

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**EFEITO DO FRESAMENTO COM ALTA VELOCIDADE DE
CORTE NA INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE AÇOS
FERRÍTICOS COM GRÃOS ULTRAFINOS**

Eng. Daniel Iwao Suyama

Orientador: Prof. Dr. Alessandro Roger Rodrigues

Co-orientador: Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia - UNESP - Campus de Ilha Solteira, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Seção Técnica de Aquisição e Tratamento da Informação
Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação da UNESP - Ilha Solteira.

- S967e Suyama, Daniel Iwao.
Efeito do fresamento com alta velocidade de corte na integridade superficial de aços ferríticos com grãos ultrafinos / Daniel Iwao Suyama. -- Ilha Solteira : [s.n.], 2010
113 f. : il.
- Dissertação (mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2010
- Orientador: Alessandro Roger Rodrigues
Co-orientador: Ruís Camargo Tokimatsu
Inclui bibliografia
1. Fresamento. 2. Integridade superficial. 3. Tensões residuais. 4. Rugosidade. 5. Aço – Fadiga. 6. Grãos ultrafinos.

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA
FACULDADE DE ENGENHARIA DE ILHA SOLTEIRA

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

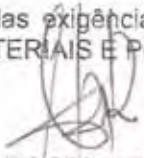
TÍTULO: EFEITO DO FRESAMENTO COM ALTA VELOCIDADE DE CORTE NA INTEGRIDADE SUPERFICIAL DE AÇOS FERRÍTICOS COM GRÃOS ULTRAFINOS

AUTOR: DANIEL IWAO SUYAMA

ORIENTADOR: Prof. Dr. ALESSANDRO ROGER RODRIGUES

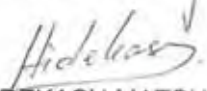
CO-ORIENTADOR: Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de MESTRE em ENGENHARIA MECÂNICA, Área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO, pela Comissão Examinadora:



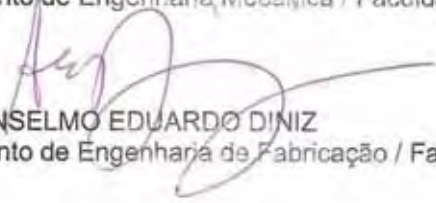
Prof. Dr. ALESSANDRO ROGER RODRIGUES

Departamento de Matemática / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira



Prof. Dr. HIDEKASU MATSUMOTO

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira



Prof. Dr. ANSELMO EDUARDO DINIZ

Departamento de Engenharia de Fabricação / Faculdade de Engenharia Mecânica / UNICAMP

Data da realização: 20 de setembro de 2010.

ARTIGOS PUBLICADOS

Durante a participação no Grupo de Pesquisa em Usinagem (GPU), publicou-se alguns artigos científicos na forma de resumos, resumos expandidos e trabalhos completos, os quais são seqüenciados abaixo:

Trabalhos Completos

SUYAMA, D. I.; NORCINO, A. B.; RODRIGUES, A. R. Avaliação da vida em fadiga de componentes automotivos fresados em altas velocidades de corte. In: CONGRESSO USINAGEM, 2010, São Paulo - SP.

RODRIGUES, A. R.; MATSUMOTO, H.; YAMAKAMI, W. J.; TOKIMATSU, R. C.; MENEZES, M. A.; SUYAMA, D. I.; NORCINO, A. B.; VENDRAME, S. Effects of milling on surface integrity of low carbon steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE OF ADVANCES IN MATERIALS AND PROCESSING TECHNOLOGIES - AMPT, 2010, Paris - França.

RODRIGUES A. R.; MATSUMOTO, H.; YAMAKAMI, W. J.; PAULO, R. G. R.; ASSIS, C. F. L.; SUYAMA, D. I.; RIGATTI, A. M. Y. Influência das condições de usinagem na integridade superficial do aço baixa-liga cromo-molibdênio. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 5., 2009, Belo Horizonte - MG.

RODRIGUES, A. R.; MATSUMOTO, H.; YAMAKAMI, W. J.; ASSIS, C. F. L.; SUYAMA, D. I.; RIGATTI, A. M. Y.; QUEIROZ, M. C. G. P.; NORCINO, A. B. Influência do fresamento na integridade superficial do aço cromo-molibdênio endurecido. In: CONGRESO IBEROAMERICANO DE INGENIERÍA MECÁNICA, 9., 2009, Ilhas Canárias - Espanha.

MATSUMOTO, H.; RODRIGUES, A. R.; SUYAMA, D. I.; ASSIS, C. F. L.; RIGATTI, A. M. Y.; PEREIRA, J. E. A. Ensaio de usinabilidade de longa e curta duração realizados no aço AISI-630 com e sem adição de cálcio. In: CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA, 2008, Salvador - Ba.

ASSIS, C. F. L.; PAULO, R. G. R.; SUYAMA, D. I.; RODRIGUES, A. R. Avaliação da microestrutura e da microdureza de engrenagens forjadas a quente. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA, 14., 2007, Uberlândia - MG.

Resumos Expandidos

NORCINO, A. B.; RODRIGUES, A. R.; SUYAMA, D. I.; MATSUMOTO, H. Influência das condições de fresamento nas tensões residuais de aços submetidos a diferentes condições de resfriamento. In: CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DA UNESP, 21., 2009, São José do Rio Preto - SP.

SUYAMA, D. I.; SETALA, T. B.; QUEIROZ, M. C. G. P.; RODRIGUES, A. R. Influência da usinagem com alta velocidade de corte na vida em fadiga de aços cromo-molibdênio. In: CONGRESSO NACIONAL DE ESTUDANTES DE ENGENHARIA MECÂNICA, 15., 2008, Curitiba - PR.

SUYAMA, D. I.; PERES, G. W.; YAMAKAMI, W. J. Análise da dureza superficial de um aço forjado a quente sob diferentes condições de resfriamento. In: CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DA UNESP, 18., 2006, Bauru - SP.

Resumo

NORCINO, A. B.; SUYAMA, D. I.; SETALA, T. B.; RODRIGUES, A. R. Influência da Condição de Fresamento nas Tensões Residuais. In: SIMPÓSIO INTERNACIONAL DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DA USP, 17., 2009, São Carlos - SP.

NORCINO, A. B.; SUYAMA, D. I. ; BUENOS, A. A.; RODRIGUES, A. R. Tensões residuais na usinagem: revisão. In: SIMPÓSIO INTERNACIONAL DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DA USP, 17., 2009, São Carlos - SP.

SUYAMA, D. I.; ASSIS, C. F. L.; DAVID, H. L.; RODRIGUES, A. R. Análise de microtrincas superficiais em peças endurecidas usinadas. In: SIMPÓSIO INTERNACIONAL DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DA USP, 15., 2007, São Carlos - SP.

À minha família e namorada, por toda a atenção, carinho e apoio que forneceram para que eu superasse todos os obstáculos com garra e determinação.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Alessandro Roger Rodrigues e ao Prof. Dr. Ruís Camargo Tokimatsu, da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, pela orientação e co-orientação, por todo auxílio durante o desenvolvimento deste projeto e pela minha lapidação profissional.

Ao Prof. Dr. Hidekasu Matsumoto, ao prof. Dr. Juno Gallego e ao Prof. Dr. Wyser José Yamakami, da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, professores integrantes do Grupo de Pesquisa em Usinagem (GPU), pela igualmente importante contribuição ao meu crescimento profissional.

Ao Prof. Dr. Itamar Ferreira, da Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, pela atenção demonstrada durante este trabalho de pesquisa.

Ao Prof. Dr. Oscar Balancin, do Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, pelo auxílio na concepção do material dos corpos de prova utilizados neste trabalho.

Ao Prof. Dr. Nelson Batista de Lima, do laboratório de Difração de raios-X, Instituto de Pesquisas Energéticas Nucleares, pela realização de medições de tensões residuais e auxílio na compreensão deste tipo de tensão e de medição.

Ao Prof. Dr. Jorge Luiz de Almeida Ferreira e ao Prof. Dr. José Alexander Araújo, da Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, pelo grande auxílio na realização dos ensaios de fadiga e colaboração na compreensão deste fenômeno.

Ao Prof. Dr. Cassius Olivio Figueiredo Terra Ruchert, da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, pela grande ajuda na compreensão do fenômeno de fadiga.

Ao Prof. Dr. Reginaldo Teixeira Coelho, do Laboratório de Otimização dos Processos de Fabricação da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, pelo auxílio na preparação dos corpos de prova utilizados neste trabalho de pesquisa.

Ao Prof. Dr. Renato Goulart Jasinevicius, do Laboratório de Usinagem de Precisão da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, pelo auxílio na realização de imagens de perfilometria ótica.

À Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi, do Laboratório de Ensaios Mecânicos da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, pela realização de ensaios de fadiga.

Aos Srs. Edvaldo Silva de Araújo (Quati) e Marino Teixeira Caetano, Técnicos do Laboratório de Máquinas Operatrizes Convencionais da Faculdade de Engenharia de Ilha

Solteira, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, pelo auxílio na confecção de dispositivos utilizados nos ensaios.

Ao Sr. Rover Belo, Técnico do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos, Universidade Federal de São Carlos, pelo auxílio no processamento termomecânico do material dos corpos de prova utilizados neste trabalho de pesquisa.

Ao Sr. Adolfo Ferrarin, Técnico do Laboratório de Otimização dos Processos de Fabricação da Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, pelo auxílio nos cortes e preparação dos corpos de prova utilizados neste trabalho de pesquisa.

Ao Sr. José Luiz Lisboa, Técnico do Laboratório de Ensaios Mecânicos, da Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, pela realização dos ensaios iniciais de fadiga.

Ao Sr. Manoel Francisco dos Santos Filho, Técnico do Laboratório de Ensaios Mecânicos da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, pela realização de ensaios de fadiga.

Aos discentes do Grupo de Pesquisa em Usinagem, com os quais tive o prazer de trabalhar, em parte ou ao longo de todo este trabalho, Adriana Bruno Norcino, Aldo Marcel Yoshida Rigatti, Alessandro Moraes Martins, Breno Ebinuma Takiuti, Bruno Barbosa Arakawa, Bruno Gomes Sales, Cleiton Lazaro Fazolo de Assis, Daniel de Carvalho Secco, Daniel Yamashita Yakabu, Eli Jorge da Cruz Junior, Fernando Brandão de Oliveira, Francisco Parra Domingues Neto, Júlia Knippelberg Biffam Manea, Leonardo Komatsu, Luís Gabriel Aléssio dos Santos, Maíra Cristina Gual Pimenta de Queiroz, Marianna Maria Pereira Burgel, Naiana Cristina Bazanini, Rafael Gustavo da Rocha Paulo, Rodolfo da Silva Manera, Saimon Vendrame, Suzana Regina da Silva Moreira, Thiago Bassan Setala.

Ao discente Alexandre Aparecido Buenos, da Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, pelo auxílio na compreensão de tensões residuais e na logística deste trabalho.

Aos discentes Alexander, Alexandre, Braitner, Felipe, Leonardo, Marcus, Pedro e Tales, do Grupo de Mecânica dos Materiais da Faculdade de Tecnologia, Universidade de Brasília, pelo acompanhamento e auxílio durante os ensaios de fadiga realizados na instituição.

Aos amigos Anderson, Leandro, Pedro, Rodrigo e Tadeu, pelo apoio desde o início de minha jornada acadêmica.

À FAPESP pela concessão de bolsa de estudos e concessão de apoio financeiro durante o mestrado.

A todos aqueles que contribuíram de forma direta ou indireta para o desenvolvimento deste trabalho e que, por descuido, tenha esquecido de mencionar.

“O mundo é para quem nasce para o conquistar
E não para quem sonha que pode conquistá-lo, ainda que tenha razão.”

Fernando Pessoa, Tabacaria.

RESUMO

A usinagem é um dos processos de fabricação mais utilizados mundialmente. Com destacada importância no setor industrial, este processo se encontra em contínua evolução com o surgimento de novos materiais (com propriedades melhoradas), novas ferramentas (mais resistentes ao desgaste e de custo reduzido) e novas máquinas (mais rígidas, mais precisas e com maior nível de tecnologia embarcada). Neste contexto surgiu a usinagem com altas velocidades de corte que, apesar do surgimento na década de 1930, tem pesquisas realizadas no meio acadêmico e industrial, mais aberta e divulgadamente, há cerca de 20 anos. Entretanto, a maioria dos trabalhos refere-se, de um modo geral, a estudos sobre produtividade, custo, desempenho de ferramentas e máquinas-ferramentas, entre outros. Poucos estudos procuram investigar possíveis efeitos desse tipo de usinagem na integridade superficial do produto usinado. Em função dessa lacuna e do aprimoramento de processo de obtenção de aços ferríticos com grãos ultrafinos (com refino de grão em toda seção transversal), este trabalho visou descobrir se há efeito do fresamento com alta velocidade de corte (*High-Speed Cutting* - HSC) sobre a rugosidade quantitativa e visual, sobre o campo de tensões residuais presentes na superfície (mensurados por difração de raios X) e sobre comportamento em fadiga (através de flexão em quatro pontos) da peça usinada. Observou-se que, quantitativamente, a rugosidade melhorou 63% quando comparada à usinagem feita sob condições ditas convencionais. De modo análogo, o campo de tensões residuais (de tração para ambas as condições convencional e HSC) foi reduzido em 73% e a resistência à fadiga para um determinado número de ciclos foi elevada, porém com limite de fadiga igual para todas as condições de usinagem. Em suma, do ponto de vista do desempenho, a usinagem HSC provém melhorias significativas ao componente usinado.

Palavras-chave: *Fresamento. Integridade superficial. Tensão residual. Rugosidade. Fadiga. Grãos ultrafinos.*

ABSTRACT

Machining is one of the most widely used manufacturing processes worldwide. With outstanding importance in the industrial sector, this process is continually evolving with the emergence of new materials (with improved properties), new tools (more wear resistance and low cost) and new machines (more stiffness, more precision and with a higher level of embedded technology). In this context came the machining with high speed cutting that, despite the rise in the 1930s, has researches conducted in academy and industry, with more emphasis, about 20 years ago. However, most of the works refers, in general, to studies on productivity, cost, performance of tools and machine tools, among others. Few studies seek to investigate possible effects of this type of machining on surface integrity of the machined product. Because of this gap on this subject and the enhancement of the process to obtain low carbon ferritic steels with ultrafine grains (with grain refinement throughout the whole cross section), this work searched whether there is effect of milling with high speed cutting (High-Speed Cutting - HSC) on the quantitative and visual roughness, on the residual stress field on the surface (measured by X-ray diffraction) and on the fatigue limit (by four point bending) of the workpiece. It was observed that, quantitatively and in average, the roughness reduced 63% when compared to machining done under stated conventional conditions. Similarly, the residual stress field (tensile for both conventional and HSC conditions) was reduced by 73% and the fatigue strength was improved, but with fatigue limit equal to all cutting conditions. In short, from the standpoint of performance, HSC machining brings significant improvements for the machined component.

Keywords: *Milling. Surface integrity. Residual stress. Roughness. Fatigue. Ultrafine Grains.*

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 -	Temperatura de usinagem versus velocidade de corte.	24
Figura 2.2 -	Desenvolvimento histórico da usinagem com altas velocidades de corte.	26
Figura 2.3 -	Faixas de velocidade para diferentes materiais.	27
Figura 2.4 -	Disposição peça-ferramenta-cavaco e zonas de cisalhamento.	30
Figura 2.5 -	Classificação da integridade superficial.	35
Figura 2.6 -	Variáveis de alterações superficiais geradas por processo de fabricação.	36
Figura 2.7 -	Diagrama esquemático das características superficiais.	40
Figura 2.8 -	Superfícies geometricamente distintas, porém de mesmo valor Ra.	42
Figura 2.9 -	Lei de Bragg: feixe de raios X e planos cristalográficos.	48
Figura 2.10 -	Trabalhos publicados sobre fadiga entre os anos de 1925 e 1945.	52
Figura 2.11 -	(a) Tensão alternada, (b) repetida e (c) e irregular ou randômica.	54
Figura 2.12 -	Gráfico S-N típico para aço carbono.	57
Figura 2.13 -	Superfície de fratura com indicações das etapas de propagação de trinca. ..	60
Figura 2.14 -	Conceito de Wood para microdeformações que levam à trinca de fadiga. (a) deformação para carregamento estático; (b) formação de intrusão e (c) formação de extrusão.	62
Figura 2.15 -	Processo de embotamento plástico para estágio II de propagação de trincas.	63
Figura 2.16 -	Critérios de falha para projetos visando comportamento em fadiga.	64
Figura 3.1 -	Fixação do corpo de prova e referenciamento da peça nos eixos da máquina.	69
Figura 3.2 -	Laminador e forno de resistência elétrica.	71
Figura 3.3 -	Microestruturas das amostras (a) CR e (b) GUF (ataque Nital 2%).	71
Figura 3.4 -	(a) vista superior em perspectiva da amostra bruta, (b) vista superior em perspectiva da amostra pré-usinada (material com estrutura de grãos ultrafinos - GUF).	72
Figura 3.5 -	Geometria e estados de superfície dos corpos de prova de fadiga.	73
Figura 3.6 -	Esquema do suporte (a) e do inserto de metal duro (b).	74
Figura 3.7 -	Conjunto utilizado na medição de rugosidade.	76
Figura 3.8 -	Desenho esquemático ilustrando o ponto de medição da tensão residual nas amostras. Dimensões em mm.	77
Figura 3.9 -	Montagem interna do difratômetro. Vista frontal (a) e vista superior (b).	77
Figura 3.10 -	Montagem experimental dos ensaios de fadiga em quatro pontos.	78

Figura 3.11 - Distribuição de tensão para configuração de ensaio em três (a) e quatro pontos (b).....	79
Figura 4.1 - Rugosidade média (R_a) em função dos materiais e das condições de usinagem.	82
Figura 4.3 - Influência dos efeitos principais na tensão residual impressa na subsuperfície da peça.	91
Figura 4.4 - Efeito do material da peça usinado na condição C3 na vida em fadiga.	93
Figura 4.5 - Curvas S-N para o aço GUF submetido a diferentes condições de usinagem.	94
Figura 4.6 - Corpo de prova de aço CR apresentando mais de uma nucleação de trinca.	96
Figura 4.7 - Corpo de prova de aço GUF apresentando marca de catraca.	97
Figura 4.8 - Zona de propagação de trinca com estrias de fadiga no material CR.....	97
Figura 4.9 - Zona de transição (propagação de trincas/fratura final) com estrias e microcavidades.	98
Figura 4.10 - Zona de fratura final (clivagem).....	98
Figura 4.11 - Zona de propagação de trincas contendo microcavidades.	99
Figura 4.12 - Zona de transição propagação de trincas/fratura final.	99
Figura 4.13 - Zona de fratura final.	99
Figura A.1 - Teste de normalidade para a rugosidade média aritmética.	110
Figura A.2 - Teste de normalidade para a tensão residual.....	110
Figura A.3 - Análise de interações entre os fatores de corte para a rugosidade R_a	111
Figura A.4 - Análise de interações entre os fatores de corte para a tensão residual.	111
Figura B.1 - Ensaio Charpy Instrumentado para o material CR.	112
Figura B.2 - Ensaio Charpy Instrumentado para o material GUF.	112
Figura B.3 - Ensaio de tração monotônico para o material GUF.	113

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 -	Parâmetros de amplitude mais comuns em perfis de rugosidade.....	42
Tabela 2.2 -	Características da medição por raios X.....	48
Tabela 2.3 -	Terminologia utilizada em ensaios de fadiga.....	55
Tabela 2.4 -	Critérios de falha para o projeto em fadiga.....	65
Tabela 3.1 -	Parâmetros de corte adotados no ensaio de usinagem.....	68
Tabela 3.2 -	Especificação química do material utilizado nos testes de usinagem (% em peso).....	70
Tabela 3.3 -	Materiais dos corpos de prova caracterizados pela dureza e condição microestrutural.	72
Tabela 3.4 -	Fatores modificadores de tensão. Fonte: Budynas (2008).	79
Tabela 4.1 -	Quadro ANOVA para a Rugosidade Ra.	83
Tabela 4.2 -	Quadro ANOVA para a tensão residual na subsuperfície da peça fresada. ..	91

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

LETRAS ROMANAS MAIÚSCULAS

A	Razão de amplitude
ANOVA	<i>Analysis of Variance</i>
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
C	Constante empírica do material (lei de Basquin)
C1	Condição de usinagem 1
C2	Condição de usinagem 2
C3	Condição de usinagem 3
C4	Condição de usinagem 4
CNC	Controle numérico computadorizado
CR	Como recebido
D _c	Diâmetro da fresa [mm]
E	Módulo de Elasticidade ou de Young [MPa]
E _{CV}	Energia Charpy [J]
GL	Graus de liberdade
GUF	Grãos ultrafinos
HV	Dureza Vickers [HV]
HSC	<i>High-Speed Cutting</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
L	Comprimento de amostragem [mm]
LCF	<i>Low Cycle Fatigue</i>
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscópio ótico
MTS	<i>Material Testing System</i>
N	Número de ciclos de fadiga
P	Probabilidade P
QM	Quadrado médio
R _B	Constante empírica do material (lei de Basquin)
R	Razão de tensão
R _a	Rugosidade média aritmética [μm]
R _{ku}	Rugosidade Kurtosis

R_q	Rugosidade média quadrática [μm]
R_{sk}	Rugosidade Skewness
R_y	Rugosidade máxima ($=R_{\max}$) [μm]
R_z	Média de sucessivos valores de R_y [μm]
S_a	Tensão alternada [MPa]
S_e	Limite de resistência à fadiga (ou Limite de Fadiga) [MPa]
S_f	Resistência à fadiga [MPa]
S_m	Tensão média [MPa]
$S_{\max}$	Tensão máxima [MPa]
$S_{\min}$	Tensão mínima [MPa]
S_r	Intervalo de tensão [MPa]
SQ	Soma dos quadrados
S_{ut}	Limite de resistência à tração [MPa]
S_y	Limite de Escoamento [MPa]

LETRAS ROMANAS MINÚSCULAS

a_p	Profundidade de usinagem [mm]
bs	Comprimento da aresta alisadora do inserto [mm]
d	Distância interplanar [$\text{\AA}$]
dm_m	Diâmetro da haste da fresa [mm]
$d\psi$	Distância interplanar na medição por raio X [$\text{\AA}$]
f_z	Avanço por dente [mm/z]
iW	Largura do inserto [mm]
ka	Fator de superfície
kb	Fator de tamanho
kc	Fator de carregamento
kd	Fator de temperatura
ke	Fator de confiabilidade
kf	Fator de influências diversas
l_a	Altura do inserto [mm]
l_1	Comprimento de fixação da haste da fresa [mm]
l_2	Comprimento da fresa [mm]
l_3	Comprimento de corte [mm]
r_c	Raio de ponta do inserto [mm]

s	Espessura do inserto [mm]
v_c	Velocidade de corte [mm/min]
y	Amplitude de rugosidade [μm]

LETRAS GREGAS MINÚSCULAS

ϕ	Direção da tensão principal máxima [°]
λ	Comprimento de onda [m]
λ_s	Ângulo de saída do inserto [°]
ν	Coefficiente de Poison
θ	Ângulo de difração de raio X [°]
ρ	Raio de arredondamento dos vales de rugosidade [μm]
σ	Tensão [MPa]
ψ	Direção da deformação máxima [°]

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	20
1.1	OBJETIVOS	21
1.2	JUSTIFICATIVAS	22
1.3	ESTRUTURA DO TRABALHO.....	22
2	REVISÃO DA LITERATURA	24
2.1	USINAGEM COM ALTAS VELOCIDADES DE CORTE	24
2.1.1	Estado da Arte	24
2.1.2	Definições.....	27
2.1.3	Aplicações.....	28
2.1.4	Fenomenologia	29
2.2	INTEGRIDADE SUPERFICIAL	33
2.2.1	Classificações.....	34
2.2.2	Alterações Superficiais.....	35
2.2.3	Alterações Subsuperficiais	36
2.2.4	Conjunto de Dados.....	37
2.3	RUGOSIDADE	38
2.3.1	Definições.....	39
2.3.2	Perfis.....	40
2.3.3	Fatores de Influência.....	43
2.4	TENSÕES RESIDUAIS.....	44
2.4.1	Definições e Origens.....	44
2.4.2	Métodos de Medição	47
2.4.3	Tensões Residuais e Fadiga	49
2.5	FADIGA DOS MATERIAIS.....	50
2.5.1	Estado da Arte	50
2.5.2	Definições.....	53
2.5.3	Métodos de Abordagem da Vida em Fadiga.....	56
2.5.4	Nucleação e Propagação de Trincas de Fadiga.....	58
2.5.5	Critérios de Falha por Fadiga para Tensões Flutuantes	63
2.5.6	Fadiga de Metais de Grãos Ultrafinos	65
3	MATERIAIS E MÉTODOS	67
3.1	PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	67
3.2	BANCO DE ENSAIOS.....	68
3.3	CORPOS DE PROVA	70
3.4	FERRAMENTAS DE CORTE.....	73

3.5	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	74
3.5.1	Ensaios de Usinagem	74
3.5.2	Medição de Rugosidade	75
3.5.3	Medição de Tensão Residual	76
3.5.4	Fadiga	78
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	81
4.1	INTEGRIDADE SUPERFICIAL	81
4.1.1	Rugosidade	81
4.1.2	Tensões Residuais	89
4.2	COMPORTAMENTO MECÂNICO	92
4.2.1	Vida em Fadiga	92
5	CONCLUSÕES	101
5.1	RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	102
	REFERÊNCIAS	103
	ANEXO A - Análises Estatísticas	110
	ANEXO B - Propriedades Mecânicas.....	112

1 INTRODUÇÃO

Usinagem é o processo de dar forma, dimensões e acabamento (ou ainda a combinação destas três características) a componentes através de remoção de material (chamado cavaco) por meio da utilização de ferramentas. Situada dentro da área da Engenharia conhecida como Processos de Fabricação, a usinagem engloba, entre outros processos, torneamento, fresamento, furação, retificação, rosqueamento, etc.

A importância da usinagem reside no fato de que a maior parte dos produtos industrializados, em alguma de suas etapas de produção, sofre algum processo de usinagem. Destaca-se ainda que são realizados por usinagem 80% dos furos, 70% das engrenagens para transmissão de potência, 90% dos componentes da indústria aeroespacial e 100% dos pinos médico-odontológicos. Além disso, o comércio de máquinas-ferramentas representa uma das grandes fatias da riqueza mundial (STOETERAU, 2007).

As pesquisas envolvendo usinagem permitiram melhorias no processo, como o surgimento de máquinas-ferramentas mais rígidas, ferramentas mais resistentes, sistemas de movimentação mais precisos, fluidos de corte mais eficientes na remoção do calor gerado, redução de custos e menor agressão ao meio ambiente. Dentre estas melhorias, está a usinagem conhecida como *High-Speed Cutting* (HSC) ou usinagem com alta velocidade de corte.

Este tipo de usinagem teve início entre 1920 e 1930, com os experimentos realizados por Carl J. Salomon na Alemanha. Utilizando-se de serras circulares de grandes diâmetros, o pesquisador atingiu elevadas velocidades de corte durante a usinagem de materiais não-ferrosos, principalmente o alumínio. O resultado fundamental de seu trabalho, a priori, foi a redução da temperatura de usinagem com o aumento da velocidade de corte.

A solidificação da usinagem HSC e sua implementação na indústria se deram a partir da década de 1970 com o desenvolvimento de eixos-árvore com elevada capacidade de rotação, além de sistemas de fixação e comandos CNC, capazes de permitir o emprego de maiores velocidades de corte na confecção de componentes de geometrias complexas.

Como principais vantagens da usinagem HSC (ainda que não unanimemente aceitas), estão os menores esforços de corte, melhor dissipação do calor, melhor precisão, menores níveis de vibração e melhor acabamento do componente usinado. Entretanto, pode-se citar também desvantagens, como por exemplo, o desgaste excessivo da ferramenta, o alto custo agregado de máquinas-ferramentas, além da necessidade de mão-de-obra especializada.

Apesar de existir um intervalo de aproximadamente um século entre o início das pesquisas e os dias atuais, há conceitos envolvendo a usinagem HSC que ainda não estão totalmente solidificados. Alguns dos pontos ainda questionados são a diminuição da temperatura, o mecanismo de formação de cavaco e a redução das forças de corte, principalmente quando comparadas com as velocidades de corte ditas convencionais.

Uma superfície gerada pelo processo de usinagem é o resultado de diversos mecanismos, tais como: deformação plástica, ruptura, recuperação elástica, geração de calor, vibração, tensões residuais, reações químicas, etc. A ação de todos esses mecanismos (em conjunto ou não) podem ter efeitos diferentes na nova superfície. Assim, o termo “integridade superficial” é usado para descrever a qualidade de uma superfície e, portanto, engloba um grande número de alterações sofridas por ela (Machado et al., 2009).

Muitos estudos sobre a usinagem HSC limitam-se a investigar apenas o processo de usinagem, não levando em consideração as possíveis alterações nos componentes fabricados, causadas durante a remoção de material (integridade superficial). Portanto, faz-se necessário a busca de respostas mais consolidadas para aspectos mais voltados aos materiais usinados sob HSC, tais como acabamento da superfície gerada, tensões residuais e comportamento em fadiga.

Embora intimamente ligadas, as duas frentes de pesquisa (usinagem e integridade superficial) nem sempre têm sido exploradas de forma conjunta e estreita. A seguinte questão sintetiza o exposto acima: “Uma vez usinado o material sob HSC, com o monitoramento das alterações superficiais, como este material se comportará quando submetido ao serviço para o qual foi projetado?”.

1.1 OBJETIVOS

Sabendo-se que a textura superficial da peça tem influência decisiva no desempenho, nas propriedades e na segurança do componente usinado, e tendo em vista a oportunidade de estudar conceitos de usinagem modernos, este trabalho objetivou:

- Verificar se a usinagem HSC provoca alterações na superfície gerada (rugosidade e tensões residuais) de um aço ferrítico com grãos ultrafinos;
- Verificar se as possíveis alterações na superfície influenciam no comportamento em fadiga do componente usinado sob HSC.

1.2 JUSTIFICATIVAS

De todos os diferentes aços, os de baixo carbono são os mais amplamente produzidos e baratos (CALLISTER, 2008). Estes geralmente contêm menos de 0,25% em peso de C e são relativamente de baixa dureza e de baixa resistência mecânica, mas têm destacadas ductilidade e tenacidade.

Este trabalho então alia um dos tipos de aços mais utilizados com um dos processos de fabricação mais utilizados mundialmente. O principal destaque está no tratamento termomecânico ao qual o aço foi submetido e o tipo de usinagem que foi utilizado (HSC), mesmo após o seu ápice nas pesquisas entre 1990 e 2000, aproximadamente.

O aço baixo-carbono foi submetido a um tratamento termomecânico para ter a microestrutura de toda a sua seção transversal refinada sem a adição de elementos de liga e foi posteriormente submetida à usinagem com altas velocidades de corte.

Além disso, este é um dos primeiros trabalhos que buscam verificar as possíveis inter-relações entre estas duas novidades.

