deformação plástica sob condições similares às aquelas encontradas na usinagem (MEYERS, 1994; ARRAZOLA et al., 2013).

Porém, existe uma intensa discussão sobre o processo de usinagem poder ser estimado ou não por testes convencionais de materiais (MERCHANT, 1945; USUI, 1988; OXLEY, 1961; STEVENSON, 1997; ASTAKHOV, 1999a; SHAW, 2005). Essas diferenças de opinião podem ser devido às condições de corte investigadas, as quais podem sugerir que o corte seja considerado um processo de trabalho a frio ou a quente (ASTAKHOV, 1999a; SHAW, 2005; LONGBOTTOM; LANHAM, 2006; BARBOSA; MACHADO, 2011).

Com o intuito de prever o comportamento mecânico dos materiais na usinagem diferentes modelos constitutivos de plasticidade empíricos e semi-empíricos têm sido propostos (ARRAZOLA et al., 2013). E o sucesso de um determinado modelo dependerá da eficácia com que este reproduza as condições reais de usinagem, bem como da sua capacidade de capturar todos os parâmetros de deformação relevantes à equação constitutiva (ANURAG; GUO, 2007).

2.2.1 Modelos Constitutivos

Os modelos que descrevem o comportamento do material podem ser classificados em fenomenológicos e micromecânicos. Segundo Dixit, Joshi e Davim (2011), os modelos fenomenológicos dependem de observações e os micromecânicos baseiam-se nos fenômenos da física clássica. Estes últimos tem uma abrangência maior que os fenomenológicos, embora, a obtenção dos parâmetros dos modelos seja experimentalmente difícil, principalmente em usinagem, onde há uma grande diversidade de fenômenos físicos envolvidos, incluindo grandes deformações elasto-plásticas, condições complicadas de contato e atrito, efeitos termomecânicos e mecanismos de separação do cavaco (VAZ et al., 2007) .

A seguir, os modelos constitutivos de plasticidade, fenomenológicos e micromecânicos, mais comumente usados, serão revisados com relação à sua possível aplicabilidade para prever o comportamento dos materiais na usinagem.

2.2.1.1 Modelo de Johnson-Cook

O modelo de Johnson-Cook (JC), mais popular e bem sucedido da atualidade, é utilizado para análise de tensões envolvendo deformação, taxa de deformação e temperatura (JOHNSON; COOK, 1985; MEYERS, 1994, ANURAG; GUO, 2007; MEYERS; CHAWLA, 2009, ARAZOLA et al., 2013). Por esse motivo, o modelo JC, eq. (2.21), tem se tornado uma ferramenta importante e muito utilizada em elementos finitos para simulações de conformação, usinagem, e outros processos de deformação (GUO; WEN; HORSTEMEYER; 2005; ANURAG; GUO, 2007, DIXIT; JOSHI; DAVIM, 2011; ARRAZOLA et al., 2013).

$$\sigma = (\sigma_0 + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left(1 - \left(\frac{T-T_0}{T_m-T_0}\right)^m\right) \quad (2.21)$$

O modelo JC associa a tensão ao produto de três termos, cada um considerando efeito de encruamento, taxa de deformação e térmico, respectiva e separadamente (ANURAG; GUO, 2007; MEYERS; CHAWLA, 2009). Esta equação tem cinco constantes do material (σ_0 , B , C , n , m) determinadas por ajuste de curva a partir de dados experimentais de testes de compressão e testes de compressão em altas taxas de deformação da Barra de Hopkinson. O parâmetro σ_0 se refere à resistência ao escoamento do material à temperatura ambiente; $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação equivalente normalizada com uma taxa de deformação de referência $\dot{\varepsilon}_0$, que, por conveniência, pode ser considerada igual a 1 segundo Meyers (1994); T_0 é a temperatura ambiente; e T_m a temperatura do ponto de fusão do material (MEYERS; CHAWLA, 2009, ARRAZOLA et al., 2013).

O efeito desacoplado de deformação, taxa de deformação e temperatura é uma restrição do modelo JC, mas não é necessariamente um problema (MEYERS, 1994; MEYERS; ANURAG; GUO, 2007; CHAWLA, 2009, ARRAZOLA et al., 2013).

A equação de Johnson-Cook, foi modificada para incorporar o efeito de recristalização dinâmica em altas temperaturas através da adição da função $H(T)$. A finalidade dessa função é superar certos problemas devido à temperatura de recristalização, que afeta a tensão por meio das transformações de fase no material (MEYERS, 1994; ANURAG; GUO, 2007). A eq. (2.22) apresenta o modelo JC modificado.

$$\sigma = (\sigma_0 + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left(1 - \left(\frac{T-T_0}{T_m-T_0}\right)^m\right) H(T) \quad (2.22)$$

Onde,

$$H(T) = \frac{1}{1 - \left[1 - \frac{(\sigma_f)_{rec}}{(\sigma_f)_{def}}\right] u(T)} \quad (2.23)$$

sendo $u(T)$ uma função de passo de temperatura definida como:

$$u(T) = \begin{cases} 0 & \text{a } T < T_c \\ 1 & \text{a } T > T_c \end{cases} \quad (2.24)$$

$(\sigma_f)_{rec}$ e $(\sigma_f)_{def}$ são as tensões no material após e antes da recristalização, respectivamente, e T_c é a temperatura crítica.

As Figuras 2.25 e 2.26 apresentam resultados de uma abordagem integrada combinando testes de compressão e corte ortogonal em liga de alumínio 6061-T6, respectivamente (GUO, 2003). Pode-se observar uma boa precisão do modelo JC para os testes quase estáticos, mas certo desvio para os testes de usinagem. Estas fontes de erro podem ser devido à história do carregamento mecânico, estado de deformação e condições de corte, as quais não são previstas pela equação constitutiva, além da grande dependência da resposta em função do ensaio executado para o levantamento das constantes. Dessa forma, este modelo tem suas limitações para prever padrões de deformação complexos como os encontrados nas operações de usinagem.

Figura 2.25 – Comparação entre as tensões preditas e os dados obtidos dos testes de compressão em baixas taxas de deformação e temperatura ambiente para Al 6061-T6 (GUO, 2003).

Figure 2.26 – Comparação entre as tensões preditas e os dados obtidos de testes de usinagem para Al 6061-T6. (a) taxa de deformação moderada e baixa temperatura; (b) alta taxa de deformação e temperatura moderada (GUO, 2003).

2.2.1.2 Modelo Usui

Em 1983, um modelo constitutivo foi proposto com base em testes de compressão da barra de Hopkinson, sendo posteriormente aplicado para análises do comportamento do material na zona plástica durante a usinagem (SHIRAKASHI; MAEKAWA; USUI, 1983; MAEKAWA; SHIRAKASHI; USUI, 1983).

Maekawa et al. (1996) e Dirikolu, Childs e Maekawa (2001) usaram este modelo para obter as tensões características em estudos de simulações em usinagem de aços. O modelo é único por considerar o efeito conjugado de taxa de deformação e temperatura, bem como os efeitos do histórico da taxa de deformação e temperatura.

A expressão completa do modelo de tensão de Usui, incluindo efeitos do caminho de deformação é dada na eq. (2.25).

$$\sigma = A \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right)^M e^{kT} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right)^{-m} \left\{ \int_{T, \dot{\varepsilon} \equiv h(\varepsilon)} e^{-kT/N} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{1000} \right)^{-m/N} d\varepsilon \right\}^N \quad (2.25)$$

Os coeficientes A , M e N refletem a tensão para uma taxa de deformação de 1000 s^{-1} e uma deformação de 1; a sensibilidade à taxa de deformação; e o grau de encruamento, respectivamente, e são função da temperatura T . k e m são constantes associadas à dependência da história do carregamento mecânico (DIRIKOLU; CHILDS; MAEKAWA, 2001).

O modelo Usui é capaz de prever o comportamento mecânico sobre um grande número de taxas de deformação e temperaturas, mas é um modelo semi-empírico não fornecendo, portanto, uma interpretação física da deformação, além de não incluir efeitos de recozimento, envelhecimento, e não prevê efeitos microestruturais (MAEKAWA; SHIRAKASHI; USUI, 1983; GUO; WEN; HORSTEMEYER, 2005; ANURAG; GUO, 2007).

2.2.1.3 Modelo Micromecânico

Assumindo que a resposta dos materiais a altas taxas de deformação está intimamente relacionada com a evolução da microestrutura, e que defeitos, trincas, transformações de fase, e sua interação mútua estabelecem o desempenho mecânico; existem mecanismos qualitativos diferentes, conforme a escala de deformação, que são alterados do nível micro para o macro (MEYER, 1994). Assim, a deformação ocorre basicamente devido à movimentação de discordâncias, e a partir do conceito da cinética de discordâncias, foi proposta uma equação constitutiva baseada na física micromecânica dada na eq. (2.26), onde a tensão é dividida em duas componentes: a tensão atômica (σ_a) e tensão térmica (σ^*) (MEYERS, 1994; NEMAT-NASSER; GUO, 2000; CHENG; NEMAT-NASSER; GUO, 2001).

$$\sigma = \sigma_a + \sigma^* \quad (2.26)$$

A tensão atômica (eq. (2.27)) representa a resistência à movimentação de discordâncias por barreiras de longo alcance, tais como florestas de discordâncias, contornos de grão e precipitados. Esta componente da tensão independe da taxa de

deformação e temperatura, e representa a microestrutura, podendo ser expressa como uma função da densidade de discordância, tamanho médio do grão, e outros parâmetros.

$$\sigma_a = a_0 + a_1 \varepsilon^n + \dots \quad (2.27)$$

Onde a_0 , a_1 , e n são constantes do material estimadas experimentalmente por ajuste de curva.

A tensão térmica (eq. (2.28)), por outro lado, representa a resistência à movimentação de discordâncias por barreira de curto alcance, como defeitos pontuais tais como lacunas, auto-intersticiais, elementos de liga e outras discordâncias que interceptam os planos de escorregamento. Esta componente é função principalmente da taxa de deformação e temperatura e considera o efeito conjugado destas variáveis.

$$\sigma^* = \hat{\sigma}^* \left[1 - \left(-\frac{kT}{G_0} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right)^{1/q} \right]^{1/p} \quad (2.28)$$

Onde G_0 é a energia livre requerida para que uma discordância possa superar a barreira somente por ativação térmica; $\hat{\sigma}^*$ é tensão acima da qual a barreira é interceptada pela discordância sem nenhuma assistência de ativação térmica; k , a constante de Boltzmann; p e q definem o perfil da barreira curta. $\dot{\varepsilon}_0$ é o fator pré-exponencial dado pela eq. (2.29).

$$\dot{\varepsilon}_0 = \rho_m b \bar{v} \quad (2.29)$$

ρ_m é a densidade de discordâncias; b , o tamanho do vetor de Burgers ; e $\bar{v}$, a velocidade média da discordância.

O arraste viscoso remanescente (σ_d), é outra componente de tensão que pode ser introduzida ao modelo micromecânico, que é geralmente importante em temperaturas elevadas e altas taxas de deformação (GUO, NEMAT-NASSER, 2006). A tensão de arraste viscoso pode ser relacionada à movimentação de discordâncias assumindo a eq. (2.30).

$$\sigma_d = \frac{MB\bar{v}}{b} \quad (2.30)$$

Onde M é o fator de Taylor, obtido segundo Rosenberg e Piehler (1971) e B é o coeficiente de arraste.

Anurag e Guo (2007) exploraram o modelo micromecânico numa tentativa de aplicá-lo em processos de usinagem, extendendo o modelo original para prever a tensão acima da temperatura crítica, introduzindo um coeficiente de aproximação. O modelo modificado foi capaz de prever a tensão numa ampla gama de temperaturas, mas o coeficiente da função deve ser ajustado para cada material e condição de deformação específica. Porém, uma limitação do modelo micromecânico está relacionada com as temperaturas acima da temperatura crítica (T_c), a qual está associada à ocorrência de encruamento dinâmico, onde o modelo responde simplesmente com um valor constante para todas as temperaturas acima da temperatura crítica. Por isso, segundo Anurag e Guo (2007), em processos com grandes deformações tais como a usinagem, em que o aumento da temperatura acima de T_c é comum, o modelo micromecânico não pode ser aplicado satisfatoriamente.

2.2.1.4 Modelo de Zerilli-Armstrong

Zerilli e Armstrong (1987) propuseram duas equações constitutivas microestruturais baseadas no quadro de ativação térmica para movimentação de discordâncias a partir do conceito do modelo micromecânico, que incorpora os efeitos de encruamento, taxa de encruamento e amolecimento térmico, mostrando uma excelente concordância com os resultados experimentais (MEYERS, 1994; GUO; WEN; HORSTEMEYER, 2005; VOYIADJIS; ABED, 2005).

De acordo com Voyiadjis e Abed (2005), o modelo de Zerilli-Armstrong fornece duas relações diferentes, para metais cúbicos de corpo centrado (CCC) e cúbicos de face centrada (CFC), como mostrada nas eqs. (2.31) e (2.32), respectivamente.

$$\sigma = \hat{Y} \left(1 - (\beta_1 T - \beta_2 T \ln \dot{\epsilon})^{1/q} \right)^{1/p} + B \dot{\epsilon}^n + Y_a \quad (2.31)$$

$$\sigma = B\epsilon^n \left(1 - (\beta_1 T - \beta_2 T \ln \dot{\epsilon})^{1/q} \right)^{1/p} + Y_a \quad (2.32)$$

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

O mecanismo de deformação dos metais CCC é geralmente atribuído à resistência a movimentação de discordâncias pelas barreiras de curto alcance impostas pela própria rede cristalina, mostrando um comportamento com forte dependência da tensão térmica sobre a taxa de deformação e temperatura. Adicionalmente, o encruamento desses metais é dificilmente influenciado pela taxa de deformação e temperatura e, portanto, este contribui com a parte atérmica da tensão (VOYIADJIS; ABED, 2005).

Em contraste, nos metais CFC, uma microestrutura heterogênea de discordâncias e as interseções de barreiras longo alcance entre discordâncias dominam e controlam os mecanismos de ativação térmica. Então, a componente térmica da equação constitutiva para metais CFC será o conjugado entre a deformação, taxa de deformação e temperatura; a componente atérmica, por sua vez, será constante e independente da deformação plástica e pertence totalmente à tensão inicial de escoamento (VOYIADJIS; ABED, 2005).

2.2.2 Relação entre modelos constitutivos e processos de usinagem

As equações constitutivas de plasticidade fenomenológicas e micromecânicas, incluindo os modelos de Johnson-Cook, Usui, micromecânico e Zerilli-Armstrong, foram trabalhadas para relacionar a tensão com a deformação, taxa de deformação e/ou temperatura, e geralmente têm sido utilizadas numa tentativa de prever o comportamento dos materiais em uma ampla faixa de temperaturas e taxas de deformação geralmente impostas em processos de fabricação.

Cada modelo constitutivo apresentado mostrou suas particularidades, com vantagens e limitações. O modelo de Johnson-Cook é o mais popular e amplamente utilizado, e os termos de deformação, taxa de deformação e temperatura, na

equação constitutiva, contribuem somente com seus efeitos desacoplados. O modelo Usui é único na forma como aborda o efeito conjugado de taxa de deformação e temperatura, bem como os efeitos dos históricos destas variáveis, mas é um modelo semi-empírico e não fornece interpretação física de deformação, além de não prever o efeito da microestrutura. Finalmente, os modelos micromecânico e Zerilli-Armstrong consideram efeitos microestruturais, mas não podem ser aplicados satisfatoriamente em processos envolvendo grandes deformações, tais como em usinagem, uma vez que a equação constitutiva é válida somente abaixo da temperatura crítica, apesar do coeficiente de ajuste da função.

Assim, de acordo com o exposto acima, ainda existe a necessidade de desenvolver um modelo único, que inclua todas as variáveis envolvidas no processo de corte, ou seja, descrever a tensão como função da microestrutura, taxa de deformação, temperatura e estado de tensão capaz de prever a usinabilidade dos materiais. Estes modelos constitutivos apresentados conseguem mostrar o ponto de partida para este desafio.

Nesse contexto, o trabalho proposto vem contribuir para uma investigação das variáveis do comportamento dos materiais em função das condições de corte que possam ser correlacionadas com medidas de desempenho do processo, colaborando com o atual curso do desenvolvimento de modelos mais realistas em usinagem e que tragam respostas relevantes de interesse industrial.

2.3 AÇOS INOXIDÁVEIS

Na tentativa de solucionar problemas de resistência à corrosão, no início do século XX vários países descreviam suas descobertas e desenvolvimentos de ligas resistentes à corrosão. Em 1911, nos Estados Unidos foram desenvolvidos os primeiros aços inoxidáveis ferríticos; na Inglaterra, em 1912, experiências com ligas contendo 13% de cromo, conduziram a descoberta dos aços inoxidáveis martensíticos; e no final de 1912, na Alemanha, nasciam os aços inoxidáveis austeníticos contendo 20% Cr, 7% Ni e 0,25% C (PADILHA; GUEDES, 1994; MODENESI, 2001; SOUZA, 2006; NÚCLEO INOX, 2010). A descoberta destes aços significou um grande avanço no desenvolvimento de materiais resistentes à corrosão e oxidação.

Atualmente o termo “aço inoxidável” é usado para um grupo de ligas ferrosas Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni, contendo no mínimo 10 a 12% de Cr, para formar um filme de óxido de cromo (Cr_2O_3) contínuo e aderente na superfície do aço (DAVISON, et al., 1986), fazendo com que estes possuam características principais de resistência à corrosão em meios agressivos e a temperaturas elevadas (PECKNER; BERNSTEIN, 1977; LULA, 1986). No diagrama da família dos aços inoxidáveis, mostrados na Fig.2.27, pode-se observar que o cromo atua como estabilizante da ferrita, já o níquel tem a função de estabilizar a austenita (ibid.).

Figura 2.27 – Diagrama da família dos aços inoxidáveis (adaptado de ATLAS STEELS, 2010).

Além dos principais elementos, Fe, Cr, Ni, os aços inoxidáveis tem, em menor quantidade, outros elementos tais como: carbono, silício, manganês, molibdênio, nitrogênio, alumínio, cobre, titânio, tungstênio, nióbio, cobalto (DAVISON et al. 1986; ASM, 2005), resultantes dos materiais utilizados na fabricação do aço ou adicionados como elementos de liga para facilitar a sua fabricação, modificar ou melhorar algumas propriedades específicas. Os elementos indesejáveis, presentes como impurezas, podem ser citados como: oxigênio, fósforo e enxofre (MODENESI, 2001; ASM, 2005). Embora o enxofre seja considerado indesejável por diminuir

propriedades mecânicas do aço inoxidável, este elemento passou a ser bastante utilizado por melhorar a usinabilidade, como exemplo no aço inoxidável AISI 303 (LULA, 1986; TRENT; WRIGHT, 2000; NÚCLEO INOX, 2010; MACHADO et al., 2011).

A seleção de aços inoxidáveis pode ser baseada principalmente na resistência a corrosão e oxidação, e ainda podem ser consideradas as características de fabricação, disponibilidade, propriedades mecânicas em faixas de temperaturas específicas e custo de produção (LULA, 1986). Estes materiais são geralmente utilizados em aplicações cuja exigência básica é uma elevada resistência ao ataque químico em meios ácidos, além das características mecânicas, aparência e propriedades magnéticas (MODENESI, 2001; ASM, 2005; CARBÓ, 2008). São empregados principalmente nas indústrias química, alimentícia, e petroquímica; na fabricação de bens duráveis, móveis e peças de cutelaria; em equipamentos hospitalares e cirúrgicos; instrumentos de precisão; e até aplicações muito sofisticadas, como em veículos espaciais (LULA, 1986; MODENESI, 2001; DAS; TARAFDER, 2009; LO; SHEK; LAI, 2009; NÚCLEO INOX, 2010), representando uma parcela significativa no setor de usinagem, sendo que mais de 50% dos produtos fabricados em aço inoxidável são submetidos a algum tipo de operação importante de usinagem antes de chegarem a sua forma final (LULA, 1986; CAPPUCIO; FERRANTE; BAS, 1996; GENNARI JR.; MACHADO, BARBOSA 1999; MACHADO et al., 2011).

Existem muitas aplicações para aços inoxidáveis, nas quais as propriedades físicas são fatores são importantes, como por exemplo, em aplicações em elevadas temperaturas, como em trocadores de calor, onde o coeficiente de expansão térmica e condutividade térmica devem ser considerados, e em aplicações na indústria eletrônica, aeronáutica e nucleares que dependem das propriedades magnéticas (SULLIVAN; COTTERELL, 2002; ASM, 2005, LO; SHEK; LAI, 2009). A Tabela 2.3 apresenta algumas propriedades físicas dos aços inoxidáveis.

Tabela 2.3 – Propriedades físicas dos aços inoxidáveis a temperatura ambiente.

Propriedades	Aços Inoxidáveis			
	Martensítico	Ferrítico	Austenítico	Duplex
Densidade (kg/m ³)	7800	7800	7800-8000	7800-8000
Módulo de Elasticidade (GPa)	200	200	193-200	193-200
Coef. de Expansão Térmica (mm/m°C ⁻¹)	11,6-12,1	11,2-12,1	17,0-19,0	13,3-13,7
Condutividade Térmica (W/mK)	28,7	24,4-26,3	18,7-22,8	16,2-19,0
Resistividade Elétrica (nΩ.m)	550-720	590-670	690-1020	770-1000
Permeabilidade Magnética* (H.m ⁻¹)	700-1000	600-1100	1,008-1,2	...
Faixa de Fusão (°C)	1480-1530	1480-1530	1400-1450	1 430-1450

(*PECKNER; BERNSTEIN, 1977)
(MODENESI, 2001)

A classificação mais utilizada para os aços inoxidáveis está baseada na microestrutura que o aço apresenta em temperatura ambiente, após trabalho a quente, que dependerá basicamente do balanço da capacidade de seus elementos em estabilizar a austenita ou a ferrita (PECKNER; BERNSTEIN, 1977; ASM, 1989; MODENESI, 2001; ASM, 2005). Nesse contexto, podem ser considerados cinco grupos principais de aços inoxidáveis: ferríticos, austeníticos, martensíticos, duplex e endurecíveis por precipitação.

A seguir serão apresentadas as características gerais dos principais grupos de aços inoxidáveis.

2.3.1 Aço inoxidável ferrítico

São ligas Fe-Cr, com valores elevados de Cr, variando entre 10,5 e 30%, e baixo teor de carbono, em geral, inferior a 0,1%, de forma que o campo de estabilidade da austenita fica totalmente eliminado e, conseqüentemente esses aços não são endurecíveis por têmpera (PECKNER; BERNSTEIN, 1977; LULA, 1986; MODENESI, 2001; ASM, 2005). Apresentam estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) e são ligas ferromagnéticas.

Algumas classes podem conter molibdênio, silício, alumínio, titânio e nióbio para conferir características específicas. Enxofre, fósforo e selênio podem ser adicionados para melhorar a usinabilidade. Apresentam um baixo coeficiente de expansão térmica e uma boa resistência à corrosão e oxidação, inclusive em temperaturas elevadas (PECKNER; BERNSTEIN, 1977). No estado recozido, com

granulação fina, sua ductilidade e tenacidade à temperatura ambiente podem ser consideradas satisfatórias (LULA, 1986).

Os aços inoxidáveis ferríticos quando comparados com os aços inoxidáveis austeníticos apresentam tenacidade e resistência a altas temperaturas relativamente menores (ASM, 2005).

São ligas utilizadas em aplicações envolvendo ácido nítrico, eletrodomésticos, cubas e utensílios de cozinha e laboratórios, balcões frigoríficos, em aplicações a temperatura elevada, em sistemas de exaustão de automóveis (LULA, 1986; MODENESI, 2001). A Tabela 2.4 traz a composição química de algumas classes de aços inoxidáveis ferríticos e a Tab. 2.5 as propriedades mecânicas à temperatura ambiente.

Tabela 2.4 – % Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis ferríticos.

Classificação AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros
405	0,08	1,00	1,00	11,5–14,5	...	0,04	0,03	0,10–0,30 Al
409	0,08	1,00	1,00	10,5–11,75	0,50	0,045	0,045	6 × %C mín – 0,75 máx Ti
430	0,12	1,00	1,00	16,0–18,0	...	0,04	0,03	...
430F	0,12	1,25	1,00	16,0–18,0	...	0,06	0,15 mín	0,6 Mo (opcional)
430 FSe	0,12	1,25	1,00	16,0–18,0	...	0,06	0,06	0,15 mín Se
442	0,20	1,00	1,00	18,0–23,0	...	0,04	0,03	...
444	0,025	1,00	1,00	17,5–19,5	1,00	0,04	0,03	0,75–1,25 Mo; 5 × %C mín – 0,70
446	0,20	1,50	1,00	23,0–27,0	...	0,04	0,03	0,25 N

(ASM, 2005)

Tabela 2.5 – Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de alguns aços inoxidáveis ferríticos.

Classificação AISI	Condição	Resistência à Tração (MPa)	Resistência ao Escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento%	Dureza (HRB)
405	recozido	415	170	20	...
409	recozido	380	205	20	80 máx
430	recozido	415	205	20	...
442	recozido	550	310	20	90 máx
444	recozido	415	275	20	95 máx
446	recozido	480	275	20	...

(ASM, 2005)

A Figura 2.28 mostra a microestrutura característica de um aço inoxidável ferrítico.

Figura 2.28 – Microestrutura do aço inoxidável ferrítico AISI 430 (SATYANARAYANA; MADHUSUDHAN REDDY; MOHANDAS, 2005).

2.3.2 Aço inoxidável martensítico

São ligas (ferromagnéticas) com estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC), constituídas essencialmente de Fe-Cr, contendo entre 11,5 e 18,0% de Cr e entre 0,1 e 0,5% de C, facilmente endurecíveis por tratamento térmico (ASM, 2005).

Os teores de cromo e carbono são balanceados para garantir uma estrutura martensítica após encruamento. Excesso de carbonetos pode estar presente para aumentar a resistência ao desgaste. Elementos como nióbio, silício, tungstênio e vanádio podem ser adicionados para modificar a resposta à têmpera após encruamento. Pequenas quantidades de níquel melhoram a resistência à corrosão e tenacidade. Enxofre ou selênio têm a função de melhorar a usinabilidade de algumas classes destes tipos de aços (PECKNER; BERNSTEIN, 1977; ASM, 2005).

Os aços inoxidáveis martensíticos apresentam microestrutura ferrítica no estado recozido e após resfriamento rápido em ar ou em líquido passam para a forma martensítica e seu uso em geral é feito no estado temperado e revenido (SILVA; MEI, 1988; LULA, 1986; ASM, 2005;).

São particularmente adequados para aplicações que requerem elevada resistência mecânica, dureza e resistência à abrasão ou erosão em ambientes secos ou úmidos como, por exemplo, em componentes de turbinas a gás ou vapor, mancais e peças de cutelaria (LULA, 1986; MODENESI, 2001).

O aço VSM 13 é uma nova classe designada como supermartensítica utilizado em tubulações para condução de petróleo que contenha presença de H_2S e CO_2 (GRIFFITHS et al., 2004; BARBOSA, 2009).

As Tabelas 2.6 e 2.7 mostram, respectivamente, a composição química e propriedades mecânicas de algumas classes de aços inoxidáveis martensíticos à temperatura ambiente.

Tabela 2.6 – % Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis martensíticos.

Classificação AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros
403	0,15	1,00	0,50	11,5–13,0	...	0,04	0,03	...
410	0,15	1,00	1,00	11,5–13,5	...	0,04	0,03	...
420	0,15 mín	1,00	1,00	12,0–14,0	...	0,04	0,03	...
440C	0,95–1,20	1,00	1,00	16,0–18,0	...	0,04	0,03	0,75 Mo
Super Cr (VSM13*)	0,02	...	...	13,0	5,5	...	...	2,0 Mo

(ASM, 2005)

(*BARBOSA, 2009)

Tabela 2.7 – Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de alguns aços inoxidáveis martensíticos.

Classificação AISI	Condição	Resistência à Tração (MPa)	Resistência ao Escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento%	Dureza
403	recozido	485	275	16	...
410	recozido	485	275	16	...
420	Temperado a 204°C	1720	1480	8	52 HRC
440C	recozido	760	450	14	97 HRB

(ASM, 2005)

A Figura 2.29 traz a microestrutura característica dos aços inoxidáveis martensíticos.

Figura 2.29 – Microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 410 (ASM, 2004).

2.3.3 Aço inoxidável austenítico

Esta classe pertence ao grupo Fe-Cr-Ni, embora existam ligas em que parte ou todo o níquel pode ser substituído por manganês ou nitrogênio (PECKNER; BERNSTEIN, 1977; LULA, 1986; MODENESI, 2001).

As ligas mais conhecidas e populares são os 18-8, ou seja, 18% de teor médio de cromo e 8% de níquel. Apresentam microestrutura predominantemente austenítica (CFC), não sendo endurecíveis por tratamento térmico, ou seja, são encruáveis apenas por deformação e, no estado recozido, são essencialmente não magnéticos (ASM, 2005). Em temperatura ambiente, apresentam um baixo limite de escoamento, limite de resistência elevado e uma alta ductilidade (MODENESI, 2001).

Elementos de liga tais como molibdênio, cobre, silício, alumínio, titânio e nióbio podem ser adicionados para conferir certas características, tais como melhoria da resistência à corrosão e oxidação (ASM, 2005). Enxofre e selênio também têm a função de melhorar a usinabilidade nessas ligas.

Os aços inoxidáveis austeníticos encontram aplicações na indústria química, alimentícia e refino de petróleo. As Tabelas 2.8 e 2.9 mostram, respectivamente, a composição química e propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis austeníticos à temperatura ambiente.

Tabela 2.8 – % Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis austeníticos.

Classificação AISI	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros
301	0,15	2,00	1,00	16,0–18,0	6,0–8,0	0,045	0,03	...
303	0,15	2,00	1,00	17,0–19,0	8,0–10,0	0,20	0,15 mín	0,6 Mo
304	0,08	2,00	1,00	18,0–20,0	8,0–10,5	0,045	0,03	...
310	0,25	2,00	1,50	24,0–26,0	19,0–22,0	0,045	0,03	...
316	0,08	2,00	1,00	16,0–18,0	10,0–14,0	0,045	0,03	2,0–3,0 Mo

(ASM, 2005)

Tabela 2.9 – Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de alguns aços inoxidáveis austeníticos.

Classificação AISI	Condição	Resistência à Tração (MPa)	Resistência ao Escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento%	Dureza (HRB)
301	recozido	620	205	40	95 máx
303	recozido	515	205	40	...
304	recozido	515	205	40	...
310	recozido	515	205	40	95
316	recozido	515	205	40	...

(ASM, 2005)

Na Figura 2.30 está apresentada a microestrutura típica dos aços inoxidáveis austeníticos.

Figura 2.30 – Microestrutura do aço inoxidável austenítico AISI 304 (SATYANARAYANA; MADHUSUDHAN REDDY; MOHANDAS, 2005).

2.3.3.1 Transformação martensítica induzida por deformação

Uma particularidade dos aços inoxidáveis austeníticos, que é importante ressaltar, está relacionada com certos tipos dessa classe de material, os chamados metaestáveis. Estes aços podem desenvolver maiores resistências e durezas que os tipos de aços que apresentam estruturas de equilíbrio para uma dada quantidade de deformação. Essa deformação em baixas temperaturas, denominada deformação a frio, nos aços inoxidáveis metaestáveis desencadeia a transformação da austenita em martensita (SILVA; MEI, 1988; PADILHA; GUEDES, 1994; ASM, 2005).