1.3 ESTRUTURA DO TRABALHO

Este trabalho está dividido em seis capítulos, os quais estão descritos a seguir:

Capítulo 1: apresenta uma contextualização do tema, referindo-se principalmente à usinagem com alta velocidade de corte e seus possíveis efeitos sobre a integridade superficial dos materiais estudados.

Capítulo 2: trata da revisão da literatura sobre o tema, dando-se enfoque à usinagem HSC, por meio de um breve histórico sobre o assunto, aplicações, máquinas, ferramentas e a fenomenologia do processo em si, além de uma fundamentação mínima sobre integridade superficial e seus componentes.

Capítulo 3: contempla todos os procedimentos experimentais e equipamentos utilizados para a realização dos ensaios de usinagem e coleta dos dados para análise das variáveis estudadas, como rugosidade, tensão residual e vida em fadiga.

Capítulo 4: relata na totalidade os resultados provenientes dos ensaios realizados de usinagem e das variáveis coletadas. Apresenta ainda a discussão decorrente destes resultados, juntamente com as explicações propostas pertinentes ao assunto.

Capítulo 5: exhibe de forma sucinta as conclusões obtidas após a análise refinada dos resultados apresentados no capítulo anterior e as recomendações para trabalho futuros.

Capítulo 6: contém todas as referências da literatura técnico-científica citadas neste documento, as quais servem, sempre que possível, como fundamentação aos resultados adquiridos nesta pesquisa.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 USINAGEM COM ALTAS VELOCIDADES DE CORTE

Dentre os processos de fabricação, a usinagem se destaca como um dos mais utilizados mundialmente. A ação de dar forma a componentes através da remoção de material se encontra em contínuo desenvolvimento. A seguir, apresenta-se um dos mais novos e promissores tipos de usinagem, mesmo nos dias atuais com o aumento de sua difusão do setor metal-mecânico: a usinagem com alta velocidade de corte (HSC).

2.1.1 Estado da Arte

A usinagem HSC teve seu início nos anos 1920 com os estudos de Carl J. Salomon sobre a usinagem de aços, metais não ferrosos e ligas leves. Salomon utilizou serras circulares de grandes diâmetros, uma vez que em sua época ainda não estavam disponíveis equipamentos que permitissem atingir elevadas rotações. Segundo Salomon, acima de determinadas velocidades, as temperaturas de corte começavam a cair, conforme mostra a Figura 2.1 (SCHÜTZER; SCHULZ, 2003).

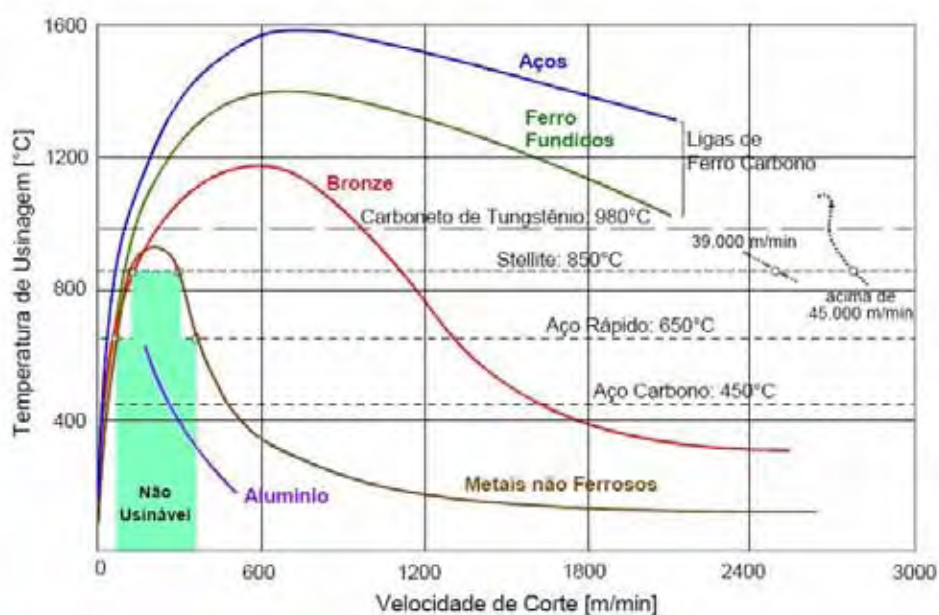


Figura 2.1 - Temperatura de usinagem versus velocidade de corte.
Fonte: Modificado de Schulz (1999).

Nota-se, a partir da Figura 2.1, que as pesquisas de Salomon demonstraram haver uma faixa de velocidades na qual a usinagem não pode ser realizada devido a temperaturas excessivamente altas. Porém, após esta faixa, a priori, as temperaturas tendem a cair, tornando a usinagem praticável novamente. Devido à restrições de equipamentos (o uso de ferramentas de grandes diâmetros era inviável), os estudos de Salomon não puderam ser melhorados.

Cerca de 20 anos depois, já na década de 1950, os estudos foram retomados através da realização de ensaios balísticos, que eram realizados fixando-se a ferramenta em um projétil que se deslocava sobre um trilho e, durante o percurso, era arremessado contra a peça que estava sendo ensaiada ou vice-versa. A partir dos resultados obtidos, foram constatados que o processo de formação do cavaco é diferente em altas velocidades de corte (quando comparado com velocidades mais baixas) e que as forças de corte crescem com o aumento da velocidade de corte e a partir de determinado ponto cai significativamente para voltar a crescer novamente (SCHÜTZER; SCHULZ, 2003).

Os estudos através de ensaios balísticos foram realizados por cerca de 30 anos até que nos anos 1980 surgissem, nos Estados Unidos, eixos-árvores de alta velocidade para aplicação em máquinas-ferramentas. Este novo mecanismo permitiu prosseguir com os estudos fundamentais e realizar usinagens de superfícies complexas.

Logo de início, os resultados apontaram melhorias significativas na qualidade superficial com o aumento da velocidade de corte e que o calor gerado durante o processo é em grande parte dissipado através do cavaco (SCHÜTZER; SCHULZ, 2003).

A Figura 2.2 a seguir mostra o histórico da usinagem HSC versus velocidades de corte atingidas durante os respectivos estudos.

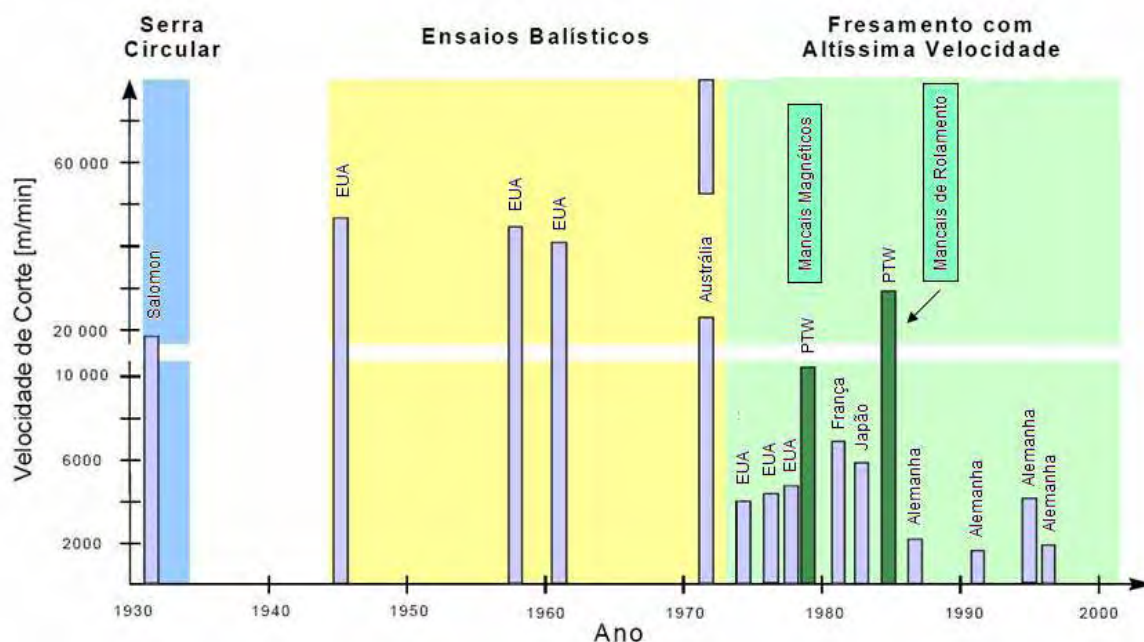


Figura 2.2 - Desenvolvimento histórico da usinagem com altas velocidades de corte.
Fonte: Modificado de Schulz (1999).

Concomitantemente, na Europa, mais precisamente em 1979, o *Institut für Produktionsmanagement, Technologie und Werkzeugmaschinen* - PTW (do alemão, Instituto para Gerenciamento da Produção, Tecnologia e Máquinas-Ferramentas) foi o primeiro centro de pesquisa a iniciar um projeto focado no desenvolvimento de um eixo-árvore de alta velocidade com mancais magnéticos ativos.

O desenvolvimento deste novo mecanismo e sua aplicação em máquinas-ferramenta foi alcançado com sucesso em 1980, permitindo assim a confirmação dos resultados obtidos por meio dos testes balísticos e a adição de novos conhecimentos sobre ferramentas de corte e componentes das máquinas-ferramentas. Devido ao estudo sistemático e continuado, ainda hoje o PTW, sediado na Universidade Tecnológica de Darmstadt - Alemanha, é centro de referência mundial sobre a usinagem HSC (SCHÜTZER; SCHULZ, 2003).

No Brasil, o início dos estudos sobre a usinagem HSC se deu a partir da década de 1990, com destaque ao 1º Seminário Internacional de Alta Tecnologia ocorrido em outubro de 1995. Atualmente, diversas universidades brasileiras realizam projetos e pesquisas cujo tema é a usinagem HSC.

Apesar de não haver dúvidas que Salomon foi o “pai” do conceito HSC, ainda hoje os resultados obtidos por ele são questionados. Longbottom e Lanham (2006) reuniram alguns dos principais artigos que tentaram reproduzir os experimentos de Salomon; ficou constatado que a contradição entre os resultados obtidos pode estar ligada à medição da

temperatura em locais diferentes, pois podem haver diferenças significativas entre as temperaturas do cavaco e da ferramenta e entre estas e a temperatura da peça após a passagem da aresta de corte.

Mesmo que o fresamento com altas velocidades pareça um conceito maduro, é óbvio que o *know-how* obtido até o momento é menor do que para os processos convencionais (ALBERTI; CIURANA; CASADESÚS, 2005).

2.1.2 Definições

HSC é um dos mais importantes tipos de usinagem em desenvolvimento e implantação. Apresenta como características principais a utilização de elevadas velocidades de corte, avanço e profundidade de usinagem reduzidos quando comparados com os adotados em usinagens ditas convencionais (OLIVEIRA, 2003).

O PTW define HSC como a usinagem realizada com velocidades de corte que excedem as convencionais de um fator de 5 a 10 vezes (SCHÜTZER; SCHULZ, 2003).

É sabido que a velocidade de corte depende, dentre diversos fatores, diretamente do material que está sendo usinado. A velocidade a partir da qual a usinagem passa a ser caracterizada como HSC assume, portanto, valores diferentes para cada tipo de material (existindo diferença muito grande entre valores, principalmente no grupo dos aços temperados e ligas termo-resistentes). Ocorre ainda uma zona de transição entre velocidades ditas convencionais e as altas velocidades de corte (OLIVEIRA, 2003). A Figura 2.3 mostra a variação de velocidades para alguns materiais.

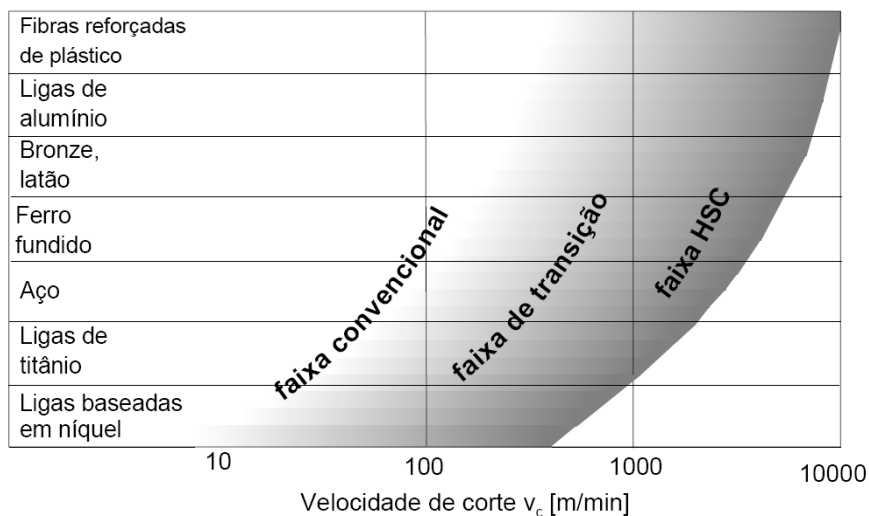


Figura 2.3 - Faixas de velocidade para diferentes materiais.
Fonte: Schulz (1996).

Apesar dos estudos sobre HSC terem seu início na década de 1920 e se alavancado com maior intensidade a partir de 1970, ainda não se conseguiu uma definição clara e conceitual para este tipo de usinagem.

2.1.3 Aplicações

O sucesso de uma empresa está diretamente relacionado com a sua capacidade de reduzir custos sem afetar a produção. Deste modo, a redução de tempos e a redução (ou até mesmo eliminação) de etapas no processo produtivo são pontos buscados desde a concepção do produto.

Devido às características de precisão e qualidade superficial obtidas com a usinagem HSC, aliadas à capacidade de usinar materiais temperados, esta usinagem tem possibilitado a eliminação de etapas do processo produtivo ou até mesmo a substituição de operações de retificação e, principalmente, eletro-erosão. Portanto, a usinagem HSC, quando comparada à convencional, se destaca pela capacidade de redução dos tempos de usinagem, aliadas às baixas forças de corte e elevada qualidade superficial. Visto isso, fica mais simples entender os setores nos quais a aplicação da usinagem HSC é favorável.

Na indústria automotiva (principalmente na usinagem de blocos e cabeçotes de motor), a usinagem HSC encontra ampla aplicação em operações de fresamento. Como as velocidades de corte estão atreladas não somente às elevadas rotações, como também ao diâmetro da ferramenta, é possível atingir altas velocidades de corte com ferramentas de diâmetro relativamente grande mesmo em máquinas não dedicadas.

Uma das operações mais difundidas que emprega o conceito HSC é o fresamento de topo, considerando desbaste e semi-acabamento de materiais não ferrosos, visando aplicações nos setores aeronáutico, aeroespacial e automobilístico, e o semi-acabamento e acabamento de materiais ferrosos, buscando a qualidade superficial das peças, com sua principal utilização na fabricação de moldes e matrizes (ASSIS, 2010).

Grande parte dos esforços de pesquisa neste sentido foram e são destinados à indústria aeroespacial, pela necessidade de fabricar peças em pequenos lotes, ou moldes para estampagem de baixo custo, ou ainda estruturas de ligas de titânio ou ligas leves (FACCIO; BATALHA, 2004; PAWADE; HOSHI; BRAHMANKAR, 2008).

A usinagem HSC ainda apresenta alternativas de aplicação no alargamento de furos, principalmente devido à sua característica de alta precisão geométrica e na usinagem de alumínio, aço e ferro fundido cinzento, tipicamente empregado no segmento *powertrain*. Há aplicações que envolvem a usinagem de paredes finas, cujas pequenas forças de corte

permitem a usinagem sem deformá-las. Limido et al. (2007) acrescenta que na indústria aeronáutica a usinagem é utilizada para gerar peças submetidas à fadiga. Nos últimos anos, este processo evoluiu para a usinagem com altas velocidades, por tornar possível a melhora da produtividade desses componentes.

2.1.4 Fenomenologia

2.1.4.1 Mecanismos de Formação de Cavacos

Segundo Diniz, Marcondes e Coppini (2000), a formação do cavaco nas condições convencionais de usinagem, realizadas com ferramentas de metal duro ou de aço rápido, se processa basicamente em quatro estágios:

- Uma pequena porção do material (ainda solidário à peça) é recalcada (deformações elásticas e plásticas) sobre a ferramenta;
- A deformação plástica aumenta progressivamente, até que as tensões de cisalhamento se tornem suficientemente grandes, de modo que se inicia um deslizamento (sem que ocorra perda de coesão) entre a porção de material recalcado e a peça. A partir deste ponto tem-se definição da chamada zona de cisalhamento primário;
- Continuando a penetração da ferramenta, haverá uma ruptura (cisalhamento) parcial ou completa do cavaco;
- Devido ao movimento relativo entre peça e ferramenta, inicia-se um escorregamento da porção deformada e cisalhada (cavaco) sobre a ferramenta, estabelecendo a chamada zona de cisalhamento secundária. Enquanto isso, uma nova porção de material está se formando e cisalhando, repetindo o fenômeno.

A Figura 2.4 a seguir mostra esquematicamente a disposição peça-ferramenta-cavaco e também as zonas de cisalhamento.



Figura 2.4 - Disposição peça-ferramenta-cavaco e zonas de cisalhamento.
Fonte: Sandvik Coromant (2000).

O cavaco pode ser classificado quanto ao tipo e à forma. Na literatura ainda não ocorre uma classificação universal dos tipos de cavacos. Segundo Ferraresi (1970) e Diniz, Marcondes e Coppini (2000), basicamente os tipos de cavacos podem ser:

- Cavaco contínuo: constituído de lamelas justapostas numa disposição contínua, porém a distinção das lamelas não é nítida;
- Cavaco de cisalhamento: semelhante ao anterior, porém com clara distinção entre as lamelas justapostas.
- Cavaco de ruptura: constituído de fragmentos arrancados da peça usinada.

Segundo uma classificação sugerida por Machado et al. (2009), os cavacos podem ser classificados em contínuos, parcialmente contínuos, descontínuos e segmentados. O cavaco do tipo contínuo segue a mesma definição adotada por Ferraresi e por Diniz. O cavaco parcialmente contínuo se situa entre o contínuo e o descontínuo, assemelhando-se assim ao cavaco de cisalhamento. Quanto ao cavaco descontínuo, supõe-se que Machado e seus colaboradores se referiam ao cavaco de ruptura, atribuindo-lhe apenas uma nomenclatura diferente. Já o cavaco segmentado seria formado por bandas altamente deformadas, intercaladas por segmentos com pouca ou nenhuma deformação.

Os cavacos segmentados são caracterizados por grandes deformações continuadas em estreitas bandas entre segmentos com pouca ou quase nenhuma deformação nos seus interiores. O cisalhamento para formar o cavaco começa a ocorrer em um plano de cisalhamento particular, quando tensões impostas pelo movimento da peça contra a ferramenta excedem o limite de escoamento do material da peça. A energia associada a essa deformação é convertida em calor e, devido às propriedades térmicas do material,

altas temperaturas são desenvolvidas de forma concentrada, o que provoca o amolecimento localizado e, conseqüentemente, um plano de deslizamento, como ocorre na formação de cavacos contínuos.

Com o prosseguimento da deformação, ocorre uma rotação no plano de cisalhamento, que começa a se afastar da ponta da ferramenta e a se movimentar sobre a superfície de saída. Tal rotação persiste até que o aumento da força, provocada pela rotação, exceda a força necessária para deformar um material a uma temperatura menor, em outro plano mais favorável. Esse processo já foi chamado de “cisalhamento termoplástico catastrófico” ou de “cisalhamento adiabático” (MACHADO et al., 2009)

Segundo Flom e Komanduri (1989), dois tipos de cavacos têm sido observados na usinagem HSC: contínuos e segmentados. Cavacos contínuos são comumente observados na usinagem com alta velocidade de corte de metais ou ligas com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado e cúbica de face centrada; elevada condutividade térmica e baixa dureza (ligas de alumínio e aços de baixo carbono, por exemplo). Já o cavaco segmentado é comum em metais e ligas de baixa condutividade térmica, estrutura cristalina hexagonal compacta e elevada dureza (ligas de titânio e superligas a base de níquel, por exemplo).

Pesquisas mostram que um material pode sofrer cisalhamento adiabático (quando o efeito do amolecimento devido ao aumento da temperatura supera o efeito do endurecimento a frio) acima de uma determinada velocidade, chamada de “crítica” (MACHADO et al., 2009).

Já segundo Ning et al. (2001), ao trabalhar na faixa de 10.000 a 30.000 rpm, ocorre o surgimento de mais tipos de cavaco além do segmentado. O mecanismo dos diferentes tipos de formação de cavacos está ligado ao movimento realizado pela aresta de corte e o cisalhamento adiabático (mecanismo de formação do cavaco segmentado) não ocorre nesta faixa de velocidades.

2.1.4.2 Vibrações

O processo de corte gera basicamente dois tipos de vibrações: auto-vibrações e vibrações forçadas. As vibrações auto-excitadas se originam da união que ocorre, sob certas condições de corte, entre as forças de corte e as frequências naturais do sistema de usinagem. Estas vibrações devem ser evitadas durante a usinagem porque degradam severamente a forma e a qualidade da superfície usinada e podem induzir a elevadas forças de corte que excedem a tensão de ruptura de componentes do sistema de usinagem (SANDVIK, 2006).

Já as vibrações forçadas são causadas pelas forças de corte periódicas produzidas durante o fresamento. Elas possuem a mesma frequência que a do contato da ferramenta com o material. Como resultado, o processo de remoção do material é idêntico para cada inserto (no caso de ferramentas com mais de uma aresta) de tal modo que nem a qualidade da superfície nem as forças de corte sejam afetadas adversamente (PARIS; PEIGNE; MAYER, 2004).

A correta seleção de ferramenta de corte, parâmetros de usinagem e elementos de fixação colaboram e muito para a redução da vibração na usinagem. Dentre algumas sugestões está a seleção de ferramentas mais rígidas (ou com maior amortecimento), redução da profundidade de usinagem, acrescentar elementos antivibratórios ao sistema de usinagem, escolha apropriada do sentido de corte (concordante ou discordante, em especial para o fresamento) e otimização da estratégia de usinagem, entre outros (SANDVIK, 2006).

Ainda segundo Paris, Peigne e Mayer (2004), boas superfícies são obtidas quando as frequências de passagem da ferramenta não são próximas de um submúltiplo da frequência natural dominante do sistema de usinagem ou quando as velocidades de corte são elevadas. A vantagem da usinagem HSC sob este ponto de vista está no fato de que além de obter boa qualidade superficial (por operar em elevadas velocidades), a produtividade também é elevada.

2.1.4.3 Temperatura de Corte e Desgaste da Ferramenta

Durante o processo de corte, o calor é gerado principalmente em três regiões onde ocorre cisalhamento, conforme Figura 2.4. Na zona primária de cisalhamento, a geração de calor ocorre devido ao trabalho de cisalhamento interno sofrido pelo material. A zona secundária produz a maior quantidade de calor gerada no processo, em virtude do atrito entre o cavaco e a superfície de saída da ferramenta de corte. A zona terciária localizada na interface entre a peça e a superfície de folga da ferramenta é considerada uma terceira fonte de calor em razão do atrito entre a superfície usinada da peça e a superfície de folga da ferramenta (MACHADO et al., 2009).

Alguns pesquisadores afirmam que aproximadamente 90% deste calor gerado nestas regiões de corte são dissipados junto ao cavaco e o restante é absorvido parte pela peça e a outra parte pela ferramenta. Outros autores dividem da seguinte maneira: 80% do calor gerado são transferidos para o cavaco e os 20% restantes são distribuídos entre a peça e a ferramenta. Portanto, identificar o local onde foi feita a medição da temperatura é extremamente importante para a comparação dos resultados (PAULO, 2008).

Assim, de acordo com Flom e Komanduri (1989), os resultados obtidos em diversas pesquisas indicam um aumento da temperatura na interface cavaco-ferramenta devido ao acréscimo da velocidade de corte, aproximando-se do ponto de fusão do material. Um exemplo são as ligas de alumínio, que possuem baixo ponto de fusão, aproximadamente 540°C, como a grande limitação no emprego de velocidades de corte maiores.

A variação de temperatura induzida por processo de usinagem pode ser controlada por meio da troca dos parâmetros de usinagem. O aumento da velocidade de corte e do avanço reduzirá a quantidade de calor conduzido para o componente usinado (em valores percentuais), fazendo com que o calor seja rapidamente retirado por meio do cavaco gerado (RICHARDSON; KEAVEY; DAILAMI, 2006).

Esta conclusão não foi observada por Chevrier et al. (2003), tendo a temperatura de usinagem aumentada com o aumento da velocidade de corte e da profundidade de usinagem.

O tipo de desgaste de ferramenta que ocorre na usinagem com altas velocidades depende da combinação entre as propriedades mecânicas, físicas e químicas da ferramenta e do material que está sendo usinado. Os principais fatores que atuam no desgaste que ocorre na usinagem com altas velocidades são a elevada temperatura de corte, choque térmico rápido e elevado e impacto mecânico (LIU et al., 2002). O tipo de desgaste dominante em altas velocidades é o de flanco (CHEVRIER et al., 2003). Além disso, ocorre também lascamento da ferramenta devido aos impactos sofridos por esta (OLIVEIRA, 2007).

A elevação da temperatura e do desgaste da ferramenta são os principais limitadores na ampliação da gama de aplicações da usinagem com altas velocidades de corte. Além disso, estes dois fatores podem provocar alterações na superfície da peça usinada.

2.2 INTEGRIDADE SUPERFICIAL

Para elevar a confiabilidade de qualquer sistema mecânico, é necessário primeiramente estar a par dos possíveis danos ou alterações superficiais que podem ser inseridos em um material quando este é usinado por métodos convencionais ou não convencionais. A seguir, estas alterações são discorridas de modo conciso no contexto da integridade superficial.

2.2.1 Classificações

Faz-se necessário o controle da operação de usinagem visando minimizar danos superficiais indesejáveis. É possível, algumas vezes, aplicar operações de pós-usinagem tais como tratamentos térmicos ou *shot peening* para prover melhorias à integridade superficial das peças, que por sua vez, podem garantir propriedades físicas e mecânicas mais consistentes (FIELD; KAHLES, 1971).

O projeto e a manufatura de superfícies intactas ou melhoradas requerem uma compreensão da inter-relação entre metalurgia, usinabilidade e comportamento mecânico. Objetivando satisfazer estes requisitos, uma área abrangente conhecida por integridade superficial foi introduzida e tem alcançado cada vez mais aceitação mundial (FIELD; KAHLES; KOSTER, 1999).

Segundo Tricard (1998), o conceito de integridade superficial (que engloba fatores-chave para caracterizar uma superfície manufaturada) foi originalmente definido em 1964, para operações de retificação, e atualmente é aplicado para qualquer operação de acabamento.

Segundo Field, Kahles e Koster (1999), as principais causas de alterações superficiais produzidas por processos de usinagem são:

- Elevada temperatura ou elevados gradientes de temperatura desenvolvidos no processo;
- Deformação plástica;
- Reações químicas e subseqüentes alterações na superfície que está sendo gerada;
- Correntes elétricas excessivas (para o caso de eletro-erosão);
- Excessivas densidades de energia durante o processamento.

Uma superfície gerada pelo processo de usinagem é o resultado de diversos mecanismos tais como: deformação plástica, ruptura, recuperação elástica, geração de calor, vibração, tensões residuais, reações químicas, etc. A ação de todos esses mecanismos (em conjunto ou não) podem ter efeitos diferentes na nova superfície. Assim, o termo “integridade superficial” é usado para descrever a qualidade de uma superfície e, portanto, engloba um grande número de alterações sofridas por ela (MACHADO et al., 2009).

O estudo da integridade superficial de um componente abrange não apenas a superfície propriamente dita, como também camadas abaixo dela. O diagrama da Figura 2.5 apresenta as possíveis alterações superficiais que podem ocorrer em superfícies usinadas.



Figura 2.5 - Classificação da integridade superficial.

Fonte: Modificado de Machado et al. (2009).

Deste modo, as possíveis alterações podem ser divididas em duas grandes categorias: alterações superficiais (ou acabamento) e alterações subsuperficiais.

2.2.2 Alterações Superficiais

As alterações superficiais de um componente usinado são resultantes da combinação de diversos fatores, que podem se divididos em rugosidade, ondulações e falhas (SHAW, 1997).

Ondulações se constituem de irregularidades superficiais ou erros geométricos cujos espaçamentos são maiores que as irregularidades consideradas rugosidades. Podem ser causadas por vibrações, flexões da ferramenta (devido às forças de corte), temperatura de corte, erros de fixação da peça (ou da ferramenta).

Falhas são interrupções na topografia típica de uma superfície. São não intencionais, inesperadas e indesejáveis. Podem ser causadas por defeitos inerentes ao material da peça, como inclusões, trincas, bolhas, ou podem surgir também durante o processo de corte (MACHADO et al., 2009).

A rugosidade de uma superfície é composta de irregularidades finas ou de erros microgeométricos resultantes da ação inerente ao processo de corte (marcas de avanço,

aresta postiça de corte, desgaste da ferramenta, etc.). A Figura 2.6 mostra os elementos constituintes das alterações superficiais.

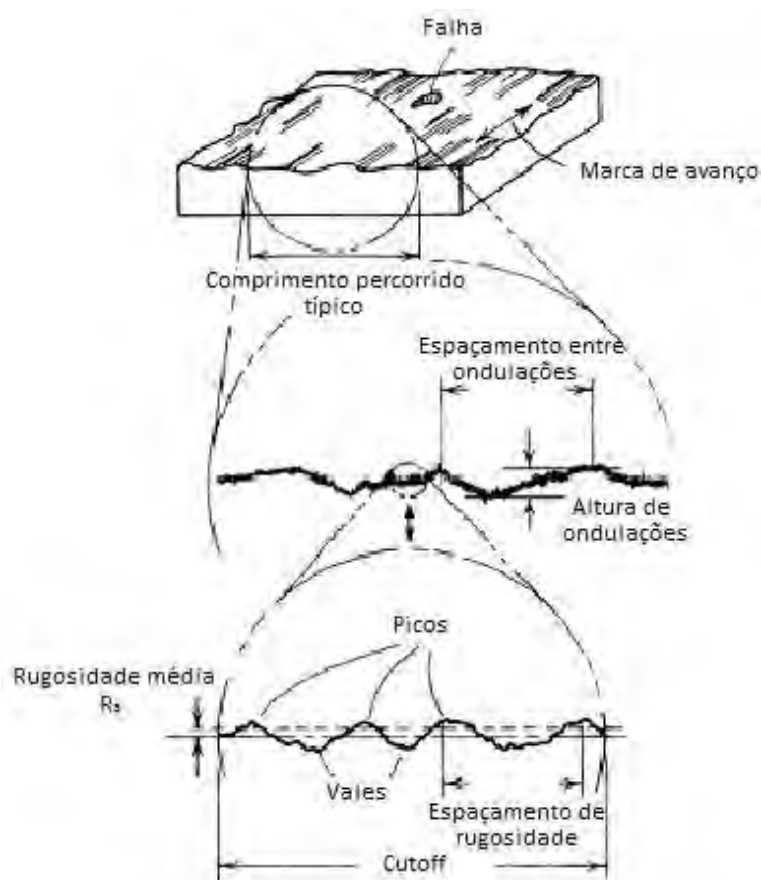


Figura 2.6 - Variáveis de alterações superficiais geradas por processo de fabricação.
Fonte: Modificado de Field, Kahles e Koster (1999).

As alterações superficiais originadas na usinagem não restringem-se apenas à superfície. Por isso, a subsuperfície também deve ser avaliada.

2.2.3 Alterações Subsuperficiais

A ação de dar forma aos componentes através da remoção de material faz com que o processo de usinagem cause alterações não apenas nas camadas superficiais, mas também nas camadas subsuperficiais. Tais alterações podem assumir, resumidamente, duas naturezas: mecânicas e metalúrgicas.

Dentre as alterações de natureza metalúrgica, destacam-se a recristalização e as transformações de fase.

Qualquer metal que sofra deformação plástica na superfície durante o processo de usinagem pode sofrer recristalização quando aquecido a temperaturas acima da temperatura de recristalização.

Devido às altas temperaturas atingidas durante o processo de usinagem, podem ocorrer alterações de fases, principalmente nas camadas superficiais e nas camadas logo abaixo destas.

Das alterações mecânicas, destacam-se deformação plástica, alterações de microdureza, trincas e tensões residuais.

A deformação plástica é comum na usinagem em condições de elevada remoção de material (desbaste) e pode ser identificada pelas estruturas metalúrgicas alongadas na direção do fluxo de deformação.

A usinagem pode provocar alterações na dureza ao longo da seção transversal do componente devido às alterações metalúrgicas. Elevadas temperaturas superficiais alcançadas durante o corte do material aliadas à velocidade de resfriamento podem alterar a dureza.

Micro ou macrotrincas podem surgir durante o processo de usinagem. São prejudiciais à resistência à fadiga e à corrosão sob tensão. Por serem consideradas falhas, devem ser evitadas.

Segundo James e Lu (1996), tensões residuais são tensões elásticas que se superpõem às tensões aplicadas (necessárias para a realização de qualquer serviço), podendo ser benéficas ou maléficas às estruturas e equipamentos, dependendo de sua magnitude, sinal e distribuição. As tensões residuais são auto-equilibrantes e qualquer perturbação como remoção de material, aplicação de novas tensões e gradientes de temperatura, dentre outras, provocam uma redistribuição de modo que as tensões se equilibrem novamente.

2.2.4 Conjunto de Dados

Segundo Field, Kahles e Koster (1999), no estudo sistemático da integridade superficial, há dois conjuntos recomendados de dados: um conjunto mínimo e um conjunto padrão.

O conjunto mínimo de dados é usado para rastreio inicial e consiste em medidas de alterações na textura superficial, na macroestrutura, na microestrutura e na microdureza. O conjunto mínimo de dados recomendados consiste no seguinte:

- Medição de rugosidade superficial ou um mapa microtopográfico;
- Designação de marcas de avanço ou fotografia;
- Exame macroscópico em ampliação de 10x ou menor;
- Indicações de macro-ataque a partir de líquidos penetrantes ou fluxo magnético;
- Ataques químicos;
- Exame microscópico de uma seção transversal da superfície alterada (preferencialmente em ampliação de 1000x);
- Indicações de zonas termicamente afetadas e alterações de microdureza;
- Microscopia eletrônica de varredura pode ocasionalmente completar medições de textura superficial com uma série de fotografias em ampliações crescentes (preferencialmente 20, 200, 1000 e 2000x).

O conjunto padrão de dados na medição de integridade superficial consiste do conjunto mínimo de dados (formado pelos requisitos apresentados acima), somados aos seguintes testes:

- Perfil de tensões residuais ou medidas de distorção;
- Testes de fadiga (para rastreio apenas).

Será dada maior ênfase a três elementos constituintes da integridade superficial e que estão intimamente ligados: rugosidade, tensões residuais e comportamento em fadiga.

2.3 RUGOSIDADE

Dentre as alterações promovidas pelos processos de fabricação, as superficiais são definitivamente as primeiras a serem notadas. A superfície gerada é composta de irregularidades e, dentre elas, há lugar de destaque para a rugosidade.

2.3.1 Definições

A norma ASME B46.1 de 2002 trata sobre irregularidades geométricas das superfícies. Ela define a textura superficial e seus constituintes: rugosidade, ondulações e erros de forma. Ela também define parâmetros para especificar a textura superficial.

Os termos e avaliações nesta norma são relacionados a superfícies produzidas por abrasão, fundição, forjamento, corte, deformação plástica, desgaste, etc. De acordo com a norma, há quatro tipos de superfícies que podem ser encontradas:

- Superfície mensurada: é uma representação da superfície real, obtida através do uso de um instrumento de medição;
- Superfície nominal: é a superfície planejada (sem qualquer rugosidade, que não seja previamente estabelecida);
- Superfície real: a verdadeira superfície de um objeto. Os desvios com relação à superfície nominal decorrem dos processos de fabricação que geraram esta superfície;
- Superfície: a fronteira que separa um objeto de outro objeto, substância ou espaço.

Uma superfície real difere da nominal pela presença de textura, falhas e erros de forma. É considerada como a superposição de rugosidade, ondulações e erros de forma, além da presença de falhas.

Os erros de forma são desvios amplamente espaçados entre a superfície nominal e a real, que não são incluídos na textura superficial. Desvios de paralelismo e circularidade são exemplos destes erros.

Ondulações e falhas são defeitos indesejáveis que devem ser evitados. Já a rugosidade é característica do processo de usinagem e pode ser utilizada como um parâmetro de saída para controle do processo.

Textura superficial é a composição de certos desvios que são típicos da superfície real. Nela estão incluídas a rugosidade e as ondulações.

A Figura 2.7 a seguir apresenta esquematicamente as definições apresentadas anteriormente.

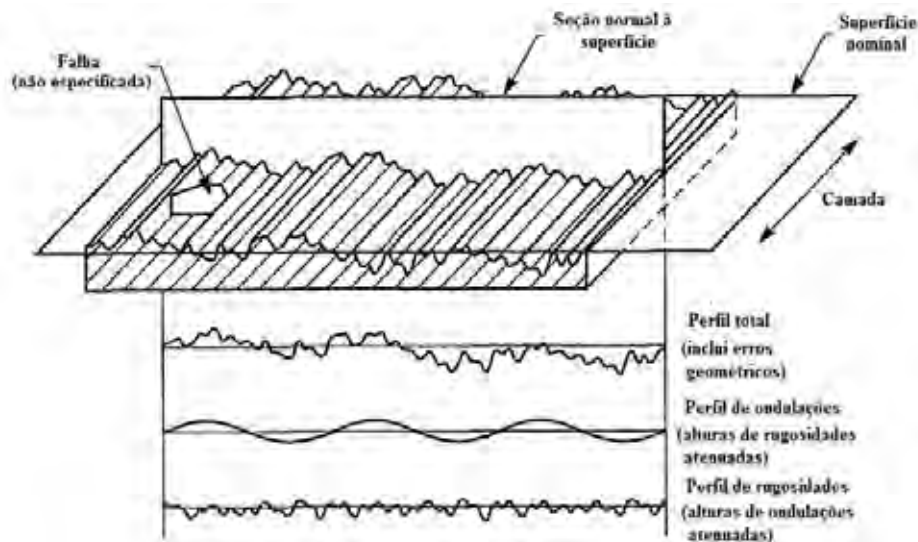


Figura 2.7 - Diagrama esquemático das características superficiais.
Fonte: Modificado de ASME B46.1 (2002).

A partir deste ponto, será dado maior destaque à rugosidade presente nas superfícies geradas por usinagem.

2.3.2 Perfis

As características citadas anteriormente são inerentes de superfícies e são independentes do método de medição utilizado. Os métodos podem ser com contato e sem contato, e tridimensional ou bidimensional (perfil).

Muitas vezes os parâmetros de amplitude não são suficientes para representar todas as características da superfície porque estes valores são bem distintos de acordo com a posição e a direção em que estão sendo mensurados. Logo é necessário utilizar parâmetros tridimensionais de topografia superficial para uma melhor avaliação da textura da superfície (RYU; CHOI; CHU, 2006).

Dentre os perfis obtidos por instrumentos de contato, destacam-se o perfil medido (representação de perfil real da superfície, obtido por instrumento de medição) e o perfil de rugosidades (perfil modificado por um filtro que atenua as ondulações presentes na superfície).

Em geral, o perfil de rugosidades é afetado por diversas variáveis e pode ser avaliado por meio de diversos parâmetros, que podem ser classificados em:

- Parâmetros de amplitude: determinados por alturas dos picos, profundidades dos vales ou pelos dois, sem considerar o espaçamento entre as irregularidades;
- Parâmetros de espaço: determinados pelo espaçamento do desvio do perfil ao longo da superfície;
- Parâmetros híbridos: determinados pela combinação dos parâmetros de amplitude e de espaço.

Os parâmetros supracitados são avaliados dentro de comprimentos de amostragem, que são definidos na direção do eixo X, usado para identificar as irregularidades características do perfil sob avaliação.

Os perfis são caracterizados principalmente por parâmetros de amplitude, expressos em micrometros (μm). Dentre estes parâmetros, os mais utilizados são apresentados na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Parâmetros de amplitude mais comuns em perfis de rugosidade.

Definição	Equação Característica	Esquema Representativo
Média aritmética dos valores absolutos de amplitudes em um perfil de rugosidades	$Ra = \frac{1}{L} \int_0^L y dx$ Rugosidade média (R_a)	
Média quadrática das amplitudes em um perfil de rugosidades	$Rq = \frac{\sqrt{(y_1 - Y_M)^2 + (y_2 - Y_M)^2 + \dots + (y_N - Y_M)^2}}{N}$ Rugosidade média quadrática (R_q)	
Distância entre o extremo superior e inferior do perfil, também conhecido por R_{max}	---	
Média de sucessivos valores de R_y	$Rz = \frac{(R_1 + R_3 + \dots + R_9) + (R_2 + R_4 + \dots + R_{10})}{5}$ Média da altura máxima de perfil (R_z)	

Fonte: Modificado de Field, Kahles e Koster (1999).

A rugosidade média é o parâmetro mais utilizado no meio acadêmico e industrial, porém, como representa um valor médio, ele pode indicar valores próximos para superfícies geometricamente diferentes. A Figura 2.8 a seguir mostra este fato.

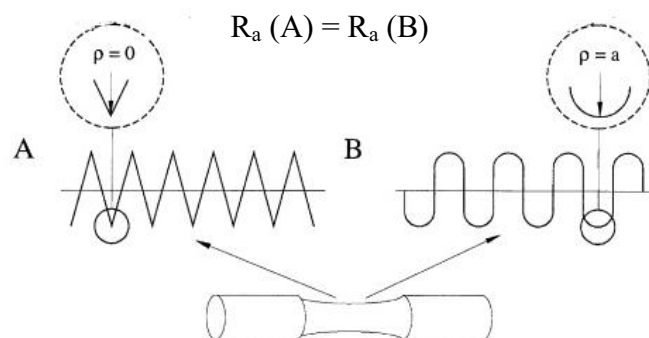


Figura 2.8 - Superfícies geometricamente distintas, porém de mesmo valor R_a .

Fonte: Modificado de Arola e Williams (2002).

Destacam-se ainda dois parâmetros que são de natureza estatística: *skewness* (R_{sk}) e *kurtosis* (R_{ku}). De modo simplificado, o primeiro indica se as irregularidades são, em sua maioria, picos ou vales. Já o segundo avalia a distribuição da amplitude de um perfil. Se a amplitude de um perfil tiver uma forma gaussiana balanceada, o valor de R_{ku} será próximo de 3; se tiver uma superfície com muitos picos, o valor será maior que 3 e se tiver superfície acidentada e áspera, o valor será menor que 3 (NOVOVIC et al. 2004).

Quando o objeto de estudo for o comportamento em fadiga, a rugosidade máxima é um melhor indicador ao invés da rugosidade média, uma vez que a rugosidade pode se comportar como micro-entálhes na superfície.

Como citado anteriormente, a superfície mensurada (e a própria superfície real) é composta também pelas ondulações. Os filtros são instrumentos ou processos mecânicos, elétricos ou digitais utilizados para separar estes dois componentes. Dentre eles, o filtro 2RC é o mais utilizado e consiste num circuito analógico de dois filtros RC (resistor/capacitor) idealizados, dispostos em série. Os valores dos resistores e dos capacitores são selecionados para produzir a transmissão característica desejada, consistente com a velocidade transversal do sensor do rugosímetro.

2.3.3 Fatores de Influência

Segundo Paris, Peigne e Mayer (2004), superfícies de boa qualidade são obtidas basicamente em dois casos: evitando-se que a frequência da passagem da ferramenta se aproxime de um submúltiplo da frequência natural dominante do sistema de usinagem (sistema formado pela peça, ferramenta, máquina e suas inter-relações) ou operando-se em velocidades de corte muito altas.

Para o fresamento de topo, a textura superficial é determinada pelas combinações da geometria da ferramenta e das condições de corte (em especial o avanço da ferramenta). Excentricidades e erros de montagem da ferramenta desempenham papel importante na geração do perfil da superfície e a deflexão da ferramenta, induzida pelas forças de corte, afeta os desvios de forma da superfície (RYU; CHOI; CHU, 2006).

Entre os parâmetros de corte, a taxa de avanço possui a maior influência, seguida pela velocidade de corte. Quanto maiores as taxas de avanço, maiores serão os valores de rugosidade superficial, enquanto a velocidade de corte possui um efeito contrário. A profundidade de corte não possui efeito significativo (CAKIR; ENSARIOGLU; DEMIRYAYAK, 2009). Omar et al. (2007) também comprovaram que a profundidade de corte axial não apresenta influência significativa na rugosidade média da superfície gerada por fresamento.

Porém, para ferramentas que possuem aresta alisadora, quando esta é muito mais larga que o avanço por dente, este possui pequena influência na rugosidade da superfície usinada (CALDEIRANI FILHO; DINIZ, 2002).

A elevação da velocidade de corte promove melhorias na rugosidade por fazer com o número de vezes que a ferramenta passe sobre a superfície gerada seja maior, além de promover uma melhor formação de cavaco (RODRIGUES et al., 2010).

O material que está sendo usinado também pode influenciar na rugosidade. Um refino da microestrutura promove uma diminuição no valor da rugosidade média (GRUM; KISIN, 2003).

2.4 TENSÕES RESIDUAIS

A usinagem não promove apenas alterações superficiais, o material abaixo dela também está sujeito a influências. Dentre elas, destacam-se as tensões residuais, mais bem detalhadas a seguir.

2.4.1 Definições e Origens

Com o avanço das técnicas analíticas e computacionais, é geralmente possível estimar as tensões às quais um componente é submetido em serviço. Porém, estas estimativas ainda não são suficientes para uma precisa previsão do desempenho da peça. Em muitas falhas, a presença das tensões residuais somada às tensões aplicadas é a principal causa do encurtamento da vida do componente.

O estado de tensões que existe no volume de um material sem que sobre ele estejam atuando carregamentos externos ou outras fontes de tensão é chamado de tensão residual. Todos os sistemas de tensões residuais são auto-equilibrantes, sendo zero a somatória de forças e momentos resultantes (JAMES; LU, 1996).

São destacadamente importantes no desempenho de materiais frágeis, principalmente quando aplicadas de forma intencional e controlada (por jateamento de granalhas - shot peening - por exemplo). Já nos materiais dúcteis, as tensões residuais podem ser introduzidas quando sua soma algébrica com as tensões aplicadas for menor que a tensão de escoamento característica. As tensões residuais podem acelerar ou frear o início da deformação plástica (WITHERS; BADESHIA, 2001).

As tensões residuais surgem como respostas às deformações plásticas, gradientes de temperatura (que causam expansões térmicas), etc. Dentre os processos de fabricação, a usinagem pode imprimir tensões residuais nas camadas superficiais da peça, principalmente na usinagem de acabamento (BRINKSMEIER et al., 1982).

Podem ser classificadas em três tipos, de acordo com alcance que elas podem ser observadas: tipo I ou macroscópicas (tensões que se estendem por no mínimo diversos grãos do material); tipo II ou microscópicas (ocorrem dentro de um grão ou em parte dele) e tipo III ou submicroscópicas (ocorrem em intervalos de distâncias atômicas). Estas definições são suficientes para descrever os estados de tensões residuais que ocorrem em situações reais (JAMES; LU, 1996).

As tensões residuais são oriundas do histórico de fabricação dos componentes e tem como causas principais:

- Deformação plástica ou conformação (laminação, extrusão, forjamento, etc);
- Processos de fabricação (usinagem, soldagem, eletrodeposição, etc);
- Aquecimento ou tratamentos termomecânicos (têmpera, carbonetação, nitretação, etc).

As propriedades mecânicas do material influenciam profundamente o nível de tensões residuais. De um modo geral, quando as propriedades mecânicas são elevadas, o nível de tensões residuais também se eleva. Além disso, o aumento nas tensões residuais devido a um incremento nos parâmetros de corte independe do material que está sendo usinado, porém a magnitude do aumento está intimamente relacionada às propriedades mecânicas do material. Isto sugere a existência de um mecanismo de geração de tensões residuais comum a todos os aços, onde a influência dos parâmetros de corte e do material usinado é aditiva (CAPELLO, 2006).

Para os processos de usinagem, o mecanismo de formação das tensões residuais é dividido em efeito mecânico (associado a deformações plásticas) e efeito térmico (associado principalmente a gradientes de temperatura). Apesar desta divisão, durante os processos, os efeitos se superpõem e não podem ser separados (TRICARD, 1998).

As operações de usinagem, tais como torneamento, fresamento e retificação, entre outras, induzem tensões residuais na superfície do componente pela ação das variações térmicas, das transformações microestruturais e de deformações inerentes ao corte. Apesar destas tensões tipicamente possuírem magnitudes muito menores do que as tensões induzidas por *shot peening*, encruamento ou soldagem, elas podem algumas vezes ser elevadas o bastante para influírem no comportamento em fadiga (McCLUNG, 2007).

As tensões residuais podem ser de tração ou de compressão dependendo dos parâmetros de processo e das características do material usinado (CAPELLO, 2005).

No fresamento, são produzidas consideráveis deformações plásticas, logo as tensões residuais tendem a ser de compressão. Uma vez que a profundidade de penetração das influências térmicas sobre a superfície é menor do que a influência mecânica, as tensões de compressão são reduzidas na superfície e podem até se elevarem a tensões de tração. Maiores velocidades de corte e avanços levam a um aumento nas tensões de compressão e a profundidade nas quais elas atuam (BRINKSMEIER et al., 1982).

Em um trabalho desenvolvido por Berruti e Ubertalli (2001), o fresamento também gerou tensões residuais compressivas. As usinagens tinham como variáveis de entrada a velocidade de corte e a profundidade de usinagem. Dentre estas duas, a profundidade de usinagem foi o parâmetro mais influente.

Já Paulo (2008), no fresamento de aços forjados a quente, encontrou tensões residuais de tração, tanto em direções paralelas, quanto normais à direção de avanço da ferramenta. Tensões residuais de tração também foram encontradas por Gravalos (2008), no torneamento de um aço inoxidável austenítico.

No trabalho de Chevier et al. (2003), o fresamento gerou tensões residuais de tração na superfície que tendiam a se tornarem compressivas no interior do material. A principal razão para este gradiente de tensões segundo os autores foi a alta temperatura atingida durante o processo de corte. A superfície gerada por usinagem é submetida à têmpera devido ao aquecimento e resfriamento rápido e localizado.

Como as discussões sobre a temperatura na usinagem com altas velocidades de corte ainda não chegaram a um consenso, acredita-se que as tensões residuais podem estar relacionadas a alterações metalúrgicas, porém não ligadas a um processo de têmpera da superfície (pois, para tal processo, a temperatura da superfície deveria ultrapassar a temperatura de austenitização - em torno de 900°C). Ou ainda a algum outro mecanismo, como por exemplo, o de alteração de microdureza.

No entanto, o maior problema na relação entre tensões residuais e comportamento em fadiga é que o campo de tensões inicial pode não permanecer estável durante a vida do componente. A informação disponível na literatura científica sobre a estabilidade das tensões residuais oriundas dos processos de corte é muito limitada. Isso pode ser um indicativo da limitada importância desse assunto dentro da usinagem. Há literatura mais ampla sobre as origens e sobre os processos de medição do estado de tensões iniciais.

Estão disponíveis ainda poucas informações sobre os efeitos na vida em fadiga, uma vez que a profundidade dos campos de tensões residuais geralmente é muito superficial para afetar a propagação de trincas de fadiga (a não ser para os menores comprimentos de

trincas). No entanto, deve ser observado que os possíveis efeitos da usinagem no comportamento em fadiga também envolvem rugosidade e outros fatores além das tensões residuais. Ademais, é extremamente difícil induzir o mesmo estado de tensões residuais a diferentes componentes durante o processo produtivo, mesmo quando produzidos sob as mesmas condições (McCLUNG, 2007).

2.4.2 Métodos de Medição

Nas últimas décadas, diversas técnicas quantitativas e qualitativas foram desenvolvidas visando avaliar as tensões residuais. Geralmente, deve ser feita uma distinção entre técnicas destrutivas e não-destrutivas.

As técnicas pertencentes ao primeiro tipo se baseiam na destruição do estado de equilíbrio das tensões residuais presentes em um componente mecânico. Desta forma, as tensões residuais podem ser medidas pela sua relaxação. No entanto, é somente possível medir as reações causadas pela relaxação das tensões (deslocamentos, deformações, fratura, etc.) e não a relaxação em si. Na maioria dos casos, a deformação é o parâmetro medido para se quantificar as tensões residuais.

O segundo tipo consiste em técnicas não-destrutivas, baseadas na relação entre parâmetros físicos e cristalográficos e as tensões residuais. Dentre as técnicas mais utilizadas destacam-se a difração de raios X, ultrassom e método magnético (JAMES; LU, 1996).

Dentre as técnicas de medição de tensores residuais, a difração de raios X possui um lugar de destaque por possibilitar a avaliação de tensões superficiais sem destruir o componente, essenciais para estimar a vida em fadiga. Esta técnica permite medições localizadas e análises da evolução das tensões em tempo real (FRANÇOIS et al., 1996).

É uma técnica em constante evolução porque o entendimento sobre as relações entre as tensões macroscópicas e as deformações da estrutura cristalina do material se aprimora cada vez mais e também por melhorias tecnológicas (principalmente por detectores de posição sensíveis se tornarem comercialmente acessíveis).

O conceito envolvido na técnica se baseia no fato de que quando um feixe de raios X monocromático é irradiado sobre um material sólido, ele é espalhado pelos átomos que compõem o material. A equação que governa a difração, conhecida por Lei de Bragg é mostrada a seguir.

$$2 \cdot d \cdot \sin \theta = n \cdot \lambda \quad (2.1)$$

na qual d é distância entre planos cristalográficos difratores, θ é o ângulo entre o feixe incidente de raios X e os planos difratores, λ é comprimento de onda do raio X e n é um número inteiro. Se a Lei de Bragg for cumprida, o feixe difratado e o feixe incidente serão simétricos em relação à normal aos planos cristalográficos e se o ângulo θ for conhecido, pode-se determinar a distância entre os planos cristalográficos. A Figura 2.9 a seguir ilustra a Lei de Bragg.

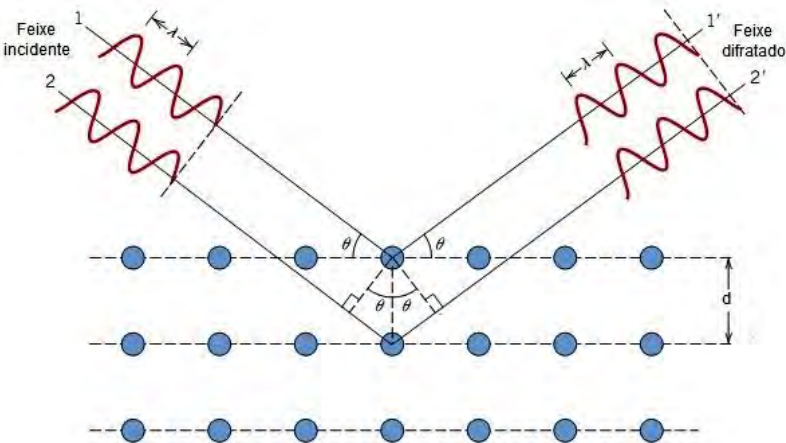


Figura 2.9 - Lei de Bragg: feixe de raios X e planos cristalográficos.
Fonte: Modificado de Callister (2008).

Quando o material está submetido a tensões elásticas (como é o caso das tensões residuais), a distância entre os planos cristalográficos se altera. Esta alteração pode então ser relacionada a um valor de tensão.

A Tabela 2.2 a seguir mostra resumidamente algumas características da técnica de medição de tensões residuais por raios X.

Tabela 2.2 - Características da medição por raios X.

Tipo de tensões residuais analisadas	I, II e III	Tempo necessário para medição de 1 ponto	20 minutos
Parâmetro medido	Mudanças na distância interplanar da estrutura cristalina	Problemas na presença de grãos relativamente grandes e textura	Sim
Profundidade de análise	1 a 50 μm (não destrutivo) 10 mm (com remoção de camadas)	Possibilidade de sistema de medição portátil	Sim
Precisão mais comum em casos normais	$\pm 20 \text{ MPa}$	Custo médio do equipamento	100 a 200 mil dólares

Fonte: Modificado de Lu, James e Mordfin (1996).

A medição das tensões residuais geradas por usinagem é difícil por causa do elevado gradiente de tensões que ocorrem logo abaixo da superfície (BRINKSMEIER et al., 1982).

É possível prover uma vida em fadiga maior aos componentes usinados, quando comparados com o material não usinado, se tensões residuais compressivas e elevada dureza forem induzidas por usinagem na camada superficial (SASAHARA, 2005).

2.4.3 Tensões Residuais e Fadiga

Sabe-se que as tensões residuais possuem efeito sobre o comportamento em fadiga. Tensões residuais de compressão são benéficas para a vida em fadiga, para a propagação de trincas e para a corrosão sob tensão; enquanto as tensões residuais de tração diminuem o desempenho dos materiais (e dos componentes) quando presentes (JAVIDI; RIEGER; EICHLSEDER, 2008).

Na verdade, na zona elástica, as tensões residuais devem ser consideradas como um carregamento estático. Após o escoamento, as tensões residuais relaxam ou são substituídas por um novo estado de tensões residuais, caso a deformação não seja uniforme (JAMES; LU, 1996).

No caso de fadiga, as tensões residuais devem ser somadas algebricamente (método da superposição) com a tensão média. Elas poderiam ser levadas em consideração no projeto por meio de critérios de avaliação de tensão média (Goodman modificado, Gerber, etc.), porém há o problema da relaxação das tensões. A relaxação depende de uma complexa interação de fatores, tais como número de ciclos, amplitude de tensão, temperatura, entre outros.

As tensões residuais podem relaxar e se redistribuir devido a uma variedade de mecanismos. Um único carregamento que cause escoamento em uma região submetida a tensões residuais resultará em mudanças no campo pré-existente. O carregamento cíclico também pode causar mudanças graduais, mesmo que não cause escoamento.

Torres et al. (2007) analisaram as variações no campo de tensões residuais durante o carregamento cíclico. Estas variações foram diretamente relacionadas com o nível de tensão aplicada e com o número de ciclos de fadiga ao qual o material foi submetido. Para elevadas tensões e elevados números de ciclos, a relaxação das tensões se mostrou maior do que para a faixa de médio ciclo de fadiga (10^4 a 10^6 ciclos).

As tensões residuais não ciclam juntamente com as tensões alternadas aplicadas, elas são efetivamente estáticas. Desta forma, elas não influenciam diretamente as tensões

alternadas, mas sim as tensões médias e máximas de cada ciclo de carregamento (McCLUNG, 2007).

O conhecimento convencional é de que a nucleação de trincas por fadiga (número de ciclos necessários para que se formem microtrincas originadas pelo carregamento cíclico) é função da amplitude de tensão alternada, mas não da tensão média, enquanto a propagação de trincas é função tanto da amplitude de tensão quanto da tensão média. Este paradigma implica que as tensões residuais possuem pouca influência na nucleação de trincas, mas uma significância potencialmente grande na propagação das mesmas (McCLUNG, 2007).

Logo, o efeito das tensões residuais na vida em fadiga (comumente caracterizada como o número de ciclos de fadiga necessários para fraturar um corpo de prova laboratorial em diferentes amplitudes de tensões) é complexo e pode ser ainda alvo de estudos mais aprofundados. Além disso, como já mencionado, o processo de fabricação que induz tensões residuais também pode levar a outras alterações do material (rugosidade, transformações de fase, etc.) que possuem efeito sobre o comportamento em fadiga.

2.5 FADIGA DOS MATERIAIS

A realização de ensaios de fadiga é um dos últimos dados na avaliação da integridade superficial. A importância destes ensaios está no fato de que a maioria dos componentes gerados pelo processo de usinagem estará sujeito a cargas flutuantes ou repetidas quando em serviço. Segundo Dieter (1988), as falhas por fadiga representam no mínimo 90% das falhas em serviço devido a causas mecânicas. Visto isto, a partir deste ponto segue uma breve introdução sobre o fenômeno da falha de fadiga.

2.5.1 Estado da Arte

A história da fadiga se inicia com Albert, que fora um servente da realeza nas minas de Clausthal (Alemanha). Albert publicou em 1837 os primeiros resultados de testes de fadiga conhecidos (SCHÜTZ, 1996).

Em 1842, Rankine (mais conhecido pela contribuição no campo da termodinâmica - “Ciclo de Rankine”) discutiu a resistência à fadiga de eixos ferroviários.

Em 1853, o francês Morin, em seu livro *Resistance des Matériaux*, discutiu relatos de dois engenheiros responsáveis por carruagens de entregas de correspondência. A troca dos eixos destas carruagens estava recomendada para após 60.000 km. Um exemplo aproximado do projeto de “vida segura”, descrito adiante.

O termo “fadiga” foi mencionado pela primeira vez pelo inglês Braithwaite em 1854. Em seu trabalho, estão descritos diversas falhas de fadiga em serviço de bombas hidráulicas, eixos propulsores, virabrequins, eixos ferroviários, alavancas, guindastes, etc.

Wöhler mensurou as cargas em serviço de eixos ferroviários com medidores de deflexão desenvolvidos por ele próprio em 1858 e 1860. Analisando as deflexões máximas e as forças necessárias para provocar tais deflexões, Wöhler sugeriu, implicitamente, o projeto para vida finita em fadiga, levando ainda em consideração a dispersão da vida em fadiga.

No início de 1860, Wöhler publicou os resultados de testes de fadiga com eixos ferroviários. Uma vez que as máquinas de flexão rotativa que ele havia projetado e construído atuavam em frequências muito baixas, ele projetou novas máquinas para testes em corpos de prova com e sem entalhes. Em 1870, ele apresentou um trabalho contendo as seguintes conclusões finais (também conhecidas por “Leis de Wöhler”):

- O material pode ser induzido à falha através de muitas repetições de tensão, todas abaixo da resistência às quais ele falharia sob condições estáticas;
- As amplitudes de tensão (S_a) são decisivas para a destruição da coesão do material;
- Quando as amplitudes de tensão que levam a uma falha por fadiga são baixas, a influência da tensão máxima se baseia somente no fato de quão elevada ela é.