Esse processo de deformação pode induzir à formação de duas fases martensíticas: a martensita α' , que corresponde a uma estrutura cristalina CCC e, portanto, ferromagnética; e a martensita ϵ , com estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) paramagnética, na seguinte sequência de transformação (PADILHA; GUEDES, 1994; SOLOMON; SOLOMON, 2010):

A ocorrência e quantidade de martensita induzida por deformação dependem de vários fatores, tais como a composição química, temperatura, deformação, taxa de deformação, estado de tensões, modo de deformação, tamanho e orientação do grão e orientação cristalina (PECKNER; BERNSTEIN, 1977; PADILHA; GUEDES, 1994; SOLOMON; SOLOMON, 2010).

A composição química tem efeito determinante na ocorrência de transformações martensíticas provenientes de resfriamento e de deformações a baixas temperaturas, e essa dependência entre composição e temperatura de deformação pode ser calculada através da eq. (2.33), considerando condições quase estáticas (PECKNER; BERNSTEIN, 1977).

$$Md(30/50)(^{\circ}C) = 413 - 13,7(\%Cr) - 9,5(\%Ni) - 8,1(\%Mn) - 18,5(\%Mo) - 9,2(\%Si) - 462(\%(C + N)) \quad (2.33)$$

Onde, $Md(30/50)$ corresponde à temperatura na qual 50% de martensita α' é produzida por meio de uma deformação verdadeira de 30%.

Vários trabalhos mostram a dependência da taxa de deformação na transformação martensítica, de forma que o aumento da taxa de deformação e consequentemente o aumento da temperatura, reduzem a quantidade de martensita induzida por deformação (HECKER et al., 1982; SHIN; HA; CHANG., 2001; BYUN; HASHIMOTO; FARRELL, 2004; ZHANG et al., 2004; MÉSZÁROS; PROHÁSKA, 2005; TALONEN et al., 2005; DAS; TARAFDER, 2009).

2.3.4 Aço Inoxidável Duplex

Os aços inoxidáveis duplex se caracterizam por apresentarem uma microestrutura bifásica austeno-ferrítica (CCC e CFC), determinada, sobretudo pelos teores de ferro, cromo e níquel. Ainda podem ser adicionados N, Mo, Cu, Si e W para controlar o balanço estrutural e conferir características melhoradas de resistência à corrosão (PECKNER; BERNSTEIN, 1977; LULA, 1986; ASM, 2005; MODENESI, 2001).

A tenacidade dos duplex está entre a dos austeníticos e ferríticos, mas possuem maiores resistências à tração e ao escoamento que os austeníticos (SILVA; MEI, 1988; ASM, 2005).

Estes aços são usados em componentes de equipamentos expostos a água do mar, trocadores de calor, bombas e tubos, em indústrias química, petroquímica, de papel e celulose (SILVA; MEI, 1988; MODENESI, 2001).

A Tabela 2.10 traz a composição química de algumas classes de aços inoxidáveis duplex e a Tab. 2.11 as propriedades mecânicas à temperatura ambiente.

Tabela 2.10 – % Composição química de algumas classes de aços inoxidáveis duplex.

Classificação AISI (UNS)	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros
329 (S32900)	0,20	1,00	0,75	23,0–28,0	2,50–5,00	0,040	0,030	1,00–2,00 Mo
44LN (S31200)	0,030	2,00	1,00	24,0–26,0	5,50–6,50	0,045	0,030	1,20–2,00 Mo; 0,14–0,20 N
2205 (S32205)	0,030	2,00	1,00	21,0–23,0	4,50–6,50	0,030	0,020	2,50–3,50 Mo; 0,08–0,20 N

(ASM,2005)

Tabela 2.11 – Propriedades mecânicas a temperatura ambiente de alguns aços inoxidáveis duplex.

Classificação AISI	Condição	Resistência à Tração (MPa)	Resistência ao Escoamento 0,2% (MPa)	Alongamento%	Dureza (HRC)
329 (S32900)	recozido	620	485	15	28
44LN (S31200)	recozido	690–900	450	25	...
2205 (S32205)	recozido	620	448	25	290 HB

(ASM, 2005)

A Figura 2.31 mostra a microestrutura típica dos aços inoxidáveis duplex.

Figura 2.31 – Microestrutura do aço inoxidável duplex UNS 32750. Fase clara: austenita (γ), fase escura: ferrita (α) (adaptado de BRANDI; SILVEIRA; VASCONCELLOS, 2010).

Além destas quatro classes principais de aços inoxidáveis ainda, pode-se citar os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, cujo endurecimento é conseguido pela adição de elementos de liga como cobre, titânio, nióbio e alumínio, e de acordo com a microestrutura do aço antes do tratamento térmico de precipitação, estes podem ser divididos em martensíticos, semi-austeníticos e austeníticos (PECKNER; BERNSTEIN, 1977; ASM, 2005).

2.3.5 Usinabilidade dos aços inoxidáveis

Ferraresi (2011) define a usinabilidade de um metal como sendo uma grandeza tecnológica, que expressa, por meio de um índice comparativo, um conjunto de propriedades de usinagem do metal, em relação a outro tomado como padrão, ou seja, indica o grau de dificuldade de se usinar um material.

A usinabilidade, além de depender das propriedades mecânicas (resistência, tenacidade, ductilidade e dureza), composição química, microestrutura, tendência de “empastamento” do cavaco na superfície de saída da ferramenta, quantidade de partículas duras, inclusões e aditivos para melhorar a usinabilidade, operações anteriores realizadas sobre o material (a frio ou a quente) e do eventual grau de encruamento (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000), é também função das condições do processo empregado. Portanto, Trent e Wright (2000) sugerem que a usinabilidade não é uma propriedade do material, mas o "modo" como o material se comporta durante o corte.

A usinagem dos aços inoxidáveis, em geral, é mais difícil que a dos aços carbono comuns, sendo que os ferríticos e martensíticos apresentam uma melhor usinabilidade em relação aos austeníticos e duplex (DINIZ, MARCONDES; COPPINI, 2000; CHIAVERINI, 2002; ASM, 2005), como pode ser observado na Fig.2.32.

Figura 2.32 – Desempenho comparativo na usinagem das principais classes de aços inoxidáveis (adaptado de MACHADO et al., 2011).

A dificuldade de usinagem dos aços inoxidáveis aumenta com o teor de elementos de liga, fazendo com que as ferramentas se desgastem de forma mais intensa, reduzindo a qualidade da superfície gerada (SILVA, 2007).

As características dos aços inoxidáveis que exercem grande influência na usinabilidade incluem (ASM, 1989; TRENT; WRIGTH, 2000, MACHADO et al., 2011):

- Alta taxa de encruamento, particularmente para ligas austeníticas;
- Elevada ductilidade;
- Baixa condutividade térmica.

Os aços inoxidáveis austeníticos são considerados como uma das classes com a pior usinabilidade, sendo sua usinagem dificultada pelo seu alto coeficiente de encruamento e baixa condutividade térmica, promovendo desgaste acelerado da ferramenta e elevadas temperaturas na interface cavaco-ferramenta, respectivamente (TRENT; WRIGHT, 2000; MACHADO et al., 2011), além da formação de cavacos longos que contribui para o pobre acabamento superficial da peça usinada.

Uma alternativa para melhorar a usinabilidade dos aços inoxidáveis é a adição de elementos de liga que formam inclusões frágeis, reduzindo a ductilidade, promovendo a quebra do cavaco. Geralmente o elemento mais empregado é o enxofre (ASM, 1989; DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000; MACHADO et al., 2011). Adições de telúrio e selênio também melhoram a usinabilidade, porém provocam quedas em outras propriedades, produzindo efeitos secundários indesejáveis (CHIAVERINI, 2002; MACHADO et al. 2011).

Alguns trabalhos relacionados com usinagem de aços inoxidáveis mostram a dificuldade na usinagem desses materiais, através dos resultados de forças elevadas, formação de cavacos longos, vibração e consequentemente, problemas no acabamento da superfície, desgastes excessivos como lascamentos e quebra da ferramenta, geralmente atribuída a uma alta adesão e abrasão na interface cavaco-ferramenta, formação de aresta postiça e maiores áreas de contato (KORKUT et al., 2004; SHAO; LIU; QU, 2007; MEDVEDEVA et al., 2011; NOMANI et al., 2013). Estes fatores reforçam o efeito das propriedades destes materiais na usinabilidade, de forma que uma baixa condutividade térmica e alta ductilidade em temperaturas elevadas promovem um amolecimento do material, que por sua vez se deformam muito sem se quebrar, fazendo com que cavacos longos sejam produzidos, e consequentemente aumentam a área de contato cavaco-ferramenta e a adesão na ferramenta. Já o encruamento contribui para uma maior abrasão, comprometendo o acabamento da superfície e promovendo um desgaste acelerado da ferramenta.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 ASPECTOS GERAIS

Este capítulo visa descrever detalhadamente a metodologia experimental utilizada para o desenvolvimento do trabalho, a qual está dividida em três etapas principais, que por suas vezes são subdivididas como mostrado no fluxograma da Fig. 3.1.

O procedimento experimental está baseado no estudo do comportamento dos materiais na usinagem através da caracterização dos materiais por meio de análise microestrutural, química e ensaios mecânicos; ensaios de usinagem (torneamento), onde foram monitorados os esforços de corte, realizado a caracterização do cavaco pela análise de sua morfologia e microestrutura e estimada a temperatura na zona de cisalhamento primária; além de testes complementares para investigar possíveis transformações martensíticas nos aços inoxidáveis austeníticos.

A seguir será apresentada a descrição detalhada da metodologia empregada para alcançar o objetivo proposto.

Figura 3.1 – Fluxograma da metodologia experimental.

3.2 MATERIAIS DE TRABALHO

Os materiais utilizados no trabalho estão divididos de acordo com as etapas 2.1 e 2.2 referentes aos ensaios de usinagem definidas na Fig. 3.1.

3.2.1 Materiais de trabalho para a comparação entre corte ortogonal e semi-ortogonal

O material da peça de trabalho utilizado na etapa 2.1 da Fig. 3.1 corresponde a um aço inoxidável austenítico AISI 304, e sua composição química básica é apresentada na Tab. 3.1.

Tabela 3.1 – Composição Química (% em massa) do Aço Inoxidável AISI 304.

C	Mn máx	P máx	S máx	Si máx	Cr	Ni
0,08	2,0	0,045	0,030	1,0	18,0-20,0	8,0-11,0

(ASM, 2005)

Para a comparação entre os tipos de corte, as peças de trabalho apresentaram as seguintes configurações:

- Barras maciças com diâmetro nominal de 33,40 e 48,26 mm;
- Tubos com espessura nominal de parede de 2,77 mm; e 33,40 e 48,26 mm de diâmetro nominal comercial.

A Figura 3.2 mostra a configuração esquemática dos corpos de prova utilizados para a execução de testes de usinagem para a comparação entre corte ortogonal e semi-ortogonal, respectivamente.

Figura 3.2 – Configuração esquemática dos corpos de prova de aço inoxidável AISI 304.

3.2.2 Materiais de trabalho para a comparação entre diferentes classes de aços inoxidáveis

Os materiais definidos para o estudo do comportamento mecânico durante a usinagem na etapa 2.2 corresponderam a três classes de aços inoxidáveis, com estruturas cristalinas distintas:

- Aço inoxidável austenítico, designação Villares Metals V304UF (correspondente ao AISI 304; EN 1.4882), com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), fornecido no estado solubilizado;
- Aço inoxidável martensítico, designação Villares Metals VSM13 (designação comercial Inox Super 13Cr), com estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC), fornecido no estado temperado e revenido;
- Aço inoxidável duplex, com designação Villares Metals N4462 (correspondente à designação comercial Inox Duplex 2205; EN 1.4462; UNS S31803), fornecido no estado solubilizado.

Estes materiais foram fornecidos pela Villares Metals S.A, em forma de barras cilíndricas com 500 mm de comprimento e 70 mm de diâmetro. A composição química destes aços inoxidáveis foi levantada através de espectrometria por fluorescência de raios X (FRX) e será apresentada no capítulo de resultados e discussão.

3.3 ETAPA 1: CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

3.3.1 Análise Microestrutural (Metalografia)

3.3.1.1 Microscopia Óptica

A caracterização microestrutural dos materiais investigados, utilizando microscopia óptica, foi realizada em microscópio Olympus BMX60 e software analisador de imagens LEICA QWIN V3 STANDARD, que possibilitou a identificação das diferentes microestruturas dos materiais de trabalho.

Para tanto, as amostras das seções transversais e longitudinais dos materiais de trabalho, cortadas em uma cortadora metalográfica Buehler IsoMet 4000, foram primeiramente embutidas a quente em uma embutidora automática Buehler SimpliMet 3000, seguida de preparação metalográfica em uma politriz automática Struers Tegrapol 25 segundo a rotina de polimento mostrada na Tab. 3.2.

Tabela 3.2 – Rotina de preparação metalográfica.

Lixamento úmido		
Lixa	Grana	Duração (min)
SiC	#220	4
Polimento		
Pano de Polimento	Suspensão de diamante	Duração (min)
MD Largo	DiaPro Allegro/Largo (9 µm)	5
MD Mol	DiaPro Mol (3 µm)	10
Polimento- Acabamento		
Pano de Polimento	Suspensão de Sílica Coloidal	Duração (min)
MD Chem	OP-S (0,04 µm)	4

A revelação das microestruturas dos aços inoxidáveis austenítico e duplex se fizeram por meio de ataque eletrolítico com solução a 10% de ácido oxálico em uma politriz eletrolítica Struers Lectropol 5, utilizando uma tensão de 4,5 volts durante aproximadamente 50 segundos. As amostras de aço inoxidável martensítico foram atacadas com o reagente Vilella.

3.3.1.2 Difração de raios X (DRX)

A análise de difração de raios X foi realizada no Laboratório de Caracterização Tecnológica (LCT) do Departamento de Engenharia de Minas e Petróleo da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP), em um equipamento X'Pert da PANalytical.

Esta técnica foi utilizada para identificar as estruturas cristalinas presentes nas diferentes classes de aços inoxidáveis investigadas, através de uma varredura contínua com duração de 100 min; com radiação Cu α , 45 kV/40 mA; tamanho do passo de 0,02°, e intervalo de varredura de 20 a 100°.

3.3.2 Análise química por fluorescência de raios X (FRX)

Os teores dos elementos das diferentes classes de aços inoxidáveis foram determinados através de análise de elementos químicos de flúor a urânio em espectrômetro por fluorescência de raios X Axios Advanced da PANalytical, também realizada no LCT.

3.3.3 Ensaaios mecânicos

Foram conduzidos ensaios mecânicos quase estáticos e dinâmicos com a finalidade de caracterizar os materiais investigados, bem como obter informações importantes para condições de deformação em diferentes taxas de deformação.

3.3.3.1 Dureza e Microdureza Vickers

Os ensaios de dureza e microdureza foram realizados amparados nas Normas ASTM E92-82 (2003) e ASTM E384 (2011).

Os ensaios de dureza foram realizados em amostras, preparadas metalograficamente, das seções longitudinais e transversais dos aços inoxidáveis, por meio de um durômetro Vickers VMT-7 da Buehler utilizando carga de penetração de 30 kgf e para cada material foram executadas cinco endentações para estimar o valor médio de dureza das amostras.

Da mesma forma, foram feitos ensaios de microdureza em um microdurômetro Micromet 2101 da Buehler, onde foram realizadas 10 penetrações nas amostras dos materiais de trabalho com uma carga aplicada de 50 gf.

3.3.3.2 Ensaio de Compressão

Foram realizados ensaios de compressão convencional, amparados na norma ASTM E9 (2009).

Os ensaios foram realizados no Laboratório do Grupo de Mecânica dos Sólidos e Impacto em Estruturas (GMSIE) do Departamento de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos da EPUSP em uma máquina de ensaio universal INSTRON 3369 (Fig. 3.3).

Figura 3.3 – Máquina de ensaio universal INSTRON 3369.

Os corpos de prova das diferentes classes de aços inoxidáveis investigadas correspondiam a uma configuração cilíndrica com dimensões especificadas conforme a Fig. 3.4.

Figura 3.4 – Configuração dos corpos de prova para ensaios de compressão.

Estes ensaios permitiram o levantamento das propriedades mecânicas dos materiais em estudo, bem como aumentaram o intervalo de taxas de deformação investigado para a comparação do comportamento mecânico entre os ensaios quase estáticos de compressão, dinâmicos da barra de Hopkinson e de usinagem.

3.3.3.3 Barra de Hopkinson

O teste da barra de Hopkinson é um método que vem sendo bastante utilizado para determinar o comportamento dos materiais em condições similares às encontradas em usinagem (JASPERS; DAUTZENBERG, 2002), por ser uma técnica experimental que permite determinar relações constitutivas em altas taxas de deformação, cobrindo uma faixa de 10^2 até acima de 10^4 s^{-1} (MEYERS, 1994; ASM, 2000).

O método, esquematizado na Fig. 3.5, consiste de um corpo de prova disposto entre duas barras longas, onde uma onda de compressão elástica produzida por um projétil se choca na extremidade esquerda da barra incidente. A onda compressiva se propaga na velocidade do som através da barra que se deforma somente elasticamente e ao atingir o corpo de prova, parte da onda é refletida e parte percorre o corpo de prova deformando-o plasticamente continuando seu percurso, de forma que parte da onda remanescente é transmitida para a barra de saída. As tensões incidente, transmitida e refletida são registradas por meio de extensômetros fixados nas barras incidente e de saída (MEYERS, 1994; ASM, 2000; JASPERS; DAUTZENBERG, 2002).

Figura 3.5 – Esquema do aparato experimental da Barra de Hopkinson e visualização das ondas de tensão durante o teste (adaptado de JASPERS; DAUTZENBERG, 2002).

Os testes da barra de Hopkinson foram realizados em um equipamento composto por um tanque de ar pressurizado, que tem a finalidade de disparar o projétil (barra de impacto), duas barras de aço de alta resistência, um amplificador de alta frequência (com ponte de Wheatstone regulável interna) e uma placa de aquisição de dados NI PCI 6110 com BNC 2110 (SANTOS, 2008), pertencente ao GMSIE. A Figura 3.6 mostra o equipamento utilizado.

Figura 3.6 – Barra de Hopkinson (NEVES, 2013).

Os corpos de prova para os ensaios da barra de Hopkinson consistiram em discos com diâmetro nominal de 12 mm e espessura nominal de 2,6 mm, como mostrado na Fig. 3.7. Estes corpos de prova tiveram suas faces polidas a fim de garantir paralelismo e planicidade.

Figura 3.7 – Configuração dos corpos de prova para testes dinâmicos em barra de Hopkinson.

A tensão, deformação e taxa de deformação de engenharia, que ocorre na amostra podem ser obtidas a partir das seguintes formulações (MEYERS, 1994; ALVES et al., 2012):

$$\sigma(t) = \frac{A_b E_b}{2A_0} (\varepsilon_i + \varepsilon_t + \varepsilon_r) \quad (3.1)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{c_b}{L_0} (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) \quad (3.2)$$

$$\varepsilon(t) = \frac{c_b}{L_0} \int (\varepsilon_i - \varepsilon_r - \varepsilon_t) dt \quad (3.3)$$

onde, $\varepsilon_i, \varepsilon_r$ e ε_t são os pulsos elásticos incidido, refletido e transmitido medidos nas barras, respectivamente; c_b é a velocidade da onda nas barras de pressão, dada pela eq. (3.4); L_0 e A_0 são o comprimento e a área da seção transversal do corpo de prova; e A_b é a área da seção transversal de cada barra.

$$c_b = \sqrt{E_b / \rho_b} \quad (3.4)$$

Onde, ρ_b e E_b são a densidade e o módulo de elasticidade das barras.

Estes valores de tensão, deformação e taxa de deformação de engenharia podem ser facilmente transformadas nos valores verdadeiros de acordo com as formulações clássicas.

Segundo Alves et al. (2012), é assumido que $E_b=210$ GPa e $\rho_b=7870$ kg/m³, uma vez que as barras são feitas de aço de alta resistência.

3.4 ETAPA 2: ENSAIOS DE USINAGEM

Os testes de usinagem foram divididos em duas etapas: testes para comparação entre corte ortogonal e semi-ortogonal; e comparação entre as diferentes classes de aços inoxidáveis.

A etapa de usinagem consistiu no monitoramento das componentes da força de usinagem e caracterização do cavaco para determinação da deformação, taxa de

deformação, tensões na zona de cisalhamento primária, encruamento do cavaco e temperatura na zona de cisalhamento primária.

A seguir serão detalhados os procedimentos experimentais utilizados para o monitoramento das forças de usinagem e caracterização do cavaco, bem como as metodologias para a determinação da deformação, taxa de deformação, tensões e temperatura na zona de cisalhamento primária.

3.4.1 Forças de Usinagem

As componentes da força de usinagem foram monitoradas através de um dinamômetro piezoelétrico modelo 9265B/ 9441B, condicionador de sinais 5070A 11100 e um software analisador de sinais DynoWare 2825A1-2, ambos da Kistler. O dinamômetro captura as três componentes ortogonais da força atuante: F_x , F_y e F_z , admitindo uma faixa de medição de ± 15 kN para F_x e F_y ; e de 0 a 30 kN para F_z , e sensibilidade de ≈ 8 pC/N para as componentes x e y e $\approx 3,7$ pC/N para a componente z. Foi utilizada uma taxa de aquisição de 1kHz. A Figura 3.8 mostra a configuração esquemática de montagem do equipamento utilizado para as medições de força.

Figura 3.8 – Montagem esquemática do sistema de aquisição de força.

3.4.2 Caracterização do Cavaco

Conjuntamente com o monitoramento das componentes da força de usinagem, foram coletadas amostras de cavacos formados em cada teste de usinagem. Nesta etapa foi feita a classificação dos tipos e formas do cavaco por exame visual.

A espessura do cavaco foi medida com o auxílio de um micrômetro externo digital com ponta esférica da Digimess com faixa de medição de 0 a 25 mm e resolução de 0,001 mm, utilizada para a determinação do ângulo de cisalhamento.

Amostras de cavacos foram separadas para avaliação morfológica em microscópio eletrônico de varredura Quanta 600 FEG, pertencente ao LCT, para caracterização da segmentação, através de observação das seções longitudinais e superfícies livres dos cavacos.

Outras amostras foram embutidas e preparadas metalograficamente para análises microestruturais através de microscopia óptica utilizando o microscópio Olympus BX60M, visando à análise morfológica das bandas de cisalhamento e medição das espessuras dos planos cisalhados (Δy), que estão relacionadas com a deformação sofrida pelo material durante a usinagem.

Por fim, foram feitas medições de microdureza para avaliação do encruamento devido à usinagem com a variação das condições de corte. Os ensaios de microdureza Vickers nas amostras de cavaco foram realizados em microdurômetro Micromet 2101 da Buehler, utilizando-se uma carga de 50 gf, compreendendo de 10 endentações ao longo das estreitas bandas altamente deformadas (regiões escuras da Fig. 3.9).

Figura 3.9 – Modelo esquemático de localização das endentações para medições de microdureza nas amostras de cavacos. Bandas altamente deformadas (regiões escuras).

3.4.3 Determinação das tensões atuantes no plano de cisalhamento primário

As tensões atuantes no plano de cisalhamento primário (tensões normal e de cisalhamento) foram calculadas a partir das relações geométricas obtidas do círculo de Merchant e definidas no capítulo anterior pelas eqs. (2.8) e (2.9).

3.4.4 Determinação da deformação e taxa de deformação

A deformação e taxa de deformação foram estimadas através de relações geométricas baseadas no modelo do “Baralho de Piispanen” de formação do cavaco, definidas no capítulo anterior, utilizando as eqs. (2.4) e (2.5)

A distância perpendicular entre os planos cisalhados (Δy) foi medida com o auxílio de software analisador de imagens Leica Qwin V3 Standard, em amostras de seções longitudinais dos cavacos preparadas metalograficamente para revelação da microestrutura, de forma a possibilitar a observação das bandas de cisalhamento. As medidas de Δy foram feitas como destacado esquematicamente na Fig. (3.10).

Figura 3.10 – Figura esquemática de modelo de formação do cavaco destacando a distância perpendicular entre as lamelas cisalhadas (Δy).

3.4.5 Determinação da temperatura na zona de cisalhamento primária

A temperatura média na zona de cisalhamento primária (T_{ZCP}) foi estimada segundo a eq. (2.11) empírica baseada no modelo de Boothroyd, definida no capítulo anterior. As propriedades físicas dos materiais utilizadas para a estimativa de T_{ZCP} foram retiradas de folhas de dados de propriedades disponibilizadas por

fabricantes no banco de dados da matweb (2012). As folhas de dados utilizadas se encontram no ANEXO I.

3.4.6 Procedimento experimental dos ensaios da etapa 2.1: Comparação entre corte ortogonal e semi-ortogonal

O objetivo desta etapa consistiu na análise do encruamento, deformação, taxa de deformação e tensões atuantes no plano de cisalhamento, a partir da caracterização do cavaco formado no torneamento do aço inoxidável austenítico AISI 304, com a variação das condições de corte e geometria de corte.

3.4.6.1 Ferramenta

A ferramenta de corte utilizada correspondeu a um inserto de metal duro BA55, que corresponde a classe P (P30 –P40), com geometria TPUN 16 03 04 da Brassinter, montada em um porta-ferramenta CTGPR 2020 K16 da Iscar, o qual conferiu um ângulo de inclinação (λ_s) de 0° , ângulo de saída positivo (γ_0) de 6° e ângulo de posição (χ_r) de 91° . A Figura 3.11 apresenta a especificação e a configuração da ferramenta e porta-ferramenta utilizados.

Figura 3.11 – Configuração da ferramenta e porta-ferramenta (BRASSINTER, 2009; ISCAR, 2011).

3.4.6.2 Procedimento Experimental

Os testes de torneamento foram executados a seco em um torno convencional S-30 da Romi, mostrado na Fig. 3.12, com 8 cv de potência total no motor principal e rotação máxima no eixo-árvore de 1800 rpm.

Figura 3.12 – Torno Convencional Romi S-30.

Os ensaios foram realizados segundo um planejamento estatístico fatorial completo 2^3 , consistindo em duas variáveis quantitativas, velocidade de corte (v_c) e avanço (f), e uma variável qualitativa, forma do corpo de prova (tubo e barra). Esta última variável foi utilizada para verificar a existência de diferença no comportamento do material em relação ao corte ortogonal e semi-ortogonal. Foram mantidas constantes a rotação em 1120 rpm, o percurso de avanço (L_f) em 20 mm e a profundidade de corte (a_p) em 2,77 mm, correspondente a espessura da parede do tubo. Para cada ensaio foi utilizada uma aresta de corte nova para evitar influência do desgaste. Ainda, para avaliação da reprodutibilidade dos resultados ainda foram executadas duas réplicas dos ensaios propostos. A Tabela 3.3 apresenta os fatores, que foram variados em dois níveis.

Tabela 3.3 – Variáveis de entrada a dois níveis.

Variável	Nível (-1)	Nível (+1)
v_c [m/min]	117,5	169,8
f [mm/volta]	0,205	0,428
Forma do CP	Tubo	Barra

3.4.6 Procedimento experimental dos ensaios da etapa 2.2: Comparação entre as diferentes classes de aços inoxidáveis

Esta etapa, por sua vez, ainda foi subdividida em mais duas etapas. A primeira foi definida como etapa de testes preliminares e a segunda de testes conclusivos, detalhadas a seguir.

3.4.6.1 Procedimento experimental dos testes preliminares

O objetivo dos testes preliminares foi fazer uma primeira abordagem do comportamento mecânico das três classes de aços inoxidáveis em estudo, considerando a análise das tensões, deformação, taxa de deformação, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária, visando o levantamento e a relação dos parâmetros fundamentais do sistema de corte que possam ser fatores significativos para a modelagem do processo de usinagem.

Os resultados desta etapa também foram utilizados para fazer a comparação com os dados coletados nos testes de compressão e Barra de Hopkinson.

3.4.6.1.1 Ferramenta

As ferramentas de corte e o porta ferramenta utilizados nesta etapa foram os mesmos descritos anteriormente nos testes executados para a comparação do tipo de corte (ortogonal e semi-ortogonal).

3.4.6.1.2 Procedimento experimental

Os ensaios de torneamento dos testes preliminares foram executados também a seco na mesma máquina-ferramenta utilizada nos testes da etapa 2.1. A configuração dos ensaios foi obtida através de planejamento estatístico fatorial completo 2^3 , variando-se velocidade de corte, avanço e material da peça de trabalho. Primeiramente, foi utilizado um planejamento para comparar as classes austenítica e martensítica, e as condições de corte; na sequência foram comparados os aços inoxidáveis austenítico e duplex e, por fim, as classes martensítica e duplex,

totalizando três planejamentos 2^3 , porém executando-se apenas 12 ensaios, uma vez que, puderam-se aproveitar os resultados dos ensaios do primeiro planejamento para compor os outros dois, acrescentando-se somente mais quatro ensaios referentes ao aço inoxidável duplex. A tabela 3.4 apresenta a configuração dos ensaios, destacando em cores diferentes os ensaios referentes a cada planejamento 2^3 executado. A profundidade de corte (a_p) foi mantida constante em 2 mm, para que fosse obtido um cavaco com largura suficiente para ser preparado para análises metalográficas. A velocidade de corte foi variada através de diferentes diâmetros das barras (70 e 45 mm), mantendo a rotação fixa em 710 rpm. O percurso de avanço (L_f) foi mantido constante em 10 mm e foi utilizada uma aresta de corte nova para cada ensaio, para evitar influência do desgaste. Ainda foram consideradas duas réplicas dos testes executados para avaliação da reprodutibilidade dos resultados.

Tabela 3.4 – Configuração dos ensaios de torneamento. Vermelho: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis V304UF e VSM13; verde: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis V304UF e N4462; azul: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis VSM13 e N4462.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	Material
1	100,37	0,205	V304UF
2	156,14	0,205	V304UF
3	100,37	0,428	V304UF
4	156,14	0,428	V304UF
5	100,37	0,205	VSM13
6	156,14	0,205	VSM13
7	100,37	0,428	VSM13
8	156,14	0,428	VSM13
9	100,37	0,205	N4462
10	156,14	0,205	N4462
11	100,37	0,428	N4462
12	156,14	0,428	N4462

3.4.6.2 Procedimento Experimental dos Testes Conclusivos

O objetivo desta etapa foi ampliar mais a faixa de variação das condições de corte para possibilitar o levantamento de superfícies de resposta das saídas investigadas para as diferentes classes de aços inoxidáveis.

3.4.6.2.1 Ferramenta

As ferramentas de corte utilizadas nesta etapa corresponderam a insertos de metal duro da Sandvik, classe M25, com revestimento de nitreto de titânio (TiN), com especificação ISO TPUN 16 03 04 2025, os quais foram montados em porta ferramenta CTGPR 2525 M16 da Sandvik, para conferir um ângulo de inclinação (λ_s) de 0° , ângulo de saída positivo (γ_0) de 6° e ângulo de posição (χ_r) de 91° . A especificação e a configuração da ferramenta e porta-ferramenta desta etapa são mostradas na Fig.3.13.

Figura 3.13 – Configuração da Ferramenta e porta-ferramenta (SANDVIK, 2013).

3.4.6.2.2 Procedimento experimental

Os testes de torneamento foram executados a seco em um torno principal de potência de 27 kW e rotação máxima no eixo-árvore de 3150 rpm, que foi adaptado para ser utilizado com o dinamômetro Kistler.