Wöhler, então, citou que as amplitudes de tensão são o parâmetro mais importante para a vida em fadiga, porém uma tensão média de tração também possui influência negativa. Mesmos nos dias atuais, autores como McClung (2007) ainda comprovam este fato.

Os resultados foram publicados na forma de tabelas. Somente o sucessor de Wöhler, Spangenberg, representou os resultados na forma de curvas (porém na forma não usual de abscissa e ordenada linear). As curvas S-N são chamadas de “curvas de Wöhler” desde 1936. Porém, somente em 1910, Basquin representou a região de vida finita da curva S-N na forma de $\log(S_a)$ na ordenada e $\log(N)$ na abscissa e a descreveu pela simples fórmula (que é utilizada ainda hoje em dia):

$$S_a = CR_B^N \quad (2.2)$$

na qual C e R_B são constantes empíricas, S_a é a tensão alternada e N é o número de ciclos até a falha.

Os ingleses Ewing e Humfrey, em 1903, observaram as bandas de deslizamento na superfície de corpos de prova de flexão rotativa. Esta foi, provavelmente, a primeira descrição metalúrgica do processo de fadiga.

Os estudos de fadiga entre os anos de 1905 a 1925 foram de destaque para os pesquisadores britânicos e americanos. Nomes como Smith, Haigh, Gough, Griffith, Inglis, Kommers, Moore, entre outros, assumem lugar de destaque na literatura.

Após 1925, as pesquisas alemãs voltaram a ter destaque no cenário mundial, conforme mostra a Figura 2.10 a seguir.

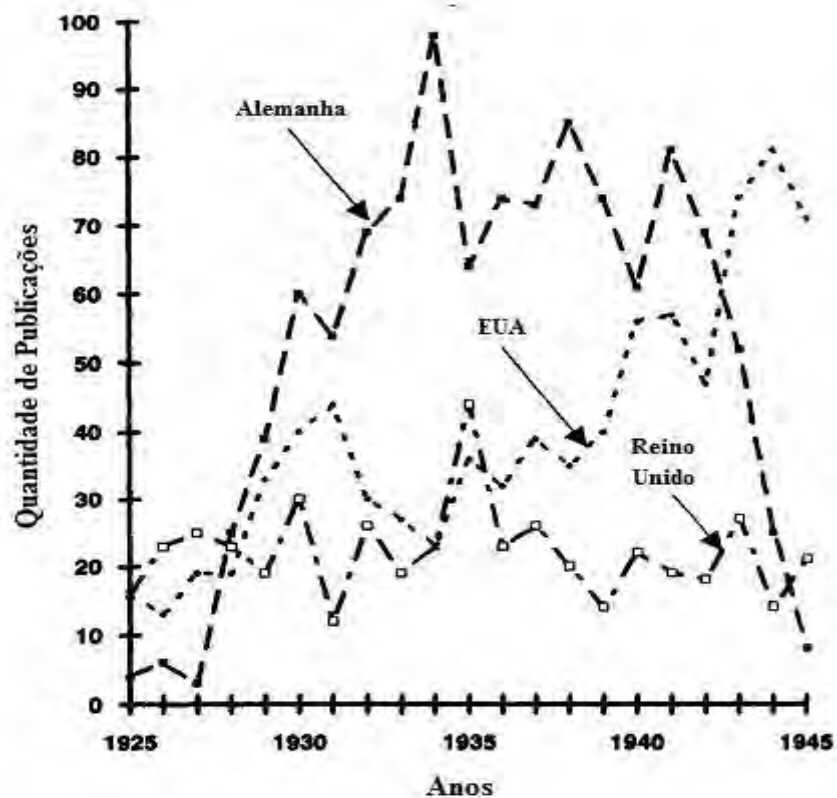


Figura 2.10 - Trabalhos publicados sobre fadiga entre os anos de 1925 e 1945.
Fonte: Modificado de Schütz (1996).

Em 1924, o livro de Gough contém o primeiro apontamento sobre a influência da rugosidade no limite de fadiga e também os fatores de concentração de tensão para entalhes em forma de V.

Müller-Stock em 1937 avaliou estatisticamente quase 300 ensaios de fadiga aplicando a distribuição normal gaussiana e concluiu que ela não se ajusta a este tipo de

dados. Em um trabalho posterior, ele utilizou a distribuição log-normal (provavelmente pela primeira vez) e esta se adequou muito bem ao número de ciclos até a falha.

A partir de 1945, com o final da Segunda Guerra Mundial, o enfoque das pesquisas sobre fadiga deixou o setor ferroviário para analisar os novos problemas surgidos no setor aeronáutico.

Em 1955, iniciou-se uma discussão sobre “falha segura” e “vida segura”. Vida segura significa que o componente da aeronave deve ser retirado de atividade ao alcançar o fim de sua vida determinada anteriormente. Falha segura significa que a falha de um membro primário por fadiga ou outra causa não deve por em risco a segurança do voo.

Os acidentes com os aviões da companhia Comet fizeram com que a Inglaterra se tornasse o centro dos trabalhos sobre fadiga de aeronaves. A posição de liderança da Alemanha no campo de fadiga era obviamente coisa do passado.

Em 1954 Manson e Coffin descreveram o comportamento de materiais metálicos sob ciclos de deformações inelásticas. Eles então criaram um novo campo de atuação chamado de fadiga de baixo ciclo (*Low Cycle Fatigue* - LCF), que era empregado em componentes submetidos à elevadas cargas e temperaturas por relativamente poucos ciclos (caso de turbinas à gás e à vapor, vasos de pressão, etc.).

A partir da década de 1960 em diante, o número de especialistas em fadiga e de publicações aumenta ainda mais. Tal fato se deve ao surgimento e rápido crescimento da mecânica da fratura.

Há destaque especial para o trabalho de Paris, que estabeleceu a lei que descreve a propagação de trinca por fadiga.

Mesmo com toda a evolução da compreensão do processo de fadiga, muitas questões ainda não foram solucionadas. Tópicos como a fadiga sob tensões variáveis, fadiga sob corrosão ou o comportamento em fadiga de novos materiais ainda necessitam ser pesquisados.

2.5.2 Definições

Na maioria dos ensaios mecânicos relacionados aos diagramas de tensão versus deformação, a carga é aplicada gradualmente, de modo a permitir que a deformação se desenvolva completamente até a ruptura da amostra. Tais ensaios são aplicáveis para as condições classificadas como estáticas. Falhas que podem ocorrer sob estas condições são denominadas falhas estáticas (BUDYNAS, 2008).

Porém, é reconhecido desde 1830 que um metal submetido a tensões repetidas ou flutuantes falhará em um nível de carregamento muito menor que aquele que seria necessário para causar uma fratura em uma única aplicação de carga. Falhas que ocorrem sob condições de carregamento dinâmico são chamadas de falhas por fadiga (Dieter, 1988).

Segundo Tokimatsu e Ferreira (2006), fadiga é um processo de alteração estrutural permanente, localizada e progressiva. A alteração estrutural é dada pela presença de uma trinca, que é “permanente e localizada” e “progressiva” representa a propagação da trinca que leva à falha por fadiga.

De acordo com a norma ASTM E1823 - 09a, um ciclo de fadiga é uma sequência completa de valores de força (ou deformação) que é repetida sob carregamento de amplitude constante (ou deformação de amplitude constante). A Figura 2.11 mostra os tipos mais comuns de tensões repetidas, também conhecidas por ciclos de tensão.

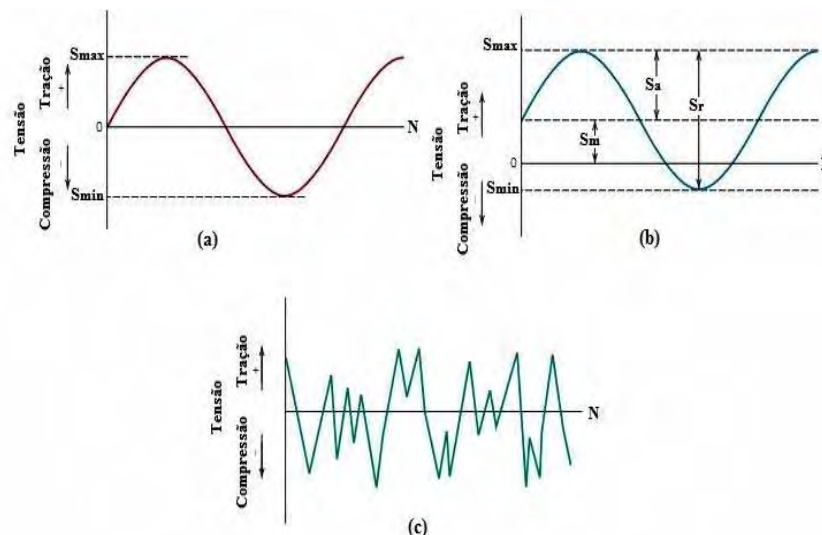


Figura 2.11 - (a) Tensão alternada, (b) repetida e (c) e irregular ou randômica.
Fonte: Modificado de Callister (2008).

Na Figura 2.11, a situação (a) e (b) representam ciclos de tensão na forma senoidal. Em (a) é apresentado um ciclo de tensão completamente reverso, em (b) é apresentado um ciclo de tensão repetido no campo de tração e em (c) é apresentado um ciclo de tensão de amplitude variável. A partir dela, também é possível definir alguns dos termos utilizados em fadiga, que são apresentados na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 - Terminologia utilizada em ensaios de fadiga.

Símbolo	Termo	Descrição	Unidade
$S_{\max}$	Tensão máxima	Maior valor algébrico de tensão aplicada em um ciclo	[FL ⁻²]
$S_{\min}$	Tensão mínima	Menor valor algébrico de tensão aplicada em um ciclo	
S_m	Tensão média	Média algébrica entre o valor máximo e mínimo das tensões em um carregamento de amplitude constante	
S_a	Tensão alternada	Metade do valor do intervalo de tensão	
S_r	Intervalo de tensão	Diferença algébrica entre o valor máximo e mínimo das tensões em um carregamento de amplitude constante	
R	Razão de tensão	Razão algébrica entre a tensão mínima e a tensão máxima	---
A	Razão de amplitude	Razão algébrica entre a tensão alternada e a tensão média	---

Fonte: ASTM E1823 - 09a (2009).

Ainda de acordo com a Figura 2.11 e a Tabela 2.3, podem ser definidas as seguintes equações:

$$S_r = S_{\max} - S_{\min} \quad (2.3)$$

$$S_a = \frac{S_r}{2} = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2} \quad (2.4)$$

$$S_m = \frac{S_{\max} + S_{\min}}{2} \quad (2.5)$$

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} \quad (2.6)$$

$$A = \frac{S_a}{S_m} = \frac{1 - R}{1 + R} \quad (2.7)$$

Quando componentes de máquinas falham em condições estáticas, eles geralmente desenvolvem grandes deflexões, porque a tensão ultrapassou a tensão de escoamento, e o componente é trocado antes que a falha realmente ocorra. Portanto, a falha em condições estáticas fornece um “aviso” que irá ocorrer e com certa antecedência. Porém, este tipo de comportamento não ocorre na falha por fadiga, que é repentina e total e, portanto, perigosa (BUDYNAS, 2008).

A falha por fadiga apresenta aparência de fratura frágil, sem grandes deformações na fratura. Em escala macroscópica, a superfície de fratura é geralmente normal à direção da maior tensão de tração. Uma falha por fadiga geralmente pode ser identificada a partir da aparência da superfície, a qual apresenta uma região mais lisa, devido à ação de “esfregamento” conforme a trinca se propaga ao longo da seção, e uma região grosseira, onde o componente falha de forma frágil, quando a seção transversal remanescente não resiste ao carregamento (DIETER, 1988).

Como visto, a fratura por fadiga pode ser originária de diferentes tipos de carregamento. Além destes tipos de carregamento, a análise da vida em fadiga pode assumir três enfoques, a serem detalhados a seguir.

2.5.3 Métodos de Abordagem da Vida em Fadiga

Os três principais métodos de vida em fadiga utilizados em projeto e em análise são: tensão versus número de ciclos, deformação versus número de ciclos e mecânica da fratura elástico-linear. Estes métodos tentam prever a vida de um componente em número de ciclos até a fratura (N) para um determinado carregamento. A vida localizada de 1 a 10^3 ciclos é classificada como fadiga de baixo ciclo. A vida com número de ciclos acima de 10^3 ciclos é chamada de fadiga de alto ciclo (BUDYNAS, 2008).

O método da tensão versus número de ciclos, baseado apenas em níveis de tensão, é a aproximação menos correta, especialmente para aplicações de baixo ciclo (com deformações). No entanto, é o método mais tradicional, uma vez que é facilmente implementado para uma ampla gama de aplicações em projetos. Possui amplo banco de dados de apoio e representa aplicações de alto ciclo adequadamente.

O método da deformação versus número de ciclos envolve uma análise mais detalhada da deformação plástica em regiões localizadas onde as tensões e as deformações são consideradas para a estimativa da vida. Este método é especialmente bom para aplicações de fadiga de baixo ciclo. Quando aplicando este método, diversas hipóteses devem ser combinadas e algumas incertezas existirão nos resultados.

O método da mecânica da fratura assume que uma trinca já está presente e detectada. É então empregado para prever o crescimento de trinca em relação à intensidade de tensão. É mais prático quando aplicado em grandes estruturas em combinação com análise computacional e um programa de inspeção periódica.

Dos três métodos apresentados, será dada maior ênfase a seguir ao método de tensão versus número de ciclos, por ser o mais amplamente utilizado.

2.5.3.1 Fadiga de Alto Ciclo

Para determinar a resistência de materiais sob a ação de cargas cíclicas, corpos de prova são submetidos a forças repetidas ou variantes de magnitudes especificadas enquanto os ciclos ou os reversos são contados até a ruptura.

Buscando-se estabelecer a resistência à fadiga de um material, um grande número de testes é necessário por causa da natureza estatística da fadiga. O método básico para apresentar os dados de engenharia de fadiga é por meio de uma curva S-N (Figura 2.12), que cruza os dados da tensão S contra o número de ciclos até a fratura N . Uma escala logarítmica é quase sempre utilizada para N . A tensão utilizada pode ser S_a , S_{max} ou S_{min} . Os valores de tensão são normalmente os valores nominais, não havendo ajustes para concentradores de tensão. A relação entre S e N é determinada para um valor específico de S_m , R ou A . A maioria das propriedades de fadiga dos materiais é determinada por ensaios de flexão reversa, nos quais a tensão média é igual a zero. Porém, os casos nos quais a tensão média não é zero são de importância considerável.

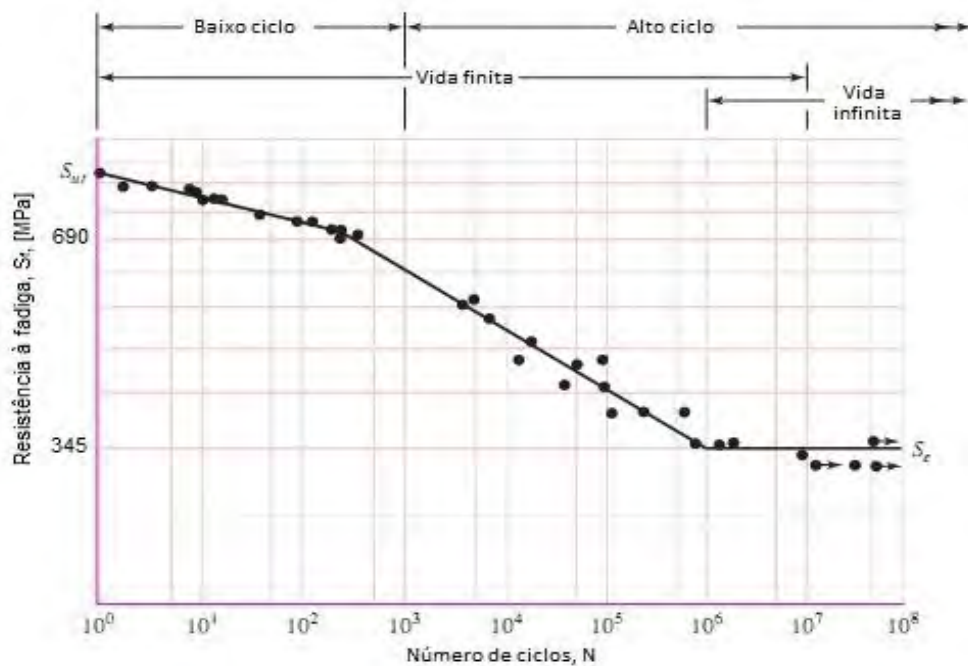


Figura 2.12 - Gráfico S-N típico para aço carbono.
Fonte: Modificado de Budynas (2008).

Este diagrama pode ser construído em papel log ou dilog. No caso de metais e ligas ferrosas, o gráfico se torna horizontal após o material ter sido tensionado por um certo número de ciclos. A plotagem em papel log enfatiza a dobra na curva, a qual não poderia ser aparente se os resultados fossem dispostos em coordenadas cartesianas.

Para alguns materiais importantes para a engenharia, a curva S-N se torna horizontal em uma determinada tensão limite. Abaixo desta tensão, que é conhecida por limite de resistência à fadiga ou limite de fadiga (S_e), presume-se que o material resista um número infinito de ciclos sem fraturar. A maioria dos materiais não-ferrosos não possui um limite de fadiga verdadeiro, pois a curva S-N nunca se torna horizontal. Para estes casos e para tensões acima do limite de fadiga, é mais apropriado caracterizar o material por sua resistência à fadiga em um número arbitrário de ciclos $N(S_f)$, geralmente $N = 5 \cdot 10^8$.

É distinguível também na Figura 2.12 uma região de vida finita e uma região de vida infinita. A fronteira entre estas duas regiões não pode ser generalizada e deve ser característica de cada material. Esta fronteira se encontra geralmente entre 10^6 e 10^7 ciclos para aços.

A maioria dos projetos leva em conta características do material como o limite de resistência à tração. Porém, o uso da capacidade mínima do material para o projeto pode resultar em estimativas ultra conservadoras da probabilidade de falha ou podem ser conservadoras na estimativa das tensões cíclicas permissíveis. Uma aproximação da vida em fadiga (de alto ciclo) baseada em estatística, resposta estrutural e probabilidade de falha pode ser a maneira mais racional de se chegar a um projeto admissível (NICHOLAS, 1999).

2.5.4 Nucleação e Propagação de Trincas de Fadiga

Cerca de 90% da vida em fadiga de alto ciclo envolve a nucleação da trinca. Na ausência de tensões residuais, valores de rugosidade média de superfícies usinadas que excedem $0,1 \mu\text{m}$ possuem forte influência na vida em fadiga. Para rugosidades médias abaixo de $0,1 \mu\text{m}$, este efeito é diminuído de acordo com a nucleação de trincas, devido a bandas de deslizamento persistentes ou nos contornos de grão (NOVOVIC et al., 2004).

A influência da condição da superfície usinada no comportamento em fadiga é devido predominantemente à rugosidade. O limite de fadiga diminui com o aumento da rugosidade, porém a influência dos parâmetros de corte nos limites de fadiga é menor do que a influência na rugosidade (LOPES; SALES; PALMA, 2008).

Se forem empregados parâmetros de corte corretos, processos de usinagem como o HSC, torneamento e retificação podem prover um aumento no desempenho em fadiga com

relação a superfícies polidas. O efeito da rugosidade relativamente maior (comparada a das superfícies polidas) é atenuado pela indução de tensões residuais de compressão na superfície (NOVOVIC et al., 2004).

Quando o comportamento em fadiga leva em conta fatores de concentração de tensão (calculados com base na topografia da superfície, por meio do método de elementos finitos) e não os parâmetros geométricos em si, a vida estimada se aproxima da vida real do componente (SURARATCHAI; LIMIDO; CHIERAGATTI, 2008).

Segundo Budynas (2008), uma falha por fadiga apresenta três estágios de desenvolvimento:

- O Estágio I é caracterizado pela nucleação de uma ou mais micro-trincas devido à deformação plástica cíclica seguida de propagação cristalográfica, que se estende por entre 2 a 5 grãos em torno da origem. As micro-trincas do estágio I não são distinguíveis a olho nu;
- O Estágio II progride de micro-trincas para macro-trincas formando superfícies de fratura semelhantes a planos paralelos separados por picos longitudinais. Os planos geralmente são regulares e normais à direção de máxima tensão de tração. Estas superfícies podem ser bandas em forma de ondas claras e escuras, conhecidas por marcas de praia. Durante o carregamento cíclico, essas superfícies trincadas abrem e fecham, atritando-se umas nas outras e o aparecimento da marca de praia depende de mudanças no nível ou na frequência do carregamento e da natureza corrosiva do ambiente;
- O Estágio III ocorre durante os últimos ciclos de tensão, quando o material remanescente não pode suportar as cargas, resultando numa fratura repentina e com alta velocidade de propagação da trinca. Uma fratura de estágio III pode ser dúctil, frágil ou uma combinação das duas. Quase sempre, as marcas de praia (se existirem) e possíveis marcas geradas durante o estágio III (chamadas de linhas *chevron*) apontam para a origem da trinca (BUDYNAS, 2008).

A Figura 2.13 apresenta o aspecto de cada uma das etapas da propagação da trinca.

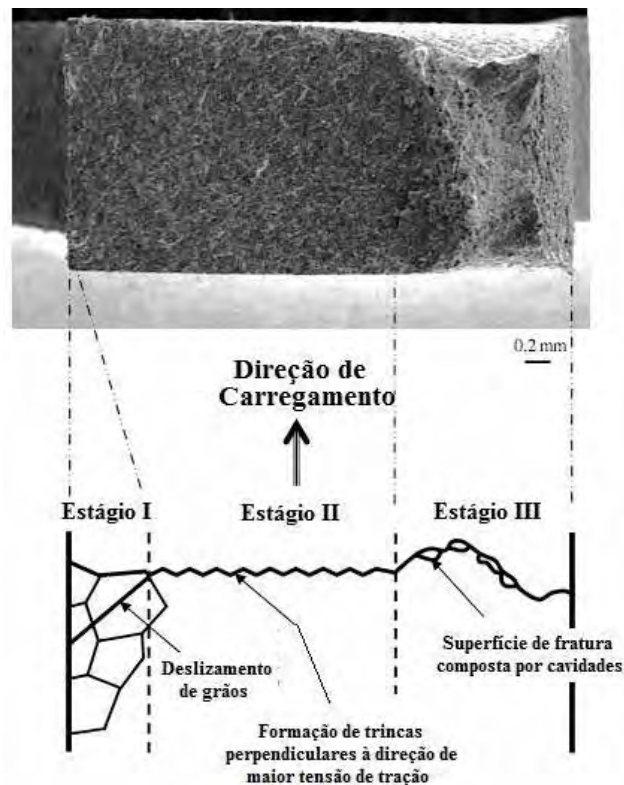


Figura 2.13 - Superfície de fratura com indicações das etapas de propagação de trinca.
Fonte: Modificado de Okayasu et al. (2008).

Alguns autores, como Callister (2008) e Tokimatsu e Ferreira (2006), dividem o estágio II de propagação de trinca em duas etapas distintas:

- Crescimento da trinca em bandas de deslizamento: envolve o aprofundamento da trinca inicial nos planos de elevada tensão cisalhante. Esta etapa é freqüentemente chamada de estágio I de crescimento de trinca;
- Crescimento de trinca em planos de elevada tensão de tração: envolve o crescimento da trinca (já bem definida) em uma direção normal à máxima tensão de tração. Geralmente chamada de estágio II de crescimento de trinca.

A porção relativa da vida em fadiga que está envolvida em cada uma das etapas citadas depende das condições de teste e do material. No entanto, é bem estabelecido que uma trinca de fadiga possa ser formada antes de 10% da vida total do componente (CALLISTER, 2008). Há então considerável ambiguidade em decidir quando uma banda de deslizamento mais aprofundada deve ser considerada uma trinca. Em geral, porções maiores da vida em fadiga estão envolvidas com a propagação das trincas no estágio II para fadiga de baixo ciclo do que para fadiga de alto ciclo. Analogamente, o estágio I de

crescimento de trinca consome uma porção maior da vida para níveis de tensões mais baixos (fadiga de alto ciclo).

A região de uma superfície de fratura que se formou durante a etapa de propagação de trinca pode ser caracterizada por dois tipos de marcas chamadas de marcas de praia e estrias. As duas características indicam a posição da ponta da trinca em um determinado tempo e aparecem como cristas concêntricas que se expandem a partir do ponto (ou dos pontos) de nucleação de trinca, freqüentemente de forma circular ou semicircular. Marcas de praia possuem dimensões macroscópicas e podem ser observadas a olho nu. Estas marcas são encontradas em componentes que sofreram interrupções durante a etapa de propagação de trincas.

Por outro lado, estrias de fadiga são de tamanho microscópico e sujeitas à observação com microscopia eletrônica (de varredura ou de transmissão). Acredita-se que cada estria representa um comprimento de avanço da frente da trinca durante um único ciclo de carregamento. A largura da estria depende do (e aumenta com o) aumento do intervalo de tensão.

Deve-se enfatizar que, apesar de possuírem a mesma aparência, marcas de praia e estrias são características de fratura de fadiga diferentes, tanto em dimensão quanto origem. Podem, literalmente, existir milhares de estrias dentro de uma única marca de praia.

Quase sempre a causa de uma falha pode ser deduzida após o exame das superfícies de fratura. A presença de marcas de praia e/ou estrias em uma superfície de fratura confirma que a causa da falha foi fadiga. No entanto, a ausência de uma ou das duas características não significa que a fadiga não possa ser sido a causa da falha.

Além disso, estas duas características não aparecerão na região onde ocorre a terceira etapa da propagação de trinca (ruptura final), que geralmente apresentará características de falha frágil.

São necessários três fatores básicos para causar uma falha por fadiga: tensão de tração em um valor máximo suficientemente alto, elevada variação ou flutuação na tensão aplicada e um número suficientemente elevado de ciclos de tensão aplicada.

Uma consideração estrutural importantíssima é que as trincas de fadiga geralmente se iniciam em uma superfície livre. Nos raros casos onde a trinca se inicia no interior do material ou do componente, sempre há uma interface envolvida, como por exemplo, uma camada cementada e o metal base.

Uma importante característica estrutural que aparenta ser exclusiva da deformação por fadiga é a formação de cristas e sulcos superficiais, chamadas de extrusões e intrusões, que são a origem das trincas. W. A. Wood sugeriu um mecanismo para a produção de intrusões e extrusões: a construção sistemática de pequenos movimentos de deslizamento,

correspondentes a ordem de 1 nm (ao contrário de 100 a 1000 nm para carregamentos estáticos). Acredita-se que tal mecanismo permita a acomodação da grande deformação total (soma de microdeformações a cada ciclo) sem causar elevado encruamento do material. A Figura 2.14 mostra esquematicamente este processo.

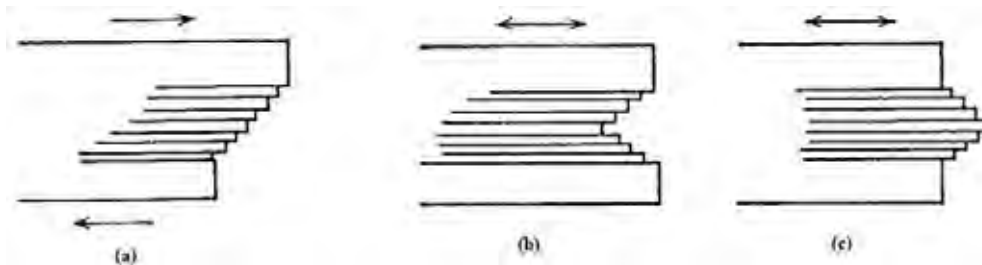


Figura 2.14 - Conceito de Wood para microdeformações que levam à trinca de fadiga. (a) deformação para carregamento estático; (b) formação de intrusão e (c) formação de extrusão.

Fonte: Modificado de Dieter (1988).

Este mecanismo estava de acordo com o fato de que as trincas se iniciam na superfície e que as trincas se iniciam em intrusões e extrusões.

Uma vez nucleada, no estágio I, a propagação da trinca ocorre ao longo das bandas de deslizamento persistentes e pode se estender por apenas uns poucos comprimentos de grão antes de mudar para o estágio II. A taxa de propagação da trinca neste estágio é da ordem de nanômetro por ciclo e a superfície de fratura não apresenta nenhuma característica especial.

Ao contrário da fratura do estágio I, a fratura do estágio II apresenta marcas de ondulações, ou estrias de fadiga. Cada estria foi gerada por apenas um ciclo de tensão e representa uma posição sucessiva da ponta da trinca durante o crescimento. As estrias podem não ser visíveis por características próprias do material (não possuir ductilidade suficiente para produzir estrias visíveis por deformação plástica) ou por algum dano causado à superfície de fratura. Uma vez que o estágio II não ocorre por toda a vida em fadiga, não é correto dizer que a contagem de estrias fornecerá o histórico dos ciclos até a falha.

A propagação de trincas no estágio II ocorre por um processo de embotamento plástico, como o ilustrado na Figura 2.15.

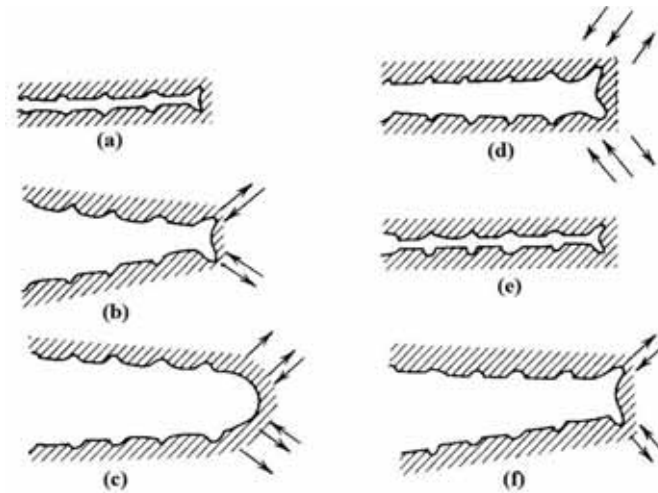


Figura 2.15 - Processo de embotamento plástico para estágio II de propagação de trincas.
Fonte: Modificado de Dieter (1988).

Na Figura 2.15, a ponta da trinca é aguda (a). Conforme a tensão de tração é aplicada, o pequeno entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo de planos localizados a 45° do plano da trinca (b). Em (c), conforme a trinca se alarga até sua extensão máxima, ela se propaga por cisalhamento plástico e se torna mais embotada. Quando o carregamento se torna compressivo, a direção de deslizamento é invertida (d). As faces da trinca são pressionadas uma à outra e a nova superfície criada em tensão é forçada ao plano da trinca (e) onde parcialmente dobra por flambagem para formar a nova ponta de trinca. Esta nova ponta está pronta para avançar e ser embotada no próximo ciclo (f).

A falha por fadiga se deve à formação e propagação de trincas. A trinca de fadiga tipicamente se iniciará em uma descontinuidade no material, onde a tensão cíclica atinge um valor máximo. Variadas condições podem acelerar a iniciação da trinca, incluindo tensões residuais, elevadas temperaturas, ambiente corrosivo, etc.