Figura 3.19 – Torno CNC TRAUB TND 360.

Foram utilizados três planejamentos estatísticos fatoriais completos 2^3 , consistindo em duas variáveis quantitativas, velocidade de corte (v_c) e avanço (f), e uma variável qualitativa, material da peça de trabalho, totalizando 12 ensaios, uma vez que puderam ser utilizados os resultados do primeiro planejamento, que considerou os aços inoxidáveis austenítico e martensítico, para comparar cada uma das classes de aço inoxidável ao terceiro planejamento, necessitando, neste caso, apenas de mais quatro ensaios referentes à classe duplex. Foram mantidos constantes a profundidade de corte (a_p) em 2 mm e o percurso de avanço (L_f) em 10 mm. Em cada ensaio foi utilizada uma aresta de corte nova para evitar influência do desgaste. Ainda foram consideradas duas réplicas dos testes executados para avaliação da reprodutibilidade dos resultados. A Tabela 3.5 apresenta a configuração geral das condições de usinagem para cada material, destacando em cores diferentes os ensaios referentes a cada planejamento 2^3 .

Tabela 3.5 – Configuração geral dos ensaios de usinagem. Vermelho: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis V304UF e VSM13; verde: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis V304UF e N4462; azul: planejamento 2^3 considerando as condições de corte e os aços inoxidáveis VSM13 e N4462.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	Material
1	120	0,2	V304UF
2	280	0,2	V304UF
3	120	0,4	V304UF
4	280	0,4	V304UF
5	120	0,2	VSM13
6	280	0,2	VSM13
7	120	0,4	VSM13
8	280	0,4	VSM13
9	120	0,2	N4462
10	280	0,2	N4462
11	120	0,4	N4462
12	280	0,4	N4462

Concluída a análise de significância das variáveis do planejamento experimental citado acima, foi realizado um Planejamento Composto Central (PCC), com o objetivo de levantar superfícies de resposta de 2º ordem para mapear as variáveis de saída relacionadas ao comportamento mecânico do material em função das condições de corte, de forma a obter equações empíricas de previsão das variáveis de saída em função das condições de corte avaliadas. A Tabela 3.6 apresenta a configuração do PCC, contemplando cinco réplicas no centro, para ter uma cobertura mais ampla de condições de corte, ressaltando que foram realizados nove testes adicionais, referentes às condições extremas, $(-\alpha)$ e $(+\alpha)$, uma vez que as condições $(+1)$ e (-1) foram realizadas pelo planejamento fatorial completo 2^3 descrito anteriormente.

Tabela 3.6 – Planejamento Composto Central.

Ensaio	v_c (m/min)	f (mm/volta)
1	120	0,20
2	120	0,40
3	280	0,20
4	280	0,40
5(- α)	99	0,30
6(+ α)	301	0,30
7(- α)	200	0,17
8(+ α)	200	0,43
9 C	200	0,30
10 C	200	0,30
11 C	200	0,30
12 C	200	0,30
13 C	200	0,30

3.5 ETAPA 3: ENSAIOS COMPLEMENTARES

Esta etapa teve como objetivo avaliar possíveis transformações de fase (martensita induzida por deformação) que podem ocorrer durante a usinagem de aços inoxidáveis austenítico. Para tanto, foram executados análises em DRX, ferritoscópio e através de SQUID em amostras de aço inoxidável V304UF livres de deformação (material de referência), cavacos e amostras submetidas ao ensaio de compressão dinâmica da barra de Hopkinson (SHPB).

3.5.1 Ferritoscopia

A determinação da quantidade de transformação martensítica através do ferritoscópio é um método não destrutivo, indireto, simples e fácil de ser executado. A análise foi feita com o auxílio de um ferritoscópio Fisher MP 30, do laboratório de Junção e Soldagem (LABSOLD) do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP. O ferritoscópio foi calibrado com padrão M1043, para uma faixa de detecção de 0,54 a 14,4% de ferrita. Foram executadas 10 medições nas

amostras do material de referência, cavaco e amostras ensaiadas na barra de Hopkinson.

3.5.2 SQUID

Análises de campos magnéticos extremamente pequenos são geralmente realizados através de SQUIDs (dispositivos supercondutores de interferência quântica). Portanto, análises de propriedades magnéticas por meio destes magnetômetros são procedimentos de verificação magnética bastante sensíveis.

As amostras do material de referência, cavaco e ensaiadas na Barra de Hopkinson foram analisadas em magnetômetro tipo SQUID modelo XL-200, pertencente ao Instituto de Física da Universidade de São Paulo. Para tanto, foram obtidas curvas de magnetização pelo campo magnético aplicado ($M \times H$) a 300 K, para um intervalo de campo magnético aplicado entre -60 a 60 kOe.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão apresentados e discutidos os resultados obedecendo ao fluxograma da metodologia experimental apresentada na Fig.3.1 do capítulo anterior. Iniciando pela caracterização dos materiais de trabalho e ensaios de usinagem, que serão discutidos com base em imagens, gráficos comparativos e análises estatísticas realizadas com o auxílio do software Statistica 12.0 da StatSoft.

4.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.1.1 Análise Microestrutural (Metalografia)

4.1.1.1 Microscopia óptica

4.1.1.1.1 Análise Microestrutural – Tubo e Barra

As Figuras 4.1 e 4.2 mostram as micrografias registradas das seções transversais e longitudinais do aço inoxidável austenítico AISI 304, nas configurações de tubo e barra, respectivamente.

Figura 4.1 – Micrografia do tubo de aço inoxidável austenítico AISI 304, MO, lente de 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a) seção transversal e (b) seção longitudinal.

Figura 4.2 – Micrografia da barra de aço inoxidável austenítico AISI 304, MO, lente de 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a) seção transversal e (b) seção longitudinal.

Pelas micrografias apresentadas, pode-se observar uma microestrutura típica de aço inoxidável austenítico, composta por contornos de grão e maclas, sem evidência de linhas ou marcas de deformação e de estrutura martensítica. Ainda, pode-se observar que a microestrutura da barra (Fig. 4.2) apresenta maiores quantidades de pites (pontos ou manchas pretas dispersas na matriz) que o tubo (Fig. 4.1). Outra observação a ser feita sobre as micrografias apresentadas é com relação à seção longitudinal da barra (Fig. 4.2) que apresenta pites, provavelmente sulfetos, e estruturas mais alongadas, indicando o sentido de laminação desta peça de trabalho. Esses pites são característicos de ataque eletrolítico.

4.1.1.1.2 Análise Microestrutural – Diferentes classes de aços inoxidáveis

As Figuras 4.3 a 4.5 mostram as micrografias registradas das seções transversais e longitudinais das classes de aços inoxidáveis utilizadas neste trabalho. Pelas micrografias apresentadas, pode-se observar que as seções longitudinais apresentam formas maiores e mais alongadas que as seções transversais, identificando o sentido de laminação.

A Figura 4.3 mostra que o V304UF apresenta pites, decorrentes da preparação metalográfica, em sua microestrutura típica, composta por contornos de grão e maclas, sem linhas ou marcas de deformação.

A micrografia do aço inoxidável martensítico VSM13 (Fig. 4.4) mostra uma microestrutura completamente martensítica.

O aço inoxidável duplex N4462 é composto por uma microestrutura típica bifásica austeno-ferrítica, como identificadas pelas setas na Fig. 4.5 (α : ferrita e γ : austenita, onde observam-se maclas de recozimento).

Figura 4.3 – Micrografia do aço inoxidável austenítico V304UF, MO, lente de 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a) seção transversal e (b) seção longitudinal.

Figura 4.4 – Micrografia do aço inoxidável martensítico VSM13, MO, lente de 1000x. Ataque Villela. (a) seção transversal e (b) seção longitudinal.

Figura 4.5 – Micrografia do aço inoxidável duplex N4462, MO 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a) seção transversal e (b) seção longitudinal. α indica a ferrita e γ indica a austenita, onde observam-se maclas de recozimento.

4.1.1.2 Difração de raios X

As análises de DRX foram realizadas nas três diferentes classes de aços inoxidáveis. Os difratogramas dos respectivos materiais são apresentados na Fig. 4.6.

Os padrões de DRX dos aços inoxidáveis apresentados na Fig. 4.6 mostraram-se em concordância com a literatura (XU et al., 2000; ZHANG et al., 2003; KUO et al., 2007; YUAN; KANG; KIM, 2009; FARGAS; ANGLADA; MATEO, 2009; CAMILLO et al., 2010; MA et al., 2012; KUMAR et al., 2013).

Figura 4.6 – Difratogramas de raios X das diferentes classes de aços inoxidáveis. (a) V304UF, (b) VSM13 e (c) N4462. Radiação CuK α .

4.1.2 Fluorescência por raios X

Os resultados de composição química provenientes das análises de FRX das diferentes classes de aço inoxidável estão apresentados na Tab.4.1

Tabela 4.1 – % de elementos em massa, normalizados a 100%.

	V304UF	VSM13	N4462
Al	0,08	0,06	0,05
Si	0,43	0,35	0,49
P	0,06	0,02	0,49
S	0,03	0,01	nd
Cl	0,01	nd	nd
V	0,14	0,09	0,07
Cr	17,1	12,3	21,4
Mn	1,85	0,53	1,6
Fe	69,3	86,3	66,2
Co	0,22	nd	nd
Ni	9,82	0,25	6,39
Cu	0,32	0,09	0,08
Nb	0,02	nd	nd
Mo	0,59	0,02	3,74

nd = elemento não detectado.

Observando-se os elementos principais que compõem os aços inoxidáveis, Fe, Cr e Ni, pode-se notar que os resultados obtidos pelas análises de FRX mostraram-se aproximados aos valores nominais de referência (ASM, 2005; MATWEB, 2012) para os aços inoxidáveis austenítico (V304UF) e duplex (N4462). A classe martensítica (VSM13), por sua vez, apresentou valores aproximados aos da literatura (ASM, 2005; BARBOSA, 2009; MATWEB, 2012) para os elementos Fe e Cr, porém os valores de Ni mostraram-se bem inferiores aos valores nominais do ASM (2005). Estas variações na composição dependem do método de processamento dos fabricantes, mas de forma geral ficam dentro de uma faixa aceitável para as classes avaliadas.

4.1.3 Ensaaios Mecânicos

4.1.3.1 Dureza e Microdureza Vickers

4.1.3.1.1 Dureza e Microdureza Vickers (Tubo e barra)

As Tabelas 4.2 e 4.3 apresentam os resultados de dureza e microdureza Vickers, utilizando cargas de 30 kgf e 50 gf, respectivamente, para as seções transversais e longitudinais das diferentes formas da peça de trabalho de aço inoxidável austenítico.

Tabela 4.2 – Dureza Vickers HV30 para as diferentes configurações da peça de trabalho de AISI 304.

AISI 304 - Tubo		AISI 304 - Barra	
Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal
146,9±5,9	133,2±7,8	168,1±14,6	179,9±11,6

Tabela 4.3 – Microdureza Vickers HV0,05 para as diferentes configurações da peça de trabalho de AISI 304.

AISI 304 - Tubo		AISI 304 - Barra	
Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal
191,2±7,0	176,9±12,9	197,0±11,1	207,7±16,7

Dos resultados apresentados nas tabelas acima, pode-se observar que a dureza da barra é um pouco maior que a dureza do tubo, mas estes valores estão de acordo com os valores encontrados na literatura e catálogos técnicos de propriedades de aços inoxidáveis (MÉSZÁROS, PROHÁSZKA, 2005; VILLARES METALS, 2009; LUO et al., 2011; JAFARZADEGAN et al., 2013).

Nota-se também pelos resultados uma variação de dureza nas diferentes seções transversal e longitudinal, isto é devido ao sentido de laminação dos materiais.

Os resultados de microdureza, como esperado, apresentaram valores maiores que os de dureza (ASM, 2000; MEYERS; CHAWLA, 2009), mas ainda estão dentro do esperado para este tipo de material no estado como recebido.

4.1.3.1.2 Dureza e Microdureza Vickers – Diferentes classes de aços inoxidáveis

As Tabelas 4.4 e 4.5 apresentam os resultados de dureza e microdureza Vickers para as seções transversais e longitudinais das diferentes classes de aços inoxidáveis investigadas.

Tabela 4.4 – Dureza Vickers HV30 para as diferentes classes de aços inoxidáveis.

V304UF		VSM 13		N4462	
Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal
155,9±3,9	154,9±2,4	272,0±1,5	276,4±1,1	229,3±2,0	225,6±1,6

Tabela 4.5 – Microdureza Vickers HV0,05 para as diferentes classes de aços inoxidáveis.

V304UF		VSM 13		N4462	
Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal	Transversal	Longitudinal
171,16±6,6	174,32±6,4	278,8±8,3	290,1±6,7	260,4±7,6	257,2±11,8

Os resultados de dureza e microdureza encontrados para as diferentes classes de aços inoxidáveis encontram-se de acordo com a literatura e catálogos de fabricantes destes materiais (LARSSON; LUNDQVIST, 1986; BILMES; SOLARI; LLORENTE, 2001; WENG; CHEN; YANG, 2004; CHIU et al., 2005; MÉSZÁROS; PROHÁSZKA, 2005; FARGAS; ANGLADA; MATEO, 2009; THIBAUT; BOCHER; THOMAS, 2009; VELASCO et al., 2009; VILLARES METALS, 2009; LUO et al., 2011; SANTA et al., 2011; JAFARZADEGAN et al., 2013; LUO et al., 2013), lembrando que, de acordo com ASM (2000) e Meyers e Chawla (2009), os valores de microdureza sempre são maiores que os valores de dureza.

4.1.3.2 Ensaio de compressão

A Figura 4.7 apresenta as curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira levantadas em ensaios de compressão, para duas taxas de deformação, 0,001 s⁻¹ e 0,02 s⁻¹. Dos gráficos pode-se observar que o aço inoxidável austenítico é o material que apresentou maior deformação, seguido pelo duplex e o martensítico foi o material que menos se deforma em condições quase estáticas. Porém, a ordem inversa é observada para os resultados de tensão de escoamento, confirmando que o VSM13 é o material com maior resistência, seguido pelo N4462 e V304UF. Além disso, nota-se um suave decaimento nas curvas de tensão-deformação para o aço

inoxidável martensítico (VSM13), mais pronunciados nas curvas vermelhas (tensão-deformação verdadeira), fato que pode estar relacionado com uma possível flambagem dos corpos de prova durante os ensaios.

Figura 4.7 – Curvas tensão-deformação para as três classes de aços inoxidáveis e duas taxas de deformação, à esquerda $0,001 \text{ s}^{-1}$ e à direita $0,02 \text{ s}^{-1}$. Curva azul: tensão-deformação de engenharia e curva vermelha: tensão-deformação verdadeira.

Das curvas apresentadas na Fig. 4.7 podem ser retirados alguns dados importantes para o estudo do comportamento mecânico e levantamento das constantes de Johnson-Cook (JC). É importante notar, que para as condições de ensaio avaliadas, os resultados não exibiram diferenças relevantes, mostrando que ambas as taxas de deformação encontram-se em regime quase estático.

A Tabela 4.6 mostra as constantes de Johnson-Cook obtidas a partir das curvas do ensaio de compressão, onde σ_0 é a tensão de escoamento, B o coeficiente de resistência e n é o grau de encruamento do material. B e n foram

obtidos a partir de ajuste linear de curva da região plástica da curva tensão-deformação verdadeira para os ensaios com taxa de deformação de $0,001 \text{ s}^{-1}$ (DIETER, 1988; MEYERS; CHAWLA, 2009; SAMANTARAY et al., 2009; LIN; CHEN; LIU, 2010; BRZOSTEK, 2012; GUPTA et al., 2013; HE et al., 2013).

Tabela 4.6 – Constantes de Johnson-Cook do ensaio de compressão.

	σ_0 [MPa]	B [MPa]	n
V304UF	252	2285	0,65
N4462	562	1319	0,26
VSM13	678	1202	0,14

A Tabela 4.7 traz as constantes σ_0 , B e n para o aço inoxidável 304 obtidos da literatura.

Tabela 4.7 – Constantes de Johnson-Cook obtidos da literatura para o aço inoxidável 304.

	σ_0 [MPa]	B [MPa]	n	[Ref.]
AISI 304	310	1000	0,65	ZHANG; LU; SHI, 2011
AISI 304	520	1541	0,867	CADONI; FENU; FORNI, 2012
304L	253,32	685,1	0,3128	MAUREL-PANTEL et al., 2012
304	209,696	1383,2	0,9151	GUPTA et al., 2013

Pode-se observar que os valores de σ_0 obtidos dos testes experimentais estão coerentes com os encontrados na literatura, o valor de n está de acordo com Zhang; Lu; Shi (2011), porém B mostrou um valor mais elevado em relação aos resultados apresentados na Tab. 4.7. A variação dos resultados das constantes observada pode estar relacionada com as condições iniciais de cada material, como histórico de processamento, tamanho de grão, e condição de ensaio, este último podendo ser executado em tração com temperatura elevada ou ambiente (ZHANG; LU; SHI, 2011; CADONI; FENU; FORNI, 2012; MAUREL-PANTEL et al., 2012; GUPTA et al., 2013).

4.1.3.3 Ensaio da barra de Hopkinson

A Figura 4.8 apresenta as curvas tensão-deformação verdadeira, levantadas a partir de ensaios da barra de Hopkinson para as três classes de aços inoxidáveis

investigadas, onde as taxas de deformação, indicadas entre colchetes, foram estimadas após os ensaios, e as quais dependem da resistência de cada material.

Figura 4.8 – Curvas tensão-deformação dos ensaios da barra de Hopkinson para as três classes de aços inoxidáveis, onde os valores em colchetes representam as taxas de deformação.

A partir de ajuste de pontos das curvas da região plástica de tensão-deformação verdadeira, obtidas dos ensaios de compressão e da barra de Hopkinson para uma mesma deformação (Fig. 4.9) foram ser estimadas as constantes C e m , que representam, respectivamente, o coeficiente da taxa de encruamento e o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação, da equação de Johnson-Cook (Tab.4.8) conforme Dieter (1988), Meyers; Chawla (2009), Samantaray et al. (2009), Lin; Chen; Liu (2010); Gupta et al. (2013) e He et al.

(2013). Dessa forma, a determinação de m foi possível, devido ao fato de que a mudança na taxa de deformação, do ensaio de compressão para o ensaio dinâmico da barra de Hopkinson, representou uma variação na temperatura (MEYERS; CHAWLA, 2009).

Figura 4.9 – Curvas tensão-deformação verdadeiras dos ensaios da barra de Hopkinson e de compressão para as três classes de aços inoxidáveis.

Tabela 4.8 – Constantes C e m da equação de Johnson-Cook.

	C	m
V304UF	0,0168	0,0221
N4462	0,0134	0,0207
VSM13	0,0088	0,0143

A Tabela 4.9 mostra as constantes C e m obtidas da literatura para o aço inoxidável 304.

Tabela 4.9 – Constantes C e m do aço inoxidável 304 obtidas da literatura.

	C	m	[Ref.]
AISI 304	0,07	1,0	ZHANG; LU; SHI, 2011
AISI 304	0,01043	0,0136	CADONI; FENU; FORNI, 2012
304L	0,097	2,044	MAUREL-PANTEL et al., 2012
304	-0,0095	0,5147	GUPTA et al., 2013

Pelas Tabelas 4.8 e 4.9 pode-se observar que tanto os valores levantados neste trabalho quanto os valores obtidos da literatura para o aço inoxidável 304 variam muito um em relação ao outro, podendo causar discrepância nos resultados da equação JC, e segundo Özel; Zeren (2004), encontrar estes parâmetros é bastante difícil devido à não linearidade do modelo constitutivo, além das condições iniciais de cada material, como histórico de processamento, tamanho de grão, e condição de ensaio, como exposto anteriormente.

4.2 ENSAIOS DE USINAGEM

4.2.1 Comparação entre corte ortogonal e semi-ortogonal

Os resultados obtidos nesta etapa serão apresentados e discutidos a seguir com base em tabelas, gráficos e métodos estatísticos utilizados com o intuito de evidenciar a comparação do comportamento mecânico na usinagem para as diferentes formas de corpos-de-prova e condições de corte, além de avaliar os efeitos das variáveis significativas nas respostas dos testes realizados.

Os ensaios de usinagem geraram resultados médios de força de corte (F_c) e força de avanço (F_f), as quais foram utilizadas para a determinação da tensão de cisalhamento no plano de cisalhamento primário (τ).

Os cavacos coletados foram analisados morfolologicamente e microestruturalmente, gerando resultados médios de espessura para determinação do ângulo de cisalhamento (ϕ), deformação (ϵ), além das medidas das bandas de cisalhamento médias (Δy) para o cálculo da taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$), como pode ser visto na Fig. 4.10. Esta figura apresenta uma micrografia da seção longitudinal do

cavaco, registrada em microscópio óptico, mostrando as linhas de deformação do mesmo, podendo ser observadas grandes deformações continuadas em estreitas bandas entre segmentos com muito pouca ou quase nenhuma deformação no interior destes; características típicas de cavacos segmentados de aços inoxidáveis (HE, et. al., 2002; SHAW, 2005; MACHADO et. al., 2011).

Figura 4.10 – Seção longitudinal do cavaco de aço inoxidável austenítico AISI 304 para $v_c=169,8$ m/min e $f=0,428$ mm/volta, MO, lente de 100x. (a) caracterização do cavaco segmentado e (b) exemplificação de medição de Δy .

A Figura 4.11 mostra imagens de MEV de uma amostra de cavaco segmentado do aço AISI 304. Nesta figura pode-se observar a superfície livre do cavaco, onde as lamelas cisalhadas lembram um baralho de cartas, mostrando uma adequação com o modelo do baralho de Piispanen de formação do cavaco, utilizado para a determinação da deformação e taxa de deformação. Este modelo prevê para a superfície livre do cavaco uma aparência de “dente de serra” (Fig 4.10), característica de aços inoxidáveis (TRENT; WRIGHT, 2000; HE, et. al., 2002; SHAW, 2005).

Figura 4.11 – Superfície livre do cavaco de aço inoxidável austenítico ABNT 304 para $v_c=117,5$ m/min e $f=0,428$ mm/volta. (a) MEV 50x; (b) MEV 150x.

A Figura 4.12 mostra os gráficos comparativos das componentes da força de usinagem para as diferentes formas da peça de trabalho e condições de corte investigadas.

Figura 4.12 – Componentes da força de usinagem para as diferentes geometrias e condições de corte investigadas.

Os gráficos mostram que existe uma mesma tendência de aumentar a força com o aumento das condições de corte, sendo este resultado maior para o corte semi-ortogonal. Também se pode observar que a força passiva é mais evidente no corte semi-ortogonal, porém seu valor não ultrapassa 25% da força de corte, podendo dessa forma ser desprezada para análise de forças em condições de torneamento simples de corte semi-ortogonal (TRENT; WRIGHT, 2000; FERRARESI, 2011).

O aumento de F_c com a velocidade de corte demonstra o efeito do “empastamento” do material na região de cisalhamento, dificultando o corte, ou seja, essa elevação na força de corte pode ser justificada pela ocorrência de cisalhamento termoplástico catastrófico, onde o efeito do amolecimento devido ao aumento da temperatura supera o efeito do encruamento (MACHADO et al., 2011). O aumento do avanço, por sua vez, faz aumentar as áreas dos planos de cisalhamento primário

e secundário, e, portanto um maior volume de material será cisalhado contribuindo, conseqüentemente, para a elevação da força.

A Tabela 4.10 apresenta os resultados médios das componentes da força de usinagem consideradas, microdureza e espessura do cavaco, além da distância perpendicular das bandas de cisalhamento.

Em situação de cisalhamento adiabático, a largura da banda de cisalhamento é muito fina, em torno de 10^{-5} a 10^{-1} mm (HE et al., 2002; SHAW, 2005; XUE et al., 2005; DAVIM; MARANHÃO, 2009; YAN et al., 2013). Como os valores apresentados na Tab. 4.10 estão próximos aos encontrados na literatura, pode-se considerar que o método utilizado para a medição de Δy mostrou-se adequado ao objetivo proposto.

Tabela 4.10 – Valores médios de forças de usinagem, microdureza do cavaco, espessura do cavaco e distância perpendicular das bandas de cisalhamento para as respectivas condições de ensaio.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	Forma do CP (ϕ_{ext} [mm])	F_c [N]	F_f [N]	HV0,05	h' [mm]	Δy [mm]
1	117,5	0,205	Tubo (33,40)	870,32 $\pm 63,84$	651,33 $\pm 48,35$	411,71 $\pm 12,05$	0,319 $\pm 0,013$	0,243 $\pm 0,013$
2	169,8	0,205	Tubo (48,26)	1171,25 $\pm 84,62$	674,53 $\pm 29,18$	424,49 $\pm 15,64$	0,363 $\pm 0,026$	0,167 $\pm 0,019$
3	117,5	0,428	Tubo (33,40)	1463,59 $\pm 92,52$	707,06 $\pm 47,59$	409,98 $\pm 15,89$	0,487 $\pm 0,066$	0,204 $\pm 0,008$
4	169,8	0,428	Tubo (48,26)	1737,70 $\pm 59,91$	634,61 $\pm 27,02$	377,56 $\pm 30,67$	0,564 $\pm 0,056$	0,283 $\pm 0,033$
5	117,5	0,205	Barra (33,40)	1383,13 $\pm 65,34$	819,27 $\pm 62,72$	386,14 $\pm 20,94$	0,393 $\pm 0,029$	0,245 $\pm 0,012$
6	169,8	0,205	Barra (48,26)	1929,99 $\pm 116,45$	828,92 $\pm 64,76$	391,15 $\pm 37,83$	0,548 $\pm 0,057$	0,196 $\pm 0,014$
7	117,5	0,428	Barra (33,40)	2114,60 $\pm 117,02$	949,81 $\pm 85,50$	356,18 $\pm 29,70$	0,731 $\pm 0,048$	0,350 $\pm 0,042$
8	169,8	0,428	Barra (48,26)	3235,97 $\pm 206,80$	1270,82 $\pm 109,75$	386,73 $\pm 24,38$	1,147 $\pm 0,049$	0,388 $\pm 0,049$

A Figura 4.13 apresenta um gráfico comparativo da microdureza do cavaco do AISI 304 em função da velocidade de corte. Também estão apresentados no mesmo gráfico, os valores de microdureza do material não usinado, para as duas formas de

corpo de prova investigados (tubo e barra). Dos resultados da Fig. 4.13 pode-se observar que a dureza no material em função da usinagem aproximadamente dobrou, entretanto, a variação das condições de corte não alterou o comportamento do material em termos desta variável.

Figura 4.13 – Microdureza em função da velocidade de corte para os tipos de CP e avanços estudados.

A Tabela 4.11 mostra os resultados da análise de significância da resposta de microdureza em função da variação das condições de usinagem para uma confiabilidade (IC) de 95% e 5% de nível de significância (α).

Tabela 4.11 – Análise de significância do planejamento 2^3 com referência à microdureza. Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	392,993	8,843	44,444	0,014	280,638	505,347
v_c [m/min]	3,980	17,685	0,225	0,859	-220,729	228,689
f [mm/volta]	-20,760	17,685	-1,174	0,449	-245,469	203,949
Forma CP	-25,885	17,685	-1,464	0,382	-250,594	198,824
$v_c \times f$	-4,915	17,685	-0,278	0,827	-229,624	219,794
$v_c \times$ Forma do CP	13,800	17,685	0,780	0,578	-210,909	238,509
f x Forma do CP	3,570	17,685	0,202	0,873	-221,139	228,279

Da Tabela 4.11 pode-se observar que não existe diferença significativa entre a forma dos corpos de prova ($p > 0,05$), de modo a influenciar os resultados de microdureza, ou seja, a geometria de corte ortogonal ou semi-ortogonal não

influenciou o comportamento do material na usinagem. A variação das condições de corte também não influenciou no encruamento do material durante o corte.

A Tabela 4.12 apresenta os valores estimados do ângulo de cisalhamento, das forças de cisalhamento e normal ao plano de cisalhamento primário, deformação, taxa de deformação, e das tensões atuantes, para os respectivos ensaios de usinagem avaliados.

Tabela 4.12 – Valores estimados de ângulo de cisalhamento, forças atuantes no plano de cisalhamento, deformação, taxa de deformação e tensões normal e de cisalhamento.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	Forma do CP (ϕ_{ext} [mm])	ϕ [°]	F_z [N]	F_{Nz} [N]	ε	$\dot{\varepsilon}$ [10^4 s^{-1}]	τ [MPa]	σ [MPa]
1	117,5	0,205	Tubo (33,40)	34,41	350,0	1029,2	2,001	0,911	348,2	1024
2	169,8	0,205	Tubo (48,26)	30,83	660,1	1179,5	2,138	1,857	595,7	1064
3	117,5	0,428	Tubo (33,40)	43,9	564,3	1524,3	1,818	1,210	330,1	891,5
4	169,8	0,428	Tubo (48,26)	39,34	941,6	1592,4	1,878	1,190	503,5	851,4
5	117,5	0,205	Barra (33,40)	28,75	818,6	1383,5	2,242	0,862	693,4	1172
6	169,8	0,205	Barra (48,26)	21,16	1500,6	1469,7	2,854	1,488	954	934,3
7	117,5	0,428	Barra (33,40)	31,81	1296,3	1921,8	2,096	0,618	576,4	854,4
8	169,8	0,428	Barra (48,26)	21,11	2561,1	2351,0	2,860	0,751	778,1	714,2

A Figura 4.14 mostra o gráfico comparativo da deformação do AISI 304 em função da velocidade de corte, para as diferentes geometrias de corte e níveis de avanço.

Figura 4.14 – Deformação em função da velocidade de corte para os diferentes tipos de CP e avanços avaliados.

A Tabela 4.13 apresenta os resultados da análise de significância da resposta de deformação em função da variação das condições de usinagem. Os resultados da análise, para um intervalo de confiança de 95% e 5% de nível de significância, mostraram que as variáveis que influenciaram significativamente a deformação do aço inoxidável durante a usinagem, apresentando valores de $p < 0,05$, foram a geometria de corte (Forma do CP), a velocidade de corte (v_c) e a interação entre estes dois fatores, respectivamente, de forma que a resposta de deformação teve um aumento médio de aproximadamente 0,55 quando a usinagem foi executada em corte semi-ortogonal, um aumento médio de 0,39 quando se elevou a velocidade de corte, e a interação entre a geometria de corte e v_c causou um aumento na diferença entre os valores médios de deformação com relação à geometria de corte, em torno de 0,30, quando o ensaio passou de um nível (-1) de velocidade de corte para um nível (+1).

Tabela 4.13 – Análise de significância do planejamento 2^3 com referência à deformação. Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	2,236	0,021	104,976	0,000	2,144	2,328
v_c [m/min]	0,393	0,043	9,232	0,012	0,210	0,577
f [mm/volta]	-0,146	0,043	-3,422	0,076	-0,329	0,038
Forma CP	0,554	0,043	13,011	0,006	0,371	0,738
v_c x Forma do CP	0,295	0,043	6,919	0,020	0,111	0,478
f x Forma do CP	0,076	0,043	1,778	0,217	-0,108	0,259

A Figura 4.15 faz um comparativo da taxa de deformação do AISI 304 em função da velocidade de corte, para as diferentes geometrias de corte e níveis de

avanço. Neste gráfico fica evidente a influência da velocidade de corte no aumento da taxa de deformação, como esperado, uma vez que esta variável tem uma relação direta com o parâmetro de corte.