2.5.5 Critérios de Falha por Fadiga para Tensões Flutuantes

Alguns critérios de falha devem ser adotados para análise do comportamento em fadiga quando o valor de tensão média é diferente de zero (maioria dos casos em engenharia).

O diagrama de Goodman modificado possui a tensão média traçada ao longo da abscissa e todos os outros componentes de tensão marcados no eixo das ordenadas, com a tração na direção positiva. O limite de fadiga e a resistência à fadiga (S_e), conforme o caso,

são marcados no eixo das ordenadas acima e abaixo da origem. A linha de tensão média é uma linha a 45° partindo da origem para a resistência à tração do componente. O diagrama de Goodman modificado consiste de linhas construídas acima e abaixo da origem. A tensão de escoamento também é marcada em ambos os eixos, porque o escoamento seria um critério de falha se S_{max} exceder o limite de escoamento S_y .

Há ainda outros critérios de falha além do critério de Goodman modificado. Alguns deles são apresentados na Figura 2.16.

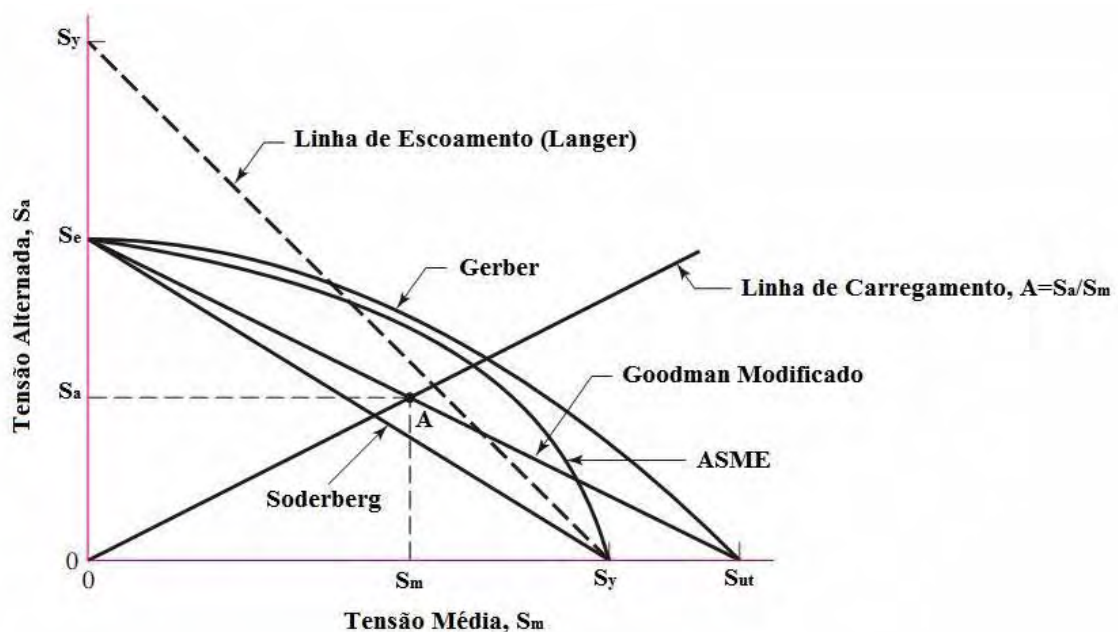


Figura 2.16 - Critérios de falha para projetos visando comportamento em fadiga.
Fonte: Modificado de Budynas (2008).

Dentre outros critérios, os mais utilizados são a parábola de Gerber, a linha de Soderberg e ASME.

Uma primeira impressão que se forma ao observar um diagrama $S_a - S_m$ é de que existe um local que separa as possíveis combinações entre tensão alternada e tensão média em seguras e perigosas. Com o levantamento de mais dados, tornou-se claro que não havia uma fronteira, e sim uma faixa na qual a probabilidade de falha por fadiga poderia ser estimada.

As curvas apresentadas na Figura 2.16 podem ser levantadas considerando-se as equações apresentadas na Tabela 2.4.

Tabela 2.4 - Critérios de falha para o projeto em fadiga.

Critério	Tipo de Curva	Equação
Soderberg	Reta	$\frac{S_a}{S_e} + \frac{S_m}{S_y} = 1$
Goodman modificado	Linha reta	$\frac{S_a}{S_e} + \frac{S_m}{S_{ut}} = 1$
Gerber	Parábola	$\frac{S_a}{S_e} + \left(\frac{S_m}{S_{ut}}\right)^2 = 1$
ASME	Elipse	$\left(\frac{S_a}{S_e}\right)^2 + \left(\frac{S_m}{S_y}\right)^2 = 1$
Langer	Reta	$S_a + S_m = S_y$

Lembrando-se que S_e é o limite de fadiga (mesmo que estimado), S_y é o limite de escoamento do material e que os critérios devem ser utilizados em conjunto com uma linha de razão de amplitude (A ou R).

2.5.6 Fadiga de Metais de Grãos Ultrafinos

Claramente para materiais com microestrutura refinada, efeitos interessantes e importantes do tamanho de grão muito pequeno existem e não possuem correspondentes quando trabalhando com tamanhos de grão considerados convencionais (MUGHRABI; HÖPPEL, 2010).

Segundo Höppl et al. (2006), a resistência à fadiga de materiais de grãos ultrafinos, comparados aos seus homólogos de grãos convencionais, é de considerável interesse. Uma vez que os mecanismos microscópicos do processo de fadiga em metais de grãos ultrafinos não foram bem compreendidos até o momento, um conhecimento teórico mais profundo é requerido com a finalidade de tornar apto o uso completo das propriedades deste tipo de material.

Segundo Hanlon, Tabachnikova e Suresh (2005), o refino de grão promove um aumento nas propriedades de fadiga em testes em que o controle é feito por meio de tensão (fadiga de alto ciclo) e nos quais os corpos de prova são levados até a falha.

Comparando metais de grãos convencionais e metais de grãos ultrafinos, os últimos apresentam deterioração da vida em fadiga em fadiga de baixo ciclo (elevadas amplitudes de deformação plástica). Por outro lado, no regime de fadiga de alto ciclo (baixas amplitudes de deformação plástica), a vida é fortemente melhorada em no mínimo uma ou mais ordens de grandeza (HÖPPEL, 2006).

Porém, segundo Cavaliere (2009), nos metais com grãos refinados, ocorre um aumento na taxa de propagação de trinca, quando comparado ao material de grãos convencionais.

Deste modo, a possível causa na melhoria do comportamento em fadiga de materiais com microestrutura refinada está ligada ao retardamento da nucleação de trincas.

A partir das observações feitas pelos autores supracitados, nota-se que os materiais com grãos refinados apresentam surpreendentes propriedades de resistência (obtidas em ensaios monotônicos) e de fratura. É interessante verificar se estas excelentes propriedades se apresentarão também no comportamento em fadiga de corpos de prova com superfícies usinadas (sem polimento).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Todos os materiais, equipamentos e procedimentos experimentais adotados para obtenção das variáveis relacionadas aos ensaios de integridade superficial são descritos na sequência. Este capítulo contém o planejamento experimental estabelecido, banco de ensaios, especificações dos corpos de prova e ferramentas de corte utilizadas e o procedimento experimental adotado. Algumas referências apresentadas neste capítulo referem-se a trabalhos de caracterização microestrutural desenvolvidos por pesquisadores do Grupo de Pesquisa em Usinagem (GPU).

3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Os ensaios de usinagem propostos na pesquisa inicialmente seguiram o processo de delineamento e planejamento experimental. A organização dos ensaios, as definições dos fatores de controle (variáveis de entrada), dos níveis dos fatores de controle (faixa de variação das variáveis de entrada), do número de medidas (repetições) e da estratégia de tratamento dos resultados foram consideradas nesta fase.

O roteiro empregado para direcionar a pesquisa baseou-se nas sete etapas, a saber: 1. reconhecimento do problema; 2. escolha dos fatores de controle, níveis e faixas de exploração; 3. seleção das variáveis de resposta; 4. escolha do modelo estatístico para tratamento dos resultados; 5. realização do experimento; 6. análise estatística dos resultados e finalmente 7. conclusões e recomendações.

A operação de fresamento já estava pré-definida em função deste trabalho ser parte de um projeto mais amplo envolvendo fresamento em alta velocidade. Dessa maneira, coube a esta pesquisa um estudo comparativo entre o fresamento com velocidade de corte convencional e em HSC, por meio do estudo da influência dos parâmetros de corte na integridade superficial do material da peça estudado.

Assim, os ensaios de usinagem foram realizados sem a utilização de fluido de corte e com parâmetros geométricos da ferramenta constantes, os quais serão mais bem detalhados no item 3.4 e 3.5.1 adiante. Como variáveis de entrada, foram adotadas a velocidade de corte (v_c) e o avanço por dente (f_z).

Para o intervalo de variação dos dados de entrada, foi preciso utilizar valores que gerassem possíveis diferenças nas variáveis de saída, decorrentes das condições de corte adotadas (convencional e HSC). A faixa de dados empregada também foi incorporada do

projeto mais amplo, no qual este trabalho se insere, porém esta matriz experimental, que não inclui variações na profundidade de usinagem (a_p - mantida em 0,5 mm) , foi estabelecida após ensaios preliminares.

A exclusão da profundidade de usinagem é justificada pelo fato de a velocidade de corte e o avanço serem as variáveis mais influentes na rugosidade e na tensão residual. Além disso, uma matriz mais enxuta é vantajosa do ponto de vista dos ensaios de fadiga, que são dispendiosos em tempo e custo.

Sob o enfoque estatístico, com a combinação entre si das variáveis de entrada, denominados mais propriamente como fatores de controle, foi possível definir um projeto fatorial completo $2^2 + 1$ (considerando o material da peça), com seis réplicas e nível de significância $\alpha = 5\%$, para aplicação da Análise de Variância (ANOVA) sobre as variáveis de resposta, mais especificamente, a rugosidade e a tensão residual. O comportamento em fadiga foi analisado distintamente, como pode ser visto no item 3.5.4.

Sendo assim, a Tabela 3.1 apresenta os fatores de controle, seus respectivos níveis adotados nos ensaios de usinagem e as variáveis de resposta estudadas.

Tabela 3.1 - Parâmetros de corte adotados no ensaio de usinagem.

Fatores de controle	Níveis	Condições de Usinagem				Resposta
		C1	C2*	C3**	C4	Rugosidade
Velocidade de corte [m/min]	2	100	100	600	600	Tensão Residual
Avanço [mm/dente]	2	0,05	0,2	0,05	0,2	Fadiga

* Condição considerada “convencional” ** HSC: *High-Speed Cutting* (corte com alta velocidade).

3.2 BANCO DE ENSAIOS

Os ensaios de usinagem foram conduzidos em um centro de usinagem CNC, marca ROMI, modelo Discovery 560, com rotação máxima de 10.000 rpm, potência de 11 kW e avanço rápido máximo de 30 m/min. Pelo fato de o material bruto ser uma barra de seção transversal retangular, o tipo de fixação mais adequado foi uma morsa. A Figura 3.1 apresenta os detalhes do sistema de fixação e do processo de referenciamento da peça para a elaboração do programa CNC.

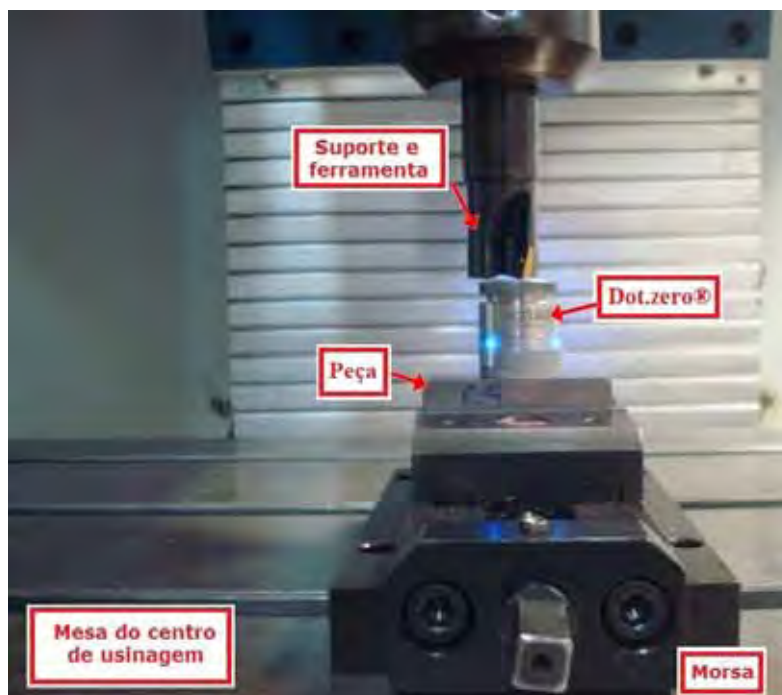


Figura 3.1 - Fixação do corpo de prova e referenciamento da peça nos eixos da máquina.

Para obter os resultados quantitativos da rugosidade, utilizou-se um rugosímetro da marca Mitutoyo, modelo SJ-201P, contendo uma agulha de diamante com raio de ponta de 5 μm e cutoff de 0,8mm. Os dados qualitativos (imagens) das superfícies fresadas foram feitas empregando-se o perfilômetro ótico Veeco, modelo Wyko NT9100, pertencente ao Laboratório de Usinagem de Precisão, da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC/USP). O comportamento da tensão residual foi avaliado no Laboratório de Difração de Raio X, do Centro de Ciência e Tecnologia de Materiais (CCTM/IPEN). O equipamento utilizado foi um difratômetro, marca RIGAKU, modelo DEMAX.

Os ensaios de fadiga foram realizados em três fases, cada qual em laboratórios distintos. O primeiro lote de amostras foi ensaiado ao Laboratório de Ensaios Mecânicos, sediado na Faculdade de Engenharia Mecânica (FEM/UNICAMP), recorrendo-se a máquina de ensaios mecânicos *Material Testing System* (MTS), Modelo 810 - TestStar II. Devido à quebra de máquina, uma segunda fase foi executada em uma máquina de ensaios mecânicos Instron, pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG/UNESP). Devido à pouca disponibilidade de tempo de máquina na FEG, os ensaios de fadiga foram finalizados na Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília (FT/UnB), utilizando-se um equipamento idêntico ao da UNICAMP. A modalidade de ensaio escolhida foi flexão em quatro pontos.

3.3 CORPOS DE PROVA

A obtenção dos corpos de prova foi realizada na Universidade Federal de São Carlos (UFSCar), em um acordo de cooperação científica estabelecido para andamento e cumprimento desse projeto de pesquisa, e demandou razoável tempo e esforço para gerar em um aço baixo-carbono uma estrutura de grãos ultrafinos. O material, fornecido pela COSIPA S/A (atual Usiminas) na forma de chapa grossa laminada, denomina-se comercialmente como COS AR60. A especificação química do material pode ser visualizada na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Especificação química do material utilizado nos testes de usinagem (% em peso).

C	Mn	P	S	Si	Al	Cu	Cr	Ni	Nb	V	Ti	Ceq
0,15	1,49	0,027	0,009	0,27	0,046	0,005	0,276	0,008	0,048	0,044	0,016	0,40

Foi exigido um prévio conhecimento da metodologia a ser empregada, incluindo um entendimento razoável do estado da arte sobre aços com estrutura de grãos ultrafinos. Para este fim, foi feito o estudo de artigos fornecidos pelo Prof. Dr. Oscar Balancin do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa/UFSCar). Para que a microestrutura fosse finamente refinada, faz-se necessário alcançar grandes níveis de deformação, aliados a ciclos térmicos. Um processo de torção foi utilizado por Neto (2006), porém apenas uma pequena camada superficial de grãos ultrafinos foi obtida. Para o refino de grão fosse alcançado em toda a seção transversal dos corpos de prova, optou-se por adotar o processo de laminação ao invés de torção.

Superado este obstáculo, o processo de laminação teve de ser feito a morno para não sobrecarregar a capacidade do laminador, que apesar de robusto, possuía suas limitações de carregamento. Uma pequena equipe teve de ser preparada para assegurar a eficiência do mecanismo empregado e, sendo assim, uma pessoa ficou encarregada de abrir e fechar o forno, outra de encaminhar a peça até o laminador e posterior retorno ao forno, e uma terceira para regular o passe e realizar o retorno da peça no laminador. Apesar da robustez do laminador, foi possível garantir o controle das reduções na espessura dos corpos de prova com o uso de um paquímetro.

Assim, parte dos corpos de prova foi submetida a um tratamento termomecânico para obtenção de uma estrutura de grãos ultrafinos. Os corpos de prova de dimensões 25 x 25 x 70 mm, extraídos da chapa grossa, foram temperados em forno de resistência elétrica com resfriamento em água para atingir uma maior dureza. Após o processo de têmpera, as

peças foram aquecidas e laminadas em três passes com retorno ao forno entre os passes para reaquecimento e, ao final, aquecimento à temperatura intercrítica com posterior resfriamento em água.

Os equipamentos utilizados no processamento termomecânico dos materiais são apresentados na Figura 3.2.



Figura 3.2 - Laminador e forno de resistência elétrica.

Desta forma, os corpos de prova utilizados neste trabalho são do mesmo material, porém submetidos a duas condições: “CR” e “GUF”. A denominação “CR” foi atribuída ao material em sua forma “como recebido”, ou seja, sem passar pelo tratamento termomecânico. Já a denominação “GUF” (sigla para “grãos ultrafinos”) se refere ao material que foi submetido ao tratamento termomecânico.

Para confirmar a resposta do material ao tratamento de refino de grão, foram realizadas no Laboratório de Preparação de Amostras da FEIS/UNESP imagens da microestrutura, tanto de CR quanto de GUF. As imagens feitas através de microscopia ótica (MO) são apresentadas na Figura 3.3.

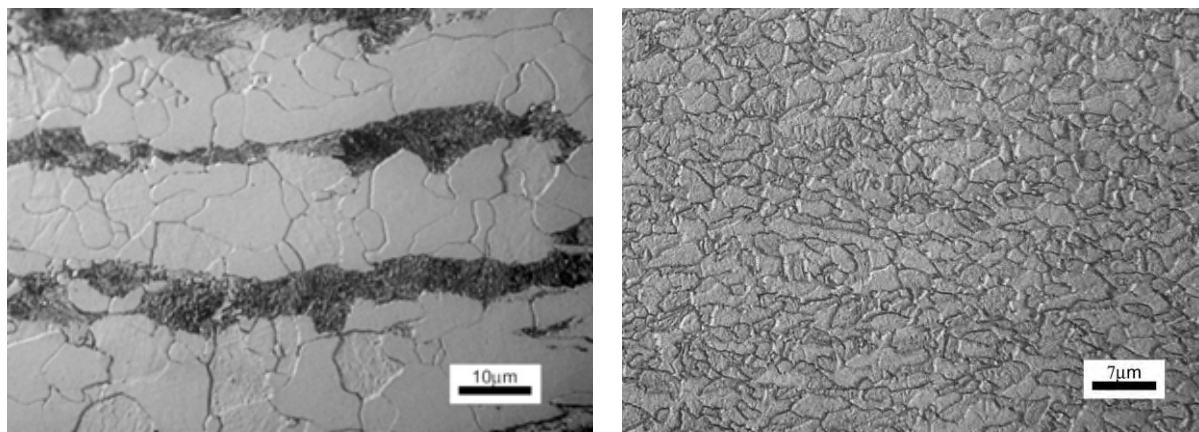


Figura 3.3 - Microestruturas das amostras (a) CR e (b) GUF (ataque Nital 2%).
Fonte: Assis (2010).

A determinação do tamanho médio de grão foi feita com base na norma ASTM E112-96, cujos métodos de medição são aplicáveis principalmente para as estruturas de grão de única fase, porém eles podem ser aplicados para determinar o tamanho médio de um determinado tipo de estrutura de grãos em um modelo multifásico ou multiconstituinte. Os valores obtidos foram $10,8 \pm 3,80 \mu\text{m}$ para o material CR e $1,7 \pm 0,32 \mu\text{m}$ para o material GUF.

Visando mostrar as diferenças entre as condições microestruturais dos corpos de prova, a Tabela 3.3 apresenta o limite de escoamento e de resistência disponibilizadas pelo fornecedor (para o material CR) e medidas através do ensaio de tração (para o material GUF). A dureza Vickers dos corpos de prova foi medida no Laboratório de Ensaio Mecânicos da FEIS/UNESP segundo a norma ASTM E92-82. A carga empregada nas medições foi de 98 N (10 kgf). Os dados representam a média de cinco medidas obtidas de cada peça. A energia Charpy com entalhe em V foi determinada no mesmo laboratório, empregando o ensaio Charpy Instrumentado e considerando quatro amostras para cada condição de material da peça.

Tabela 3.3 - Materiais dos corpos de prova caracterizados pela dureza e condição microestrutural.

Condição do Material	Dureza [HV]	S _y [MPa]	S _{ut} [MPa]	E _{cv} [J]	Identificação
“Como Recebido”	198 ± 2,6	530	630	229,8 ± 15,0	CR
Refinado	322 ± 7,3	530	1000	32,2 ± 1,8	GUF

As peças submetidas ao tratamento termomecânico de laminação, antes de realizar os testes de fresamento, foram pré-usinadas por meio de um processo de fresamento convencional, visando à obtenção de superfícies planas. Após a pré-usinagem, foi obtida uma geometria prismática de dimensões 10 x 24 x 115 mm. Essas etapas podem ser observadas na Figura 3.4.

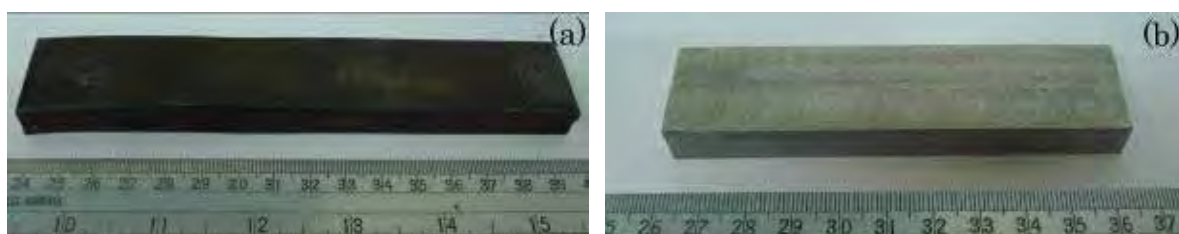


Figura 3.4 - (a) vista superior em perspectiva da amostra bruta, (b) vista superior em perspectiva da amostra pré-usinada (material com estrutura de grãos ultrafinos - GUF).

A geometria do material após a laminação corrobora com a escolha do ensaio de flexão em quatro pontos utilizando corpos de prova planos para os ensaios de fadiga.

Os ensaios de fadiga demandam um número grande de corpos de prova. Por isso, quanto mais simples fosse sua geometria, menor seria o tempo gasto para confecção e menor o desgaste das ferramentas utilizadas. De posse de tais informações, a geometria final adotada para os ensaios de fadiga é mostrada na Figura 3.5. As tolerâncias dimensionais não ultrapassaram $\pm 0,1$ mm e os topos das extremidades foram apenas pré-usinados, a exemplo da face de aplicação da carga no ensaio de fadiga.

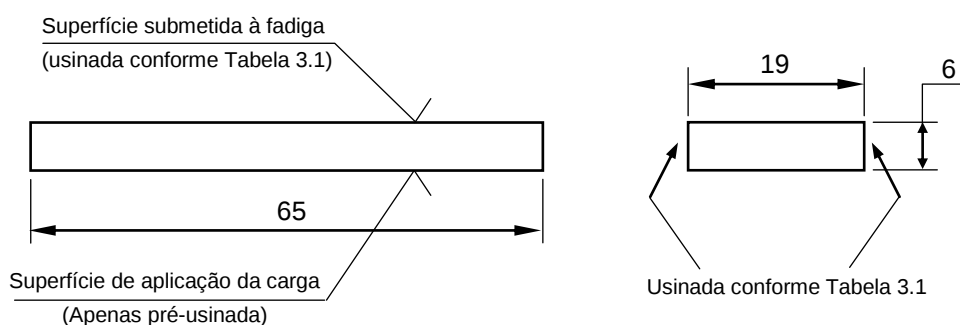


Figura 3.5 - Geometria e estados de superfície dos corpos de prova de fadiga.

A confecção dos corpos de prova foi realizada de acordo com os procedimentos apresentados no item 3.5.1 a seguir.

3.4 FERRAMENTAS DE CORTE

Os insertos de metal duro e o suporte para mandril porta-fresa empregados nos ensaios de fresamento foram especificados com auxílio da Sandvik Coromant, fabricante das ferramentas. As pastilhas revestidas de Al_2O_3 pertencem à classe ISO P15, podendo variar entre P5 e P25, que congrega boa tenacidade e elevada resistência ao desgaste. São ferramentas adequadas para operações de fresamento otimizado, sem refrigeração, na usinagem de aços com altas taxas de remoção de material e elevadas velocidades de corte.

Os ensaios foram realizados com o inserto de código R390-11 T3 08M-PM GC 4220. Os insertos retangulares apresentam espessura de 3,59 mm, comprimento de 11 mm, largura de 6,8 mm, raio de ponta de 0,8 mm, ângulo de folga de 21° e ângulo de posição de 90° . A profundidade máxima recomendada e a rotação são 10 mm e 36.500 rpm, respectivamente. Os avanços por dente variam de 0,08 a 0,15 mm e a velocidade de corte inicial indicada é 560 m/min.

O suporte dos insertos, de código R390-025A25-11L, apresenta sistema de fixação porta-barras, de diâmetro 25 mm, passo largo com 2 insertos intercambiáveis para fresamento de cantos a 90°, faceamento, faceamento de canais, interpolação helicoidal, fresamento em rampa, de mergulho e mandrilamento helicoidal. A Figura 3.6 mostra o suporte e a pastilha de forma ilustrativa.

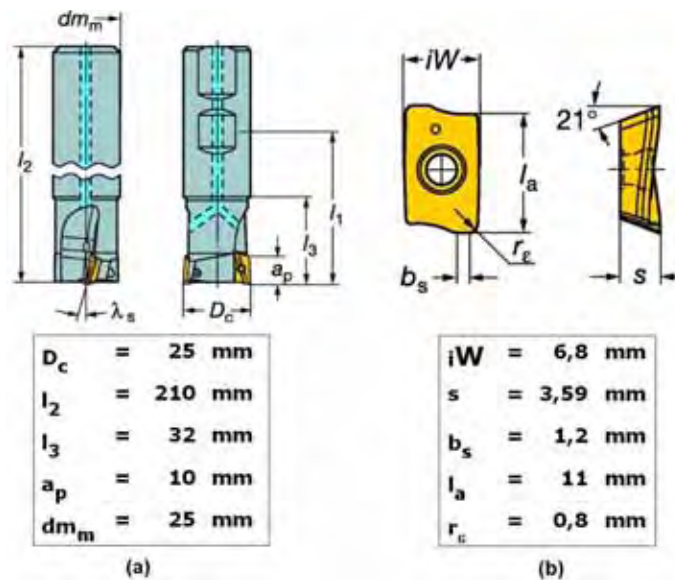


Figura 3.6 - Esquema do suporte (a) e do inserto de metal duro (b).
Fonte: Sandvik (2008).

3.5 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Este item apresenta todos os procedimentos empregados durante esta pesquisa para obtenção dos resultados. Ele está dividido em: ensaios de usinagem, medição de rugosidade, tensão residual e ensaios de fadiga.

3.5.1 Ensaios de Usinagem

Os ensaios de fresamento foram realizados segundo a operação de faceamento, seguindo trajetória linear no plano xy. Nesta operação, ocorrem tanto o corte concordante quanto o corte discordante. Devido à dimensão e à geometria dos corpos de prova, a usinagem foi realizada do seguinte modo:

- Uma vez que o diâmetro da ferramenta era superior à largura do corpo de prova, a camada superficial era completamente removida a cada passe;
- Foram realizados passes com profundidade de usinagem igual a 0,2 mm (ou inferior), em condições de pré-usinagem ($v_c \approx 100$ m/min e avanço manual), até que restasse um sobremetal de 0,5 mm, em relação à espessura final do corpo de prova, que seria então removido em condições de ensaio, tais como apresentadas na Tabela 3.1;
- Qualquer irregularidade verificada durante a usinagem era anotada em folha de controle nos campos designados, como ruído diferenciado, acabamento da peça, formação de cavaco, vibração excessiva, má fixação da peça ou ferramenta, etc;
- As arestas das ferramentas eram monitoradas utilizando microscópio ótico para que possíveis desgastes não causassem erros dimensionais e influíssem na integridade superficial das peças. Cada troca de ferramenta foi devidamente anotada em folha de controle;
- Como havia a possibilidade da nucleação da trinca nas laterais dos corpos de prova (mesmo que indesejável), estas também foram usinadas de acordo com as etapas supracitadas (ver Figura 3.5);
- Uma vez que os corpos de prova estariam submetidos à tensão de tração em uma face e tensão de compressão na face oposta, de modo a otimizar a confecção dos corpos de prova, apenas a face que estaria submetida a tensões de tração foi usinada em condições de ensaio (ver Figura 3.5).

Após a usinagem, os corpos de prova eram retirados da máquina e levados para a medição de rugosidade da superfície acabada. Posteriormente, foram realizadas as medições de tensão residual e, por fim, eles foram utilizados no ensaio de fadiga. A medição de rugosidade, tensão residual e os ensaios de fadiga são detalhados em sequência.

3.5.2 Medição de Rugosidade

O processo de quantificação da rugosidade dos corpos de prova ocorreu da forma mais tradicional, por meio de um rugosímetro digital portátil, o qual está especificado no item 3.2. Para a realização dessas medições, os corpos de prova foram posicionados sobre uma base magnética em “V” retificada para proporcionar maior paralelismo e o suporte da agulha do rugosímetro foi fixado a uma haste para dar maior flexibilidade no manuseio e

posicionamento da agulha. Todo este conjunto foi montado sobre um desempenho de ferro fundido, conforme observado na Figura 3.7.



Figura 3.7 - Conjunto utilizado na medição de rugosidade.

Os parâmetros medidos foram R_a e R_y , os quais representam os valores médios e máximos, respectivamente. As definições desses parâmetros já foram apresentadas no item 2.3.2.

A rugosidade também foi avaliada na forma qualitativa, por meio do levantamento dos perfis das asperidades (possível através de comunicação entre o rugosímetro e um computador) e por meio de imagens feitas em perfilometria ótica, especificados no item 3.2. Esses resultados serão apresentados no item 4.1.1.

3.5.3 Medição de Tensão Residual

As medidas foram realizadas com base no método não destrutivo de difração de raio $X \sin^2\psi$, onde um feixe de raios X incide em um ponto na subsuperfície da amostra. Sendo pequena a profundidade de penetração do feixe, pode-se considerar para efeito de cálculo das tensões residuais um estado plano de tensões. Neste método, a tensão residual impressa na peça analisada foi obtida pela associação entre a variação das distâncias ($d_{\phi\psi}$) entre planos cristalinos do material e os ângulos relativos à tensão principal maior (ϕ) e à direção de deformação (ψ). Em posse da deformação, que ocorre na direção do par $\langle\phi, \psi\rangle$,

obteve-se a tensão residual recorrendo-se às quantidades elásticas do módulo de elasticidade (E) e do coeficiente de poisson (ν) do material.