Figura 4.15 – Taxa de deformação em função da velocidade de corte para os diferentes tipos de CP e avanços avaliados.

A análise de significância apresentada na Tab. 4.14 confirmou a influência significativa de v_c na taxa de deformação ($p < 0,05$), promovendo a elevação da resposta em média de $0,421 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ com o aumento da velocidade de corte. A resposta da taxa de deformação, assim como a de microdureza, também não mostrou diferença significativa para as geometrias de corte investigadas ($p > 0,05$).

Tabela 4.14 – Análise de significância do planejamento 2^3 com referência à taxa de deformação. Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	1,111	0,044	25,065	0,002	0,920	1,302
v_c [m/min]	0,421	0,089	4,753	0,042	0,040	0,803
f [mm/volta]	-0,337	0,089	-3,802	0,063	-0,718	0,044
Forma do CP	-0,362	0,089	-4,087	0,055	-0,744	0,019
$v_c \times f$	-0,364	0,089	-4,111	0,054	-0,746	0,017
$f \times$ Forma do CP	-0,153	0,089	-1,727	0,226	-0,535	0,228

A comparação da tensão de cisalhamento para as diferentes geometrias de corte do AISI 304 em função da velocidade de corte está mostrada na Fig. 4.16, na qual pode ser observada uma elevação de τ com o aumento da velocidade de corte.

Figura 4.16 – Tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para os diferentes tipos de CP e avanços avaliados.

Os resultados da análise de significância para esta variável de saída (Tab. 4.15) mostrou que existe diferença significativa entre os tipos de corte avaliados ($p < 0,05$), fazendo com que a tensão de cisalhamento aumentasse, em média, 306 MPa quando se utiliza o corte semi-ortogonal (barra). A análise também confirmou a influência significativa de v_c , fazendo com que a resposta de τ aumentasse 220,8 MPa, em média, com a elevação deste parâmetro de corte, confirmando o efeito do empastamento do material, dificultando o corte, que causa uma elevação nas força de cisalhamento, que é diretamente proporcional à tensão de cisalhamento. O avanço também influenciou significativamente os resultados, entretanto, esta variável fez com que a tensão diminuísse, em média, de 100,8 MPa, com o aumento de f , que também pode ser confirmado pelo gráfico da Fig. 4.16, uma vez que esta variável tem uma relação direta com a área de contato, que por sua vez, é inversamente proporcional à tensão, ou seja, mesmo com o aumento de F_z , o aumento na área do plano cisalhamento foi superior, entre 7% e 38%, ao da força de cisalhamento, fazendo, portanto, com que o valor de τ diminua.

Tabela 4.15 – Análise de significância do planejamento 2^3 com referência à tensão de cisalhamento. Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	597,425	1,900	314,434	0,002	573,283	621,567
v_c [m/min]	220,800	3,800	58,105	0,011	172,516	269,084
f [mm/volta]	-100,800	3,800	-26,526	0,024	-149,084	-52,516
Forma do CP	306,100	3,800	80,553	0,008	257,816	354,384
$v_c \times f$	-33,250	3,800	-8,750	0,072	-81,534	15,034
$v_c \times$ Forma do CP	10,350	3,800	2,724	0,224	-37,934	58,634
$f \times$ Forma do CP	-45,650	3,800	-12,013	0,053	-93,934	2,634

A resposta da tensão normal com a variação das condições de usinagem está apresentada na Fig. 4.17, que mostra uma queda, em média, de 220,7 MPa com o aumento do avanço (Tab. 4.16). Para este caso, nem a variação da velocidade de corte, nem o tipo de corte influenciaram significativamente o comportamento do material com relação à σ , como confirmado pela análise de significância apresentada na Tab. 4.16.

Figura 4.17 – Tensão normal ao plano de cisalhamento em função da velocidade de corte para os diferentes tipos de CP e avanços avaliados.

Tabela 4.16 – Análise de significância do planejamento 2^3 com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento. Confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	938,2	15,77	59,483	0,000283	870,4	1006,1
v_c [m/min]	-94,5	31,55	-2,996	0,095705	-230,2	41,2
f [mm/volta]	-220,7	31,55	-6,996	0,019825	-356,4	-85,0
Forma do CP	-39,0	31,55	-1,236	0,341840	-174,7	96,7
$v_c \times f$	-94,5	31,55	-2,994	0,095793	-230,2	41,3
$v_c \times$ Forma do CP	-48,2	31,55	-1,526	0,266462	-183,9	87,6
f x Forma do CP	938,2	15,77	59,483	0,000283	870,4	1006,1

De modo geral, os resultados apresentados acima mostraram a existência de diferença significativa entre as geometrias de corte utilizadas somente em alguns casos (deformação e tensão de cisalhamento), porém, em todos os testes, tanto a usinagem com tubo quanto com a barra apresentaram a mesma tendência de comportamento com relação à variação das condições de corte, como pode ser observado nos gráficos das Figs. 4.13 a 4.17. Assim, pode-se considerar satisfatório a utilização do corte semi-ortogonal em trabalhos que desejam fazer análises relativas ao corte ortogonal, uma vez que este último é de difícil simulação experimental, pois existe a necessidade de preparação de corpo-de-prova na forma

de tubo, consumindo muito material e tempo de serviço, e a aquisição do mesmo na forma de tubo, dependendo do material, não se encontra disponível no mercado.

4.2.2 Comparação entre diferentes classes de aços inoxidáveis

4.2.2.1 Testes preliminares

Neste item serão apresentados e discutidos os resultados das variáveis relacionadas ao comportamento mecânico dos materiais na usinagem: caracterização dos cavacos, deformação, tensões normal e de cisalhamento, taxa de deformação, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária. Estas respostas foram analisadas estatisticamente em função da variação das condições de corte e das diferentes classes de aços inoxidáveis, através de significância dos efeitos das variáveis que afetaram as saídas.

A Figura 4.18 mostra os gráficos comparativos da força de avanço (F_f) e força de corte (F_c) em função da velocidade de corte para as diferentes classes de aços inoxidáveis e avanços.

Figura 4.18 – Componentes da força de usinagem em função da velocidade de corte e classe de aço inoxidável para as condições de avanço avaliadas.

Os resultados indicaram que a variável que influenciou significativamente as respostas das componentes da força de usinagem foi o avanço, mostrando uma tendência em aumentar a força com o aumento de f , devido ao aumento da área de cisalhamento, e conseqüentemente, maior quantidade de material a ser cisalhado.

A Tabela 4.17 apresenta os resultados representativos monitorados nos ensaios, referentes às componentes da força de usinagem consideradas para os cálculos das tensões, espessura média do cavaco, distância perpendicular das bandas cisalhadas e microdureza dos cavacos.

Tabela 4.17 – Resultados representativos dos ensaios. Valores médios das componentes da força de usinagem (força de avanço e força de corte), espessura do cavaco, distância perpendicular das bandas de cisalhamento e microdureza do cavaco para as respectivas condições de ensaio.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	Material	F_f [N]	F_c [N]	h' [mm]	Δy [mm]	HV_{cav} [HV0,05]
1	100,37	0,205	V304UF	587,49 ± 38,61	1054,31 ± 56,14	0,515 ± 0,008	0,238 ± 0,027	392,26 ± 13,92
2	156,14	0,205	V304UF	489,93 ± 31,78	973,66 ± 30,97	0,470 ± 0,047	0,172 ± 0,018	401,59 ± 13,93
3	100,37	0,428	V304UF	829,06 ± 88,37	1925,46 ± 83,67	0,909 ± 0,037	0,243 ± 0,002	384,80 ± 10,07
4	156,14	0,428	V304UF	981,85 ± 87,42	1775,08 ± 72,28	0,862 ± 0,078	0,284 ± 0,033	413,62 ± 11,51
5	100,37	0,205	VSM13	643,94 ± 16,93	999,30 ± 18,38	0,381 ± 0,008	0,232 ± 0,020	366,91 ± 12,76
6	156,143	0,205	VSM13	545,27 ± 9,62	968,17 ± 11,69	0,376 ± 0,011	0,163 ± 0,014	370,95 ± 18,12
7	100,37	0,428	VSM13	1025,71 ± 24,00	1847,54 ± 34,54	0,739 ± 0,021	0,335 ± 0,026	370,95 ± 12,80
8	156,14	0,428	VSM13	877,41 ± 64,05	1851,99 ± 25,41	0,688 ± 0,022	0,199 ± 0,016	380,89 ± 15,63
9	100,37	0,205	N4462	797,18 ± 28,57	1112,81 ± 26,64	0,430 ± 0,024	0,178 ± 0,003	433,90 ± 17,5
10	156,14	0,205	N4462	755,77 ± 19,11	1096,84 ± 21,20	0,380 ± 0,031	0,117 ± 0,023	442,22 ± 20,61
11	100,37	0,428	N4462	839,7 ± 75,48	1864,04 ± 48,11	0,746 ± 0,013	0,215 ± 0,037	442,75 ± 13,63
12	156,14	0,428	N4462	945,62 ± 140,96	1705,99 ± 55,28	0,430 ± 0,024	0,178 ± 0,003	433,90 ± 17,5

A Tabela 4.18 mostra os resultados estimados, representativos dos ensaios de usinagem, referentes ao ângulo de cisalhamento; força de cisalhamento; força normal ao plano de cisalhamento; deformação; taxa de deformação; tensões atuantes no plano de cisalhamento; encruamento, que é dado pela diferença entre a

microdureza do cavaco e do material não deformado; e temperatura no plano de cisalhamento, para os respectivos ensaios avaliados.

Tabela 4.18 – Valores estimados de ângulo de cisalhamento, força de cisalhamento, força normal ao plano de cisalhamento, deformação, taxa de deformação, tensão cisalhante, tensão normal ao plano de cisalhamento, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária.

v_c [m/min]	f [mm/volta]	Material	ϕ [°]	F_z [N]	F_{NZ} [N]	ε	$\dot{\varepsilon}$ [10 ⁴ s ⁻¹]	τ [MPa]	σ [MPa]	HV _{encruamento} [HV0,05]	T_{ZCP} [°C]
100,37	0,205	V304UF	22,61	747,2	947,5	2,70	0,7297	700,5	888,3	219,6	423,7
156,14	0,205	V304UF	24,44	683,8	848,8	2,53	1,5857	690	856,5	228,9	407,2
100,37	0,428	V304UF	26,22	1361	1594	2,40	0,7298	702,2	822,8	212,1	402,6
156,14	0,428	V304UF	27,51	1121	1691	2,31	0,9793	604,8	912,3	240,9	349,3
100,37	0,205	VSM13	29,55	551,8	1053	2,20	0,7825	663,7	1267	82,4	366,8
156,14	0,205	VSM13	29,89	567,6	955,3	2,18	1,7362	690	1161	86,5	388,8
100,37	0,428	VSM13	31,51	1039	1841	2,11	0,5504	634,6	1124	86,5	356,4
156,14	0,428	VSM13	33,49	1060	1754	2,03	1,4657	683,5	1130	96,4	380,9
100,37	0,205	N4462	26,52	640	1210	2,38	0,9982	696,9	1318	175,1	405,2
156,14	0,205	N4462	28,56	602,3	1188	2,25	2,3946	702,2	1385	183,4	401,0
100,37	0,428	N4462	31,25	1158	1685	2,12	0,8558	701,8	1021	184,0	388,0
156,14	0,428	N4462	35,2	848,9	1756	1,98	1,9761	571,7	1183	184,6	311,1

4.2.2.1.1 Caracterização dos cavacos

A caracterização dos cavacos está apresentada na Fig. 4.19, que mostra imagens de microscopia óptica, Fig. 4.19 (a) e (b), tanto da microestrutura característica dos materiais de trabalho quanto dos respectivos cavacos, além de imagens de microscopia eletrônica de varredura, Fig. 4.19 (c) e (d), que mostram a superfície livre do cavaco e seção longitudinal dos mesmos, dando uma visão global representativa da formação dos cavacos dos aços inoxidáveis avaliados.

As imagens evidenciaram cavacos do tipo segmentado para as classes V304UF e N4462. O VSM13, em contrapartida apresentou um tipo contínuo ondulado. Estes resultados estão de acordo com Shaw (2005), que atesta que as propriedades do material, principalmente a dureza, controlam a formação dos

cavacos segmentados, mostrando que materiais com menores durezas, como é o caso do aço inoxidável austenítico com dureza média de 155,4 HV30, tende a formar cavacos com “dentes de serra” mais salientes que materiais com maiores durezas, como o aço inoxidável martensítico com dureza média de 273,7 HV30. Outro fator associado à formação do cavaco segmentado é atribuído a uma temperatura crítica (SHAW, 2005; MACHADO et al., 2011), na qual o cavaco altera sua morfologia contínua para segmentada, e isso pode ser relacionado também com a condutividade térmica do material, que conforme Bäker; Rösler; Siemers (2003), o aumento desta propriedade térmica contribui para a redução do grau de segmentação do cavaco. O duplex (227,5 HV30), por sua vez, mostrou uma morfologia intermediária, mas mais próxima do V304UF.

Figura 4.19 – Caracterização dos aços inoxidáveis e seus respectivos cavacos: (a) MO dos materiais de trabalho; (b) MO da seção longitudinal dos cavacos; (c) MEV da superfície livre dos cavacos e (d) MEV da seção longitudinal dos cavacos para $v_c=156,14\text{m/min}$ e $f=0,428\text{mm/volta}$.

4.2.2.1.2 Deformação

A Figura 4.20 mostra o gráfico comparativo da deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e avanços. Estes

resultados mostraram uma leve tendência em reduzir a deformação com o aumento da velocidade de corte e avanço. Os três materiais seguem a mesma tendência com a variação das condições de corte, porém o austenítico é o material que mais se deforma durante a usinagem, seguido pelo duplex e martensítico. Essa maior deformação pode ser devido a sua estrutura cristalina CFC, que apresenta mais planos preferenciais de deslizamento resistindo menos à deformação que uma estrutura cristalina mista (CCC+CFC), que é o caso do duplex e do martensítico com uma estrutura (TCC) (BUBANI et al., 2010).

Figura 4.20 – Deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

As Tabelas 4.19, 4.20 e 4.21 apresentam as análises de significância realizadas para a comparação entre os materiais e condições de corte com relação à deformação sofrida durante a usinagem.

Tabela 4.19 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	2,3086	0,0125	185,3865	0,0000	2,2550	2,3622
Material	-0,3563	0,0249	-14,3037	0,0049	-0,4634	-0,2491
v_c [m/min]	-0,0863	0,0249	-3,4630	0,0742	-0,1934	0,0209
f [mm/volta]	-0,1908	0,0249	-7,6588	0,0166	-0,2979	-0,0836
Material x v_c	0,0393	0,0249	1,5759	0,2557	-0,0679	0,1464
Material x f	0,0698	0,0249	2,8005	0,1074	-0,0374	0,1769

Da Tabela 4.19, pode-se confirmar estatisticamente, para um intervalo de confiança (IC) de 95% e 5% de nível de significância (α), que existe diferença de

comportamento à deformação durante a usinagem entre o aço inoxidável austenítico V304UF e o martensítico VSM13 ($p < 0,05$), como pode ser observado na Fig.4.20, fato este que pode estar relacionado com as diferentes estruturas cristalinas, onde um material CFC, com mais planos de deslizamento preferenciais, deforma-se mais que um material com estrutura TCC, ou seja, quando se usina um material martensítico tem-se uma queda na deformação, em média, de 0,35. Ainda, foi observado desta análise que o parâmetro de corte que influenciou significativamente a deformação dos materiais foi o avanço, fazendo com que a deformação seja reduzida em 0,19, em média, com o aumento desta variável. Isto pode estar relacionado com o aumento da área dos planos de cisalhamento e consequentemente, a redução na temperatura concentrada na zona de cisalhamento, fazendo com que o material se deforme menos.

Tabela 4.20 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	2,3338	0,0080	291,5764	0,0000	2,2993	2,3682
Material	-0,3025	0,0160	-18,8970	0,0028	-0,3714	-0,2336
v_c [m/min]	-0,1325	0,0160	-8,2772	0,0143	-0,2014	-0,0636
f [mm/volta]	-0,2625	0,0160	-16,3982	0,0037	-0,3314	-0,1936
Material x v_c	-0,0025	0,0160	-0,1562	0,8902	-0,0714	0,0664
v_c x f	0,0175	0,0160	1,0932	0,3884	-0,0514	0,0864

A análise de significância para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância, apresentada na Tab. 4.20, mostrou que existe diferença significativa entre os materiais com relação ao seu comportamento de deformação durante a usinagem ($p < 0,05$), de forma que quando se torneia o duplex, observa-se uma redução na deformação, em média, de 0,30. Na comparação entre o V304UF e o N4462, tanto a velocidade de corte quanto o avanço influenciaram significativamente a resposta de deformação dos materiais, conduzindo a uma redução, em média, de 0,13 e 0,26, com o aumento destas variáveis, respectivamente. O efeito do aumento de v_c em reduzir a deformação pode estar relacionado com maior rapidez que o material passa pela zona de cisalhamento primária, e neste caso, materiais com baixa difusividade térmica (α) respondem mais lentamente as mudanças nas condições térmicas impostas necessitando de um tempo maior, ou seja, de uma velocidade menor, para que calor gerado conduza ao amolecimento do material e,

consequentemente, promova uma maior deformação (INCROPERA; DEWITT, 1998). Geralmente, o fato da formação de cavaco se dar com tanta rapidez que não possibilite a transmissão e distribuição do calor gerado está relacionada ao fenômeno denominado de “corte adiabático” (MACHADO et al., 2011). A redução da resposta com o aumento do avanço segue a tendência da comparação anterior, podendo estar relacionada com o aumento das áreas do plano de cisalhamento contribuindo para a redução da temperatura concentrada na zona de cisalhamento, fazendo com que o material se deforme menos.

Tabela 4.21 – Análise de significância do planejamento 2³ realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	2,1563	0,0076	283,5883	0,0000	2,1235	2,1890
Material	0,0525	0,0152	3,4524	0,0746	-0,0129	0,1179
v _c [m/min]	-0,0925	0,0152	-6,0828	0,0260	-0,1579	-0,0271
f [mm/volta]	-0,1925	0,0152	-12,6587	0,0062	-0,2579	-0,1271
Material x v _c	-0,0425	0,0152	-2,7948	0,1077	-0,1079	0,0229
Material x f	-0,0725	0,0152	-4,7676	0,0413	-0,1379	-0,0071

A análise de significância da comparação entre o aço inoxidável duplex e o martensítico, realizada para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância (Tab.4.21), evidenciou a diferença significativa entre os materiais ($p < 0,10$), de forma que, o comportamento à deformação durante a usinagem do N4462 apresentou um aumento, em média de 0,05 quando comparado com VSM13. Isso evidenciou o comportamento intermediário do aço inoxidável duplex em relação às classes austenítica e martensítica, como mostrado no gráfico da Fig. 4.20. O N4462 é um material que apresenta uma estrutura bifásica complexa, cuja relação entre microestrutura, propriedades e comportamento mecânico ainda não são bem compreendidas pela literatura (JORGE JR., 1997; CHEN; WENG; YANG, 2002; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; FANG et al., 2009; HE et al., 2010; BADIJ; BACROIX; BOUABDALLAH, 2011; YANG; YAN, 2013). E, de acordo com Lula, 1986; Jorge Jr., 1997; Cabrera et al., 2003; Belyakov; Kimura; Tsuzaki, 2006; Fan et al., 2009; Yang; Yan, 2013, pode-se relacionar o comportamento à deformação do aço inoxidável duplex à sua ductilidade a quente (temperatura e taxa de deformação), de forma que, quando a temperatura de

deformação é baixa, prevalece o comportamento da fase austenítica (mecanismo de recristalização dinâmica), mudando consideravelmente com o aumento da temperatura, acima de 950°C, prevalecendo um comportamento à deformação regido pela fase ferrítica (amolecimento governado pela recuperação dinâmica). O avanço, a velocidade e a interação entre o material e f também influenciaram significativamente a deformação, reduzindo a resposta em média de 0,19, 0,09 e 0,07 com a mudança de um nível (-1) para um nível (+1), respectivamente, conforme exposto anteriormente, considerando o aumento das áreas do plano de cisalhamento e o fenômeno do corte adiabático.

4.2.2.1.3 Taxa de deformação

A Figura 4.21 mostra o gráfico comparativo da taxa de deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e avanços.

Figura 4.21 – Taxa de deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

Da Figura 4.22 pode-se observar uma tendência geral de aumentar a taxa de deformação com o aumento de v_c e de reduzir $\dot{\epsilon}$ com o aumento do avanço. As Tabelas 4.22, 4.23 e 4.24 mostram as análises de significância realizadas para comparar o comportamento dos materiais de trabalho, com relação à resposta da taxa de deformação, e avaliar quais são as variáveis de processo que influenciam significativamente os resultados.

Tabela 4.22 – Análise de significância do planejamento 2³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	10699,12	510,431	20,961	0,002	8502,917	12895,333
Material	1275,75	1020,863	1,250	0,338	-3116,667	5668,167
v _c [m/min]	7436,25	1020,863	7,284	0,018	3043,833	11828,667
f [mm/volta]	-2772,25	1020,863	-2,716	0,113	-7164,667	1620,167
Material x v _c	1908,75	1020,863	1,870	0,202	-2483,667	6301,167
v _c x f	-1612,25	1020,863	-1,579	0,255	-6004,667	2780,167

A análise da Tab. 4.22 não mostrou diferença significativa entre os aços inoxidáveis austenítico e martensítico com relação à variação da taxa de deformação, sendo a resposta somente influenciada pela velocidade de corte, aumentando em torno de $7,44 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ com o aumento de v_c, variável diretamente proporcional à taxa de deformação.

Tabela 4.23 – Análise de significância do planejamento 2³ realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	12811,500	294,779	43,461	0,001	11543,167	14079,833
Material	5500,500	589,558	9,330	0,011	2963,835	8037,165
v _c [m/min]	9055,500	589,558	15,360	0,004	6518,835	11592,165
f [mm/volta]	-2918,000	589,558	-4,949	0,038	-5454,665	-381,335
Material x v _c	3528,000	589,558	5,984	0,027	991,335	6064,665
v _c x f	-2206,500	589,558	-3,743	0,065	-4743,165	330,165

Os aços inoxidáveis austenítico e duplex apresentaram um comportamento diferente com relação à taxa de deformação. A resposta sofreu uma elevação de aproximadamente $5,5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ quando se torneou o duplex, podendo estar relacionado ao material ser composto por uma estrutura bifásica, onde cada fase responde de forma diferente à taxa de deformação, fazendo com que o mecanismo de deformação seja complexo (JORGE JR., 1997; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; YANG; YAN, 2013), ainda observando-se o limite de escoamento destes materiais, pode-se verificar que o limite de escoamento do duplex é quase o dobro do aço inoxidável austenítico, necessitando dessa forma uma maior taxa de deformação para ser usinado nas mesmas condições que o V304UF. Além do material, a velocidade de corte apresentou uma relação

diretamente proporcional fazendo com que $\dot{\epsilon}$ aumentasse, em média de $9,05 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$. O avanço teve um efeito inversamente proporcional, por estar relacionado com o aumento tanto do ângulo de cisalhamento quanto de Δy , fazendo com que a resposta sofresse uma redução de $2,9 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$. Ainda foi observada uma interação entre o material e a velocidade de corte, de forma que, a diferença entre a resposta da taxa de deformação em relação às duas classes de aço inoxidável avaliadas aumentasse, em média, de $3,5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ com o aumento da velocidade de corte.

Tabela 4.24 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	13449,375	216,326	62,172	0,000	12518,599	14380,151
Material	4224,750	432,652	9,765	0,010	2363,197	6086,303
v_c [m/min]	10964,250	432,652	25,342	0,002	9102,697	12825,803
f [mm/volta]	-2658,750	432,652	-6,145	0,025	-4520,303	-797,197
Material x v_c	1619,250	432,652	3,743	0,065	-242,303	3480,803
v_c x f	-786,250	432,652	-1,817	0,211	-2647,803	1075,303

Da mesma forma que no caso anterior, foi observada uma diferença significativa entre os aços inoxidáveis duplex e martensítico, aumentando a resposta da taxa de deformação, em média de $4,24 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, quando se utiliza o N4462, evidenciando o fato de ser um material de estrutura bifásica, fazendo com que o mecanismo de deformação seja complexo (JORGE JR., 1997; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; YANG; YAN, 2013), necessitando de uma maior taxa de deformação para ser usinado nas mesmas condições de corte que o aço inoxidável martensítico. O aumento de v_c fez com que $\dot{\epsilon}$ aumentasse $10,9 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$, e o aumento do avanço contribuiu para a redução na taxa, em média, de $2,66 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$.

4.2.2.1.4 Tensão de cisalhamento

A Figura 4.22 mostra o gráfico comparativo da tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aço inoxidável e avanços. Neste gráfico pôde-se observar uma similaridade no comportamento dos aços

inoxidáveis austenítico e duplex quando comparado com o martensítico. As variações das condições de corte são mais bem interpretadas com o auxílio das análises de significância das Tabs. 4.25, 4.26 e 4.27.

Figura 4.22 – Tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

Tabela 4.25 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	671,1625	7,9093	84,8578	0,0000	649,2029	693,1221
f [mm/volta]	-29,7750	15,8185	-1,8823	0,1329	-73,6943	14,1443
Material x v _c	45,7750	15,8185	2,8938	0,0444	1,8557	89,6943
v _c x f	-16,0750	15,8185	-1,0162	0,3670	-59,9943	27,8443

Como observado na Fig. 4.22 e confirmado estatisticamente na Tab. 4.25, existe uma influência de interação entre o material e a velocidade de corte, fazendo com que a resposta da tensão cisalhante aumente, em média, 45,8 MPa com a mudança de um nível (-1) para um nível (+1). Para este caso, fica mais bem visualizado a diferença de comportamento entre os materiais no gráfico de efeitos da Fig. 4.23, que mostra que enquanto o aumento da velocidade de corte induz a redução na tensão de cisalhamento para o aço inoxidável austenítico, esta resposta aumenta para o VSM13, isto pode ser devido ao fato de que a estrutura do V304UF (CFC), com mais planos de deslizamento e menor resistência cisalhe mais facilmente que o martensítico com o aumento de v_c.

Figura 4.23 – Efeito da tensão de cisalhamento (τ) em função da velocidade de corte (v_c) para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

A Tabela 4.26 evidenciou que não existe diferença significativa entre os aços inoxidáveis austenítico e duplex. As condições de corte influenciaram significativamente, conduzindo a uma redução na resposta da tensão de cisalhamento, em média, 58,9 e 51,5 MPa, respectivamente, além disso a interação destas duas variáveis também contribuiu para a redução na tensão de aproximadamente, 54,8 MPa. Ainda, observando a Fig.4.22 esse efeito é mais pronunciado para os maiores avanços, mostrando que o aumento da área de cisalhamento tem um maior efeito na tensão do que propriamente a velocidade de corte, que contribui para o aumento de F_z .

Tabela 4.26 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	670,900	4,394	152,683	0,000	651,994	689,806
Material	-6,950	8,788	-0,791	0,512	-44,762	30,862
v_c [m/min]	-58,900	8,788	-6,702	0,022	-96,712	-21,088
f [mm/volta]	-51,550	8,788	-5,866	0,028	-89,362	-13,738
Material x f	-9,800	8,788	-1,115	0,381	-47,612	28,012
v_c x f	-54,850	8,788	-6,241	0,025	-92,662	-17,038

Como no caso da comparação entre V304UF e VSM13, a Tab. 4.27 mostrou a interação entre o material e a velocidade de corte influenciando significativamente,

reduzindo a resposta da tensão, em média, de 50 MPa, evidenciando também a similaridade de comportamento do N4462 com o aço inoxidável austenítico, de forma que no comportamento do duplex em relação à tensão de cisalhamento, pode estar associado com a fase austenítica de sua estrutura (LULA, 1986; JORGE JR., 1997; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; FAN et al., 2009; YANG; YAN, 2013).

Tabela 4.27 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	668,050	12,279	54,405	0,000	636,485	699,615
f [mm/volta]	-40,300	24,558	-1,641	0,162	-103,429	22,829
Material x v_c	-50,000	24,558	-2,036	0,097	-113,129	13,129

A Figura 4.24 mostra o gráfico de efeito de τ em função de v_c para a comparação do comportamento do VSM13 e N4462, mostrando que enquanto a resposta da tensão de cisalhamento do aço inoxidável duplex cai com o aumento da velocidade de corte, similar ao que acontece com o V304UF, a resposta do martensítico aumenta.

Figura 4.24 – Efeito da tensão de cisalhamento (τ) em função da velocidade de corte (v_c) para as respectivas classes de aços inoxidáveis VSM13 e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

4.2.2.1.5 Tensão normal ao plano de cisalhamento primário

A Figura 4.25 apresenta o gráfico comparativo da tensão normal ao plano de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e avanços.

Figura 4.25 – Tensão normal ao plano de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

A Figura mostra uma diferença geral no comportamento dos materiais em relação à tensão normal, de forma que a interpretação deste gráfico é mais bem compreendida com o auxílio das análises de significância das Tabs. 4.28, 4.29 e 4.30.

Tabela 4.28 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	1020,238	1,162	877,624	0,001	1005,467	1035,008
Material	300,525	2,325	129,258	0,005	270,983	330,067
vc [m/min]	-10,575	2,325	-4,548	0,138	-40,117	18,967
f [mm/volta]	-45,925	2,325	-19,753	0,032	-75,467	-16,383
Material x vc	-39,425	2,325	-16,957	0,037	-68,967	-9,883
Material x f	-41,075	2,325	-17,667	0,036	-70,617	-11,533
vc x f	58,325	2,325	25,086	0,025	28,783	87,867

A Tabela 4.28 mostra a existência de diferença significativa entre o comportamento dos materiais em relação à tensão normal ($p < 0,05$), mostrando que o material com maior dureza (VSM13 com 273,7 HV30), ou seja, com uma maior resistência e maior tensão de escoamento, em torno de 658 MPa, necessita de

maior σ para ser usinado. O avanço foi a variável de corte com efeito principal influenciando significativamente a redução da tensão normal ao plano de cisalhamento, por aumentar, de forma mais significativa, a área do plano de cisalhamento, que é inversamente proporcional à resposta, do que a força normal ao plano de cisalhamento (F_{NZ}). Também foram evidenciadas as influências de interação entre o material e a velocidade de corte e material e avanço, ambos conduzindo a uma redução de σ . Já a interação entre v_c e f contribuiu para uma elevação na diferença da resposta, em média, de 58,3 MPa com a mudança de um nível (-1) para um nível (+1).

Tabela 4.29 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	1055,988	15,747	67,060	0,000	988,234	1123,741
Material	372,025	31,494	11,813	0,007	236,518	507,532
v_c [m/min]	86,925	31,494	2,760	0,110	-48,582	222,432
f [mm/volta]	-142,425	31,494	-4,522	0,046	-277,932	-6,918
Material x v_c	58,075	31,494	1,844	0,206	-77,432	193,582
Material x f	-137,575	31,494	-4,368	0,049	-273,082	-2,068

A comparação entre os aços inoxidáveis austenítico e duplex, avaliada pela análise de significância da Tab. 4.29, mostrou a existência de diferença significativa entre os materiais ($p < 0,05$), de forma que ao se usinar o N4462, com dureza de 227,5 HV30 e σ_0 de aproximadamente 562 MPa, a tensão normal aumenta, em média, 372 MPa quando comparado com o V304UF (155,4 HV30 e $\sigma_0 = 252$ MPa). O avanço e a interação entre o material e o avanço também influenciaram a tensão normal ao plano de cisalhamento conduzindo a uma redução na resposta, em média, de 142,4 e 137,6 MPa, respectivamente, com a mudança de um nível (-1) para um nível (+1).

A Tabela 4.30 evidenciou a existência de diferença significativa entre os aços inoxidáveis duplex e martensítico ($p < 0,05$), porém, a tensão normal aumentou, em média, 56 MPa para o corte do N4462. Quando se compara a dureza média e o limite de escoamento entre o martensítico (273,7 HV30 e $\sigma_0 = 658$ MPa) e o duplex (227,5 HV30 e $\sigma_0 = 562$ MPa). Esperava-se uma tensão menor para se usinar o N4462, porém esse resultado foi maior que o do VSM13, mostrando que neste caso

a resposta tenha sido influenciada, possivelmente, pela estrutura bifásica do duplex, mais complexa de se processar que uma estrutura monofásica. No entanto, ainda existe a necessidade de maiores investigações para que se possa ter uma maior compreensão da relação da microestrutura desse material com seu comportamento mecânico em altas taxas de deformação, como já exposto anteriormente para o caso da deformação (JORGE JR., 1997; CHEN; WENG; YANG, 2002; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; FANG et al., 2009; HE et al., 2010, BADIJ; BACROIX; BOUABDALLAH, 2011; YANG; YAN, 2013).

Tabela 4.30 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	1198,625	2,125	564,059	0,001	1171,624	1225,626
Material	56,250	4,250	13,235	0,048	2,249	110,251
v_c [m/min]	32,250	4,250	7,588	0,083	-21,751	86,251
f [mm/volta]	-168,250	4,250	-39,588	0,016	-222,251	-114,249
Material x v_c	82,250	4,250	19,353	0,033	28,249	136,251
Material x f	-81,250	4,250	-19,118	0,033	-135,251	-27,249
v_c x f	51,750	4,250	12,176	0,052	-2,251	105,751

4.2.2.1.6 Encruamento

A Figura 4.26 apresenta a comparação do encruamento do material, estimado pela diferença de microdureza do cavaco e do material não deformado. Esta figura, juntamente com as análises de significância das Tabs. 4.31, 4.32 e 4.33, evidenciaram que somente o material influenciou os resultados de encruamento, mostrando que a variação das condições de corte não influencia o encruamento do material. As análises confirmaram estatisticamente o fato de que materiais com mais planos de deslizamento preferenciais, com menores durezas e resistência tendem a se deformarem mais e, conseqüentemente, apresentarem maior encruamento durante o corte. Portanto, na comparação entre o V304UF e o VSM13 (Tab. 4.31), observou-se uma redução no encruamento, em média, de 137,45 HV0,05 quando se usinou o martensítico no lugar do austenítico. Também foi observado um decréscimo médio de 43,6 HV0,05 quando se usinou o N4462 no lugar do V304UF (Tab. 4.32). Por fim, na comparação entre as classes martensítica e duplex (Tab. 4.33), foi

observado um aumento na resposta, em média, de 93,85 HV0,05 na usinagem do N4462.

Figura 4.26 – Encruamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

Tabela 4.31 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	156,650	1,700	92,147	0,007	135,049	178,251
Material	-137,450	3,400	-40,426	0,016	-180,651	-94,249
v _c [m/min]	13,020	3,400	3,829	0,163	-30,181	56,221
f [mm/volta]	4,620	3,400	1,359	0,404	-38,581	47,821
Material x v _c	-6,030	3,400	-1,774	0,327	-49,231	37,171
Material x f	2,370	3,400	0,697	0,612	-40,831	45,571
v _c x f	6,350	3,400	1,868	0,313	-36,851	49,551

Tabela 4.32 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	203,575	3,400	59,875	0,0106	160,374	246,776
Material	-43,600	6,800	-6,412	0,098	-130,002	42,802
v _c [m/min]	11,750	6,800	1,728	0,334	-74,652	98,152
f [mm/volta]	3,650	6,800	0,537	0,686	-82,752	90,052
Material x v _c	-7,300	6,800	-1,073	0,477	-93,702	79,102
Material x f	1,400	6,800	0,206	0,871	-85,002	87,802
v _c x f	2,950	6,800	0,434	0,739	-83,452	89,352

Tabela 4.33 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	134,850	1,700	79,324	0,008	113,249	156,451
Material	93,850	3,400	27,603	0,023	50,649	137,051
v_c [m/min]	5,720	3,400	1,682	0,341	-37,481	48,921
f [mm/volta]	6,020	3,400	1,771	0,327	-37,181	49,221
Material x v_c	-1,270	3,400	-0,374	0,772	-44,471	41,931
Material x f	-0,970	3,400	-0,285	0,823	-44,171	42,231
v_c x f	-0,450	3,400	-0,132	0,916	-43,651	42,751

4.2.2.1.7 Temperatura na zona de cisalhamento primária

A Figura 4.27 apresenta o gráfico comparativo da temperatura na zona de cisalhamento primária em função da velocidade de corte para as diferentes classes de aços inoxidáveis e avanços avaliados.

Figura 4.27 – Temperatura na zona de cisalhamento primária (T_{ZCP}) em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

A partir da Fig. 4.27 pode ser observado que existe uma similaridade no comportamento dos aços inoxidáveis austenítico e duplex com relação à temperatura na zona de cisalhamento primária, podendo ser devido a maior proximidade de difusividade térmica entre estes dois materiais ($4,05 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ para o V304UF e $3,7 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ para o N4462) quando comparado com o aço inoxidável martensítico com α de $7,06 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$.

As Tabelas 4.34 a 4.36 apresentam as análises de significância para a comparação entre os materiais e avaliação da influência das variáveis na T_{ZCP} .

Tabela 4.34 – Análise de significância do planejamento 2³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à T_{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	384,46	4,1230	93,2477	0,0000	371,3412	397,5838
Material	-22,48	8,2460	-2,7255	0,0722	-48,7176	3,7676
f [mm/volta]	-24,33	8,2460	-2,9499	0,0600	-50,5676	1,9176
Material x v_c	29,08	8,2460	3,5259	0,0388	2,8324	55,3176
Material x f	15,18	8,2460	1,8403	0,1630	-11,0676	41,4176

A Tabela 4.34 mostra a análise de significância realizada entre o V304UF e VSM13, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância. Desta análise pôde-se confirmar estatisticamente a existência de diferença significativa entre os materiais avaliados ($p < 0,1$), de forma que na usinagem de um aço inoxidável com maior difusividade térmica (VSM13) tem-se uma redução na temperatura na zona de cisalhamento primária, em média, de 22,48 °C, por este material responder mais rapidamente às mudanças nas condições térmicas impostas para atingir uma nova condição de equilíbrio (INCROPERA; DEWITT, 1998), e consequentemente, maior taxa de deformação durante a usinagem como mostrado anteriormente. Além do material da peça de trabalho, o avanço e a interação entre o material e a velocidade de corte influenciaram significativamente T_{ZCP} . O aumento de f provocou uma redução na temperatura da ordem de 24,33 °C, em média. Esta variável de corte contribui para o aumento do volume de material a ser cisalhado e consequentemente maior área para que o calor gerado seja distribuído fazendo com que a temperatura diminua com o aumento do avanço.

A interação entre o material e a velocidade de corte, fez com que a temperatura tivesse um aumento, em média, de 29,08 °C, com a mudança de um nível (-1) para um nível (+1). Isto mostra que a variação da temperatura não depende apenas das propriedades térmicas do material, e sim da sua relação com as condições de usinagem.

Para o caso em questão, a análise do resultado da interação entre o material e v_c no aumento da temperatura é mais fácil de interpretar com o auxílio do gráfico de efeito da Fig. 4.28, que mostra a diferença de comportamento na usinagem destes materiais com relação à variação da velocidade de corte na temperatura. Fica evidenciado neste aço, o fenômeno do cisalhamento adiabático no aço inoxidável austenítico, promovendo a redução da temperatura com o aumento de v_c , o que não

acontece com o VSM13, devido ao fato de que, pela sua maior condutividade térmica, o aumento da velocidade de corte não foi suficiente para atingir a temperatura crítica para promover a formação do cavaco segmentado (SHAW, 2005). Com isso, o comportamento desse material segue o padrão de aumentar a temperatura com o aumento da velocidade de corte. A Figura 4.19 mostrou as diferentes morfologias dos cavacos dos aços inoxidáveis austenítico e martensítico, comprovando que as condições de corte utilizadas nesta etapa do trabalho não foram suficientes para que o cavaco do VSM13 se tornasse segmentado.

Figura 4.28 – Efeito da temperatura na zona de cisalhamento primária (T_{ZCP}) em função da velocidade de corte (v_c) para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

A Tabela 4.35 mostra a análise de significância da comparação entre os aços inoxidáveis austenítico e duplex e da avaliação do efeito das variáveis significativas na temperatura na zona de cisalhamento primária, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância. Os resultados evidenciaram estatisticamente que não existe diferença significativa entre os materiais ($p > 0,05$), isso provavelmente pode ser atribuído à proximidade entre as propriedades térmicas dos materiais, principalmente a difusividade térmica. O aumento da velocidade de corte influenciou significativamente na redução da temperatura, uma vez que a formação do cavaco destes materiais se dá pelo fenômeno do cisalhamento adiabático, em que materiais com baixa difusividade térmica, que respondem mais lentamente às mudanças térmicas impostas durante a formação de cavaco, não terão tempo suficiente para

que ocorram transmissão e distribuição de calor gerado (MACHADO et al., 2011). Como esperado, da mesma forma que o efeito de v_c , o aumento do avanço promoveu a redução da temperatura na zona de cisalhamento primária por aumentar o volume de material a ser cisalhado aumentando a área de distribuição e/ou escoamento de calor.

Tabela 4.35 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à T_{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	386,01	3,3266	116,037	0,00007	371,699	400,326
Material	-19,37	6,6532	-2,912	0,10046	-48,002	9,252
v_c [m/min]	-37,72	6,6532	-5,670	0,02972	-66,352	-9,098
f [mm/volta]	-46,52	6,6532	-6,993	0,01984	-75,152	-17,898
Material x f	-7,02	6,6532	-1,056	0,40173	-35,652	21,602
v_c x f	-27,37	6,6532	-4,114	0,05430	-56,002	1,252

Finalizando a avaliação da temperatura, está apresentada na Tab. 4.36 a análise de significância entre o VSM13 e N4462, que mostra que o efeito principal do avanço influenciando significativamente T_{ZCP} , e o efeito de interação foi dado entre o material e a velocidade de corte, que é mais bem interpretado com o auxílio do gráfico de efeito da Fig. 4.29. Esta figura evidencia a similaridade do comportamento do duplex com o austenítico e sua tendência em reduzir a temperatura com o aumento da velocidade de corte, comprovando a formação de cavaco segmentado apresentado na Fig. 4.19 promovida pelo cisalhamento adiabático nesse material, o que não foi observado no VSM13, que por sua vez, tem uma tendência oposta de aumentar a temperatura com a elevação de v_c .

Tabela 4.36 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à T_{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	374,77	6,0406	62,0422	0,00001	355,551	393,999
f [mm/volta]	-31,35	12,0813	-2,5949	0,08073	-69,798	7,098
Material x V_c	-31,90	12,0813	-2,6404	0,07763	-70,348	6,548
Material x f	-22,20	12,0813	-1,8375	0,16344	-60,648	16,248
V_c x f	-17,55	12,0813	-1,4527	0,24226	-55,998	20,898

Figura 4.29 – Efeito da temperatura na zona de cisalhamento primária (T_{ZCP}) em função da velocidade de corte (v_c) para as respectivas classes de aços inoxidáveis VSM13 e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

As comparações do comportamento mecânico dos materiais durante o corte, considerando a resposta da tensão em função da deformação e taxa de deformação estão apresentadas nas Figs. 4.30, 4.31 e 4.32. Estes gráficos confirmam a similaridade no comportamento dos aços inoxidáveis austenítico e duplex com relação ao martensítico, mostrando que o comportamento da fase austenítica do N4462 prevalece durante a usinagem, que ocorreu em temperaturas bem abaixo de 950°C, e, portanto concordando com a literatura (LULA, 1986; JORGE JR., 1997; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; FAN et al., 2009; YANG; YAN, 2013). Além disso, os resultados mostraram que a diferença microestrutural, e consequentemente as propriedades térmicas e mecânicas associadas, são fatores significativos influenciando o comportamento dos aços inoxidáveis durante o corte.

Figura 4.30 – Resposta de tensão-deformação do aço inoxidável austenítico V304UF para as diferentes taxas de deformação durante a usinagem.

Figura 4.31 – Resposta de tensão-deformação do aço inoxidável duplex N4462 para as diferentes taxas de deformação durante a usinagem.

Figura 4.32 – Resposta de tensão-deformação do aço inoxidável martensítico VSM13 para as diferentes taxas de deformação durante a usinagem.

4.2.2.1.8 Tensão-deformação em diferentes taxas de deformação

Neste estudo, para correlacionar o comportamento mecânico na usinagem com testes de compressão e da barra de Hopkinson, a deformação cisalhante (ε), taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) e tensão de cisalhamento (τ) obtidas dos testes de usinagem foram convertidas em tensão (σ_{eq}), deformação (ε_{eq}) e taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}_{eq}$) equivalentes, baseado na suposição de isotropia e do critério de Von Mises, assumindo cisalhamento puro, conforme as eqs. (4.1), (4.2) e (4.3) (MURARKA; HINDUJA; BARROW, 1981; GUO, 2003; MOUFKI et al., 2004; ÖZEL; ZEREN, 2004; PUJANA et al., 2007). A Tabela 4.37 apresenta as tensões, deformações e taxas de deformações equivalentes para as respectivas condições de usinagem avaliadas.

$$\sigma_{eq} = \tau\sqrt{3} \quad (4.1)$$

$$\varepsilon_{eq} = \frac{\varepsilon}{\sqrt{3}} \quad (4.2)$$

$$\dot{\varepsilon}_{eq} = \frac{\dot{\varepsilon}}{\sqrt{3}} \quad (4.3)$$

Tabela 4.37 – Tensões, deformações e taxas de deformações equivalentes.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	Material	σ_{eq} [MPa]	ε_{eq}	$\dot{\varepsilon}_{eq}$ [10^4 s^{-1}]
1	100,37	0,205	V304UF	1213	1,559	0,4213
2	156,14	0,205	V304UF	1195	1,461	0,9155
3	100,37	0,428	V304UF	1216	1,386	0,4214
4	156,14	0,428	V304UF	1048	1,334	0,5654
5	100,37	0,205	VSM13	1150	1,27	0,4518
6	156,14	0,205	VSM13	1195	1,259	1,002
7	100,37	0,428	VSM13	1099	1,218	0,3178
8	156,14	0,428	VSM13	1184	1,172	0,8462
9	100,37	0,205	N4462	1207	1,374	0,5763
10	156,14	0,205	N4462	1216	1,299	1,383
11	100,37	0,428	N4462	1216	1,224	0,4941
12	156,14	0,428	N4462	990,2	1,143	1,141

Os resultados de tensão e deformação equivalentes, obtidos dos ensaios de usinagem foram plotados juntamente com os resultados das amostras de aços inoxidáveis ensaiadas em testes de compressão quase estático e barra de Hopkinson (SHPB). Estes resultados comparativos são mostrados na Fig. 4.33, as quais evidenciam a diferença de comportamento dos materiais em diferentes taxas de deformação, indicando que mesmo ensaios da barra de Hopkinson que contam com altas taxas de deformação não foram suficientes para simular o comportamento em usinagem.

Figura 4.33 – Tensão-deformação dos aços inoxidáveis em diferentes condições de taxa de deformação.

A Tabela 4.38 apresenta os resultados de tensão equivalente obtidos dos ensaios de usinagem e calculados pelo modelo de Johnson-Cook.

Os resultados mostraram que as tensões obtidas pela equação JC ficaram muito distantes dos valores estimados experimentalmente, provavelmente devido a problemas relacionados com a estimativa das constantes, que foram ajustadas com base em apenas duas curvas em taxas de deformação, que apesar de muito distantes uma da outra, apresentaram respostas de tensão próximas, variando em torno de, aproximadamente, 200 MPa com o aumento de $\dot{\epsilon}$. Este fato pode estar relacionado com aço inoxidável ser um material com baixa condutividade térmica. Como os resultados de JC não mostraram uma boa convergência com os resultados experimentais, salienta-se a necessidade de que se realize uma investigação mais aprofundada sobre o assunto, futuramente, além de novos ensaios em taxas de deformação intermediárias e temperaturas elevadas para melhor adequação destas constantes.

Tabela 4.38 – Tensões equivalentes em usinagem e obtidas pelo modelo JC.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	Material	σ_{eq} [MPa]	σ_{JC} [MPa]
1	100,37	0,205	V304UF	1213	103,3
2	156,14	0,205	V304UF	1195	103,9
3	100,37	0,428	V304UF	1216	100,4
4	156,14	0,428	V304UF	1048	109,9
5	100,37	0,205	VSM13	1150	42,92
6	156,14	0,205	VSM13	1195	41,34
7	100,37	0,428	VSM13	1099	43,53
8	156,14	0,428	VSM13	1184	41,66
9	100,37	0,205	N4462	1207	59,91
10	156,14	0,205	N4462	1216	60,41
11	100,37	0,428	N4462	1216	60,57
12	156,14	0,428	N4462	990,2	70,84

A Tabela 4.39 apresenta uma comparação dos resultados de tensão obtidos dos ensaios de usinagem para o aço inoxidável V304UF, juntamente com os valores estimados a partir do modelo JC, utilizando as constantes levantadas no trabalho e as obtidas da literatura.

Tabela 4.39 – Tensões equivalentes em usinagem e obtidas pelo modelo JC para o V304UF a partir das constantes obtidas neste trabalho e da literatura.

[Ref.]	v_c [m/min]	f [mm/volta]	σ_{eq} [MPa]	σ_{JC} [MPa]
	100,37	0,205	1213	103,3
	156,14	0,205	1195	103,9
	100,37	0,428	1216	100,4
	156,14	0,428	1048	109,9
ZHANG; LU; SHI, 2011	100,37	0,205	1213	1866
ZHANG; LU; SHI, 2011	156,14	0,205	1195	1896
ZHANG; LU; SHI, 2011	100,37	0,428	1216	1792
ZHANG; LU; SHI, 2011	156,14	0,428	1048	1872
CADONI; FENU; FORNI, 2012	100,37	0,205	1213	51,41
CADONI; FENU; FORNI, 2012	156,14	0,205	1195	51,15
CADONI; FENU; FORNI, 2012	100,37	0,428	1216	49,40
CADONI; FENU; FORNI, 2012	156,14	0,428	1048	53,81
MAUREL-PANTEL et al., 2012	100,37	0,205	1213	1739
MAUREL-PANTEL et al., 2012	156,14	0,205	1195	1796
MAUREL-PANTEL et al., 2012	100,37	0,428	1216	1707
MAUREL-PANTEL et al., 2012	156,14	0,428	1048	1752
GUPTA et al., 2013	100,37	0,205	1213	1004
GUPTA et al., 2013	156,14	0,205	1195	1020
GUPTA et al., 2013	100,37	0,428	1216	938,8
GUPTA et al., 2013	156,14	0,428	1048	978,1

Os resultados mostraram que todas as tensões calculadas a partir do modelo JC desviaram dos valores estimados dos ensaios de usinagem, sendo que as constantes levantadas por Gupta et al.(2013), foram as que mais se aproximaram dos resultados experimentais de tensão, ressaltando que as curvas utilizadas para a obtenção das constantes foram realizadas em temperaturas elevadas, e próximas às desenvolvidas durante o processo de usinagem. Os resultados obtidos utilizando as constantes de Cadoni; Fenu e Forni (2012) mostraram-se inferiores aos estimados a partir dos dados levantados neste trabalho. Isso evidencia que para melhor ajuste das constantes ao modelo de Johnson-Cook para ser utilizado para previsão do comportamento à processos que envolvem grandes deformações em temperaturas elevadas, os ensaios quase estáticos e dinâmicos também devem ser conduzidos em temperaturas próximas, como no presente caso, às de usinagem. Este fato justifica a discrepância dos resultados experimentais com os estimados pelo modelo

JC, pelo menos para o aço inoxidável austenítico, em que as constantes foram estimadas a partir de ajuste de curvas de ensaios de compressão e da barra de Hopkinson conduzidos em temperatura ambiente.

Cabe também acrescentar, que os outros modelos que foram apresentados no capítulo 2 (Revisão da Literatura) poderiam explicar e ser mais bem correlacionados com os resultados experimentais obtidos em usinagem, pois os modelos micromecânicos levam em conta fatores microestruturais, mas na escala micrométrica na qual foram feitas a maioria das observações. No entanto, não foi possível verificar de forma inequívoca o efeitos de parâmetros microestruturais e quantificá-los para as condições de usinagem para as condições estudadas. Optou-se então para uma caracterização em nível intermediário entre o macro e micro, de forma que um modelo bastante usado, como o de Johnson-Cook (modelo fenomenológico), pudesse ser relacionado com as medidas de propriedades mecânicas e as avaliações feitas durante e após os ensaios de usinagem, que são descritos em outro item. Com descrito, este modelo também apresenta limitações para os condições estudadas.

Portanto, reafirma-se o exposto anteriormente, evidenciando que além da mudança de comportamento que os materiais experimentam na usinagem, as variações observadas a respeito das condições iniciais de cada material, como tamanho de grão, histórico de processamento, condição de ensaio, e principalmente a temperatura em que os testes são conduzidos, torna o processo de levantamento destas constantes muito difícil, necessitando um esforço experimental maior para que se consiga convergência satisfatória.

4.2.2.2 Testes conclusivos

Neste item serão apresentados e discutidos os resultados das variáveis relacionadas ao comportamento mecânico dos materiais: deformação, tensões normal e de cisalhamento, taxa de deformação, encruamento e temperatura. Estas respostas foram analisadas em função da variação das condições de corte e das diferentes classes de aços inoxidáveis.

Foi realizada análise dos efeitos das variáveis significativas que afetaram as saídas e apresentadas superfícies de respostas para cada resposta do comportamento mecânico dos materiais em função da usinagem, gerando equações

empíricas ajustadas de segunda ordem. Estes modelos são importantes, uma vez que permitirão o levantamento de dados para uma ampla faixa de condições de usinagem, reduzindo custos experimentais para realização de trabalhos futuros baseados nesta temática, inclusive para alimentação de softwares de simulação para avaliação do processo.

Primeiramente serão apresentados os resultados do planejamento 2^3 , mostrando a classificação do cavaco e suas respectivas micrografias em função das condições de corte e gráficos das respostas de deformação, taxa de deformação, tensões no plano de cisalhamento primário, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária, de forma comparativa entre os materiais. E por fim, as superfícies de resposta, juntamente com as equações empíricas das variáveis de saída em função das condições de corte para cada classe de aço inoxidável estudado.

A Figura 4.34 traz os gráficos comparativos das componentes da força de usinagem em função das condições de corte e das classes de aços inoxidáveis. A partir deste gráfico pôde-se perceber a maior influência do avanço aumentando os resultados da força devido ao aumento do volume de material a ser usinado. A elevação da velocidade de corte, no entanto apresentou somente uma leve tendência em reduzir a força.

Figura 4.34 – Componentes da força de usinagem em função da velocidade de corte e classe de aço inoxidável para as condições de avanço avaliadas.

As Tabelas 4.40 e 4.41 contêm os resultados representativos dos ensaios, referentes aos valores médios medidos das componentes da força de usinagem, espessura do cavaco, distância perpendicular das bandas de cisalhamento, microdureza dos cavacos, bem como os valores estimados do ângulo de cisalhamento, forças atuante no plano de cisalhamento, deformação, taxa de deformação, tensões, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária, respectivamente.

Tabela 4.40 – Dados representativos dos ensaios. Valores médios das componentes da força de usinagem (força de avanço e força de corte), espessura do cavaco, distância perpendicular das bandas de cisalhamento e microdureza do cavaco para as respectivas condições de ensaio.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	Material	F_f [N]	F_c [N]	h' [mm]	Δy [mm]	HV_{cav} [HV0,05]
1	120	0,20	V304UF	417,08 $\pm 13,37$	845,05 $\pm 22,06$	0,394 $\pm 0,011$	0,121 $\pm 0,023$	416,4 $\pm 12,1$
2	280	0,20	V304UF	293,20 $\pm 10,39$	755,68 $\pm 23,58$	0,379 $\pm 0,011$	0,124 $\pm 0,028$	434,2 $\pm 22,1$
3	120	0,40	V304UF	479,85 $\pm 23,22$	1466,92 $\pm 51,27$	0,692 $\pm 0,011$	0,234 $\pm 0,052$	443,0 $\pm 18,9$
4	280	0,40	V304UF	427,40 $\pm 57,48$	1381,78 $\pm 46,17$	0,736 $\pm 0,046$	0,178 $\pm 0,031$	430,6 $\pm 20,3$
5	120	0,20	VSM13	483,14 $\pm 10,34$	901,85 $\pm 16,26$	0,370 $\pm 0,005$	0,214 $\pm 0,029$	379,3 $\pm 12,8$
6	280	0,20	VSM13	386,75 $\pm 11,54$	859,00 $\pm 23,20$	0,343 $\pm 0,011$	0,109 $\pm 0,008$	382,3 $\pm 7,4$
7	120	0,40	VSM13	648,10 $\pm 48,05$	1634,48 $\pm 42,19$	0,681 $\pm 0,014$	0,318 $\pm 0,035$	380,2 $\pm 11,3$
8	280	0,40	VSM13	539,76 $\pm 27,35$	1594,22 $\pm 25,57$	0,656 $\pm 0,013$	0,339 $\pm 0,034$	378,5 $\pm 21,1$
9	120	0,20	N4462	470,25 $\pm 10,88$	921,00 $\pm 16,43$	0,359 $\pm 0,004$	0,128 $\pm 0,022$	441,5 $\pm 23,2$
10	280	0,20	N4462	440,20 $\pm 14,26$	851,24 $\pm 24,26$	0,340 $\pm 0,007$	0,099 $\pm 0,013$	440,7 $\pm 29,3$
11	120	0,40	N4462	690,60 $\pm 30,16$	1691,69 $\pm 36,46$	0,689 $\pm 0,026$	0,197 $\pm 0,014$	457,7 $\pm 23,6$
12	280	0,40	N4462	767,58 $\pm 107,09$	1595,69 $\pm 35,19$	0,622 $\pm 0,050$	0,212 $\pm 0,019$	486,2 $\pm 17,9$

Tabela 4.41 – Dados representativos dos ensaios de usinagem. Valores estimados de ângulo de cisalhamento, força de cisalhamento, força normal ao plano de cisalhamento, deformação, taxa de deformação, tensão cisalhante, tensão normal ao plano de cisalhamento, encruamento e temperatura na zona de cisalhamento primária para os respectivos ensaios avaliados.

v_c [m/min]	f [mm/volta]	Material	$\varnothing$ [mm]	F_z [N]	F_{NZ} [N]	ε	$\dot{\varepsilon}$ [$10^4 s^{-1}$]	τ [MPa]	σ [MPa]	HV _{encruamento} [HV0,05]	T_{ZCP} [°C]
120	0,20	V304UF	28,06	549,5	765,6	2,28	1,774	646,2	900,3	217,5	344,8
280	0,20	V304UF	29,05	518,3	623,2	2,23	4,067	629,1	756,5	235,3	347,1
120	0,40	V304UF	31,46	1001	1175	2,11	0,941	652,9	766,3	244,1	340,9
280	0,40	V304UF	29,81	986,4	1058	2,19	2,850	613,0	657,3	231,7	347,7
120	0,20	VSM13	29,67	544,5	866,2	2,19	1,015	673,8	1072,0	100,5	374,9
280	0,20	VSM13	31,69	527,7	780,4	2,10	4,725	693,1	1025,0	103,5	392,1
120	0,40	VSM13	31,89	1045	1414	2,09	0,695	690,3	933,7	101,4	385,7
280	0,40	VSM13	32,93	1045	1320	2,05	1,536	709,9	896,6	99,7	410,1
120	0,20	N4462	30,46	555,4	872,3	2,16	1,707	704,0	1106,0	181,1	380,7
280	0,20	N4462	31,93	489,6	823,8	2,09	5,213	647,4	1089,0	180,3	361,7
120	0,40	N4462	31,57	1080	1474	2,11	1,119	706,6	964,8	197,3	391,1
280	0,40	N4462	34,43	882,1	1535	2,00	2,490	623,5	1085,0	225,8	350,8

4.2.2.2.1 Classificação dos cavacos

As Figuras 4.35 a 4.37 apresentam quadros com imagens das amostras dos cavacos gerados em cada ensaio do planejamento, juntamente com as suas respectivas micrografias da seção longitudinal registradas em microscópio óptico e MEV, finalizando com imagens em MEV da superfície livre do cavaco, possibilitando a classificação quanto à forma e ao tipo destes cavacos.

Os cavacos do V304UF (Fig. 4.35) podem ser classificados quanto ao tipo como segmentados, característico de aços inoxidáveis. Com relação à forma, houve uma variação influenciada pelas condições de corte, mas de forma geral, conforme a ISO 3685 (1993), pode-se classificá-los como helicoidais do tipo arruela longos e curtos, para os níveis (-1) e (+1) de avanço, respectivamente. Essa fragmentação do cavaco com o aumento do avanço está de acordo com a literatura (DINIZ; MARCONDES; COPPINI, 2000; SAW, 2005; FERRARESI, 2011; MACHADO et al., 2011). Para uma velocidade maior e avanço menor, ainda foi observado uma mistura entre cavaco em fita longo emaranhado e helicoidal, provavelmente a primeira forma pode ser devido a uma instabilidade inicial durante o corte, que quando se estabiliza volta a apresentar a forma helicoidal.

Os cavacos do N4462 (Fig. 4.36) também podem ser classificados como do tipo segmentado, porém sua forma se manteve em fita longa emaranhada, exceto para a condição com menor velocidade de corte e maior avanço, promovendo a formação de cavaco helicoidal do tipo arruela longo, provavelmente pela maior influência do avanço, que tende a transformar cavacos longos em fita em cavacos helicoidais curtos com a elevação deste parâmetro (MACHADO et al., 2011).

Os cavacos do aço inoxidável martensítico (Fig. 4.37) se mostraram similares aos cavacos do duplex com relação a sua forma em fita longa emaranhada, ainda que, apresentando algumas regiões helicoidais para o maior avanço. Um fato interessante observado nas morfologias das amostras de cavaco deste material, para esta faixa de condições de corte, está no fato de que para os menores avanços o cavaco formado é do tipo ondulado contínuo, este fenômeno de transição de cavaco contínuo para cavaco segmentado é geralmente atribuído a uma temperatura crítica e as condições de corte de forma que conforme v_c e f são reduzidos a formação do cavaco muda do tipo segmentado para contínuo (SHAW, 2005), e para o caso do VSM13 esta transição mostrou ser influenciada pelo avanço, condutividade térmica e microestrutura.

Figura 4.35 – Caracterização dos cavacos do aço inoxidável austenítico V304UF: Cavacos; MO da seção longitudinal; MEV da seção longitudinal e MEV da superfície livre dos cavacos.

Figura 4.36 – Caracterização dos cavacos do aço inoxidável duplex N4462: Cavacos; MO da seção longitudinal; MEV da seção longitudinal e MEV da superfície livre dos cavacos.