As medições foram efetuadas em um ponto aproximadamente central (metade do comprimento e da largura). A tensão residual em cada ponto de medição foi medida segundo a direção do avanço da ferramenta de corte durante a usinagem, pois considerando-se possíveis efeitos sobre o comportamento em fadiga, esta direção seria a mais influente. A Figura 3.8 ilustra esquematicamente as informações apresentadas acima.

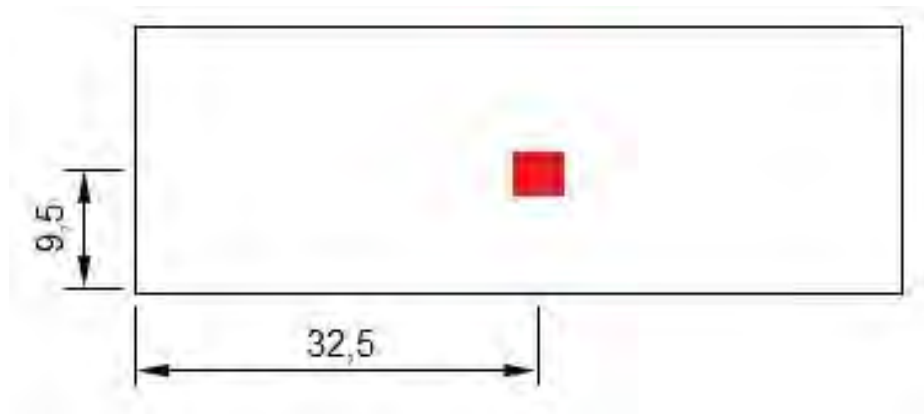


Figura 3.8 - Desenho esquemático ilustrando o ponto de medição da tensão residual nas amostras. Dimensões em mm.

A Figura 3.9 mostra a disposição do corpo de prova no difratômetro.

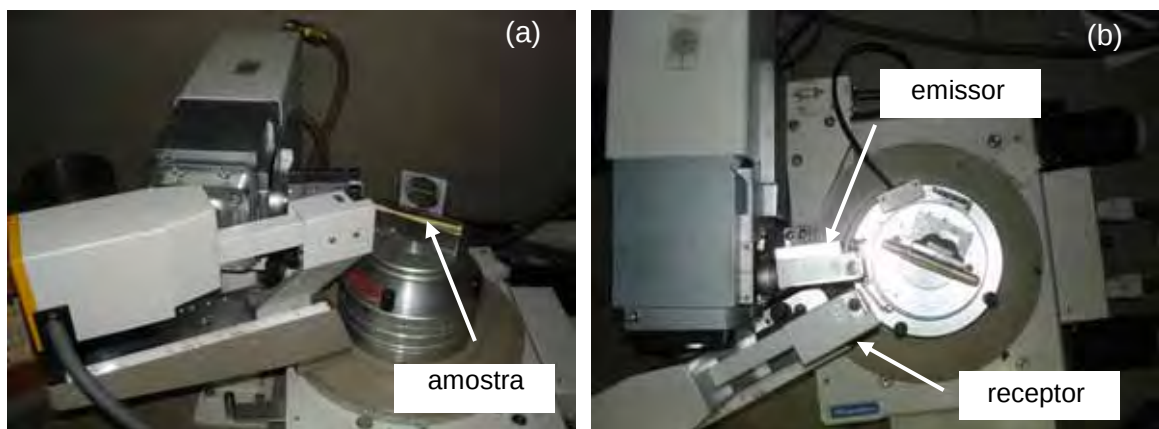


Figura 3.9 - Montagem interna do difratômetro. Vista frontal (a) e vista superior (b).

3.5.4 Fadiga

O carregamento em flexão é a configuração mais recomendada aos ensaios de fadiga para que sejam avaliados processos que causem alterações superficiais, pois torna a superfície do corpo de prova um local ainda mais favorável para a nucleação de trincas.

Assim, os ensaios de fadiga foram conduzidos em uma máquina servo-hidráulica, tal como especificada no item 3.2, considerando a modalidade flexão em quatro pontos, tal como mostra a Figura 3.10.

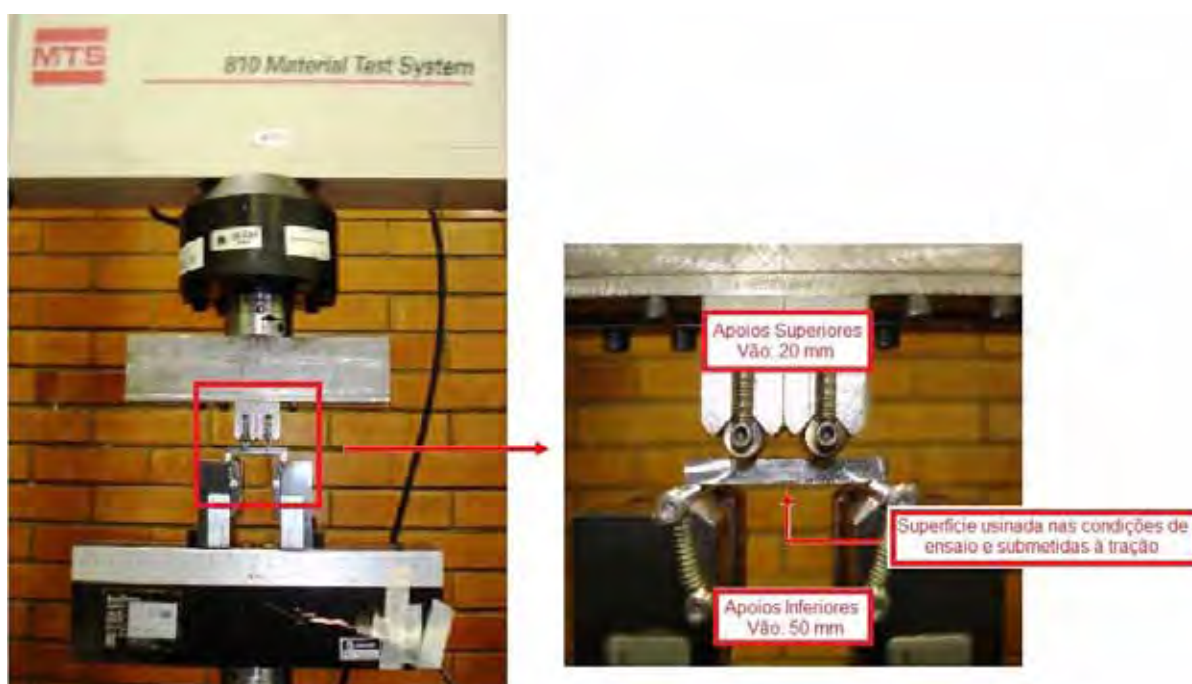


Figura 3.10 - Montagem experimental dos ensaios de fadiga em quatro pontos.

Na condução dos primeiros pré-testes de fadiga, decidiu-se realizar os ensaios de fadiga em flexão em três pontos. A adoção de apenas um ponto de apoio em uma das faces do corpo de prova apresentou como vantagem principal a redução do nível de carga a ser aplicada pela máquina (para as dimensões dos corpos de prova utilizados neste trabalho e para uma tensão de 100 MPa seriam necessários que fossem aplicados 1500 N para o ensaio em quatro pontos e somente 456 N para o ensaio em três pontos - com vão inferior de 50 mm em ambos os casos). Além disso, do ponto de vista prático, a adoção de três pontos de apoio minimiza a ação maléfica de pequenos desvios de paralelismo entre as faces opostas do corpo de prova (evitando que este deslize no dispositivo).

Todavia, a configuração em três pontos apresentou uma desvantagem em relação à configuração em quatro pontos: o maior nível de tensão se concentra em apenas um ponto

ao invés de uma região. Como uma trinca de fadiga se inicia preferencialmente em um local com maior nível de tensão, não seria simples identificar se a falha foi provocada por tal fato ou por pela introdução de um concentrador de tensões decorrente do processo de fabricação. A Figura 3.11 compara as distintas distribuições de tensão.

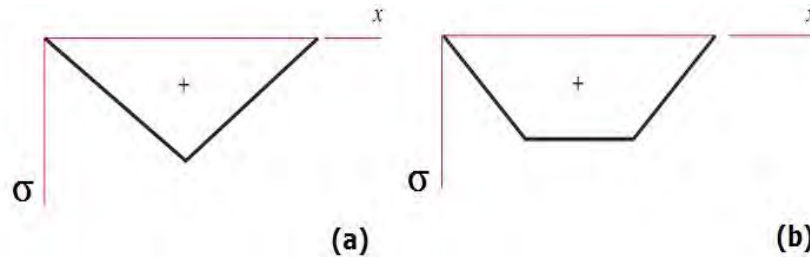


Figura 3.11 - Distribuição de tensão para configuração de ensaio em três (a) e quatro pontos (b).
Fonte: Modificado de Budynas (2008).

A distância entre os apoios superiores foi de 20 mm e a distância entre os apoios inferiores foi de 50 mm.

Procurou-se utilizar níveis de tensões próximos ao limite de fadiga estimado para que as possíveis influências das alterações superficiais se tornassem mais evidentes. A norma ASTM E739-91 recomenda para ensaios exploratórios que sejam adotados entre 6 e 12 amostras como quantidade mínima de corpos de prova. Além disso, deve ser alcançada uma porcentagem de replicação, a qual é calculada pela Eq. 3.1.

$$\% \text{ de replicação} = 100 \cdot \left(1 - \frac{\text{Número total de diferentes níveis de tensão utilizados}}{\text{Número total de corpos de prova utilizados}} \right) \quad (3.1)$$

A porcentagem de replicação deve se situar entre 17 e 33% no mínimo.

O limite de fadiga, para projetos, corresponde a cerca de 50% do limite de resistência à tração (ainda reduzido por meio dos fatores de modificação de tensão - k_a , k_b , k_c , k_d , k_e e k_f). Os fatores, seus significados e valores utilizados são apresentados na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 - Fatores modificadores de tensão.

Fator	Correspondência	Valor utilizado
k_a	Fator de superfície	0,723
k_b	Fator de tamanho	1,241
k_c	Fator de carregamento	1,000
k_d	Fator de temperatura de ensaio	0,999
k_e	Fator de confiabilidade	0,897

Fonte: Budynas (2008).

O valor de k_f corresponde a influências diversas. Nele estão incluídos diversos fatores como, por exemplo, tensões residuais, corrosão, frequência, entre outros. Como a principal variável a ser correspondida por k_f são as tensões residuais e o comportamento destas é complexo quando originadas durante a usinagem, foi adotado como valor 1.

Deste modo, a tensão correspondente ao limite de fadiga estimado foi de 405 MPa. Esta estimativa é feita para razão de carga $R = -1$ e deve posteriormente ser submetida a considerações sobre da tensão média diferente de zero por meio da curva de Gerber (vide item 2.5.5). O valor do limite de fadiga, após utilizada a equação de Gerber, foi de 375 MPa.

Durante o planejamento dos ensaios de fadiga observou-se que o acabamento superficial seria o principal fator de modificação e, mesmo assim, o fator k_a não se alteraria para os acabamentos oriundos das condições de usinagem. Por isso, o nível de tensões alternadas foi variado em intervalos de 10 MPa.

A frequência utilizada nos ensaios foi de 20 Hz. Há a possibilidade da utilização de frequências mais elevadas, porém deve-se atentar para dois aspectos: controle da carga aplicada pela máquina (se a tensão nominal corresponde à tensão real) e ressonância do sistema. Neste último aspecto, observou-se que mesmo para a frequência de 21 Hz, o nível de ruído e vibração aumentava consideravelmente.

Outra informação pertinente são os critérios utilizados para determinar o fim de um ensaio de fadiga. São eles:

- Fratura do corpo de prova em duas ou mais partes;
- Deformação plástica excessiva;
- Atingir 10^6 ciclos sem fraturar ou deformar excessivamente.

Caso um destes critérios fosse obedecido, o ensaio era automaticamente finalizado pelo sistema de controle do equipamento.

Uma vez apresentados os materiais e a metodologia utilizada para levantamento das variáveis utilizadas, seguem os resultados obtidos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos e utilizados neste trabalho se dividem em duas frentes: efeito da usinagem na integridade superficial e efeito da integridade superficial no comportamento mecânico. Apesar de todos os resultados relativos à rugosidade, tensões residuais e vida em fadiga se inserirem em integridade superficial, a separação feita acima serve apenas para estabelecer uma linha de “causa e efeito”.

4.1 INTEGRIDADE SUPERFICIAL

A influência da usinagem na integridade superficial é avaliada por meio de duas variáveis: rugosidade e tensões residuais. A partir deste ponto são apresentados e discutidos os resultados referentes a estas duas variáveis.

4.1.1 Rugosidade

4.1.1.1 Análise Quantitativa

A Figura 4.1 apresenta uma visão geral do comportamento da rugosidade média (R_a) para os dois materiais e para as condições de usinagem às quais estes foram submetidos.

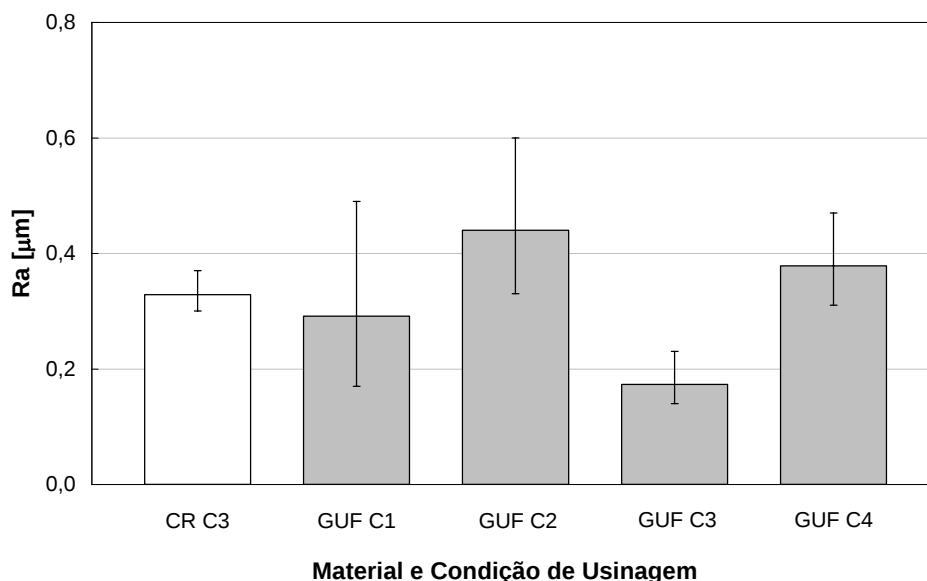


Figura 4.1 - Rugosidade média (R_a) em função dos materiais e das condições de usinagem.

A partir da figura 4.1 se observa que, para o aço de grãos ultrafinos, a velocidade de corte não tem influência na rugosidade uma vez que, estatisticamente, as condições C1 e C3 (bem como as condições C2 e C4) são iguais.

Quando ocorre a variação do avanço, a rugosidade média monitorada é estatisticamente diferente para o par de condições C3 e C4. Essa observação não pode ser repetida para o par C1 e C2, devido à maior dispersão dos valores, especialmente na condição C1. A dispersão dos valores, para esta condição em particular, pode ser possivelmente justificada pela utilização de um inserto novo cuja aresta de corte foi se acomodando conforme o andamento das usinagens.

Na comparação da influência do material (possível quando se compara CR C3 e GUF C3), nota-se uma queda na rugosidade, ocasionada pela mudança no processo de formação de cavaco. O material CR, por ser mais dúctil quando comparado ao GUF, tornou necessária uma maior deformação do cavaco para que fosse atingido o ponto de ruptura, resultando num cavaco de maior espessura que desfavoreceu a qualidade do processo de usinagem (maior grau de recalque).

Assis (2010) avaliou o processo de formação de cavaco considerando condições de ensaio idênticas em relação a esta pesquisa e constatou que o cavaco do material GUF, gerado na condição C3, é do tipo segmentado e de menor espessura, quando comparado ao cavaco contínuo e de maior espessura do material CR.

Uma vez que do ponto de vista do comportamento de fadiga a rugosidade máxima (R_y) é considerada mais importante que a rugosidade média, a Figura 4.3 apresenta o

comportamento deste parâmetro de acordo com os materiais e com os parâmetros de usinagem utilizados.

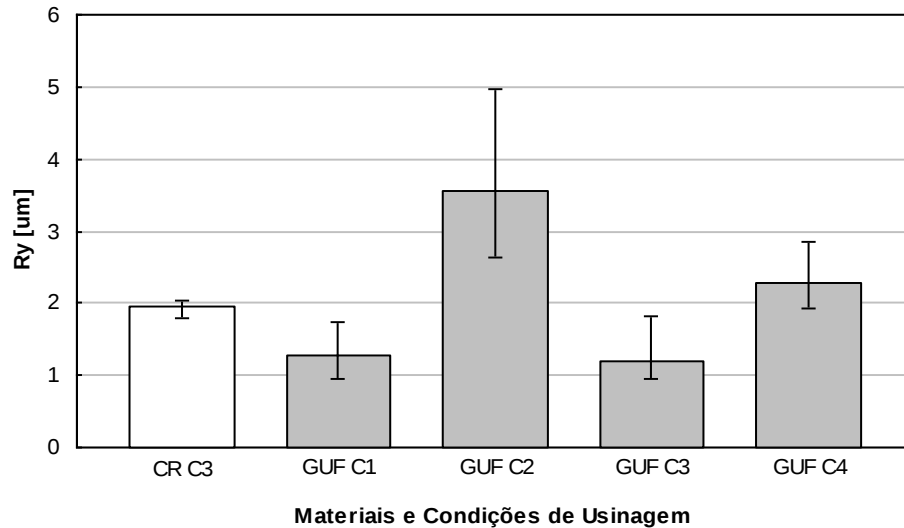


Figura 4.2 - Rugosidade Ry para materiais e condições de usinagem.

O comportamento da rugosidade máxima é semelhante ao da rugosidade média. Os valores obtidos, até mesmo pela própria definição do parâmetro, são superiores do que aqueles apresentados na Figura 4.1.

Como forma de validar estatisticamente os efeitos dos fatores de controle na rugosidade, apresenta-se na Tabela 4.1 o quadro ANOVA para o material da peça, a velocidade de corte e o avanço por dente.

Tabela 4.1 - Quadro ANOVA para a Rugosidade Ra.

Fator	GL	SQ	QM	F	P
Material	1	0,000346	0,080008	12,98	0,001
v_c	1	0,056700	0,056700	9,20	0,005
f_z	1	0,219657	0,219657	35,63	0,000
Erro	31	0,191114	0,006165		
Total	34	0,467817			

O quadro ANOVA para Ry apresenta o mesmo comportamento.

É possível observar que os parâmetros de corte influentes na rugosidade média são o material da peça, a velocidade de corte e o avanço por dente, uma vez que os respectivos valores de probabilidade foram menores que o nível de significância adotado nos experimentos ($P < \alpha = 0,05$). Em outras palavras, a afirmação de que estes referidos fatores de controle causam diferenças significativas na rugosidade tem uma confiabilidade de 95% ou,

equivalentemente, a chance de a afirmação ser equivocada é de apenas 5%. De forma análoga ao quadro ANOVA, a Figura 4.4 mostra qualitativamente o comportamento da rugosidade média diante da variação dos parâmetros de corte e do material da peça.

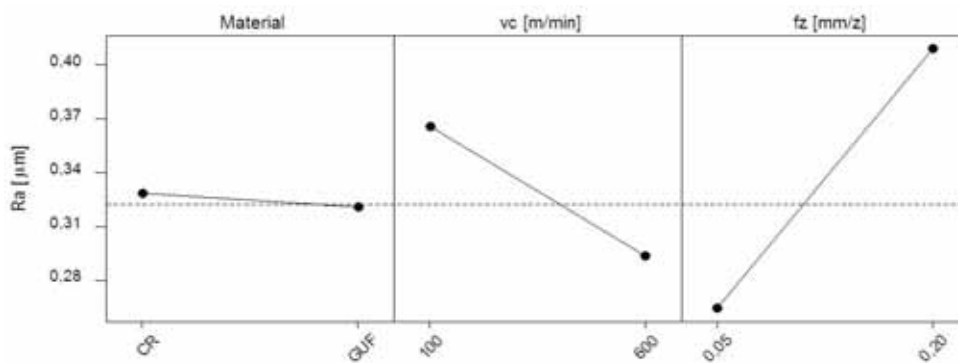


Figura 4.3 - Influência dos efeitos principais na rugosidade média aritmética (Ra).

Verifica-se que a redução da velocidade de corte e o aumento do avanço por dente elevam a rugosidade Ra da peça. Entretanto, o avanço por dente foi o fator de controle que mais oscilou em torno da média, indicando que foi significativo na rugosidade. O gráfico também aponta que o menor tamanho de grão favorece a rugosidade, embora variando pouco em torno da rugosidade média, mas validado pelo valor de probabilidade P mostrado no quadro ANOVA. Testes de normalidade dos dados de rugosidade utilizando o método Kolmogorov-Smirnov demonstraram que o comportamento dos resultados segue a distribuição normal ($P > 15\%$), a qual valida a análise estatística. Adicionalmente, a análise das interações entre os fatores comprovou que não houve interação entre as variáveis de entrada. Ambas as comprovações encontram-se no Anexo A.

4.1.1.2 Análise Qualitativa

As Figuras 4.5 a 4.9 apresentam os perfis de rugosidades que representam as superfícies geradas pelas condições de usinagem. É importante frisar que estes perfis não pertencem a uma superfície média, mas sim à superfície de um corpo de prova cujo valor de rugosidade média mais se aproxima do valor médio. Os perfis já se encontram filtrados, ou seja, já foram retirados efeitos de ondulações.

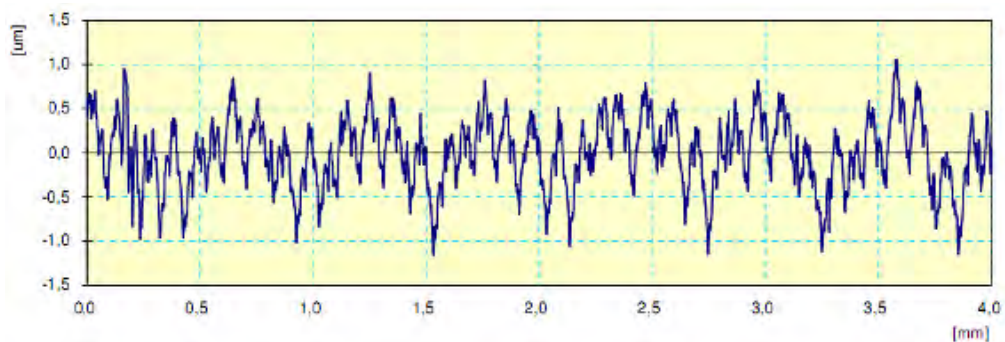


Figura 4.4 - Perfil de rugosidades para CR, usinado sob condições C3.

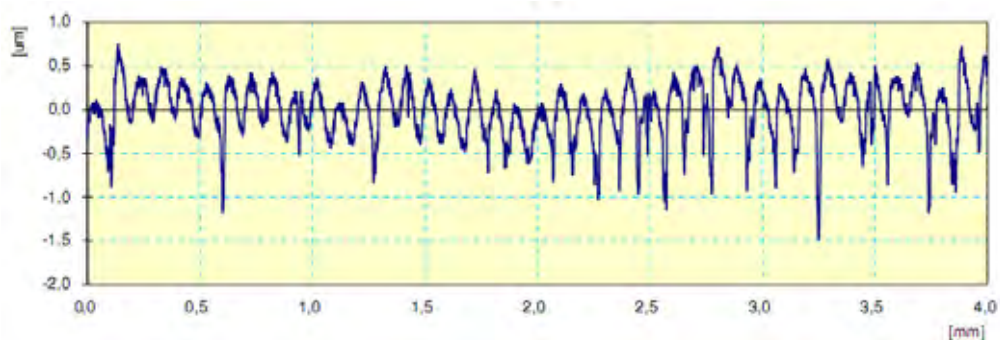


Figura 4.5 - Perfil de rugosidade para GUF, usinado sob condições C1.

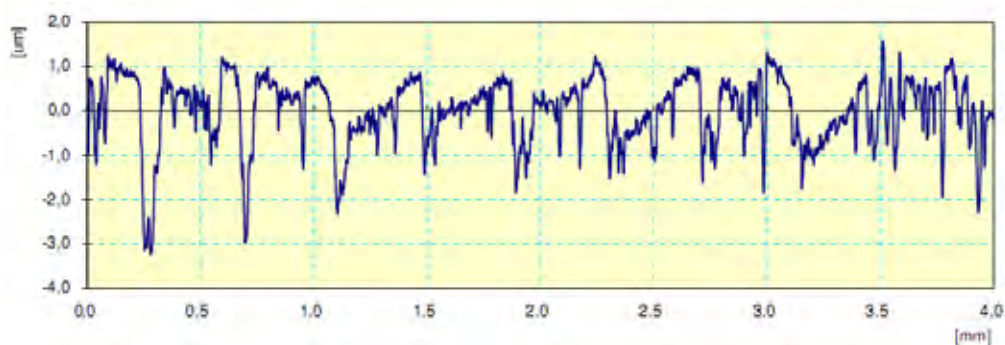


Figura 4.6 - Perfil de rugosidade para GUF, usinado sob condições C2.

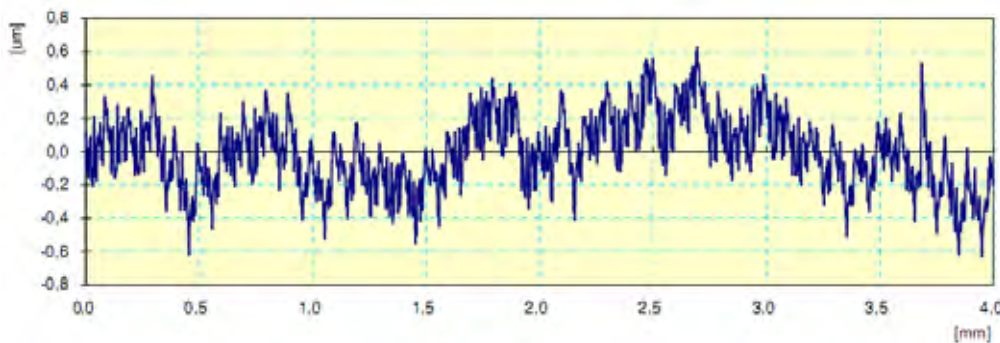


Figura 4.7 - Perfil de rugosidade para GUF, usinado sob condições C3.

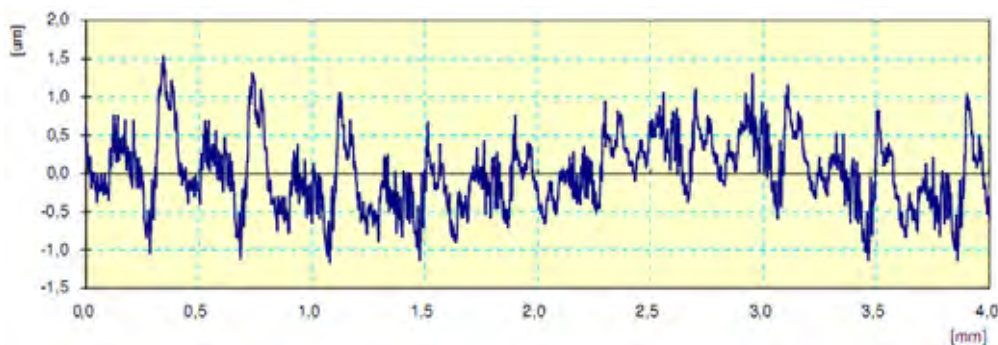


Figura 4.8 - Perfil de rugosidade para GUF, usinado sob condições C4.

As Figuras 4.4 a 4.8 apresentaram os perfis de rugosidade para os materiais e para as condições de usinagem de forma mais detalhada. Já a Figura 4.9 traz uma visão geral do comportamento dos perfis, apresentando-os em uma mesma escala, lado a lado.

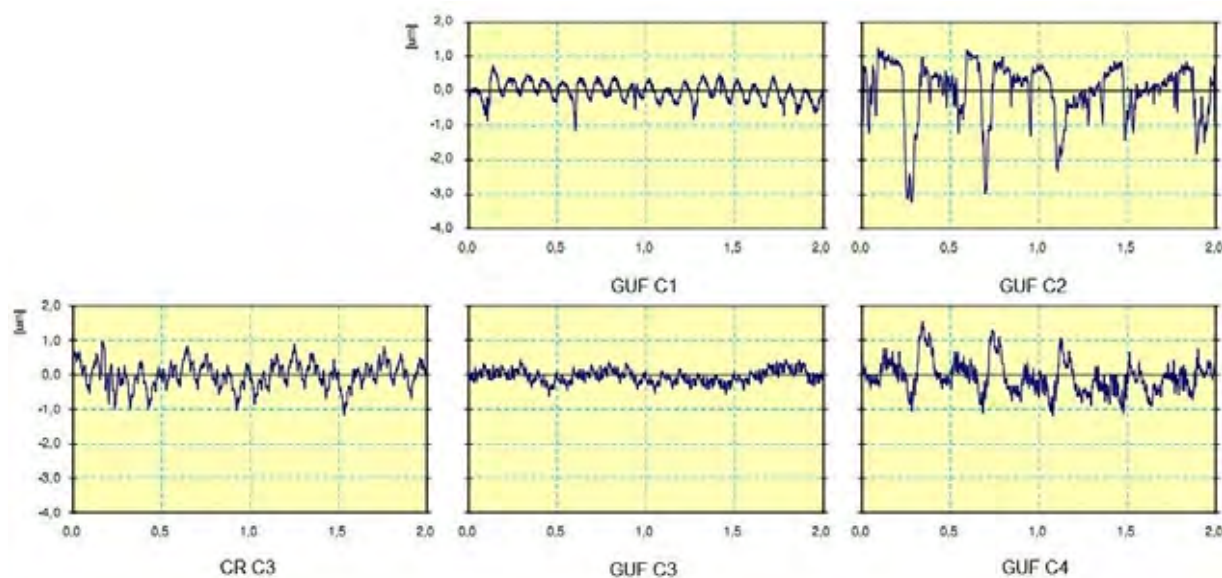


Figura 4.9 - Comparativo entre perfis de rugosidade para materiais e condições de usinagem.