Figura 4.37 – Caracterização dos cavacos do aço inoxidável martensítico VSM13: Cavacos; MO da seção longitudinal; MEV da seção longitudinal e MEV da superfície livre dos cavacos.

4.2.2.2.2 Deformação

A Figura 4.38 apresenta o gráfico comparativo da deformação dos aços inoxidáveis em função da variação da velocidade de corte, para os dois níveis de avanço utilizados.

Figura 4.38 – Deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

A Figura 4.38 é mais bem interpretada com o auxílio das Tabs. 4.42 a 4.44, que apresentam os resultados da análise de significância da comparação entre os aços inoxidáveis e diferentes condições de corte investigadas.

Tabela 4.42 – Análise de significância do planejamento 2³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	2,1555	0,0086	250,890	0,00002	2,11853	2,19247
Material	-0,0915	0,0172	-5,325	0,03350	-0,16543	-0,01757
v _c [m/min]	-0,0280	0,0172	-1,629	0,24476	-0,10193	0,04593
f [mm/volta]	-0,0900	0,0172	-5,238	0,03457	-0,16393	-0,01607
Material x v _c	-0,0385	0,0172	-2,241	0,15436	-0,11243	0,03543
v _c x f	0,0460	0,0172	2,677	0,11579	-0,02793	0,11993

Como esperado, e discutido anteriormente, o comportamento à deformação dos aços inoxidáveis V304UF e VSM13, foram os mesmos para uma maior variação das condições de corte. A Tabela 4.42 evidenciou estatisticamente a existência de diferença de comportamento entre os materiais avaliados ($p < 0,05$), de forma que a deformação cai, em média, 0,09 quando se utiliza um material com menos planos de

deslizamentos preferenciais, e conseqüentemente, maiores resistência (VSM13). O aumento do avanço também influenciou significativamente a resposta, reduzindo ε , em média, 0,09, devido ao aumento do volume de material a ser deformado na região do corte.

Tabela 4.43 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	2,1446	0,0149	143,960	0,0000	2,0972	2,1920
Material	-0,1132	0,0298	-3,801	0,0320	-0,2081	-0,0184
v_c [m/min]	-0,0372	0,0298	-1,250	0,2999	-0,1321	0,0576
f [mm/volta]	-0,0872	0,0298	-2,928	0,0611	-0,1821	0,0076
Material x v_c	-0,0477	0,0298	-1,602	0,2073	-0,1426	0,0471

Da comparação entre as classes V304UF e N4462 (Tab. 4.43), e maior intervalo de variação entre as velocidades de corte, foi evidenciado estatisticamente a existência de diferença significativa entre os materiais ($p < 0,10$), de forma que a deformação cai, em média, 0,11 quando se utiliza um duplex com estrutura bifásica (CCC+CFC), de comportamento complexo, e conseqüentemente, com menos planos de deslizamentos preferenciais que o aço inoxidável austenítico (JORGE JR., 1997; CHEN; WENG; YANG, 2002; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; FANG et al., 2009; HE et al., 2010, BUBANI et al., 2010; BADIJ; BACROIX; BOUABDALLAH, 2011; YANG; YAN, 2013). O aumento do avanço também apresentou efeito significativo sobre a resposta, fazendo com que ε apresentasse uma redução de 0,087, devido ao aumento do volume de material na zona de cisalhamento primária. O aumento do intervalo de variação da velocidade de corte, neste caso, não apresentou efeito significativo.

Tabela 4.44 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência à deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	2,0989	0,0069	302,112	0,0000	2,0768	2,1210
Material	-0,0217	0,01390	-1,565	0,2155	-0,0660	0,0225
v_c [m/min]	-0,0757	0,01390	-5,452	0,0121	-0,1200	-0,0315
f [mm/volta]	-0,0727	0,01390	-5,236	0,0136	-0,1170	-0,0285
Material x v_c	-0,0092	0,01390	-0,666	0,5532	-0,0535	0,0350

A Tabela 4.44 mostra o resultado da análise de significância da comparação entre as classes N4462 e VSM13 para as diferentes condições de corte avaliadas, evidenciando estatisticamente que não existiu diferença significativa entre os materiais com relação à deformação durante a usinagem ($p > 0,05$), mesmo considerando que as morfologias dos cavacos destes materiais são diferentes para o menor avanço, a quantidade de deformação não variou significativamente. Para esta comparação, o aumento das condições de corte contribuiu significativamente para a redução da deformação dos materiais, em média, de 0,07. Cabendo, ressaltar que o efeito do aumento de v_c na redução de ϵ pode estar relacionado, como exposto anteriormente, com a difusividade térmica dos aços inoxidáveis, de forma que devido ao fato da formação de cavaco ter se dado com tanta rapidez, não houve a possibilidade de transmissão e distribuição do calor gerado na região do corte, evidenciando assim o fenômeno do corte adiabático (INCROPERA; DEWITT, 1998; MACHADO et al., 2011).

A Tabela 4.45 contém os resultados do planejamento composto central (PCC) utilizado para a geração das superfícies de resposta de deformação e levantamento das respectivas equações empíricas para as classes de aços inoxidáveis investigadas.

Tabela 4.45 – Valores estimados de deformação para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	V304UF ϵ	N4462 ϵ	VSM13 ϵ
1	120	0,20	2,281	2,155	2,194
2	120	0,40	2,111	2,106	2,092
3	280	0,20	2,226	2,091	2,101
4	280	0,40	2,187	2,000	2,052
5(- α)	99	0,30	2,271	2,175	2,213
6(+ α)	301	0,30	2,163	2,025	1,993
7(- α)	200	0,17	2,367	2,179	2,183
8(+ α)	200	0,43	2,220	2,014	2,012
9 C	200	0,30	2,227	2,037	2,042
10 C	200	0,30	2,247	2,019	2,035
11 C	200	0,30	2,232	2,048	2,050
12 C	200	0,30	2,220	2,019	2,048
13 C	200	0,30	2,230	2,058	2,054

A Figura 4.39 apresenta as superfícies de respostas de deformação para as três classes de aços inoxidáveis e seus respectivos modelos empíricos de segunda ordem em função das condições de corte. Pode-se observar a diferença de comportamento à deformação com a variação das condições de usinagem, mostrando que os materiais se comportam de maneira distinta, e que ao passar de uma estrutura completamente austenítica (CFC) para uma martensítica (TCC), considerando que esta estrutura pode ser considerada uma aproximação de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), a deformação tende a apresentar um ponto de mínimo, mais influenciado pelo avanço, ou seja, quanto menor a quantidade de austenita presente no material, maior será a resistência ao deslizamento dos planos cristalinos, e conseqüentemente, menor a deformação da classe de aço inoxidável.

Figura 4.39 – Superfícies de Resposta ajustadas para deformação em função das condições de corte.
(a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.

4.2.2.2.3 Taxa de deformação

A Figura 4.40 apresenta o gráfico comparativo da taxa de deformação dos aços inoxidáveis em função da variação da velocidade de corte, para os dois níveis de avanço utilizados, evidenciando o forte efeito da variação da velocidade de corte no aumento da taxa de deformação, principalmente para a condição com menor avanço.

Figura 4.40 – Taxa de deformação em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

As Tabelas 4.46 a 4.48 apresentam os resultados da análise de significância para a comparação entre as classes de aços inoxidáveis e condições de corte investigadas.

Tabela 4.46 – Análise de significância do planejamento 2³ realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	22003,8	2094,728	10,5043	0,00184	15337,4	28670,1
Material	-4154,5	4189,456	-0,9916	0,39447	-17487,2	9178,2
v _c [m/min]	21881,5	4189,456	5,2230	0,01365	8548,8	35214,2
f [mm/volta]	-13897,0	4189,456	-3,3171	0,04515	-27229,7	-564,3
v _c x f	-8138,0	4189,456	-1,9425	0,14735	-21470,7	5194,7

Como esperado, e mantendo a mesma resposta dos ensaios preliminares, as variáveis que influenciaram significativamente a resposta da taxa de deformação, foram à velocidade de corte ($p < 0,05$), que apresentou o maior efeito, aumentando a

resposta, em média, de $2,19 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$, com a mudança do nível (-1) para o nível (+1), e o avanço ($p < 0,05$), que reduziu a resposta, em média, de $1,39 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$, devido ao aumento do volume de material passando pela zona de cisalhamento primária. A análise mostrou que não existe diferença significativa no comportamento à taxa de deformação entre os materiais, como ilustrado no gráfico de efeitos da Fig. 4.41.

Figura 4.41 – Efeito da taxa de deformação em função das condições de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

Tabela 4.47 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	25201,6	1500,197	16,7989	0,00046	20427,3	29975,9
v_c [m/min]	22695,3	3000,394	7,5641	0,00479	13146,7	32243,8
f [mm/volta]	-13402,8	3000,394	-4,4670	0,02090	-22951,3	-3854,2
Material x f	-3153,8	3000,394	-1,0511	0,37040	-12702,3	6394,8
v_c x f	-6301,8	3000,394	-2,1003	0,126523	-15850,3	3246,8

Como no caso da comparação entre as classes austenítica e martensítica, os materiais (V304UF e N4462) também não apresentaram diferença significativa na resposta da taxa de deformação, como pode ser mais bem visualizado no gráfico de efeitos da Fig. 4.42, que evidencia o aumento de $\dot{\epsilon}$, em média de $2,27 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ com o aumento de v_c e redução de aproximadamente $1,34 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ com a elevação de f .

Figura 4.42 – Efeito da taxa de deformação em função das condições de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

Tabela 4.48 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência à taxa de deformação, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	23124,4	672,32	34,395	0,00084	20231,6	26017,1
Material	6395,8	1344,64	4,756	0,04147	610,2	12181,3
v_c [m/min]	23565,8	1344,64	17,526	0,00324	17780,2	29351,3
f [mm/volta]	-17050,8	1344,64	-12,681	0,00616	-22836,3	-11265,2
Material x v_c	813,7	1344,64	0,605	0,606580	-4971,8	6599,3
v_c x f	-12513,8	1344,64	-9,306	0,01135	-18299,3	-6728,2

Como nos ensaios dos testes preliminares, a análise evidenciou diferença significativa entre as classes duplex e martensítica ($p < 0,05$), de forma que na usinagem do aço inoxidável duplex tem-se uma elevação na taxa de deformação, em média, de $0,64 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$, podendo estar relacionado com o fato de o material ser constituído por uma estrutura bifásica, onde cada fase responde de forma diferente à taxa de deformação, fazendo com que o mecanismo de deformação seja complexo (JORGE JR., 1997; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; YANG; YAN, 2013), e necessitando de uma maior taxa de deformação para ser usinado nas mesmas condições de corte que o aço inoxidável martensítico. Ainda, ficou comprovado que os efeitos principais dos parâmetros de corte e o efeito de interação destes influenciaram significativamente a resposta da taxa de deformação.

A relação diretamente proporcional de v_c conduziu uma elevação média na resposta de $2,35 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$, o aumento de f provocou uma redução em $\dot{\epsilon}$, em média, de $1,7 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$, uma vez que esta variável de corte está relacionada com o aumento do ângulo de cisalhamento e de Δy , que são inversamente proporcionais à taxa de deformação, e a interação destas variáveis também contribuiu para a redução da resposta em aproximadamente $1,25 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$.

A Tabela 4.49 traz os resultados do planejamento composto central (PCC) e a Fig. 4.43 apresenta as superfícies de resposta da taxa de deformação juntamente com as respectivas equações empíricas para as classes de aços inoxidáveis investigadas em função das condições de corte.

Tabela 4.49 – Valores estimados da taxa de deformação para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	V304UF Tx. Def $10^4 \text{ [s}^{-1}]$	N4462 Tx. Def $10^4 \text{ [s}^{-1}]$	VSM13 Tx. Def $10^4 \text{ [s}^{-1}]$
1	120	0,20	1,774	1,707	1,015
2	120	0,40	0,941	1,119	0,695
3	280	0,20	4,067	5,213	4,725
4	280	0,40	2,850	2,490	1,536
5(- α)	99	0,30	0,791	0,868	0,482
6(+ α)	301	0,30	3,093	3,612	5,122
7(- α)	200	0,17	3,281	3,987	2,855
8(+ α)	200	0,43	1,351	1,814	2,064
9 C	200	0,30	2,370	2,556	2,259
10 C	200	0,30	1,921	2,467	2,291
11 C	200	0,30	2,264	2,567	2,400
12 C	200	0,30	1,992	3,289	2,341
13 C	200	0,30	2,094	2,509	2,528

Da Figura 4.43 pode ser observado que todos os materiais seguem a mesma tendência de aumentar a taxa de deformação com a velocidade de corte e reduzir o valor da resposta com o aumento do avanço. Ressaltando que o martensítico apresenta uma menor taxa de deformação para os níveis inferiores das condições de corte.

Figura 4.43 – Superfícies de Resposta ajustadas para taxa de deformação em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.

4.2.2.2.4 Tensão de cisalhamento

A Figura 4.44 apresenta o gráfico comparativo da tensão de cisalhamento dos aços inoxidáveis em função da variação da velocidade de corte, para os dois níveis de avanço utilizados. Pode-se observar que existe uma tendência em reduzir a tensão de cisalhamento com o aumento da velocidade de corte para as classes V304UF e N4462, o que não ocorre com o VSM13. Estes resultados são mais bem interpretados com o auxílio das análises de significância apresentadas nas Tabs. 4.50 a 4.52.

Figura 4.44 – Tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

Tabela 4.50 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	663,537	2,5939	255,808	0,00001	652,377	674,698
Material	56,475	5,1878	10,886	0,00833	34,154	78,796
f [mm/volta]	5,975	5,1878	1,152	0,36852	-16,346	28,296
Material x v_c	23,975	5,1878	4,621	0,04377	1,654	46,296
Material x f	10,675	5,1878	2,058	0,17587	-11,646	32,996
v_c x f	-5,625	5,1878	-1,084	0,39155	-27,946	16,696

A análise de significância realizada entre as classes V304UF e VSM13, para uma confiabilidade de 95% (IC) e 5% de nível de significância (α), confirmou estatisticamente que existe diferença significativa entre os materiais com relação à resposta da tensão de cisalhamento ($p < 0,05$). Esse fato contribui novamente com a hipótese da diferença de estrutura entre os materiais, de forma a elevar a tensão de

cisalhamento, em média, 56,5 MPa, quando se utiliza o aço inoxidável martensítico, com estrutura TCC, com menos planos de deslizamento preferenciais que o V304UF (CFC), e consequentemente mais resistente ao cisalhamento (BUBANI et al., 2010). A interação entre o material e a velocidade de corte também influenciou significativamente os resultados, fazendo com que τ aumentasse, em média, aproximadamente 24 MPa. A Figura 4.45 mostra o gráfico de efeito da interação evidenciando a diferença de comportamento entre os materiais, mostrando que enquanto o V304UF tende a reduzir a resposta com o aumento da velocidade de corte, o VSM13 apresenta um comportamento oposto.

Figura 4.45 – Efeito da tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

Tabela 4.51 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	652,837	0,4625	1411,54	0,00045	646,961	658,714
Material	35,075	0,9250	37,92	0,01678	23,322	46,828
v_c [m/min]	-49,175	0,9250	-53,16	0,01197	-60,928	-37,422
f [mm/volta]	-7,675	0,9250	-8,30	0,07636	-19,428	4,078
Material x v_c	-20,675	0,9250	-22,35	0,02846	-32,428	-8,922
Material x f	-2,975	0,9250	-3,22	0,19191	-14,728	8,778
v_c x f	-12,325	0,9250	-13,32	0,04769	-24,078	-0,572

A Tabela 4.51 confirmou estatisticamente a existência de diferença significativa entre os materiais ($p < 0,05$), de forma que um material com maior resistência, ou seja, com menos planos de deslizamento preferenciais por se tratar de um material com estrutura bifásica (CCC+CFC), de comportamento complexo (N4462), necessita de uma maior tensão de cisalhamento, em média de 35 MPa, para ser usinado (JORGE JR., 1997; CHEN; WENG; YANG, 2002; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; FANG et al., 2009; HE et al., 2010, BUBANI et al., 2010; BADIJ; BACROIX; BOUABDALLAH, 2011; YANG; YAN, 2013). O efeito principal da velocidade de corte influenciou significativamente a tensão de cisalhamento reduzindo a resposta, em média, de 49 MPa, devido ao fato de que uma maior velocidade de corte contribui para o amolecimento, ou seja para a redução da resistência do material pelo aumento da temperatura facilitando o corte. Ainda é evidenciado dos resultados da análise de significância, que tanto a interação entre o material e v_c como a interação entre os parâmetros de corte influenciaram significativamente para a redução da tensão de cisalhamento.

Apesar da diferença significativa entre estas duas classes de aço inoxidável, estes materiais apresentam a mesma tendência de comportamento durante o corte com relação à resposta de τ , como pode ser observado no gráfico de efeito da interação entre o material e a v_c da Fig. 4.46, mostrando que, para as condições de corte avaliadas, o comportamento à tensão de cisalhamento é regido pela fase austenítica do aço inoxidável duplex (LULA, 1986; JORGE JR., 1997; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; FAN et al., 2009; YANG; YAN, 2013).

Figura 4.46 – Efeito da tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

Tabela 4.52 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	681,075	2,84008	239,809	0,0000	672,036	690,113
Material	-21,400	5,68016	-3,767	0,0327	-39,477	-3,323
v_c [m/min]	-25,200	5,68016	-4,436	0,0213	-43,277	-7,123
Material x v_c	-44,650	5,68016	-7,861	0,0043	-62,727	-26,573
Material x f	-13,650	5,68016	-2,403	0,0956	-31,727	4,427

A análise de significância realizada entre as classes N4462 e VSM13, confirmou estatisticamente a existência de diferença significativa entre os materiais com relação à resposta da tensão de cisalhamento ($p < 0,05$). Neste caso, o valor de τ cai, em média, 21,4 MPa quando o aço inoxidável duplex é usinado devido à sua menor resistência quando comparado com o martensítico. A interação entre o material e a velocidade de corte confirmou a diferença de comportamento entre o N4462 e o VSM13, que é mais bem visualizado no gráfico de efeito da Fig. 4.47, que mostra que enquanto o duplex tende a reduzir a resposta da tensão de cisalhamento com o aumento de v_c , o martensítico apresenta o comportamento oposto, isto também mostra a maior semelhança entre o duplex e o austenítico quando comparados com o VSM13, mostrando que a quantidade de fase austenítica (CFC) é predominante em seu comportamento à usinagem.

Figura 4.47 – Efeito da tensão de cisalhamento em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis N4462 e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

A Tabela 4.53 mostra os resultados do PCC para a tensão de cisalhamento das diferentes classes de aços inoxidáveis

Tabela 4.53 – Valores estimados da tensão de cisalhamento para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.

Ensaio	Vc [m/min]	f [mm/volta]	V304UF τ [MPa]	N4462 τ [MPa]	VSM13 τ [MPa]
1	120	0,20	646,2	704,0	673,8
2	120	0,40	652,9	706,6	690,3
3	280	0,20	629,1	647,4	693,1
4	280	0,40	613,0	623,5	709,9
5(-α)	99	0,30	661,4	691,2	621,4
6(+α)	301	0,30	633,5	642,5	655,2
7(-α)	200	0,17	634,9	688,5	598,3
8(+α)	200	0,43	645,9	607,5	661,4
9 C	200	0,30	666,8	634,0	627,9
10 C	200	0,30	666,6	631,6	635,4
11 C	200	0,30	673,5	628,3	629,7
12 C	200	0,30	668,3	628,9	628,5
13 C	200	0,30	667,0	660,6	628,9

A Figura 4.48 apresenta as superfícies de respostas da tensão de cisalhamento, com seus respectivos modelos empíricos, para as três classes de aços inoxidáveis em função das condições de corte. Da mesma forma que as

respostas do PCC com relação à deformação, as superfícies de resposta da tensão de cisalhamento mostra comportamentos distintos para cada material com a variação das condições de usinagem. Para tanto, ao passar de uma estrutura completamente austenítica (CFC) para uma martensítica (TCC), considerando que esta estrutura pode ser considerada uma aproximação de uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), a tensão de cisalhamento tende a apresentar um ponto de mínimo, nas condições centrais de corte. Ainda é observado que é mais fácil cisalhar materiais que contém fase austenítica nas condições de corte e mais difícil para o martensítico. Porém necessita-se de uma investigação mais aprofundada para se ter uma melhor compreensão deste fenômeno.

Figura 4.48 – Superfícies de Resposta ajustadas para tensão de cisalhamento em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.

4.2.2.2.5 Tensão normal ao plano de cisalhamento primário

A Figura 4.49 apresenta o gráfico comparativo da tensão normal ao plano de cisalhamento dos aços inoxidáveis em função da variação da velocidade de corte, para os dois níveis de avanço utilizados. Este gráfico é mais bem interpretado através das análises de significância apresentadas nas Tabs. 4.54 a 4.56.

Figura 4.49 – Tensão normal ao plano de cisalhamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

Tabela 4.54 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	875,96	3,1125	281,434	0,00226	836,41	915,51
Material	211,72	6,2250	34,012	0,01871	132,63	290,82
v_c [m/min]	-84,22	6,2250	-13,530	0,04697	-163,32	-5,13
f [mm/volta]	-124,97	6,2250	-20,076	0,03168	-204,07	-45,88
Material x v_c	42,17	6,2250	6,775	0,09329	-36,92	121,27
Material x f	-8,37	6,2250	-1,345	0,40692	-87,47	70,72
v_c x f	11,17	6,2250	1,795	0,32355	-67,92	90,27

Os resultados da análise de significância entre as classes V304UF e VSM13 (Tab. 4.54), para uma confiabilidade (IC) de 95% e 5% de nível de significância (α), mostraram que existe diferença significativa entre os aços inoxidáveis avaliados ($p < 0,05$), de forma que a tensão normal apresentou uma elevação, em média, de 211 MPa quando se usinou o aço inoxidável martensítico, mostrando que um material com maior resistência (273,7 HV30 e σ_0 em torno de 658 MPa) necessita de uma maior tensão para ser usinado. Além do material, as condições de corte

também influenciaram significativamente a resposta reduzindo o valor de σ , em média, de 84 e 125 MPa, com o aumento da velocidade de corte e avanço, respectivamente, mostrando estar em conformidade com a teoria clássica de usinagem, que atesta que o aumento da velocidade de corte contribui para o aumento da temperatura na região do corte, reduzindo a resistência do material facilitado a sua usinagem. O aumento do avanço, por sua vez, mostrou uma tendência em reduzir a resposta por aumentara área de cisalhamento primária (inversamente proporcional à σ) de forma mais significativa que F_{NZ} (TRENT; WRIGHT, 2000; DINIZ, MARCONDES; COPPINI, 2000; SHAW, 2005; FERRARESI, 2011; MACHADO et al., 2011).

Tabela 4.55 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	915,65	14,5434	62,9599	0,00001	869,37	961,93
Material	291,10	29,0868	10,0080	0,00212	198,53	383,67
f [mm/volta]	-94,60	29,0868	-3,2523	0,04741	-187,17	-2,03
Material x v_c	89,00	29,0868	3,0598	0,05500	-3,57	181,57
v_c x f	43,00	29,0868	1,4783	0,23585	-49,57	135,57

Como nos testes preliminares, a análise de significância com relação à tensão normal entre as classes V304UF e N4462 (Tab. 4.55) evidenciou a existência de diferença significativa entre os materiais ($p < 0,05$), aumentando a resposta, em média, 291 MPa na usinagem do material com a maior resistência (N4462, com dureza de 227,5 HV30 e σ_0 de aproximadamente 562 MPa). Novamente, o avanço mostrou influencia significativa nos resultados seguindo a mesma tendência em reduzir σ , em média, 94,6 MPa com o aumento deste parâmetro de corte.

Tabela 4.56 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência à tensão normal ao plano de cisalhamento, para uma confiabilidade de 95% e 10% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	1021,51	12,774	79,9646	0,00000	980,86	1062,17
Material	79,37	25,549	3,1068	0,05301	-1,93	160,68
f [mm/volta]	-102,97	25,549	-4,0305	0,02746	-184,28	-21,67
Material x V_c	46,82	25,549	1,8327	0,16422	-34,48	128,13
V_c x f	36,77	25,549	1,4394	0,24565	-44,53	118,08

Novamente, a análise entre as classes N4462 e VSM13 apresentada na Tab. 4.56 mostrou a mesma característica dos casos anteriores mostrando a existência de diferença significativa entre os materiais ($p < 0,10$), de forma a aumentar a tensão, em média, 79,37MPa na usinagem do N4462. Como exposto anteriormente, a diferença de comportamento entre estes materiais (N4462 e VSM13) com relação à sua resposta à tensão normal ao plano de cisalhamento, pode não estar relacionada com as propriedades diretamente relacionadas com a resistência (dureza e tensão de escoamento), e possivelmente essa influência possa ser devido a estrutura bifásica do duplex, mais complexa de se processar que uma estrutura monofásica, mas que ainda requer maiores investigações para que se possa ter uma maior compreensão da relação da microestrutura desse material com seu comportamento mecânico em altas taxas de deformação (JORGE JR., 1997; CHEN; WENG; YANG, 2002; CABRERA et al., 2003; BELYAKOV; KIMURA; TSUZAKI, 2006; FANG et al., 2009; HE et al., 2010, BADIJ; BACROIX; BOUABDALLAH, 2011; YANG; YAN, 2013). Ainda foi observado uma redução na resposta da tensão normal, em média, de 102,97 MPa com o aumento do avanço, evidenciando que este parâmetro de corte tem forte influência sobre esta variável do comportamento mecânico na usinagem.

A Tabela 4.57 traz os resultados do PCC para a tensão normal ao plano de cisalhamento das diferentes classes de aços inoxidáveis e a Fig. 4.50 mostra as superfícies de respostas ajustadas e equações empíricas de σ .

Tabela 4.57 – Valores estimados da taxa de tensão normal ao plano de cisalhamento para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	V304UF σ [MPa]	N4462 σ [MPa]	VSM13 σ [MPa]
1	120	0,20	900,3	1106,0	1072,0
2	120	0,40	766,3	964,8	933,7
3	280	0,20	756,5	1089,0	1025,0
4	280	0,40	657,3	1085,0	896,6
5(- α)	99	0,30	825,0	998,0	878,2
6(+ α)	301	0,30	711,8	1022,0	909,5
7(- α)	200	0,17	832,1	1098,0	991,2
8(+ α)	200	0,43	704,3	977,3	858,5
9 C	200	0,30	726,4	969,2	904,7
10 C	200	0,30	726,3	987,2	905,7
11 C	200	0,30	728,6	946,0	883,6
12 C	200	0,30	739,0	1003,0	875,5
13 C	200	0,30	734,9	936,2	882,3

Da Figura 4.50 pode-se observar uma tendência geral dos materiais em apresentar um ponto de mínimo, ou seja, de apresentar uma condição ótima que necessita de uma menor tensão normal para usinar o material, porém para cada caso verifica-se uma condição distinta, partindo dos níveis superiores de v_c e f para o aço inoxidável austenítico e tendendo ao nível central para o aço inoxidável martensítico.

Figura 4.50 – Superfícies de Resposta ajustadas para tensão normal ao plano de cisalhamento em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.

4.2.2.2.6 Encruamento

A Figura 4.51 apresenta o gráfico comparativo dos resultados de encruamento em função da velocidade de corte para as classes de aços inoxidáveis e avanços avaliados.

Figura 4.51 – Encruamento em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

Da Figura 4.51 pode ser observado que o encruamento é maior para o aço inoxidável austenítico com estrutura (CFC) por ser o material com mais planos de deslizamento, e conseqüentemente, o material que mais se deforma plasticamente durante o corte, seguido pelo duplex e martensítico, este último com estrutura (TCC) é o material mais resistente, que menos se deforma durante o corte, e, portanto, o que apresenta menor encruamento.

As Tabelas 4.58 a 4.60 apresentam os resultados das análises de significância realizadas para comparação das classes de aços inoxidáveis e avaliação dos efeitos das variáveis significativas na resposta do encruamento devido ao processo de usinagem.

Tabela 4.58 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	166,71	3,1875	52,302	0,01217	126,21	207,21
Material	-130,87	6,3750	-20,529	0,03098	-211,88	-49,87
v_c [m/min]	1,67	6,3750	0,263	0,83642	-79,33	82,68
f [mm/volta]	5,02	6,3750	0,788	0,57504	-75,93	86,03
Material x v_c	-1,02	6,3750	-0,161	0,89851	-82,03	79,98
Material x f	-6,47	6,3750	-1,016	0,49504	-87,48	74,53
v_c x f	-8,72	6,3750	-1,369	0,40171	-89,78	72,28

Tabela 4.59 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	214,137	4,58618	46,6919	0,00002	199,542	228,733
Material	-36,025	9,17237	-3,9276	0,02938	-65,216	-6,834
v_c [m/min]	8,275	9,17237	0,9022	0,43346	-20,916	37,466
f [mm/volta]	21,175	9,17237	2,3086	0,10417	-8,016	50,366
Material x f	9,675	9,17237	1,0548	0,36896	-19,516	38,866

Tabela 4.60 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre N4462, VSM13 e as condições de corte com referência ao encruamento, para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	148,70	3,7093	40,0882	0,00062	132,74	164,66
Material	94,85	7,4186	12,7854	0,00606	62,93	126,77
v_c [m/min]	7,25	7,4186	0,9773	0,43150	-24,67	39,17
f [mm/volta]	14,70	7,4186	1,9815	0,18604	-17,22	46,62
Material x v_c	6,60	7,4186	0,8896	0,46752	-25,32	38,52
Material x f	16,15	7,4186	2,1769	0,16141	-15,77	48,07

Das tabelas de significância apresentadas, pôde ser observado que somente o material influenciou significativamente os resultados ($p < 0,05$), mostrando que o material com menor dureza, ou menor resistência, cuja estrutura apresenta mais planos de deslizamento, é o material que mais encrua durante o corte por se deformar mais. Portanto, a Tab. 4.58 mostrou que o encruamento reduz seu valor, em média, 131 HV na usinagem do VSM13, a Tab. 4.59 mostrou uma redução da resposta de 36 HV para o corte do N4462 e um aumento de aproximadamente 95 HV quando se usina o N4462 no lugar do VSM13 (Tab. 4.60).

A Tabela 4.61 mostra os resultados do PCC para o encruamento das diferentes classes de aços inoxidáveis.

Tabela 4.61 – Valores estimados do encruamento para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.

Ensaio	v_c [m/min]	f [mm/volta]	V304UF $HV_{\text{encruamento}}$ [HV0,05]	N4462 $HV_{\text{encruamento}}$ [HV0,05]	VSM13 $HV_{\text{encruamento}}$ [HV0,05]
1	120	0,20	217,5	181,1	100,5
2	120	0,40	244,1	197,3	101,4
3	280	0,20	235,3	180,3	103,5
4	280	0,40	231,7	225,8	99,7
5(- α)	99	0,30	227,8	181,2	110,9
6(+ α)	301	0,30	226,4	216,5	104,0
7(- α)	200	0,17	216,1	181,4	124,2
8(+ α)	200	0,43	216,3	198,8	114,5
9 C	200	0,30	247,6	197,6	109,9
10 C	200	0,30	236,8	191,6	113,8
11 C	200	0,30	239,9	189,5	111,4
12 C	200	0,30	222,3	205,2	111,7
13 C	200	0,30	217,5	196,2	115,3

A Figura 4.52 mostra as superfícies de respostas do encruamento para as três classes de aços inoxidáveis investigadas em função das condições de corte e suas respectivas equações empíricas de segunda ordem.

As superfícies mostram que comportamento ao encruamento dos aços inoxidáveis são completamente diferentes, mostrando que somente o duplex apresenta uma tendência a pontos de máximo e mínimo com as condições de corte. Os aços inoxidáveis austenítico e martensítico apresentam regiões de máximo encruamento, sendo que para o último material essa faixa é mais constante em torno do nível central de velocidade de corte varrendo todas as faixas de avanço.

Figura 4.52 – Superfícies de Resposta ajustadas para o encruamento em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.

4.2.2.2.7 Temperatura na zona de cisalhamento primária (T_{CZP})

A Figura 4.53 apresenta o gráfico comparativo dos resultados de temperatura na zona de cisalhamento primária em função da velocidade de corte para as classes de aços inoxidáveis e avanços avaliados.

Figura 4.53 – Temperatura na zona de cisalhamento primária em função da velocidade de corte para as três classes de aços inoxidáveis e diferentes avanços avaliados.

O gráfico da Fig. 4.53 é mais bem interpretado com o auxílio dos resultados das análises de significância das Tabs. 4.62 a 4.64.

Tabela 4.62 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, VSM13 e as condições de corte com referência à T_{CZP} , para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	367,91	0,3375	1090,11	0,00058	363,624	372,201
Material	45,57	0,6750	67,52	0,00943	36,998	54,152
v_c [m/min]	12,67	0,6750	18,78	0,03387	4,098	21,252
f [mm/volta]	6,37	0,6750	9,44	0,06716	-2,202	14,952
Material x v_c	8,12	0,6750	12,04	0,05277	-0,452	16,702
Material x f	8,02	0,6750	11,89	0,05342	-0,552	16,602
v_c x f	2,92	0,6750	4,33	0,14438	-5,652	11,502

A análise de significância da Tab. 4.62 mostrou que existe diferença significativa entre as classes de aços inoxidáveis avaliadas ($p < 0,05$), fazendo com que a temperatura na zona de cisalhamento primária aumentasse, em média, 45 °C na usinagem do VSM13, que é o material que requer mais energia para ser cisalhado, por possuir uma difusividade térmica maior, ser mais resistente e se

deformar menos que o austenítico. Esta comparação apresentou uma tendência diferente dos resultados anteriores, possivelmente devido ao fato de que a maior variação nas condições de corte e a utilização de um torno CNC que faz com que a velocidade de avanço também varie, e conseqüentemente alterando o fenômeno. Ainda, foi verificada a influencia significativa da velocidade ($p < 0,05$) contribuindo para o aumento da temperatura, em média, de 12,67 °C, como esperado.

Tabela 4.63 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre V304UF, N4462 e as condições de corte com referência à T_{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	363,32	5,0715	71,6410	0,00000	350,288	376,362
Material	15,50	10,1429	1,5282	0,18701	-10,573	41,573
Material x v_c	-27,55	10,1429	-2,7162	0,04197	-53,623	-1,477

A comparação entre o V304UF e o N4462 (Tab. 4.63) mostrou que a interação entre o material e a velocidade de corte influenciou significativamente os resultados de T_{ZCP} ($p < 0,05$), mostrando uma redução na resposta, em média, 27,55 °C com a mudança do nível (-1) para o nível (+1), que é mais bem visualizado no gráfico de efeito da Fig. 4.54, que mostra uma tendência do aço inoxidável austenítico em aumentar a temperatura com v_c , enquanto o duplex tende a reduzir a resposta. Este aumento em T_{ZCP} para o austenítico pode estar relacionado com a maior tendência de empastamento desse material, dificultando o corte e necessitando de mais energia para ser cisalhado.

Figura 4.54 – Efeito da temperatura na zona de cisalhamento primária em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis V304UF e N4462, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

Tabela 4.64 – Análise de significância do planejamento 2^3 realizada entre VSM13, N4462 e as condições de corte com referência à T_{ZCP} , para uma confiabilidade de 95% e 5% de nível de significância.

	Efeito	Erro Padrão	t	p	IC -95%	IC +95%
Média	380,89	2,6263	145,026	0,00000	372,529	389,246
Material	-19,62	5,2527	-3,736	0,03343	-36,341	-2,909
f [mm/volta]	7,07	5,2527	1,347	0,27071	-9,641	23,791
Material x v_c	-25,22	5,2527	-4,802	0,01719	-41,941	-8,509
Material x f	-7,32	5,2527	-1,394	0,25748	-24,041	9,391

A Tabela 4.64 evidenciou a existência significativa entre os materiais ($p < 0,05$), mostrando uma redução na resposta para a usinagem do aço inoxidável duplex, que possui uma menor condutividade térmica e uma menor resistência para ser cisalhado que o VSM13. A interação entre o material e a velocidade de corte também influenciou significativamente T_{ZCP} reduzindo a resposta, em média, 25 °C, e de acordo com o gráfico de efeito da Fig.4.55, isso evidencia uma diferença de comportamento, possivelmente ligada ao fenômeno de cisalhamento adiabático que ocorreu para a formação do cavaco segmentado do N4462, fato que não foi predominante no corte do VSM13.

Figura 4.55 – Efeito da temperatura na zona de cisalhamento primária em função da velocidade de corte para as respectivas classes de aços inoxidáveis N4462 e VSM13, onde as barras representam o intervalo de confiança (IC).

A Tabela 4.65 contém os resultados de T_{ZCP} utilizados no planejamento composto central para a geração das superfícies de resposta e suas respectivas equações empíricas para as classes de aços inoxidáveis investigadas em função das condições de corte.

Tabela 4.65 – Valores estimados da temperatura na zona de cisalhamento primária para o PCC das respectivas classes de aços inoxidáveis.

Ensaio	V_c [m/min]	f [mm/volta]	V304UF T_{ZCP} [°C]	N4462 T_{ZCP} [°C]	VSM13 T_{ZCP} [°C]
1	120	0,20	344,8	380,7	374,9
2	120	0,40	340,9	391,1	385,7
3	280	0,20	347,1	361,7	392,1
4	280	0,40	347,7	350,8	410,1
5(- α)	99	0,30	355,7	380,4	355,1
6(+ α)	301	0,30	350,9	358,5	367,2
7(- α)	200	0,17	357,3	382,9	342,2
8(+ α)	200	0,43	363,9	338,1	372,1
9 C	200	0,30	368,0	347,5	351,1
10 C	200	0,30	370,5	343,9	354,2
11 C	200	0,30	372,1	346,1	353,2
12 C	200	0,30	367,8	342,5	352,3
13 C	200	0,30	368,4	364,0	353,4

Pode ser observada pelas superfícies uma mudança de comportamento em função da quantidade de fase austenítica presente no material, de forma que

material completamente austenítico (V304UF) apresentou um ponto de máximo para as condições de corte centrais, requerendo maior temperatura na zona de cisalhamento primária durante o corte, possivelmente por apresentar uma tendência maior ao empastamento para essas condições de corte. Conforme o material tende a reduzir a quantidade de fase austenítica passando, para um material completamente martensítico o comportamento se inverte, apresentando um ponto de mínimo na região central.

Figura 4.56 – Superfícies de Resposta ajustadas para T_{ZCP} em função das condições de corte. (a) V304UF (b) N4462 e (c) VSM13.

4.3 ENSAIOS COMPLEMENTARES

Este item visa apresentar e discutir os resultados de DRX, ferritoscopia e SQUID obtidos em amostras de cavacos e amostras deformadas dinamicamente em ensaios da barra de Hopkinson para avaliação de transformação martensítica do aço inoxidável V304UF em altas taxas de deformação. O cavaco analisado foi produzido utilizando-se uma velocidade de corte de 89,37 m/min, avanço de 0,205 mm/volta e profundidade de corte de 2 mm.

A Figura 4.57 mostra micrografias das seções transversais da amostra deformada na barra de Hopkinson, e a Fig.4.58 mostra a seção longitudinal do cavaco.

Figura 4.57 – Micrografia do aço inoxidável austenítico V304UF deformado na barra de Hopkinson. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico. (a) seção transversal, MO, lente de 200x; (b) seção longitudinal, MO, lente de 200x; (c) seção transversal, MO, lente de 500x e (d) seção longitudinal, MO, lente de 500x.

Figura 4.58 – Micrografia da seção longitudinal do cavaco de aço inoxidável austenítico V304UF, MO, lente de 200x. Ataque eletrolítico a 10% de ácido oxálico.

Pela Figura 4.57 podem ser observadas marcas ou linhas de deformação, possivelmente martensita, na amostra deformada na barra de Hopkinson, o que não foi observado no material de referência (Fig. 4.3, no início do capítulo).

O cavaco mostrado na Fig. 4.58, por estar muito deformado, mostrou-se difícil de evidenciar visualmente martensita em sua microestrutura.

A Figura 4.59 apresenta os difratogramas de raios X para o aço inoxidável V304UF na condição não deformada (material de referência), cavaco e da amostra deformada na SHPB.

Figura 4.59 – Difratoigramas de raios X de aço inoxidável V304UF. Radiação CuK α . – (a) material de referência, (b) cavaco e (c) amostra deformada na Barra de Hopkinson (SHPB).

Dos resultados de DRX, mostrados na Fig. 4.59, pode-se observar uma alteração no espectro da amostra deformada na Barra de Hopkinson (SHPB) evidenciando a presença de martensita (α'), além da variação na intensidade dos picos de austenita (γ) decorrentes da deformação. O cavaco, no entanto, apresentou

somente variação na intensidade dos picos de austenita pela deformação durante a usinagem, cabendo ressaltar que a técnica de detecção de martensita pelo DRX apresenta uma limitação para frações volumétricas maiores que 5% (TAVARES; FRUCHART; MIRAGLIA, 2000).

Medidas da fase ferromagnética (martensita induzida por deformação) realizadas em ferritoscópio (Tab. 4.66) confirmaram presença de martensita na amostra deformada por SHPB, o que não pode ser observado no cavaco. Uma das razões possíveis para que o ferritoscópio não tenha detectado sinal magnético nas amostras de cavaco pode ser o fato de que as amostras são muito pequenas, não apresentando área e volume suficientes para uma avaliação adequada por esse método.

Tabela 4.66 – Resultados médios do teor da fase ferromagnética das amostras de V304UF.

V304UF Referência	V304UF SHPB	V304UF cavaco
0,27±0,04	1,2±0,1	-

O SQUID, método de verificação magnética bastante sensível, também foi utilizado para identificar e quantificar as possíveis transformações martensíticas que possam ter ocorrido durante a deformação e usinagem do aço inoxidável austenítico, uma vez que a martensita é uma estrutura ferromagnética.

As Figuras 4.60 e 4.61 mostram as curvas de magnetização pelo campo magnético aplicado ($M \times H$) a 300 K, considerando a comparação entre as amostras de referência (não deformada) e cavaco; e amostras de referência e deformada por SHPB, respectivamente.

Figura 4.60 – Curvas de $M \times H$ a 300 K para amostras de V304UF de referência (curva preta) e cavaco (curva vermelha).

Figura 4.61 – Curvas de $M \times H$ a 300 K para amostras de V304UF de referência (curva preta) e deformada na barra de Hopkinson (SHBP) (curva vermelha).

Pelas Figuras 4.60 e 4.61, mesmo com a utilização de um método bastante sensível, que utiliza amostras bem pequenas, não foi possível detectar sinal magnético representativo para se confirmar alguma quantidade significativa de transformação martensítica no cavaco, de forma que o sinal para o material de referência chegou a ser maior que o do cavaco (Fig. 4.60), mostrando magnetização de saturação em torno de 0,24 emu/g para a referência, enquanto para o cavaco este valor foi de 0,15 emu/g para um H de 3 KOe. Já a amostra deformada na barra

de Hopkinson apresentou uma magnetização de aproximadamente 2,02 emu/g para uma saturação H em torno de 6 KOe, evidenciando uma transformação de fase martensítica.

Portanto, a partir de todas as análises realizadas nas amostras, ficou evidenciado transformação martensítica somente nas amostras deformadas na barra de Hopkinson em uma taxa de deformação de $1,487 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$. Estes resultados são explicados com base na diferença das taxas de deformação, que por sua vez está relacionada com a temperatura envolvida no processo de deformação, utilizadas nos ensaios, mostrando que quanto menor a taxa de deformação (ou seja, menor a temperatura) maior é a quantidade de martensita induzida por deformação no material (HECKER et al., 1982; NAKAMURA et al., 1993; SHIN; HA; CHANG., 2001; BYUN; HASHIMOTO; FARREL, 2004; ZHANG et al., 2004; DAS; TARAFDER, 2009). Baseado nisto, pode-se concluir que a formação do cavaco de aços inoxidáveis austeníticos não é governada por transformações de fase induzidas por deformação.

5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados dos testes planejados que foram analisados e discutidos com emprego de ferramentas estatísticas, que proporcionaram confiabilidade nas respostas, pode-se concluir a respeito do comportamento dos aços inoxidáveis na usinagem que:

- De modo geral, as geometrias de corte, ortogonal (tubo) e semi-ortogonal (barra), utilizadas na usinagem do aço inoxidável austenítico, apresentaram a mesma tendência de comportamento com relação à variação das condições, podendo-se considerar satisfatória a utilização do corte semi-ortogonal em trabalhos que desejam fazer análises relativas ao corte ortogonal;
- Os cavacos dos aços inoxidáveis austenítico e duplex apresentaram morfologia segmentada, enquanto que martensítico apresentou uma transição entre contínuo e segmentado, em consequência do aumento do avanço, condutividade térmica e microestrutura, esta última relacionada com a dureza do material;
- A maior deformação do aço inoxidável austenítico, está relacionada com a sua estrutura cristalina CFC, que apresenta mais planos de deslizamento preferenciais que uma estrutura cristalina bifásica (CCC+CFC), que é o caso do duplex e do martensítico com uma estrutura (TCC);
- O efeito do aumento de v_c na redução da deformação está relacionado com a baixa difusividade térmica dos aços inoxidáveis, fazendo com que a resposta às mudanças nas condições térmicas impostas pelo corte seja mais lenta, e, portanto, quanto mais rápido se dá a formação do cavaco, mais difícil é a transmissão e distribuição do calor gerado na região do cisalhamento, evidenciando assim o fenômeno do corte adiabático;
- A taxa de deformação é influenciada pelas condições de corte, aumentando com v_c e reduzindo com o avanço;
- A tensão de cisalhamento, de maneira geral, é mais influenciada pela velocidade de corte, reduzindo a resposta com a elevação desta variável, pelo aumento de temperatura e consequente redução da resistência do material ao cisalhamento;

- Os aços inoxidáveis austenítico e duplex se mostraram similares com relação à resposta da tensão de cisalhamento na usinagem quando comparados ao aço inoxidável martensítico, fato relacionado com a faixa de temperatura desenvolvida durante a usinagem, em que o comportamento à deformação do N4462 é regido pela fase austenítica (mecanismo de recristalização dinâmica), facilitando a deformação do material reduzindo a tensão necessária ao cisalhamento do material;
- O aço inoxidável austenítico apresenta uma ressalva com relação à tensão de cisalhamento para condições de corte intermediárias, devido à maior tendência de empastamento deste material nestas condições de usinagem, portanto recomenda-se usiná-lo em velocidades mais elevadas;
- De maneira geral, a tensão normal ao plano de cisalhamento é mais influenciada pelo avanço, que reduz a resposta por aumentar de maneira mais significativa a área de cisalhamento, que é inversamente proporcional à tensão;
- O aço inoxidável duplex apresentou maiores resultados de tensão normal, devido à sua estrutura bifásica, de maior complexidade para ser processada do que um material monofásico, sendo melhor usinado com uma combinação de menor velocidade de corte e maior avanço;
- O encruamento, por sua vez, é influenciado apenas pela estrutura do material, de forma que estruturas com mais planos de deslizamento preferenciais, se deformam mais e, conseqüentemente, apresentarão maiores níveis de encruamento;
- Existe uma similaridade no comportamento dos aços inoxidáveis austenítico e duplex com relação à temperatura na zona de cisalhamento primária, relacionada com a proximidade de difusividade térmica entre estes dois materiais ($4,05 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ para o V304UF e $3,7 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ para o N4462) quando comparado com o aço inoxidável martensítico com α de $7,06 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$;
- O efeito da velocidade de corte na temperatura depende da difusividade térmica do material e da susceptibilidade do aço inoxidável sofrer cisalhamento adiabático durante a usinagem;

- O comportamento mecânico na usinagem, tensão-deformação, dos aços inoxidáveis austenítico e duplex mostraram similaridade quando comparado com o aço inoxidável martensítico, evidenciando a maior efeito da fase austenítica do N4462;
- A usinagem não promoveu a formação de martensita induzida por deformação no cavaco do aço inoxidável austenítico, devido às altas taxas de deformação e temperatura envolvidas no processo de corte;
- Os resultados de tensão obtidos pelo modelo de Johnson-Cook a partir das constantes levantadas em ensaios mecânicos quase estáticos e dinâmicos em temperatura ambiente não convergiram com os resultados experimentais, evidenciando que as variações relacionadas às condições iniciais de cada material, como tamanho de grão, histórico de processamento, condição de ensaio, e principalmente a temperatura em que os testes são conduzidos torna o processo de levantamento destas constantes muito difícil, necessitando de um esforço experimental maior para que se consiga convergência satisfatória;
- Foram geradas equações empíricas ajustadas de segunda ordem para os aços inoxidáveis, através do levantamento de superfícies de respostas para cada saída avaliada relacionada ao comportamento mecânico do material. Estes modelos são importantes, uma vez que permitirão o levantamento de dados para uma ampla faixa de condições de usinagem, reduzindo custos experimentais para realização de trabalhos futuros baseados nesta temática, inclusive para alimentação de softwares de simulação para avaliação do processo.

6 PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Para dar continuidade a esta linha de pesquisa, são propostos os seguintes temas para trabalhos futuros:

- Utilização da técnica estatística de multiresposta para reunir as respostas isoladas do comportamento dos materiais obtidos neste trabalho em um único modelo, relacionando as tensões com a deformação, taxa de deformação, temperatura e microestrutura;
- Avaliação numérica dos resultados obtidos, a partir da simulação do comportamento das diferentes microestruturas durante a usinagem;
- Levantamento de curvas de ensaios de compressão e dinâmicos da barra de Hopkinson em temperaturas elevadas, para melhor ajuste das constantes do modelo de Johnson-Cook para convergência com os resultados experimentais.

REFERÊNCIAS

ABED, F.H.; VOYIADJIS, G.Z. Plastic deformation modeling of Al-6XN stainless steel at low and high strain rates and temperatures using a combination of bcc and fcc mechanisms of metals. **International Journal of Plasticity**, v.21, p.1618-1639, 2005.

ALTINTAS, Y. **Manufacturing Automation: Metal Cutting Mechanics, Machine Tools Vibrations, and CNC Design**. New York: Cambridge University Press, 2006. 286p.

ALVES, M. et al. Limiting the influence of friction on the split Hopkinson pressure bar tests by using a ring specimen. **International Journal of Impact Engineering**, v. 49, p. 130-14, 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams. 10 ed., v.3, 1992. 512p.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Machining. v.16, 1989. 1156p.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Mechanical Testing and Evaluation. 10 ed., v.8, 2000. 2235p.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Metallography and Microstructures. 9 ed., v.9, 2004. 2733p.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. ASM Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. 10 ed., v.1, 2005. 1618p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E9: Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature. 2009. 9p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E92-82: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic. 2003. 9p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E384: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. 2011. 43p.

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.

ARRAZOLA, P.J. et al. Recent advances in modelling of metal machining processes. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 62, p. 695–718, 2013.

ASTAKHOV, V.P. A treatise on material characterization in the metal cutting process. Part 1: cutting as the fracture of workpiece material. **Journal of Materials Processing Technology**, v.96, p.22-33, 1999a.

ASTAKHOV, V.P. A treatise on material characterization in the metal cutting process. Part 2: A novel approach and experimental verification. **Journal of Materials Processing Technology**, v.96, p.34-41, 1999b.

ASTAKHOV, V. **Tribology of Metal Cutting**. Oxford: Elsevier Ltd., 2006. 417p.

ASTAKHOV, V.; SHVETS, S.V. A novel approach to operating force evaluation in high strain rate metal-deforming technological processes. **Journal of Material Processing Technology**, v.117, p.226-237, 2001.

ASTAKHOV, V.; SHVETS, S.V.; OSMAN, M.O.M. Chip structure classification based on mechanics of its formation. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 71, p. 247-257, 1997.

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. **The Atlas Steels Technical Handbook of Stainless Steels**. 2010. 49p. Disponível em: < www.atlassteels.com.au >. Acesso em: 23 mai. 2010.

BADIJ, R.; BACROIX, B.; BOUABDALLAH, M. Texture, microstructure and anisotropic properties in annealed 2205 duplex stainless steel welds. **Materials Characterization**. v. 62, p. 833-843, 2011.

BADDOO, N.R. Stainless steel in construction: A review of research, applications, challenges and opportunities. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 64, p.1199-1206, 2008.

BÄKER, M.; RÖSLER, J.; SIEMERS, C. The influence of thermal conductivity on segmented chip formation. **Computational Materials Science**, v. 26, p. 175-182, 2003.

BARBOSA, C. Revestimento de Poços – O Desafio da Exploração em Águas Profundas e a Contribuição das LRCs – Ligas Resistentes à Corrosão. **Inox**, n.31, p.19-21, 2009.

BARBOSA, P.A.; BARBOSA, C.A., MACHADO, I.F. Análise de parâmetros de usinagem nas tensões atuantes na zona de cisalhamento primária. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 7, 2013, Itatiaia: **Anais: 7º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**. Itatiaia: ABCM, 2013.

BARBOSA, P.A.; MACHADO, I.F. Strain Rate Effect on the Mechanical Behavior of Austenitic Stainless Steel during Machining. **Advanced Materials Research**, v.223, p.332-339, 2011.

BELYAKOV, A.; KIMURA, Y.; TSURAKI, K. Microstructure evolution in dual-phase stainless steel during severe deformation. **Acta Materialia**. v. 54, p. 2521-2532, 2006.

BILMES, P.D.; SOLARI, M.; LLORENTE, C.L. Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr–NiMo martensitic steel weld metals. **Materials Characterization**, v. 46, p. 285-296, 2001.

BOOTHROYD, G. **Fundamentals of Metal Machining and Machine Tools**. USA: Scripta Book Company., 1975. 350p.

BOX, G. E. P.; HUNTER, W. G.; HUNTER, J. S. **Statistics for Experimenters: An Introduction to Design, Data Analysis, and Model Building**. U.S.A: John Wiley & Sons, 1978. 653 p.

BRANDI, S.D.; SILVEIRA, L.M.Y.; VASCONCELLOS, D.L.B. Aplicação da norma ASTM A923-Prática A para identificação de fases intermetálicas em junta soldada de aço inoxidável superduplex UNS 32750. **Revista Escola de Minas**, v. 63, p. 153-158. 2010.

BRASSINTER. **Pastilhas de Torneamento**. 24p. Catálogo de especificação de ferramentas de corte. Disponível em:< <http://www.brassinter.com.br> >. Acesso em: 9 out. 2009.

BRZOSTEK, R.C. **Estudo da Fratura em Solda Ponto por Fricção em Alumínio ALCLAD 2024-T351 e Alumínio 2024-T351: Uma abordagem Numérica e Experimental**. 2012. 171p. Dissertação (Mestrado) – Universidade do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

BUBANI, F.C. et al. Efeito da temperatura e do teor de níquel nas propriedades mecânicas e a correlação com usinabilidade em ligas Fe-18Cr-Ni. **Revista Escola de Minas**, v. 63, p. 185-190, 2010.

BYUN, T.S.; HASHIMOTO, N.; FARRELL, K. Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels. **Acta Materialia**. v. 52, p. 3889-3899. 2004.

CABRERA, J.M. et al. Hot deformation of duplex stainless steels. **Journal of Materials Processing Technology**. v.143-144, p.321-325, 2003.

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.

CAMILLO, A.P.C. et al. Efeito do revenido na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis supermartensíticos. **Revista Escola de Minas**, v. 63, p. 117-122, 2010.

CAPUCCIO, G.; FERRANTE, A.; BAS, J. Aços inoxidáveis austeníticos com óxidos controlados – uma tecnologia Corfac. In: SEMINÁRIO BRASILEIRO DO AÇO INOXIDÁVEL, 5, 1996, São Paulo: **Anais: V CONGRESSO BRASILEIRO DO AÇO INOXIDÁVEL**. São Paulo: Núcleo Inox, 1996. p. 223-238.

CARBÓ, H.M. **Aços Inoxidáveis: aplicações e especificações**. AcelorMittal, São Paulo, 2008. 55p.

CHANG, C.–S. Prediction of the cutting temperatures of stainless steel with chamfered main cutting edge tools. **Journal of Materials Processing Technology**, v.190, p.332-341, 2007.

CHEN, T.H.; WENG, K.L.; YANG, J.R. The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**. v.338, p.257-270, 2002.

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

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. 7.ed. São Paulo:Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002. 599p.

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

CHIU, P.K. et al. Low-cycle fatigue-induced martensitic transformation in SAF 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 398, p. 349-359, 2005.

COOK, N.H.; FINNIE, I.; SHAW, M.C. Discontinuous Chip Formation. **Trans of ASME**, p. 153-162, 1954.

COURBON, C. et al. Towards a physical FE modelling of a dry cutting operation: influence of dynamic recrystallization when machining AISI 1045. **Procedia CIRP**, v.8, p. 516-521, 2013.

DA SILVA, M.B.; WALLBANK, J. Cutting temperature: prediction and measurement methods—a review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 88, p. 195-202, 1999.

DAS, A.; TARAFDER S. Experimental investigation on martensitic transformation and fracture morphologies of austenitic stainless steel. **International Journal of Plasticity**, v.25, p. 2222-2247, 2009.

DAVIM, J.P.; MARANHÃO, C. A study of plastic strain and plastic strain rate in machining. **Materials and Design**, v. 30, p. 160-165, 2009.

DAVISON, R.M. et al. Review of Worldwide Developments in Stainless Steels, **Materials & Design**, v. 7, n. 3, pp. 111-119, 1986.

DE BARROS NETO, B.; SCARMINIO, I.S.; BRUNS, R.E. **Planejamento e Otimização de Experimentos**. 2.ed. Campinas: Editora da Unicamp, 1995. 229 p.

DE VRIES, W.R. **Analysis of Material Removal Processes**. N.Y.: Springer-Verlag, 1991. 254 p.

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**. 3.ed. São Paulo: Artliber Editora, 2002. 248p.

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

DIXIT, U.S, JOSHI, S.N., DAVIM, J.P. Incorporation of material behavior in modeling of metal forming and machining processes: A review. **Materials and Design**, v.32, p. 3655-3670, 2011.

DOGU, Y.; ASLAN, E.; CAMUSCU, N. A numerical model to determine temperature distribution in orthogonal metal cutting. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 171, p. 1-9, 2006.

DUCOBU, F.; RIVIÈRE-LORPHÈVRE, E.; FILIPPI, E. Influence of the material behavior law and damage value on the results of an orthogonal cutting finite element model of Ti6Al4V. **Procedia CIRP**, v. 8, p. 379-384, 2013.

FAN, G.W. et al. Hot ductility and microstructure in casted 2205 duplex stainless steels. **Materials Science and Engineering A**. v. 515, p. 108-112, 2009.

FARGAS, G.; ANGLADA, M.; MATEO, A. Effect of the annealing temperature on the mechanical properties, formability and corrosion resistance of hot-rolled duplex stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 1770-1782, 2009.

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

FOUILLAND, L.; MANSORI, M.E. Experimental study of the brittle–ductile transition in hot cutting of SG iron specimens. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 213, p. 201-213, 2013.

GENNARI JR., W.; MACHADO, A.R.; BARBOSA, C.A. Evolução na usinagem dos aços inoxidáveis. In: 6º COLÓQUIO DE USINAGEM, 6, 1999, Uberlândia: **Anais: 6º COLÓQUIO DE USINAGEM**. Uberlândia, 1999, p. 97-110.

GRIFFITHS, A. et al. A novel approach to characterizing the mechanical properties of supermartensitic 13 Cr stainless steel welds. **Materials Science and Engineering A**, v.384, p. 83-91, 2004.

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

GUO, W.; NEMAT-NASSER, S. Flow stress of Nitronic-50 stainless steel over a wide range of strain rates and temperatures. **Mechanics of Materials**, v.38, p 1090-1103, 2006.

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

GUPTA, A.K. et al. Development of constitutive models for dynamic strain aging regime in Austenitic stainless steel 304. **Materials and Design**, v. 45, p. 616-627, 2013.

HE, A. et al. A comparative study on Johnson–Cook, modified Johnson–Cook and Arrhenius-type constitutive models to predict the high temperature flow stress in 20CrMo alloy steel. **Materials and Design**, v. 52, p. 677-685, 2013.

HE, N. et al. Assessment of deformation of a shear localized chip in high speed machining. **Journal of Materials Processing Technology**, v.129, p. 101-104, 2002.

HE, Y.-L. et al. Experimental and computational study on microstructural evolution in 2205 duplex stainless steel during high temperature aging. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 721-729, 2010.

HECKER, S.S. et al. Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel: Part I. Magnetic measurements and mechanical behavior. **Metallurgical Transactions A**, v. 13, p. 619-626, 1982.

INCROPERA, F.P.; DEWITT, D.P. **Fundamentos de transferência de calor e de massa**. 4. ed. Rio de Janeiro: LTC, 1998. 494 p.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. ISO 3685: 1993 (E): Tool-life testing with single-point turning tools. 1993. 48p.

ISCAR DO BRASIL. Disponível em: <<http://www.iscardobrasil.com.br>>. Acesso em: 18 mai. 2011.

JAFARZADEGAN, M. et al. Microstructure and mechanical properties of a dissimilar friction stir weld between austenitic stainless steel and low carbon steel. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 29, n. 4, p. 367-372, 2013.

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.

JIANXIN, D. et al. Wear mechanisms of cemented carbide tools in dry cutting of precipitation hardening semi-austenitic stainless steels. **Wear**, v. 270, p. 520-527, 2011.

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.

JORGE JR., A.M. **Análise do Comportamento Mecânico de Aços Inoxidáveis em Altas Temperaturas e Altas Taxas de Deformação**. 1997. 212 p. Tese (Doutorado), Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1997.

KALPAKJIAN, S. **Manufacturing Process for Engineering Materials**. 3 ed., Menlo Park: Addison Wesley/Longman, 1997. 860p.

KIKUCHI, M. The use of cutting temperature to evaluate the machinability of titanium alloys. **Acta Biomaterialia**, v. 5, p. 770-775, 2009.

KLOCKE, F.; LUNG, D.; PULS, H. FEM-Modelling of the thermal workpiece deformation in dry turning. **Procedia CIRP**, v. 8, p. 240-245, 2013.

KOMANDURI, R. Some clarifications on the mechanics of chip formation when machining titanium alloys. **Wear**, v.76, p.15-34, 1982.

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

KORKUT, I. et al. Determination of optimum cutting parameters during machining of AISI 304 austenitic stainless steel. **Materials and Design**, v. 25, p.303-305, 2004.

KORKUT, I. et al. Investigation of chip-back temperature during machining depending on cutting parameters. **Materials and Design**, v. 28, p. 2329-2335, 2007.

KUMAR, B.R. et al. Structure and microstructure evolution of a ternary Fe–Cr–Ni alloy akin to super martensitic stainless steel. **Materials and Design**, v. 50, p. 392-398, 2013.