Uma primeira avaliação que pode ser feita, tomando-se por base os perfis, assemelha-se à análise baseada nos valores quantitativos médios (vide Figura 4.1). Para uma mesma velocidade de corte, o aumento do avanço faz com que a rugosidade seja aumentada (pares C1/C2 e C3/C4) e, para um mesmo avanço, o aumento da velocidade de corte causa diminuição da rugosidade (pares C1/C3 e C2/C4). Além disso, observa-se nas Figuras 4.4, 4.5 e 4.7 que a frequência dos picos e vales corresponde aproximadamente ao avanço por dente de 0,05 mm utilizado nestas condições de ensaio, respectivamente C1 e C3. O mesmo ocorre com as Figuras 4.6 e 4.8, para as condições de usinagem C2 e C4, onde empregou-se o avanço por dente de 0,2 mm. Uma diferença notada relevante

considerando estes dois blocos de gráficos refere-se não apenas às amplitudes maiores da rugosidade para os casos de maior avanço, mas também à abertura das bases dos picos e vales e ao batimento axial dos insertos, os quais podem ter participação decisiva no comportamento em fadiga do material. Em outras palavras, verifica-se que o maior avanço imprime na topografia da peça picos mais achatados, mas em contrapartida vales mais profundos e agudos, que elevam a rugosidade da superfície e tornam os raios dos sulcos aparentemente menores, que podem ser considerados uma população de entalhes prejudiciais à vida em fadiga da peça.

A partir deste ponto, as Figuras 4.10 a 4.14 mostram imagens tridimensionais das topografias das peças.

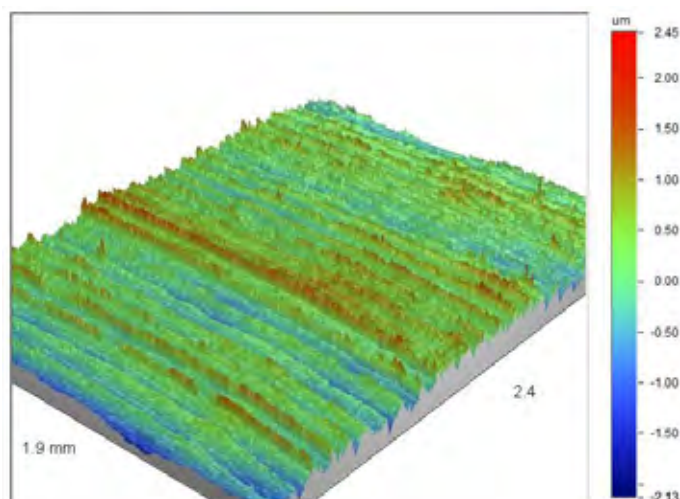


Figura 4.10 - Representação tridimensional da superfície do material CR, usinado sob condição C3.

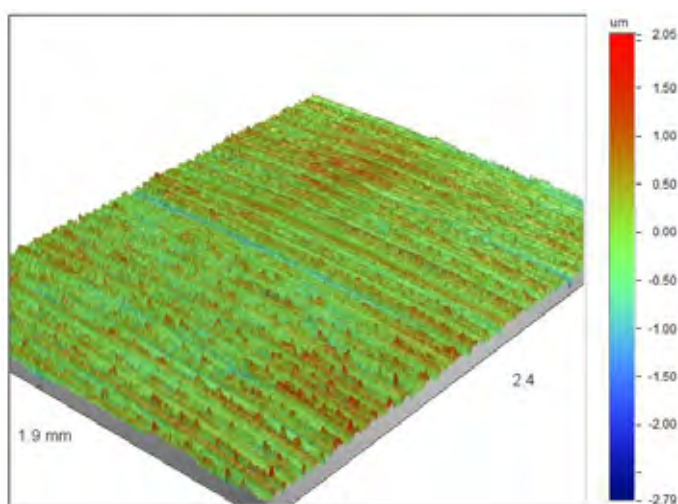


Figura 4.11 - Representação tridimensional da superfície do material GUF, usinado sob condição C1.

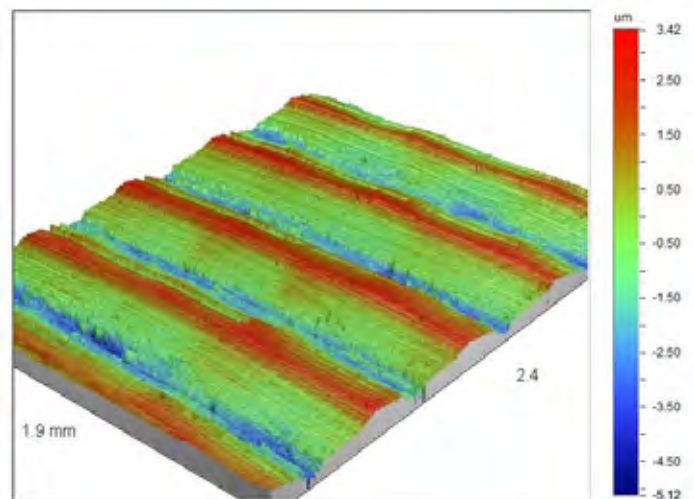


Figura 4.12 - Representação tridimensional da superfície do material GUF, usinado sob condição C2.

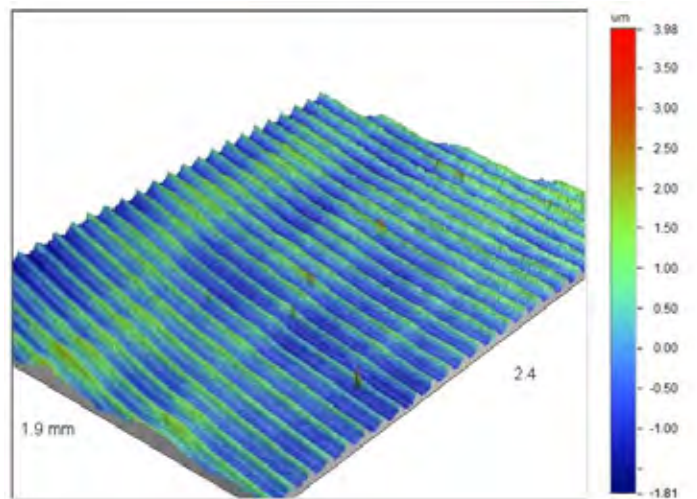


Figura 4.13 - Representação tridimensional da superfície do material GUF, usinado sob condição C3.

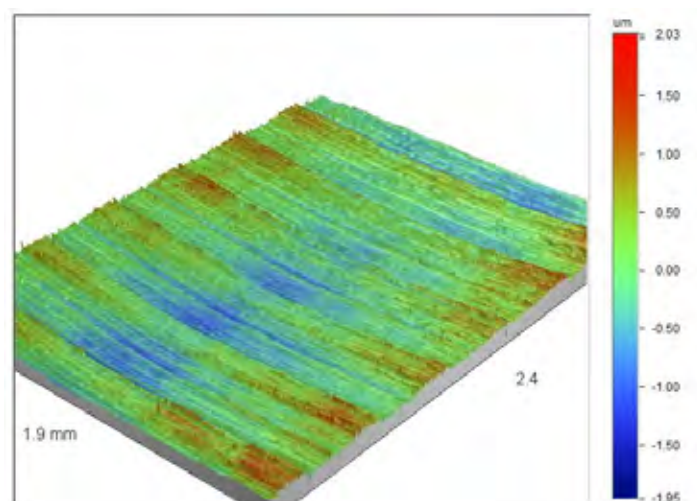


Figura 4.14 - Representação tridimensional da superfície do material GUF, usinado sob condição C4.

Observa-se que a superfície gerada sob condições de maior velocidade de corte (C3 e C4) é mais uniforme do que aquelas geradas sob condições de menor velocidade de corte (C1 e C2). Tal constatação pode estar relacionada ao processo de formação de cavaco, tal como já mencionado, pois quando o corte é realizado em velocidades elevadas, o cavaco é formado com menor nível de deformação plástica, enquanto em baixas velocidades, aumenta-se o grau de recalque e o nível de deformação do cavaco.

Do ponto de vista das imagens tridimensionais, o avanço é destacadamente o parâmetro de usinagem mais influente. O aumento do avanço torna as superfícies mais grosseiras. Além disso, o material GUF por possuir dureza mais elevada, possui acabamento superior ao do material CR.

Outro fator que pode influenciar o acabamento superficial é a força de avanço. A deflexão da ferramenta (que se encontra em balanço no fresamento) pode causar variações no acabamento superficial.

A usinagem, porém não causa apenas alterações no acabamento superficial, a subsuperfície também pode ter suas propriedades alteradas. Uma característica subsuperficial são as tensões residuais, cujos valores são apresentados a seguir.

4.1.2 Tensões Residuais

A Figura 4.15 apresenta os valores de tensão residual para os materiais e para as condições de usinagem.

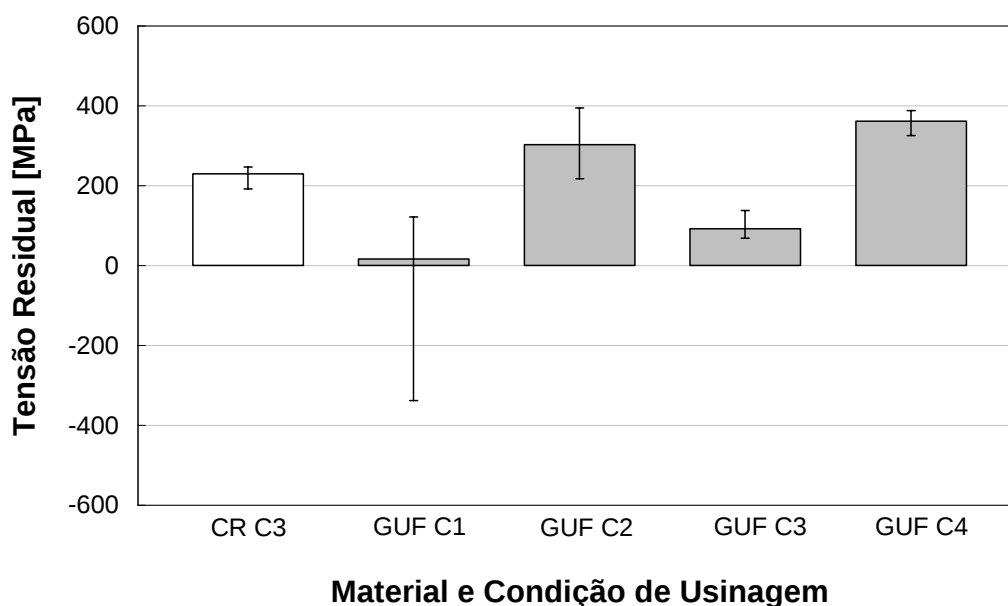


Figura 4.15 - Tensão residual medida a 5 μm da superfície fresada.

A partir da Figura 4.15, nota-se que as tensões residuais oriundas da operação de fresamento são trativas (comportamento da média de tensões) e o avanço, assim como na rugosidade, continua sendo o parâmetro mais influente. O aumento do avanço causa uma elevação no nível de tensões residuais de tração, o que pode significar um decréscimo na performance do componente em serviço.

Segundo Tricard (1998), o fresamento gera tensões residuais de compressão devido às elevadas deformações plásticas que ocorrem na superfície. A presença de tensões de tração neste trabalho indica que o efeito da temperatura deve ter sobreposto o efeito da deformação plástica.

Outra forma de análise do comportamento das tensões residuais baseia-se na sua relação com a força de usinagem. Rigatti (2010) mediu a força de usinagem para os mesmos materiais (mesmas corridas e lote), empregando os mesmos parâmetros de corte e condições de fresamento, e nota-se que as tensões residuais se comportam de modo semelhante à força de usinagem quando os parâmetros de corte são observados, porém de modo inverso quando o material é observado (o material CR resultou em menores forças de usinagem do que o material GUF). Isto pode estar ligado à relação entre força e pressão específica de corte no processo de formação do cavaco.

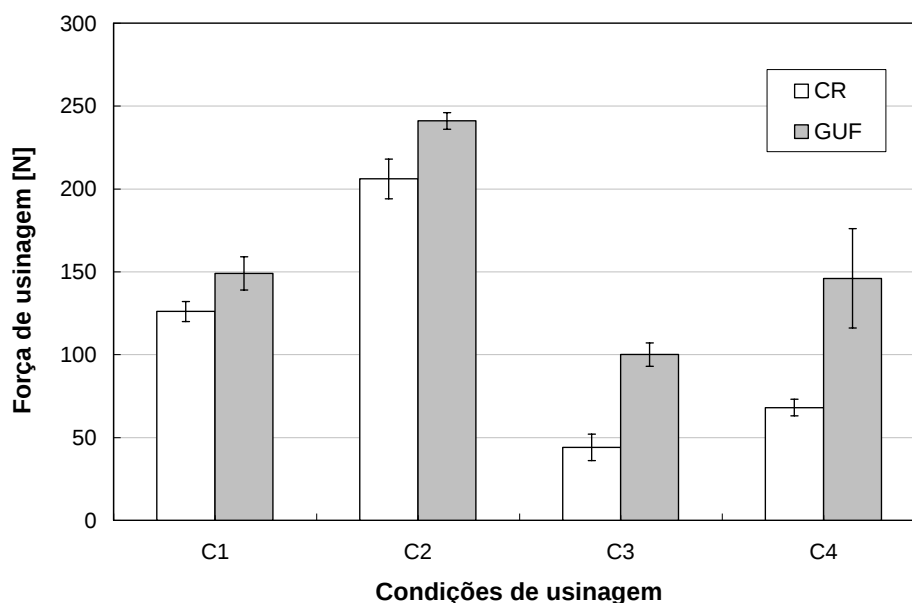


Figura 4.16 - Força de usinagem de acordo com materiais e condições de usinagem.
Fonte: Modificado de Rigatti (2010).

De acordo com o gráfico, era esperado que a condição de usinagem C2 promovesse um maior nível de alterações superficiais e subsuperficiais e que a condição C3 promovesse um menor nível de alterações. Tal hipótese foi comprovada com a rugosidade e com as tensões residuais.

A dispersão dos resultados pode ser explicada possivelmente pelo método de medição (difração de raios X). Uma vez que o feixe de raios X deve ser difratado, a textura superficial pode ter influência na variabilidade dos valores. Nota-se que a dispersão da tensão residual se assemelha à dispersão da rugosidade, principalmente para o material GUF, usado sob condição C1.

Como forma de avaliar o comportamento estatístico dos efeitos dos fatores de controle na rugosidade, apresenta-se na Tabela 4.2 o quadro ANOVA para o material da peça, a velocidade de corte e o avanço por dente.

Tabela 4.2 - Quadro ANOVA para a tensão residual na subsuperfície da peça fresada.

Fator	GL	SQ	QM	F	P
Material	1	7308	79986	29,04	0,000
v_c	1	31741	31741	11,52	0,002
f_z	1	540632	540632	196,30	0,000
Erro	31	85379	2754		
Total	34	665060			

De maneira análoga ao comportamento da rugosidade média, observa-se que os parâmetros de corte influentes na tensão são o material da peça, a velocidade de corte e o avanço por dente, uma vez que os respectivos valores de probabilidade foram menores que o nível de significância adotado nos experimentos ($P < \alpha = 0,05$). Em outras palavras, a afirmação de que estes referidos fatores de controle causam diferenças significativas na tensão residual tem uma confiabilidade de 95% ou, equivalentemente, a chance de a afirmação ser equivocada é de apenas 5%. De forma análoga ao quadro ANOVA, a Figura 4.17 mostra qualitativamente o comportamento da tensão residual diante da variação dos parâmetros de corte e do material da peça.

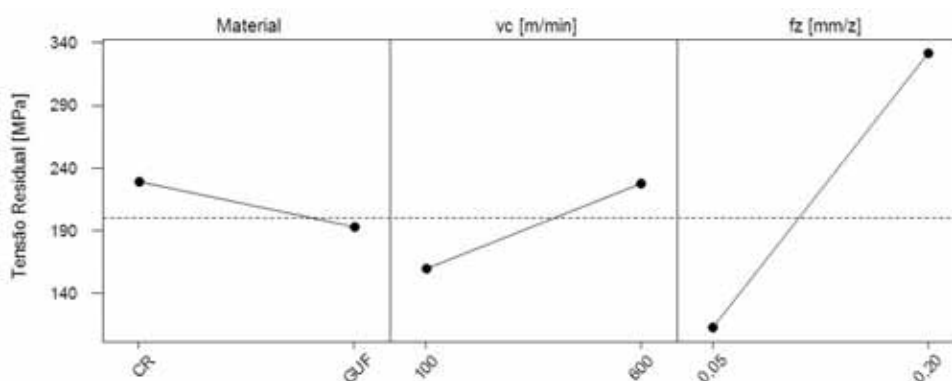


Figura 4.2 - Influência dos efeitos principais na tensão residual impressa na subsuperfície da peça.

Verifica-se que a aumento da velocidade de corte e do avanço por dente elevam a tensão residual da peça. Entretanto, novamente o avanço por dente foi o fator de controle que mais oscilou em torno da média, indicando que foi significativo na tensão residual. O gráfico também aponta que o menor tamanho de grão favorece a tensão residual, embora variando pouco em torno do valor médio, mas validado pelo valor de probabilidade P mostrado no quadro ANOVA. Testes de normalidade dos dados de tensão residual utilizando o método Kolmogorov-Smirnov demonstraram que o comportamento dos resultados segue a distribuição normal ($P > 15\%$), a qual valida a análise estatística. Adicionalmente, a análise das interações entre os fatores comprovou que não houve interação entre as variáveis de entrada. Ambas as comprovações encontram-se no Anexo A.

4.2 COMPORTAMENTO MECÂNICO

O estudo do efeito da integridade superficial na comportamento em fadiga dos materiais estudados é dividido em análise quantitativa, via curvas de vida S-N, e sua correlação com os micromecanismos de fratura (análise qualitativa), via fratógrafias dos corpos de prova obtidas por microscopia eletrônica de varredura.

4.2.1 Vida em Fadiga

Uma vez conhecidas as alterações presentes na superfície e na subsuperfície das amostras usinadas, avalia-se a partir de agora o efeito que estas alterações podem causar na vida em fadiga.

4.2.1.1 Curvas S-N

A Figura 4.15 mostra o arranjo dos pontos obtidos em ensaios de fadiga visando avaliar o efeito do tamanho de grão da peça no comportamento em fadiga do material. Nela são apresentados os dados do material CR e GUF, usinados sob a mesma condição de usinagem C3.

Cada ponto relaciona uma tensão S a uma vida N (número de ciclos de tensão no qual ocorreu a falha de um corpo de prova ou atingiu-se um dos critérios de parada). Os

pontos acompanhados de uma seta voltada para a direita indicam que o corpo de prova não se rompeu e atingiu o número de ciclos considerado como “vida infinita” (10^6 ciclos).

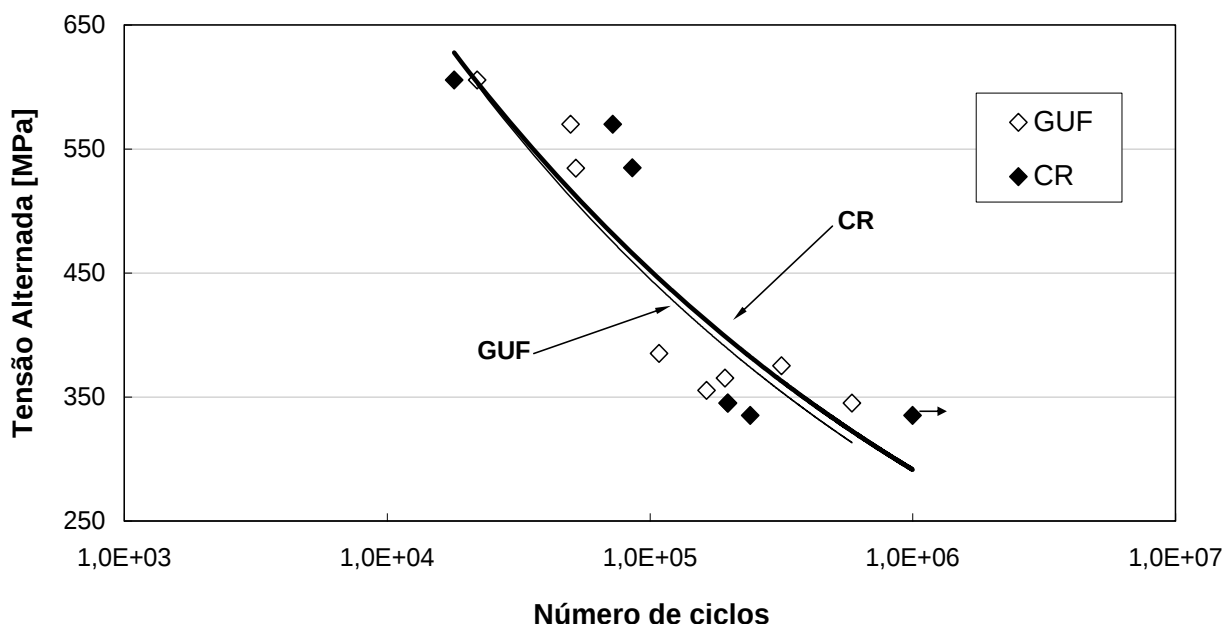


Figura 4.3 - Efeito do material da peça usinado na condição C3 na vida em fadiga.

Nota-se que o tratamento termomecânico de refino de grão não teve influência significativa na vida em fadiga, ou seja, apesar das maiores amplitudes de rugosidade para o material CR e da melhor formação do cavaco do material com grãos ultrafinos, que trouxe reflexos visíveis nos perfis de rugosidade (mais facilmente notado na Figura 4.10), constata-se que estes efeitos (positivos e negativos) não foram suficientes para distinguir o comportamento em fadiga dos dois materiais usinados nas mesmas condições de corte.

Os dados colhidos do comportamento em fadiga dos materiais referem-se à vida total e não há distinção entre o tempo necessário para a nucleação da trinca ou do tempo gasto na sua propagação. Entretanto, por ser um material muito mais dúctil, o aço CR consumiu uma maior quantidade de ciclos durante a propagação da trinca do que o aço GUF e este, por sua vez, devotou mais tempo para nucleação da trinca. Este comportamento ocorreu devido à camada endurecida de até $75\ \mu\text{m}$, impressa pelo aumento da velocidade de corte, medida por Assis (2010) em condições idênticas de material e ensaio de fresamento.

A Figura 4.19 a seguir apresenta o efeito da usinagem na vida em fadiga dos materiais. Nesta figura foram inseridos apenas os dados do aço GUF (que foi usinado nas quatro condições).

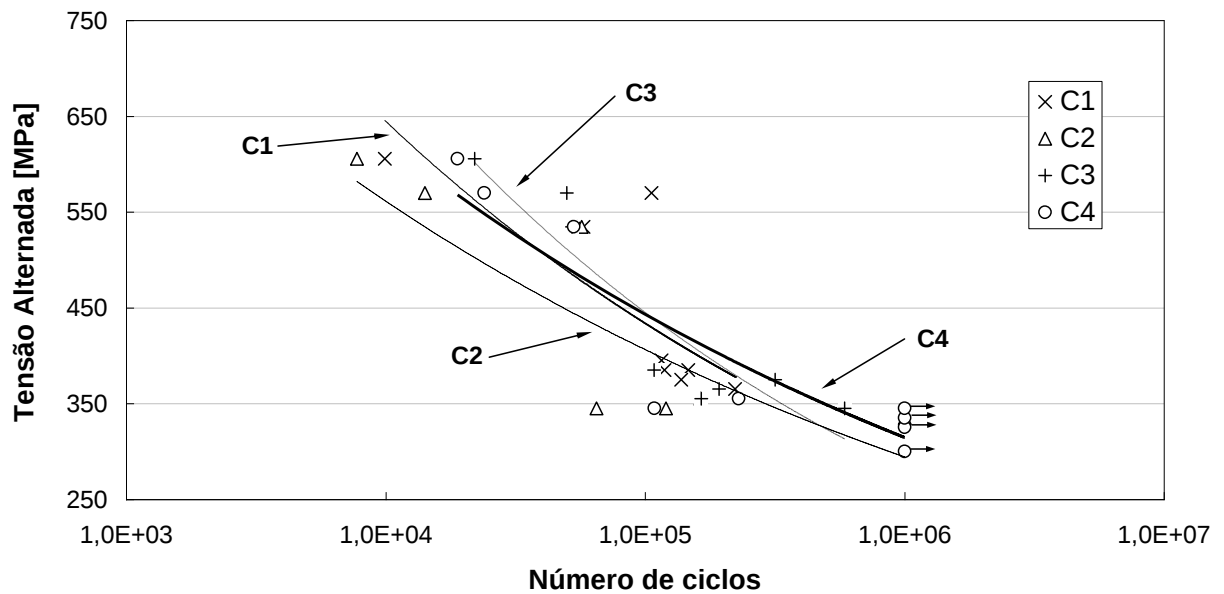


Figura 4.4 - Curvas S-N para o aço GUF submetido a diferentes condições de usinagem.

A partir da Figura 4.19, observa-se que há dois comportamentos distintos: um para a vida na faixa de 10^4 a 10^5 ciclos (resistência à fadiga) e outro para vida próxima de 10^6 ciclos (limite de resistência à fadiga).

Para a resistência à fadiga, a vida (número de ciclos até a falha) foi fortemente influenciada pela rugosidade. A condição C3, com melhor acabamento, apresentou melhor comportamento do que a condição C2 (pior acabamento). Comparando o comportamento da condição C3 com a condição C2, a vida da última é 20% menor em 10^4 ciclos e 8% menor em 10^5 ciclos. As condições C1 e C4, com acabamentos intermediários também apresentam comportamento em fadiga localizado entre as condições extremas. A Tabela 4.3 a seguir evidencia este fato.

Tabela 4.3 - Relação entre vida e rugosidade para diferentes tensões alternadas.

Tensão Alternada [MPa]	N	Ry [μm]
605,63	9,91E+03	3,07
605,63	7,73E+03	3,90
605,63	2,20E+04	0,90
605,63	1,90E+04	2,86
605,63	1,80E+04	2,65
570,00	1,06E+05	4,38
570,00	1,42E+04	4,97
570,00	4,99E+04	0,74
570,00	2,40E+04	2,13
570,00	7,22E+04	1,96
534,38	5,79E+04	3,26
534,38	5,69E+04	3,83
534,38	5,23E+04	1,12
534,38	5,31E+04	1,93
534,38	8,59E+04	1,96
355,14	1,63E+05	2,94
355,14	1,64E+05	1,09
355,14	2,29E+05	2,49
345,14	1,20E+05	7,18
345,14	6,49E+04	2,62
345,14	5,88E+05	0,96
345,14	1,00E+06	2,92
345,14	1,08E+05	3,06

Este resultado é coincidente com os comportamentos dos perfis de rugosidade (picos e vales) observados e detalhados no item 4.1.1, isto é, maiores avanços, sobretudo associados a menores velocidades de corte, imprimiram perfis de rugosidade na superfície da peça característicos, com picos achatados, porém vales agudos, que funcionam como entalhes e prejudicam a vida em fadiga da peça.

Já para o limite de resistência à fadiga, as curvas S-N se aproximam. A Tabela 4.3 apresenta as equações das curvas S-N para os materiais e para as condições de usinagem, além de uma previsão do limite de fadiga.

Tabela 4.4 - Equação das curvas S-N e limite de fadiga experimental.

Material e Condição	Equação da curva	Limite de fadiga [MPa]
CR C3	$\sigma = 4078,7(N)^{-0,191}$	291,42
GUF C1	$\sigma = 3149,1(N)^{-0,172}$	292,54
GUF C2	$\sigma = 2040,1(N)^{-0,140}$	294,87
GUF C3	$\sigma = 4388,2(N)^{-0,199}$	280,73
GUF C4	$\sigma = 2458,5(N)^{-0,149}$	313,81

As tensões residuais não puderam ter sua influência claramente identificada na vida em fadiga dos corpos de prova usinados. O ensaio de flexão em quatro pontos possivelmente faz com que a tensão na superfície ultrapasse a tensão de escoamento do material, mesmo para a tensão igual ao limite de resistência à fadiga. O efeito das tensões residuais oriundas da usinagem poderia ser mais bem investigado caso fosse adotado um ensaio com razão de carga $R=-1$. Apesar disso, é de se esperar que as tensões residuais (por serem de tração) sejam maléficas para a vida em fadiga. Suyama (2008) obteve resultados semelhantes, ao constatar que a usinagem HSC do aço CL23 (similar ao SAE 8620) gerou melhor acabamento na peça, menores níveis de tensão residual trativa e maior vida em fadiga do material.

4.2.1.2 Imagens de Fratura

Foram feitas imagens dos corpos de prova logo após a realização dos ensaios, além de imagens de MEV das superfícies de fratura. Nelas são destacadas algumas características que se encontram presentes nas fraturas por fadiga.

A Figura 4.6 apresenta um corpo de prova de aço CR e nela são destacados múltiplos pontos de nucleação de trincas, característicos de corpos de prova usinados.



Figura 4.5 - Corpo de prova de aço CR apresentando mais de uma nucleação de trinca.

Este comportamento se repetiu em todos os corpos de prova de aço CR e, a partir da figura, pode-se notar que os corpos de prova falharam por deformação excessiva e não por fratura (comparando-se as Figuras 4.6 e 4.7 a seguir). Tal fato se deve à ductilidade do material, o que acarreta duas conseqüências principais: o material dificilmente fratura em duas ou mais partes (em temperatura ambiente) e a propagação da trinca por fadiga é mais

lenta (por causa da existência de uma zona plástica na ponta da trinca maior que a zona plástica presente em materiais frágeis).

Já a Figura 4.7 a seguir apresenta um corpo de prova de aço GUF. Todos os corpos de prova deste material falharam por fratura.



Figura 4.6 - Corpo de prova de aço GUF apresentando marca de catraca.

Nos corpos de prova usinados, as trincas nucleiam em múltiplos pontos que podem ou não estar em um mesmo plano. Quando a propagação ocorre em dois planos diferentes e a seção de material remanescente já não suporta o carregamento, as duas trincas se unem formando um “degrau” acentuado na superfície de fratura conhecido por “marca de catraca”.

As Figuras 4.22 a 4.24 apresentam as imagens em MEV da superfície de fratura do aço CR. Nela são representadas as zonas de propagação de trinca, transição propagação/fratura final e fratura final, respectivamente.

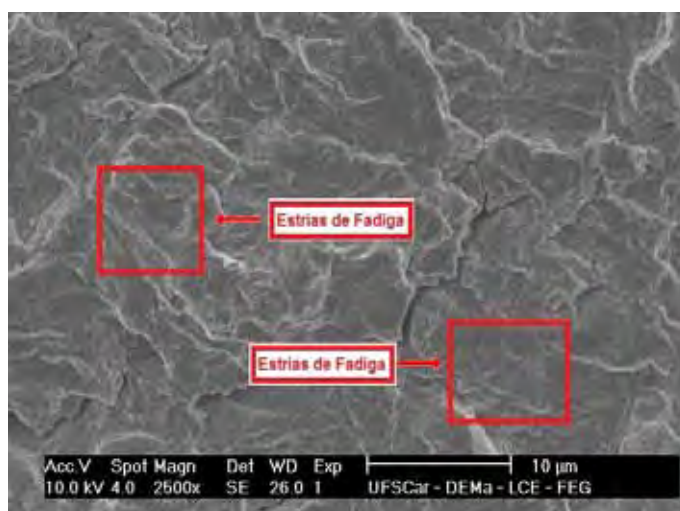


Figura 4.7 - Zona de propagação de trinca com estrias de fadiga no material CR.