KUO, C-W. et al. Characterization and mechanism of 304 stainless steel vibration welding. **Materials Transactions**, v. 48, n. 9, p. 2319-2323, 2007.

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.

LARSSON, B.; LUNDQVIST, B. Fabrication of ferritic-austenitic stainless steels. Part A. **Materials and Design**, v. 7, n. 1, p. 33-37, 1986.

LIN, Y.C.; CHEN, X-M.; LIU, G. A modified Johnson–Cook model for tensile behaviors of typical high-strength alloy steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 6980-6986, 2010.

LO, K.H.; SHEK C.H.; LAI J.K.L. Recent developments in stainless steels. **Materials Science and Engineering R**, v. 65, p. 39-104, 2009.

Longbottom, J.M.; LANHAM, J.D. A review of research related to Solomon's hypothesis on cutting speeds and temperatures. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v.46, p. 1740-1747, 2006.

LULA, R.A. **Stainless Steel**. USA: American Society for Metals, 1986. 173p.

LUO, J. et al. Microstructure of 2205 duplex stainless steel joint in submerged arc welding by post weld heat treatment. **Journal of Manufacturing Processes**, 2013. No prelo.

LUO, K.Y. et al. Effects of laser shock processing on mechanical properties and micro-structure of ANSI 304 austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 528, p. 4783-4788, 2011.

MA, X.P. et al. Microstructure and properties of 13Cr5Ni1Mo0.025Nb0.09V0.06N super martensitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 539, p. 271-279, 2012.

MACHADO, Á. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; DA SILVA, M. B. **Teoria da Usinagem dos Materiais**. 2. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2011. 371 p.

MAEKAWA, K. et al. Simulation analysis of machinability of leaded Cr-Mo and Mn-B structural steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.62, p. 363-369, 1996.

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

MARKOPOULOS, A. P. **Finite Element Method in Machining Processes**. London ; New York: Springer, 2013. 92 p.

MATWEB. **Material property data**. Disponível em: <<http://www.matweb.com>>. Acesso em: 22 mai. 2012.

MAUREL-PANTEL, A. 3D FEM simulations of shoulder milling operations on a 304L stainless steel. **Simulation Modelling Practice and Theory**, v. 22, p. 13-27, 2012.

MEDVEDEVA, A. et al. Influence of nickel content on machinability of a hot-work tool steel in prehardened condition. **Materials and Design**, v.32, p. 706-715, 2011.

MERCHANT, M.E. Mechanics of metal cutting process. I. Orthogonal Cutting and a Type 2 Chip. **Journal of Applied Physics**, v.16, p.267-275, 1945.

MÈSZÁROS, I.; PROHÁSZKA, J. Magnetic investigation of the effect of α' -martensite on properties of austenitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 161, p. 162-168, 2005.

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

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

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

MOLINARI, A.; MOUFKI, A. The Merchant's model of orthogonal cutting revisited: A new insight into the modeling of chip formation. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 50, p. 124-131, 2008.

MOUFKI, A. Thermomechanical modelling of oblique cutting and experimental validation. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 44, p. 971-989, 2004.

MURARKA, P.D.; HINDUJA, S.; BARROW, G. Influence of strain, strain-rate and temperature on the flow stress in the primary deformation zone in metal cutting. **International Journal of Machine Tool Design and Research**, v. 21, n. 34, p. 207-216, 1981.

NAKAMURA, A. et al. Mössbauer spectroscopic determination of magnetic transition temperature of SUS 304 foil at low temperature. **Nuclear Instruments and Methods in Physics Research**, v. B76, p. 48-49, 1993.

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

NEVES, R.R.V. **Desempenho de Defensas Rodoviárias Sujeitas ao Impacto de Automóveis**. 2013. 145 p. Dissertação (Mestrado), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.

NOMANI, J. et al. Machinability study of first generation duplex (2205), second generation duplex (2507) and austenite stainless steel during drilling process. **Wear**, v. 304, p. 20-28, 2013.

NÚCLEO INOX. Disponível em: < <http://www.nucleoinox.org.br> >. Acesso em: 29 out. 2010.

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

ÖZEL, T.; ZEREN, E. Determination of work material flow stress and friction for FEA of machining using orthogonal cutting tests. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 153-154, p. 1019-1025, 2004.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços Inoxidáveis: Microestrutura e Propriedades**. São Paulo: Hemus, 1994. 170p.

PACKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. **Handbook of stainless steels**. New York: McGraw-Hill, 1977. 800p.

PUJANA, J. et al. 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.

ROBINSON, G.M., JACKSON, M.J. A review of micro and nanomachining from a materials perspective. **Journal of Materials Processing Technology**, v.167, p. 316-337, 2005.

ROSENBERG, J.M.; PIEHLER, R. Calculation of the Taylor factor and lattice rotations for bcc metals deforming by pencil glide. **Metallurgical Transactions**, v. 2, p. 257-259, 1971.

SAGLAM, H.; UNSACAR, F.; YALDIZ, 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.

SAGLAM, H.; YALDIZ, S.; UNSACAR, F. The effect of tool geometry and cutting speed on main cutting force and tool tip temperature. **Materials and Design**, v. 28, p. 101-111, 2007.

SAMANTARAY, D. A thermo-viscoplastic constitutive model to predict elevated temperature flow behaviour in a titanium-modified austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 526, p. 1-6, 2009.

SANDVIK COROMANT DO BRASIL. Disponível em: <<http://www.sandvik.com.br>>. Acesso em: 11 fev. 2013.

SANTA, J.F. et al. Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coatings. **Wear**, v. 271, p. 1445-1453, 2011.

SANTOS, D.F.G. **Caracterização Microestrutural, Mecânica e Durante o Processo de Torneamento de Aços ABNT 1045 e ABNT 1145 para a Avaliação do Efeito do Enxofre**. 2008. 124p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

SATYANARAYANA, V. V.; MADHUSUDHAN REDDY, G., MOHANDAS, T. Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v.160, p. 128-137, 2005.

SHAO, H.; LIU, L.; QU, H.L. Machinability study on 3%Co–12%Cr stainless steel in milling. **Wear**, v. 263, p. 736-744, 2007.

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

SHIJUN, Z.; ZHANQIANG, L. A new approach to cutting temperature prediction considering the diffusion layer in coated tools. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 49, p. 619-624, 2009.

SHIN, H.C.; HA, T.K.; CHANG, Y.W. Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel. **Scripta Materialia**, v. 45, p. 823-829, 2001.

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

SIKDAR, S.K.; CHEN, M. Relationship between tool flank wear area and component forces in single point turning. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 128, p.210-215, 2002.

SILVA, A.L.C.; MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais**. 2 ed. Sumaré: ELETROMETAL S.A, 1988. 527p.

SILVA, F.C.S. **Diagnóstico do Processo de Torneamento do Aço Inoxidável ABNT 304 a partir do Estudo da Formação do Cavaco**. 2007. 89 p. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2007.

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.

SOLOMON, N.; SOLOMON, I. Deformation induced martensite in AISI 316 stainless steel. **Revista de Metalurgia**, v. 46, p. 121-128, 2010.

SOUZA, L. **Avaliação dos Efeitos dos Parâmetros de Usinagem e dos Tratamentos Térmicos no Torneamento de Três Aços Inoxidáveis Austeníticos**. 2006. 129p. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

SOUZA, L.; MACHADO, I. F.; MARCICANO, J. P. Characterization of the surface generated during the turning of annealed and aged AISI 303, 304 and 310 austenitic stainless steels. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 18, 2005, Rio de Janeiro : **Anais: 18º CONGRESSO INTERNACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA**. Rio de Janeiro: ABCM, 2005.

STEMMER, C.E. **Ferramentas de Corte I**. 5. ed. Florianópolis: Ed. da UFSC, 2001. 249p.

STEVENSON, R. Study on the correlation of workpiece mechanical properties from compression and cutting tests. **Journal Machining Science and Technology**, v.1, p. 67-79, 1997.

SULLIVAN, D.O.; COTTERELL, M. Machinability of austenitic stainless steel SS303. **Journal of Materials Processing Technology**, v.124, p. 153-159, 2002.

TALONEN, J. et al. Effect of strain rate on the strain-induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ -martensite transformation and mechanical properties of austenitic stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36, p. 421-432, 2005.

TAVARES, S.S.M.; FRUCHART, D.; MIRAGLIA, S. A magnetic study of the reversion of martensite α' in a 304 stainless steel. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 307, p. 311-317, 2000.

TAY, A.O. et al. A numerical method for calculating temperature distributions in machining from force and shear angle. **International Journal of Machine Tool Design and Research**, v. 16, p. 335-349, 1976.

THIBAULT, D.; BOCHER, P.; THOMAS, M. Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, p. 2195-2202, 2009.

TÖNSHOF, H. K. et al. A. Machining of Holes – Developments in Drilling Technology. **Annals of the CIRP**. v. 43, p. 551-561. 1994.

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

USUI, E. Progress of predictive theories in metal cutting. **JSME International Journal**, Serie III, v.31, p. 363-369, 1988.

VAZ JR, M. et al., Modelling and simulation of machining processes. **Archives of Computational Methods in Engineering**, v.14, p. 173-204, 2007.

VELASCO, F. et al. Effect of welding on local mechanical properties of stainless steels for concrete structures using universal hardness tests. **Construction and Building Materials**, v. 23, p. 1883-1891, 2009.

VILLARES METALS. **Aços Inoxidáveis**. 8p. 2009. Catálogo de especificação, composição química, propriedades mecânicas e aplicações de aços inoxidáveis. Disponível em:< <http://www.villaresmetals.com.br> > Acesso em 2 abr. 2011.

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

WANG, J.; HUANG, C.Z.; SONG, W.G. The effect of tool flank wear on the orthogonal cutting process and its practical implications, **Journal of Materials Processing Technology**, v. 142, p. 338-346, 2003.

WENG, K.L.; CHEN, H.R.; YANG, J.R. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 379, p. 119-132, 2004.

XU, X.L. et al. Microstructural characterization of plasma nitrided austenitic stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 132, p. 270-274, 2000.

XUE, Q. et al. Formation mechanisms of nanostructures in stainless steel during high-strain-rate severe plastic deformation. **Materials Science and Engineering A**, v. 410-411, p. 252-256, 2005.

YAN, D.P. et al. On quantifying the strain rate during chip formation when machining aerospace alloy Ti-5553. **Procedia CIRP**, v. 8, p. 123-128, 2013.

YANG, Y.; YAN, B. The microstructure and flow behavior of 2205 duplex stainless steels during high temperature compression deformation. **Materials Science & Engineering A**, v. 579, p. 194-201, 2013.

YUAN, X.; KANG, C.Y.; KIM, M.B. Microstructure and XRD analysis of brazing joint for duplex stainless steel using a Ni–Si–B filler metal. **Materials Characterization**, v. 60, p. 923-931, 2009.

ZAHEDI, S.A.; ROY, A.; SILBERSCHMIDT, V.V. Modeling of micro-machining single-crystal f.c.c. metals. **Procedia CIRP**, v. 8, p. 346-350, 2013.

ZERILLI, F.J.; ARMSTRONG, R.W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for materials dynamics calculations. **Journal of Applied Physics**, v. 61, p. 1816-1825, 1987.

ZHANG, H.W. et al. Formation of nanostructured surface layer on AISI 304 stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment. **Acta Materialia**, v. 51, p. 1871-188, 2003.

ZHANG, L. et al. Magnetic transition temperatures of some model alloys for simulating radiation induced segregation in austenitic stainless steel. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, v. 271, p. 402-408, 2004.

ZHANG, X.; LU, J.; SHI, S. A computational study of plastic deformation in AISI 304 induced by surface mechanical attrition treatment. **Mechanics of Advanced Materials and Structures**, v. 18, p. 572-577, 2011.

APÊNDICE I – Planejamento de Experimentos

Embora, o processo de usinagem seja considerado um dos processos mais antigos de fabricação, as características mais essenciais e resultados deste processo só podem ser determinados experimentalmente. Porém, este tipo de investigação envolve um alto custo experimental, e consequentemente existe uma preocupação com relação à estratégia de ensaio mais apropriada, metodologia, aquisição de dados, construção de modelos e verificação. Nesse sentido, a técnica do planejamento de experimentos permite uma melhoria significativa na metodologia de execução e avaliação de testes de usinagem (ASTAKHOV, 2006).

A essência de um bom planejamento consiste em projetar um experimento de forma que ele seja capaz de fornecer o tipo mais exato possível de informação que se procura. Para tanto, o conhecimento do que se está investigando, adquirido através de revisões bibliográficas, é importante para se definir o tipo de técnica adequada, realizando-se uma triagem das variáveis no intuito de descartar o que não for significativo.

A partir das variáveis mais importantes avaliam-se suas influências sobre a resposta, com um mínimo de experimentos possíveis, a fim de reduzir tempo e custos, pelo emprego de planejamentos fatoriais completos.

Para as pesquisas o maior interesse está na otimização do sistema investigado, seja minimizando ou maximizando a resposta, satisfazendo os critérios pré-estabelecidos, empregando-se técnicas superfície de resposta.

1 Planejamento fatorial completo

Um dos problemas dos experimentos é a determinação da influência de uma ou mais variáveis sobre outra variável de interesse, ou seja, a resposta depende dos fatores, os quais podem ser tanto qualitativos quanto quantitativos.

A Figura 1 esquematiza um sistema considerado como uma função ligando os fatores (variáveis de entrada) às respostas (variáveis de saída). Sendo que o objetivo da realização dos experimentos está em descobrir esta função ou pelo menos obter uma aproximação satisfatória para a mesma (DE BARROS NETO; SCARMINIO; BRUNS, 1995).

Figura 1 – Sistema considerado como uma função ligando fatores às respostas (DE BARROS NETO; SCARMINIO; BRUNS, 1995).

O planejamento de experimentos é definido como sendo a especificação detalhada das operações experimentais que devem ser realizadas e dependerá do objetivo particular que se queira atingir e cada objetivo requer um planejamento diferente, para que possa ser alcançado de forma eficaz (BOX; HUNTER; HUNTER, 1978; DE BARROS NETO; SCARMINIO; BRUNS, 1995; ASTAKHOV, 2006).

1.1 Planejamento Fatorial 2^K

O planejamento fatorial a dois níveis (2^K) é um tipo particular de planejamento experimental, que é de grande utilidade em investigações preliminares, quando se deseja saber se determinados fatores têm ou não influência sobre a resposta. São métodos simples de executar e a interpretação dos resultados é dada diretamente por aritmética elementar. Os planejamentos 2^K podem ainda ser fracionados para uma primeira triagem, quando o número de variáveis de entrada é grande, ou mesmo ampliados para formar um planejamento mais sofisticado, necessário quando se requer conhecer melhor a relação funcional existente entre a resposta e os fatores. (BOX; HUNTER; HUNTER, 1978).

Para executar um planejamento fatorial precisa-se em primeiro lugar especificar os níveis em que cada fator será estudado, isto é, os valores para os fatores quantitativos e as versões para os fatores qualitativos (por exemplo: tipo de material e tipo de fluido de corte) que serão empregados nos experimentos. O mais simples seria a variação dos fatores em dois níveis, ou seja, havendo k variáveis controladas, o planejamento fatorial a dois níveis irá requerer a realização de 2^k ensaios diferentes (DE BARROS NETO; SCARMINIO; BRUNS, 1995).

Então, quando o número de fatores é igual a 3, correspondendo assim, na realização de 2^3 (ou oito) ensaios, o planejamento é representado pela matriz da Tab. 1, a qual lista os ensaios na ordem padrão. No caso de réplicas dos ensaios,

para se ter uma estimativa do erro experimental e avaliar a reprodutividade dos resultados, um número de experimentos maior será necessário.

Tabela 1 – Matriz de Planejamento 2^3 .

Ensaio	Fator		
	1	2	3
1	-	-	-
2	+	-	-
3	-	+	-
4	+	+	-
5	-	-	+
6	+	-	+
7	-	+	+
8	+	+	+

(+) representa o nível superior do fator; (-) representa o nível inferior.

A partir da matriz de planejamento podem-se determinar os coeficientes de contraste multiplicando um a um os sinais das colunas dos efeitos dos fatores principais (1, 2 e 3) para obter as colunas correspondentes aos efeitos das interações dos fatores (12, 13, 23, 123).

1.1.2 Cálculo dos Efeitos Principais e de Interação das Variáveis

O efeito principal de um fator é dado pela diferença entre médias: $\bar{y}_+ - \bar{y}_-$, onde $\bar{y}_+$ é a resposta média para o nível superior da variável (sinal +) e $\bar{y}_-$ é a resposta média para o nível inferior da variável (sinal -).

O efeito de interação de dois fatores é dado pela metade da diferença entre os efeitos médios de um fator em relação ao outro do nível (+) para o nível (-) (BOX; HUNTER; HUNTER, 1978; DE BARROS NETO; SCARMINIO; BRUNS, 1995).

2 Planejamento composto central (PCC)

Os planejamentos compostos centrais são planejamentos fatoriais de 1ª ordem aumentados por pontos adicionais para permitir a estimativa dos parâmetros de uma superfície de 2ª ordem, considerando apenas os fatores quantitativos.

Portanto, planejamentos fatoriais 2^k serão aumentados por pontos centrais (0) e por um nível extremo (α), de forma que o número de experimentos seja igual a

2^k+2k+n , onde 2^k é o número de pontos fatoriais, n é o número de réplicas no nível central e k o número de fatores quantitativos, então o número de pontos adicionais do PCC será igual a $2k+n$ (BOX; HUNTER; HUNTER, 1978). A Tabela 2 mostra um modelo de planejamento composto central assumindo $k=2$ e $n=3$, onde a e b são os fatores quantitativos considerados.

Tabela 2 – Planejamento Composto Central.

Testes	Fatores		
	a	b	
1	-1	-1	} $2^k = 4$
2	-1	1	
3	1	-1	
4	1	1	
5	$-\alpha$	0	} $2k = 4$
6	α	0	
7	0	$-\alpha$	
8	0	α	
9 (C)	0	0	} $n=3$
10 (C)	0	0	
11 (C)	0	0	

3 Técnica da superfície de resposta

A técnica de superfícies de resposta visa à modelagem e otimização baseada no emprego de planejamentos fatoriais (DE BARROS NETO; SCARMINIO; BRUNS, 1995). A modelagem é feita por ajuste de modelos lineares ou quadráticos de resultados experimentais obtidos dos planejamentos fatoriais, considerando apenas as variáveis quantitativas, contínuas e controladas do processo.

No estudo da forma de uma superfície de resposta e da localização das regiões de condições ótimas, é útil reduzir a superfície de segunda ordem, ajustada por mínimos quadrados, para a forma canônica através de cálculos matriciais, e assim determinar as raízes características que definirão a natureza do ponto estacionário e, portanto, a resposta, que poderá ser máxima, mínima ou nem máxima e nem mínima (ponto de sela) (BOX; HUNTER; HUNTER, 1978).

Segundo Astakhov (2006) um modelo contendo termos lineares e interações de primeira ordem, como o da eq. (1) pode ser usadas com sucesso em modelagem do processo de usinagem.

$$\eta = \beta_0 + \sum_i \beta_i x_i + \sum_{ij} \beta_{ij} x_i x_j \quad (1)$$

Onde os coeficientes da eq. (2.34) são determinados experimentalmente. A partir dos resultados experimentais pode-se determinar os coeficientes de regressão b_1 , b_i e b_{ij} , que são as estimativas para os coeficientes de regressão β_1 , β_i e β_{ij} . Portanto, a superfície ajustada é dada pela eq. (2).

$$\hat{y} = b_0 + \sum_i b_i x_i + \sum_{ij} b_{ij} x_i x_j \quad (2)$$

O modelo linear, ainda pode ser substituído por um modelo quadrático, cuja expressão geral é dada pela eq. (3) (SCARMINIO; BRUNS, 1995).

$$\hat{y} = b_0 + \sum_i b_i x_i + \sum_{ii} b_{ii} x_i^2 + \sum_{ij} b_{ij} x_i x_j \quad (3)$$

ANEXO I – Folhas de dados (MATWEB, 2012)

304 Stainless Steel

Categories: [Metal](#); [Ferrous Metal](#); [Heat Resisting](#); [Stainless Steel](#); [T 300 Series Stainless Steel](#)

Material Notes: Austenitic Cr-Ni stainless steel. Better corrosion resistance than Type 302. High ductility, excellent drawing, forming, and spinning properties. Essentially non-magnetic, becomes slightly magnetic when cold worked. Low carbon content means less carbide precipitation in the heat-affected zone during welding and a lower susceptibility to intergranular corrosion.

Applications: beer kegs, bellows, chemical equipment, coal hopper linings, cooking equipment, cooling coils, cryogenic vessels, dairy equipment, evaporators, flatware utensils, feedwater tubing, flexible metal hose, food processing equipment, hospital surgical equipment, hypodermic needles, kitchen sinks, marine equipment and fasteners, nuclear vessels, oil well filter screens, refrigeration equipment, paper industry, pots and pans, pressure vessels, sanitary fittings, valves, shipping drums, spinning, still tubes, textile dyeing equipment, tubing.

Corrosion Resistance: resists most oxidizing acids and salt spray.

UNS S30400; AMS 5501, 5513, 5560, 5565; ASME SA182, SA194 (8), SA213, SA240; ASTM A167, A182, A193, A194

Key Words: aisi304, AISI 304, T304, T 304, SUS304, SS304, 304SS, 304 SS, UNS S30400, AMS 5501, AMS 5513, AMS 5560, AMS 5565, AMS 5566, AMS 5567, AMS 5639, AMS 5697, ASME SA182, ASME SA194 (8), ASME SA213, ASME SA240, ASME SA249, ASME SA312, ASME SA320 (B8), ASME SA358, ASME SA376, ASME SA403, ASME SA409, ASME SA430, ASME SA479, ASME SA688, ASTM A167, ASTM A182, ASTM A193, ASTM A194, ASTM A666, FED QQ-S-763, MILSPEC MIL-S-5059, SAE 30304, DIN 1.4301, X5CrNi189, B.S. 304 S 15, EN 58E, PN 86020 (Poland), OH18N9, ISO 4954 X5CrNi189E, ISO 683/13 11, 18-8

Vendors: See how to reduce up to 33% cost & 17% weight vs. [Stainless Steel](#) with Long Glass Fiber Reinforced Thermoplastics.

[Click here](#) to view all available suppliers for this material.

Please [click here](#) if you are a supplier and would like information on how to add your listing to this material.

Physical Properties	Metric	English	Comments
Density	8.00 g/cc	0.289 lb/in ³	
Mechanical Properties	Metric	English	Comments
Hardness, Brinell	123	123	Converted from Rockwell B hardness.
Hardness, Knoop	138	138	Converted from Rockwell B hardness.
Hardness, Rockwell B	70	70	
Hardness, Vickers	129	129	Converted from Rockwell B hardness.
Tensile Strength, Ultimate	505 MPa	73200 psi	
Tensile Strength, Yield	215 MPa @ Strain 0.200 %	31200 psi @ Strain 0.200 %	
	70 %	70 %	in 50 mm

Elongation at Break			
Modulus of Elasticity	193 - 200 GPa	28000 - 29000 ksi	
Poissons Ratio	0.29	0.29	
Shear Modulus	86.0 GPa	12500 ksi	
Charpy Impact	325 J	240 ft-lb	
Electrical Properties	Metric	English	Comments
Electrical Resistivity	0.0000720 ohm-cm @Temperature 20.0 °C	0.0000720 ohm-cm @Temperature 68.0 °F	
	0.000116 ohm-cm @Temperature 650 °C	0.000116 ohm-cm @Temperature 1200 °F	
Magnetic Permeability	1.008	1.008	at RT
Thermal Properties	Metric	English	Comments
CTE, linear	17.3 µm/m-°C @Temperature 0.000 - 100 °C	9.61 µin/in-°F @Temperature 32.0 - 212 °F	
	17.8 µm/m-°C @Temperature 0.000 - 315 °C	9.89 µin/in-°F @Temperature 32.0 - 599 °F	
	18.7 µm/m-°C @Temperature 0.000 - 650 °C	10.4 µin/in-°F @Temperature 32.0 - 1200 °F	
Specific Heat Capacity	0.500 J/g-°C @Temperature 0.000 - 100 °C	0.120 BTU/lb-°F @Temperature 32.0 - 212 °F	
Thermal Conductivity	16.2 W/m-K @Temperature 0.000 - 100 °C	112 BTU-in/hr-ft²-°F @Temperature 32.0 - 212 °F	
	21.5 W/m-K @Temperature 500 °C	149 BTU-in/hr-ft²-°F @Temperature 932 °F	
Melting Point	1400 - 1455 °C	2550 - 2651 °F	
Solidus	1400 °C	2550 °F	
Liquidus	1455 °C	2651 °F	
Component Elements Properties	Metric	English	Comments
Carbon, C	<= 0.080 %	<= 0.080 %	
Chromium, Cr	18 - 20 %	18 - 20 %	
Iron, Fe	66.345 - 74 %	66.345 - 74 %	
Manganese, Mn	<= 2.0 %	<= 2.0 %	
Nickel, Ni	8.0 - 10.5 %	8.0 - 10.5 %	
Phosphorous, P	<= 0.045 %	<= 0.045 %	
Silicon, Si	<= 1.0 %	<= 1.0 %	
Sulfur, S	<= 0.030 %	<= 0.030 %	

Sandvik SANMAC SAF 2205 Bar Steel

Categories: [Metal](#); [Ferrous Metal](#); [Austenitic](#); [Duplex](#); [Ferritic](#); [Stainless Steel](#)

Material Notes: Sandvik SANMAC SAF 2205™ is a duplex stainless steel (austenitic-ferritic). It is characterized by:

- high resistance to stress corrosion cracking in chloride-bearing environments
- high resistance to stress corrosion cracking in environments containing hydrogen sulphide
- high resistance to general corrosion, pitting and crevice corrosion
- high mechanical strength – roughly twice the proof strength of austenitic stainless steels
- excellent machinability
- good hot-working properties
- high resistance to erosion corrosion and corrosion fatigue
- physical properties that offer design advantages
- good weldability

Information provided by Sandvik

ASTM A479, A276; EN 1.4462; UNS S31803, S32205

Vendors: No vendors are listed for this material. Please [click here](#) if you are a supplier and would like information on how to add your listing to this material.

Physical Properties	Metric	English	Comments
Density	7.80 g/cc	0.282 lb/in³	
Mechanical Properties	Metric	English	Comments
Hardness, Brinell	<= 270	<= 270	
Tensile Strength, Ultimate	660 - 860 MPa	95700 - 125000 psi	
Tensile Strength, Yield	>= 450 MPa @Strain 0.200 %	>= 65300 psi @Strain 0.200 %
>= 500 MPa @Strain 1.00 %	>= 72500 psi @Strain 1.00 %
>= 300 MPa @Strain 0.200 %, Temperature 250 °C	>= 43500 psi @Strain 0.200 %, Temperature 482 °F	
	>= 360 MPa @Strain 0.200 %, Temperature 100 °C	>= 52200 psi @Strain 0.200 %, Temperature 212 °F	
Elongation at Break	>= 25 %	>= 25 %	
Thermal Properties	Metric	English	Comments
CTE, linear	13.0 µm/m-°C @Temperature 30.0 - 100 °C	7.22 µin/in-°F @Temperature 86.0 - 212 °F	
Specific Heat Capacity	0.480 J/g-°C @Temperature 20.0 °C	0.115 BTU/lb-°F @Temperature 68.0 °F	
Thermal Conductivity	14.0 W/m-K @Temperature 20.0 °C	97.2 BTU-in/hr-ft²-°F @Temperature 68.0 °F	
Component Elements Properties	Metric	English	Comments

Carbon, C	$\leq 0.030\%$	$\leq 0.030\%$	
Chromium, Cr	22.5 %	22.5 %	
Iron, Fe	65.5 %	65.5 %	Calculated as balance from specified elements
Manganese, Mn	$\leq 2.0\%$	$\leq 2.0\%$	
Molybdenum, Mo	3.2 %	3.2 %	
Nickel, Ni	5.5 %	5.5 %	
Nitrogen, N	0.18 %	0.18 %	
Phosphorous, P	$\leq 0.030\%$	$\leq 0.030\%$	
Silicon, Si	$\leq 1.0\%$	$\leq 1.0\%$	
Sulfur, S	$\leq 0.015\%$	$\leq 0.015\%$	

Industeel SOLEIL A2 13% Cr High Strength Martensitic Stainless Steel (QT550 Heat Treatment)

Categories: [Metal](#); [Ferrous Metal](#); [Martensitic](#); [Stainless Steel](#); [T S40000 Series Stainless Steel](#)

Material Notes: Description: Soleil A2 has combined Chromium (~13%) and Carbon ~0.10% additions to provide an excellent combination of high mechanical properties and improved corrosion resistance properties. The grade has a martensitic microstructure. The final mechanical properties may be optimized by selecting an appropriate heat treatment. In the annealed conditions the alloy presents ductility and may be formed. Chromium additions (~13%) improve the corrosion resistance, particularly in wet conditions when compared to C-Mn steels. Slightly acidified and abrasion conditions are considered. The main applications concern mechanical industry, oil and gas industry, sugar industry and constructional components.

Information provided by manufacturer.

Key Words: EURONORM 1.4006 X12 Cr 13, AFNOR Z 12 C 13, DIN W 1.4006 (DIN 17440), ASTM A240 TP 410, UNS S41000

Vendors: No vendors are listed for this material. Please [click here](#) if you are a supplier and would like information on how to add your listing to this material.

Physical Properties	Metric	English	Comments
Density	7.70 g/cc	0.278 lb/in ³	
Mechanical Properties	Metric	English	Comments
Hardness, Brinell	160	160	Typical
Tensile Strength, Ultimate	550 - 750 MPa	79800 - 109000 psi	Minimum Guaranteed
Tensile Strength, Yield	>= 400 MPa	>= 58000 psi	Minimum Guaranteed
Elongation at Break	>= 15 %	>= 15 %	
Modulus of Elasticity	212 GPa	30700 ksi	
Charpy Impact	85.0 J	62.7 ft-lb	Typical Toughness (long)
Electrical Properties	Metric	English	Comments
Electrical Resistivity	0.0000600 ohm-cm @Temperature 20.0 °C	0.0000600 ohm-cm @Temperature 68.0 °F	
Thermal Properties	Metric	English	Comments
CTE, linear	10.5 µm/m-°C @Temperature 20.0 - 100 °C	5.83 µin/in-°F @Temperature 68.0 - 212 °F	
	11.0 µm/m-°C @Temperature 20.0 - 200 °C	6.11 µin/in-°F @Temperature 68.0 - 392 °F	
	11.5 µm/m-°C @Temperature 20.0 - 300 °C	6.39 µin/in-°F @Temperature 68.0 - 572 °F	
	12.0 µm/m-°C @Temperature 20.0 - 500 °C	6.67 µin/in-°F @Temperature 68.0 - 932 °F	
Specific Heat Capacity	0.460 J/g-°C @Temperature 20.0 °C	0.110 BTU/lb-°F @Temperature 68.0 °F	

Thermal Conductivity	25.0 W/m-K @Temperature 20.0 °C	174 BTU-in/hr-ft²-°F @Temperature 68.0 °F	
Component Elements Properties	Metric	English	Comments
Carbon, C	0.12 %	0.12 %	
Chromium, Cr	12.5 %	12.5 %	
Iron, Fe	86.48 %	86.48 %	As remainder
Manganese, Mn	0.50 %	0.50 %	
Silicon, Si	0.40 %	0.40 %	