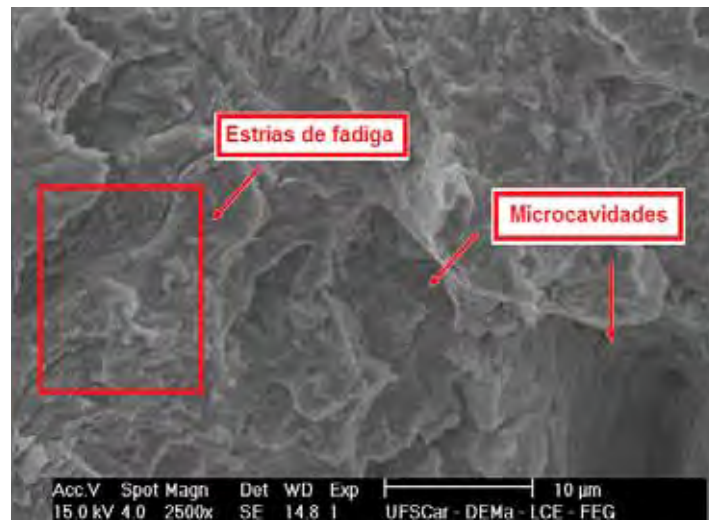


Figura 4.8 - Zona de transição (propagação de trincas/fratura final) com estrias e microcavidades.

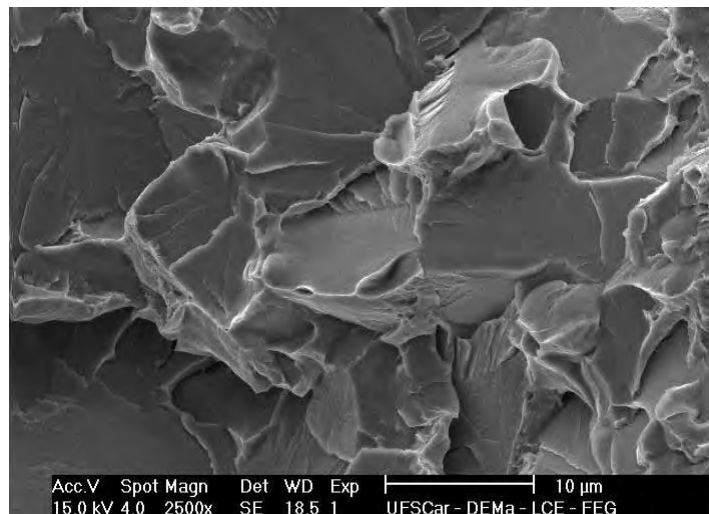


Figura 4.9 - Zona de fratura final (clivagem).

Uma vez que os corpos de prova de aço CR não fraturaram, a região de fratura final teve de ser obtida por quebra. Deste modo, os corpos de prova do aço CR foram mergulhados em nitrogênio líquido (para fragilizar o aço) e, após a redução da temperatura a -195°C , os mesmos foram segmentados em 2 partes.

As Figuras 4.25 a 4.27 mostram para o material GUF as regiões correspondentes àquelas apresentadas para os corpos de prova CR.

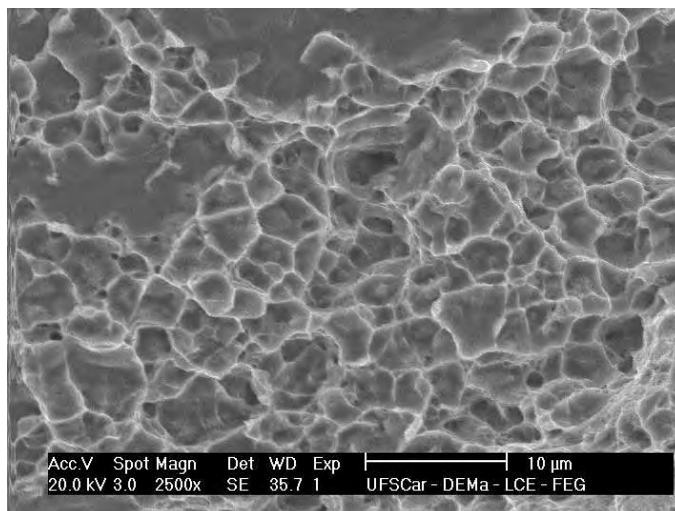


Figura 4.10 - Zona de propagação de trincas contendo microcavidades.

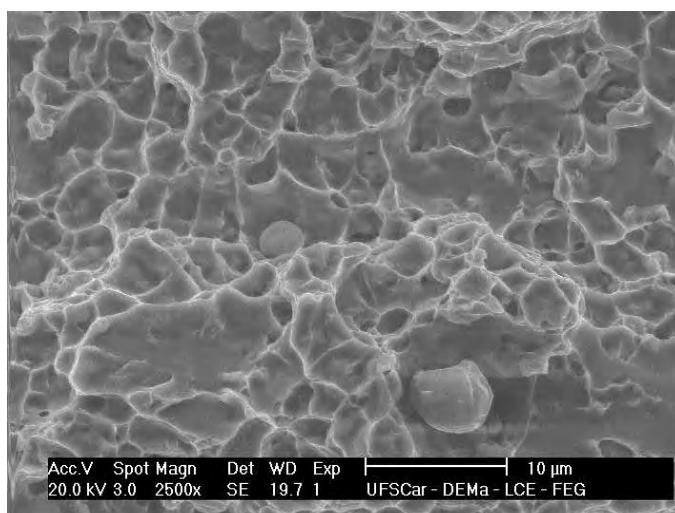


Figura 4.11 - Zona de transição propagação de trincas/fratura final.

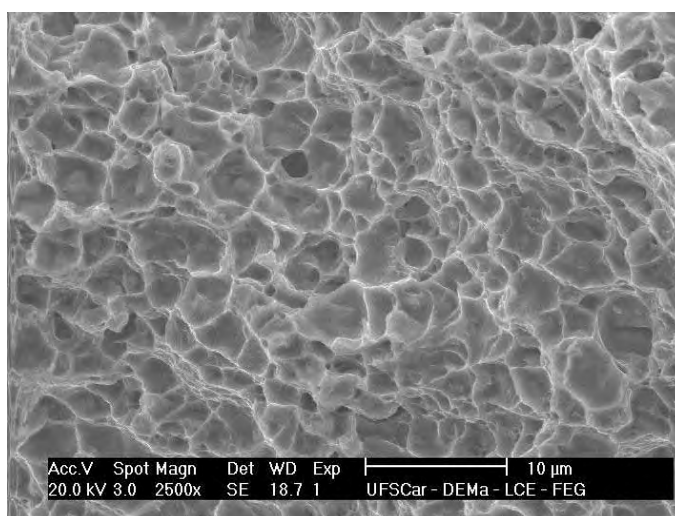


Figura 4.12 - Zona de fratura final.

Nota-se que os corpos de prova de aço GUF apresentaram somente microcavidades como características de fratura. Porém, as microcavidades presentes no aço GUF são notadamente menores do que as presentes no aço CR, estando relacionadas com o tamanho de grão do material. Além disso, a ausência de estrias de fadiga também é um indício da fragilidade do aço GUF.

5 CONCLUSÕES

- A usinagem pode alterar de forma significativa a integridade superficial e o nível das alterações depende do material da peça;
- A rugosidade da peça é influenciada por diversos fatores, que estão ligados, entre outros fatores, aos parâmetros de corte e ao comportamento do material da peça durante a formação do cavaco;
- O aumento do avanço eleva a rugosidade e o aumento da velocidade de corte (provavelmente até certos limites) diminui a rugosidade, porém o efeito do avanço sobrepõe o efeito da velocidade de corte;
- Neste trabalho, peças com tamanho de grão menor geram melhores rugosidades, ditadas pelo aumento de dureza (até certos limites) e melhor usinabilidade;
- As tensões residuais geradas por fresamento são de tração e quando medidas por raios X, são fortemente influenciadas pela rugosidade;
- As magnitudes das tensões residuais impressas no material com grãos ultrafinos são menores do que as do material com grãos convencionais;
- O tamanho de grão do material parece não influir no comportamento em fadiga da peça;
- A fração da vida em fadiga relacionada à propagação e à nucleação de trincas é diferente para materiais frágeis e dúcteis;
- Aços com grãos finos (frágeis) falham por fratura, ao passo que o aço com grãos maiores (dúcteis) falham por deformação excessiva;
- O comportamento em fadiga é influenciado principalmente pela rugosidade, quanto maior a rugosidade, menor a vida;
- A dispersão dos resultados de fadiga está ligada à dispersão da rugosidade;
- A redução do tamanho de grão causa aumento de dureza e diminuição da tenacidade, tendo relação com os micromecanismos de fratura;
- O tamanho de microcavidades na fratura por fadiga depende do tamanho de grão do material
- A usinagem HSC tende a aprimorar a integridade superficial (diminuindo a rugosidade e o nível de tensões residuais de tração) quando comparada à usinagem considerada convencional.

5.1 RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Monitorar a temperatura de corte e a força de usinagem visando explicar o comportamento da tensão residual em materiais com grãos ultrafinos;
- Correlacionar forças de usinagem à rugosidade superficial, visando criar um modelo para predição de acabamento superficial em aços com grãos ultrafinos;
- Verificar efeito do acabamento superficial no processo de medição das tensões residuais por raios X;
- Verificar se o carregamento cíclico promove a relaxação de tensões residuais;
- Realizar ensaios de fadiga e medição de tensão residual em corpos de prova polidos ou com rugosidade controlada, visando comparar com as operações de usinagem;
- Realizar ensaios para a determinação mais precisa do limite de resistência à fadiga (método escada) de aços com grãos ultrafinos
- Realizar ensaios de fadiga com $R=-1$, pois permite melhor avaliação das tensões residuais.

REFERÊNCIAS

ALBERTI, M.; CIURANA, J.; CASADESÚS, M. A system for optimising cutting parameters when planning milling operations in high-speed machining. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 168, p. 25-35, 2005.

AROLA, D.; WILLIAMS, C. L. Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam, v. 24, p. 923-930, 2002.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS - ASME. **ASME B46.1 - 2002**: Surface texture (surface roughness, waviness, and lay). New York: ASME, 2002. 110 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **ASTM E1823 - 09a**: Standard terminology relating to fatigue and fracture testing. West Conshohocken: ASTM, 2009. 23 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **ASTM E112 - 96**: Standard test methods for determining average grain size. West Conshohocken: ASTM, 2004. 26 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **ASTM E92-82**: Standard test method for vickers hardness of metallic materials. West Conshohocken: ASTM, 2003. 9 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **ASTM E739-91**: Standard practice for statistical analysis of linear or linearized stress-life (S-N) and strain-life (ϵ -N) fatigue data. West Conshohocken: ASTM, 2004. 7 p.

ASSIS, C. L. F. **Efeito do fresamento com alta velocidade de corte na usinabilidade de aços ferríticos com grãos ultrafinos**. 2010. 124 f. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2010.

BERRUTI, T.; UBERTALLI, G. Influence of cutting parameters on residual stresses induced by milling in pressure die-cast aluminum alloy components. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, New York, v. 123, p. 547-551, 2001.

BRINKSMEIER, E. et al. Residual stresses: measurement and causes in machining processes. **CIRP Annals**, Paris, v. 31, p. 491-510, 1982.

BUDYNAS, R.; NISBETT, J. K. Fatigue failure resulting from variable loading. In: _____. **Shigley's mechanical engineering design**. 8. ed. New York: McGraw-Hill, 2008. p 257-277.

CAKIR, M. C.; ENSARIOGLU, C.; DEMIRAYAK, I. Mathematical modeling of surface roughness for evaluating the effects of cutting parameters and coating material. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 209, p. 102-109, 2009.

CALDEIRANI FILHO, J.; DINIZ, A. E. Influence of cutting conditions on tool life, tool wear and surface finish in the face milling process. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences**, Rio de Janeiro, v. 24, 2002.

CALLISTEOR Jr., W. D. Failure. In: _____. **Materials science and engineering: an introduction**. 7. ed. Nova Jersey: John Wiley & Sons, 2008. p. 207-245.

CAPELLO, E. Residual stresses in turning. Part I: Influence of process parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 160, p. 221-228, 2005.

CAPELLO, E. Residual stresses in turning. Part II: Influence of the machined material. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 172, p. 319-326, 2006.

CAVALIERE, P. Fatigue properties and crack behavior of ultra-fine and nanocrystalline pure metals. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam, v. 31, p. 1476-1489, 2009.

CHEVRIER, P. et al. Investigation of surface integrity in high speed end milling of a low alloyed steel. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 43, p. 1153-1142, 2003.

DIETER, G. E. Fatigue of metals. In: _____. **Mechanical metallurgy SI metric edition**. Singapura: McGraw-Hill, 1988. p. 375-431.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. São Paulo: Artliber, 2000. 244 p.

FACCIO, I.; BATALHA, G. F. Novos desenvolvimentos em usinagem em alta velocidade. In: WORKSHOP NOVOS DESENVOLVIMENTOS EM ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 1., 2004, São Paulo. **Anais...** São Paulo: EPUSP, 2004.

FERRARESI, D. **Fundamentos da usinagem dos metais**. São Paulo: Edgard Blücher, 1970. 754 p.

FIELD, M.; KAHLES, J. F. Review of surface integrity of machined components. **Annals of the CIRP**, Paris, v. 20, p. 153-163, 1971.

FIELD, M.; KAHLES, J. F.; KOSTER, W. P. Surface finish and surface integrity. In: DAVIS, J. R. (Ed.) et al. **Metals handbook: machining**. Ohio: ASM, 1999. v. 16, p. 43-84. Versão digital.

FLOM, D. G.; KOMANDURI, R. High-speed machining. In: DAVIS, J. R. (Ed.) et al. **Metals handbook: machining**. Ohio: ASM, 1989. v. 16, p. 597-606.

FRANÇOIS, M. et al. X-ray diffraction method. In: LU, J. (Ed.). **Handbook of measurement of residual stresses**. Lilburn: The Fairmont Press, 1996. p. 71-131.

GRAVALOS, M. T. **Efeito da usinagem na integridade superficial de um aço inoxidável superaustenítico**. 2008. 119 f. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia de Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2008.

GRUM, J.; KISIN, M. Influence of microstructure on surface integrity in turning. Part I: The influence of the size of the soft phase in a microstructure on surface-roughness formation. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 43, p. 1535-1543, 2003.

HANLON, T.; TABACHNIKOVA, E. D.; SURESH, S. Fatigue behavior of nanocrystalline metals and alloys. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam, v. 27, p. 1147-1158, 2005.

HÖPPEL, H. W. et al. An overview: fatigue behaviour of ultrafine-grained metals and alloys. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam, v. 28, p. 1001-1010, 2006.

JAMES, M. R.; LU, J. Introduction. In: LU, J. (Ed.). **Handbook of measurement of residual stresses**. Lilburn: The Fairmont Press, 1996. p. 1-4.

JAVIDI, A.; RIEGER, U.; EICHLSEDER, W. The effect of machining on the surface integrity and fatigue life. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam, v. 30, p. 2050-2055, 2008.

LIMIDO, J. et al. SPH method applied to high speed cutting modelling. **International Journal of Mechanical Sciences**, Elmsford, v. 49, n. 7, p. 898-908, 2007.

LIU, Z. Q. et al. Wear patterns and mechanisms of cutting tools in high-speed face milling. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 129, p. 222-226, 2002.

Longbottom, J. M.; Lantham, J. D. A review of research related to Salomon's hypothesis on cutting speeds and temperatures. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 46, p. 1740-1747, 2006.

Lopes, K. S. S.; Sales, W. F.; Palma, E. S. Influence of machining parameters on fatigue endurance limit of AISI 4140 steel. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Science and Engineering**, Rio de Janeiro, v. 30, p. 77-83, 2008.

Lu, J.; James, M. R.; Mordfin, L. Comparative study of different techniques. In: Lu, J. (Ed.). **Handbook of measurement of residual stresses**. Lilburn: The Fairmont Press, 1996. p. 225-231.

Machado, A. R. et al. Integridade superficial. In: _____. **Teoria da usinagem dos materiais**. São Paulo: Edgard Blücher, 2009. p. 276-304.

Machado, A. R. et al. Formação de cavacos. In: _____. **Teoria da usinagem dos materiais**. São Paulo: Edgard Blücher, 2009. p. 41-76.

McClung, R. C. A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**. Hoboken: Blackwell, 2007. v. 30, p. 173-205.

Mughrabi, H.; Höppel, H.W. Cyclic deformation and fatigue properties of very fine-grained metals and alloys. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam, v. 32, p. 1413-1427, 2010.

Nicholas, T. Critical issues in high cycle fatigue. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam, v. 21, p. 221-231, 1999.

Ning, Y.; Rahman, M.; Wong, Y. S. Investigation of chip formation in high speed end milling. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 113, p. 360-367, 2001.

Novovic, D. et al. The effect of machined topography and integrity on fatigue life. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 44, p. 125-134, 2004.

Okayasu, M. et al. Fatigue properties of ultra-fine grained dual phase ferrite/martensite low carbon steel. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam, v. 30, p. 1358-1365, 2008.

OLIVEIRA, A. J. **Análise do desgaste de ferramentas no fresamento com alta velocidade de aços endurecidos**. 2007. 205 f. Tese (Doutorado) - Departamento de Engenharia de Fabricação, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

OLIVEIRA, F. G. HSM: conceitos e aplicações. In: SANTOS, A. V. et al. **Usinagem em altíssimas velocidades**. São Paulo: Érica, 2003. p. 29-35.

OMAR, O. E. E. K. et al. An improved cutting force and surface topography prediction model in end milling. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 47, p. 1263-1275, 2007.

PARIS, H.; PEIGNE, G.; MAYER, R. Surface shape prediction in high speed milling. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 44, p.1567-1576, 2004.

PAULO, R. G. R. **Avaliação da integridade superficial e usinabilidade de engrenagens forjadas utilizando fresamento com alta velocidade de corte**. 2008. 169 f. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2008.

PAWADE, R. S.; JOSHI, S. S.; BRAHMANKAR, P. K. Effect of machining parameters and cutting edge geometry on surface integrity of high-speed turned Inconel 718. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 48, n. 1, p. 15-28, 2008.

RICHARDSON, D. J.; KEAVEY, M. A.; DAILAMI, F. Modelling of cutting induced workpiece temperatures for dry milling. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 46, p. 1139-1145, 2006.

RIGATTI, A. M. Y. **Avaliação da força de usinagem e energia específica de corte no fresamento com alta velocidade de corte**. 2010. 88 f. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2010.

RODRIGUES, A. R. et al. Effects of milling condition on the surface integrity of hot forged steel. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, Rio de Janeiro, v. 32, p. 37-43, 2010.

RYU, S. H.; CHOI, D. K.; CHU, C. N. Roughness and texture generation on end milled surfaces. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 46, p. 404-412, 2006.

SANDVIK COROMANT. **Steel turning**. São Paulo: SANDVIK, 2000. (Catálogo de ferramentas - CD-ROM).

SANDVIK COROMANT. **How to reduce vibration in metal cutting**. Sandviken, 2006, 55 p.

SASAHARA, H. The effect on fatigue life of residual stress and surface hardness resulting from different cutting conditions of 0.45%C steel. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, Amsterdam, v. 45, p. 131-136, 2005.

SCHULZ, H. High-speed milling machines. In: SEMINÁRIO INTERNACIONAL DE ALTA TECNOLOGIA – USINAGEM COM ALTÍSSIMA VELOCIDADE DE CORTE, 1., 1996, Santa Bárbara d'Oeste. **Anais...** Santa Bárbara d'Oeste: UNIMEP, 1996.

SCHULZ, H. The history of high-speed machining. In: COPPINI, N. L. (Ed.). **Revista de Ciência e Tecnologia**, Piracicaba, v. 7, p. 002-012, 1999.

SCHÜTZ, W. A history of fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v. 54, p. 263-300, 1996.

SCHÜTZER, K.; SCHULZ, H. Histórico da usinagem com altíssima velocidade até os dias atuais. In: SANTOS, A. V. et al. **Usinagem em altíssimas velocidades**. São Paulo: Érica, 2003. p.13-28.

SHAW, M. C. **Metal cutting principles**. New York: Oxford Science, 1997. 594 p.

SILVA NETO, O. V. **Obtenção de grãos ferríticos ultrafinos em aços baixo-carbono através do processamento subcrítico**. 2006. 112 f. Tese (Doutorado) – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2006.

STOETERAU, R. L. **Introdução aos processos de usinagem**. Florianópolis: UFSC, 2007. Disponível em: < www.imp.ufsc.br/disciplinas/Stoterau/Aula-01-U-2007-1-introducao.pdf>. Acesso em: 12 jun. 2010.

SURARATCHAI, M.; LIMIDO, J.; CHIERAGATTI, R. Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. **International Journal of Fatigue**, Amsterdam, v. 30, p. 2119-2126, 2008.

SUYAMA, D. I. **Influência da usinagem em alta velocidade de corte no desempenho em serviço de aços cromo-molibdênio**. 2008. 43 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Departamento de Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2008.

TOKIMATSU, R. C.; FERREIRA, I. Introdução. In: _____. **Apostila de fadiga dos materiais**. Ilha Solteira: UNESP, 2006. p. 1-5.

TORRES, M. A. S. et al. Considerações sobre a relaxação das tensões residuais induzidas por shot peening durante o processo de fadiga do aço AISI 4340. In: CONGRESSO IBEROAMERICANO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 8., 2007, Cusco. **Proceedings...** Lima: Pontificia Universidad Catolica del Peru, 2007.

TRICARD, M. Residual effects of finishing methods. In: COTELL, C. M. (Ed.) et al. **Metals handbook: surface engineering**. Ohio: ASM, 1998. v. 5, p. 317-331. Versão digital.

WITHERS, P. J.; BHADESHIA, K. D. H. Residual stress. Part I: Measurement techniques. **Materials Science and Technology**, Leeds, v. 17, p. 355-365, 2001.

ANEXO A - Análises Estatísticas

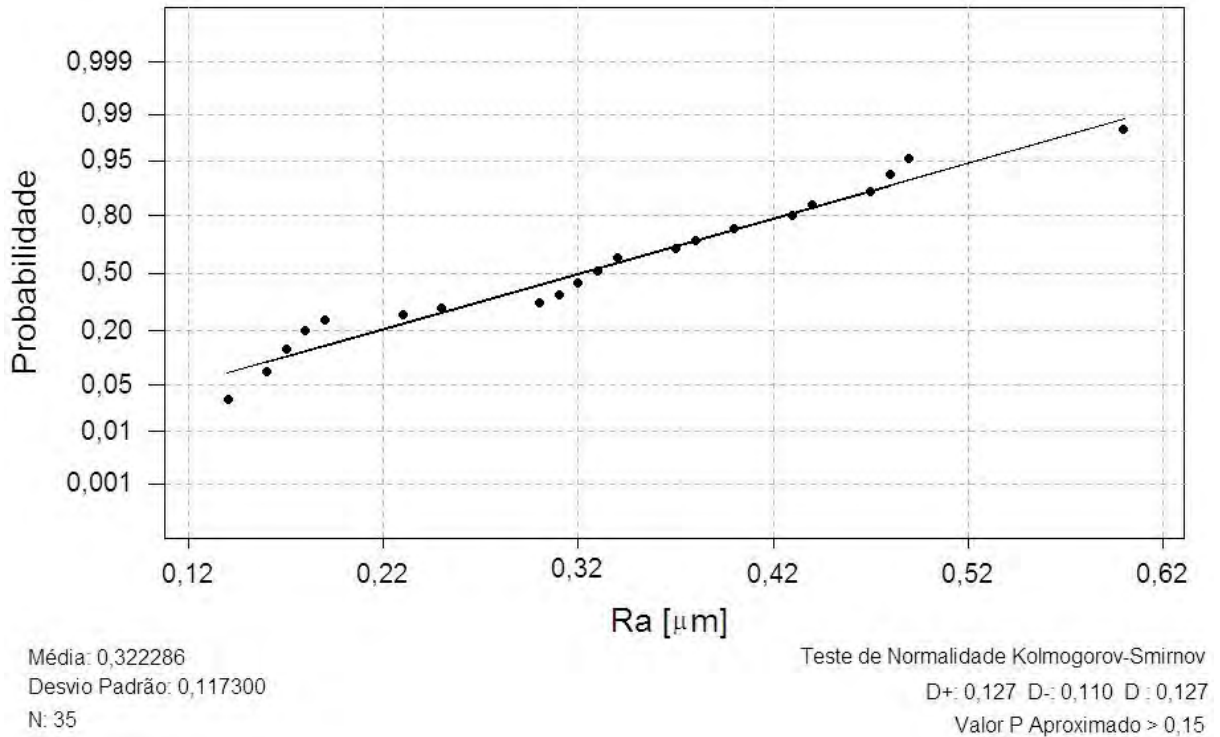


Figura A.1 - Teste de normalidade para a rugosidade média aritmética.

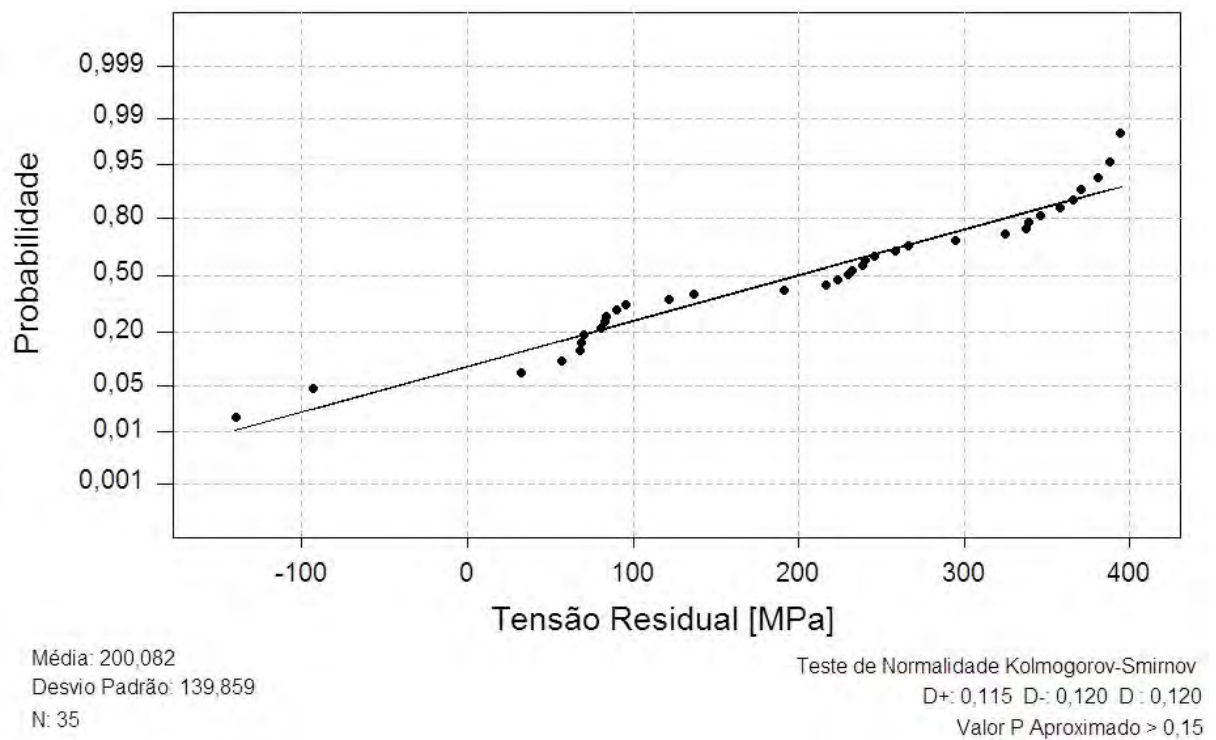


Figura A.2 - Teste de normalidade para a tensão residual.

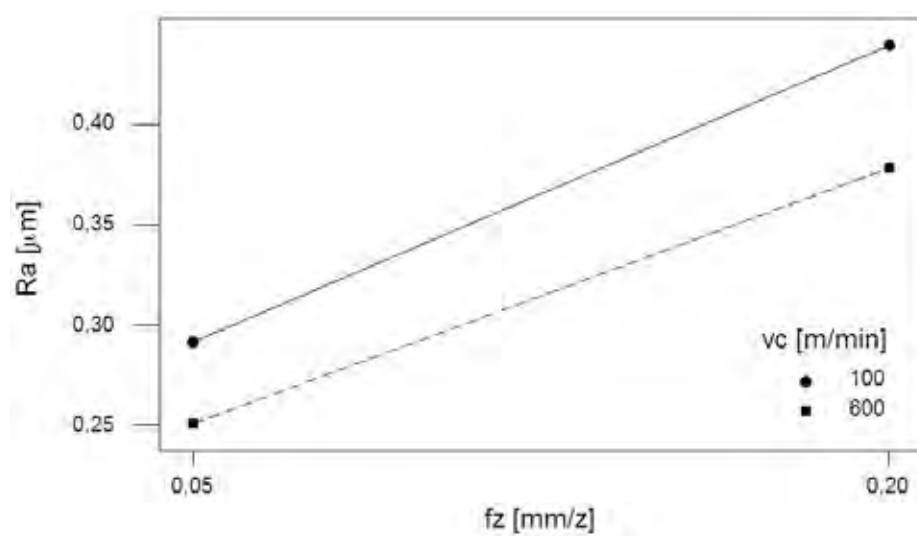


Figura A.3 - Análise de interações entre os fatores de corte para a rugosidade R_a .

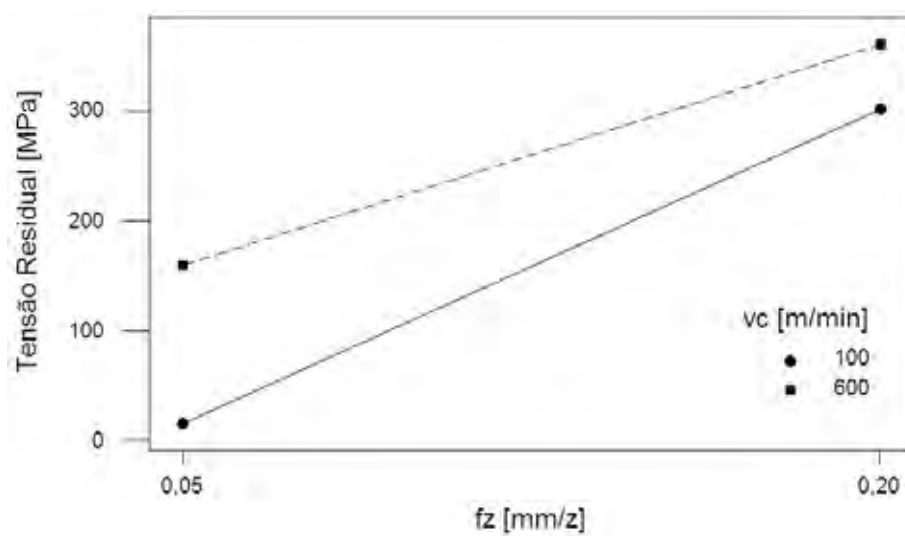


Figura A.4 - Análise de interações entre os fatores de corte para a tensão residual.

ANEXO B - Propriedades Mecânicas

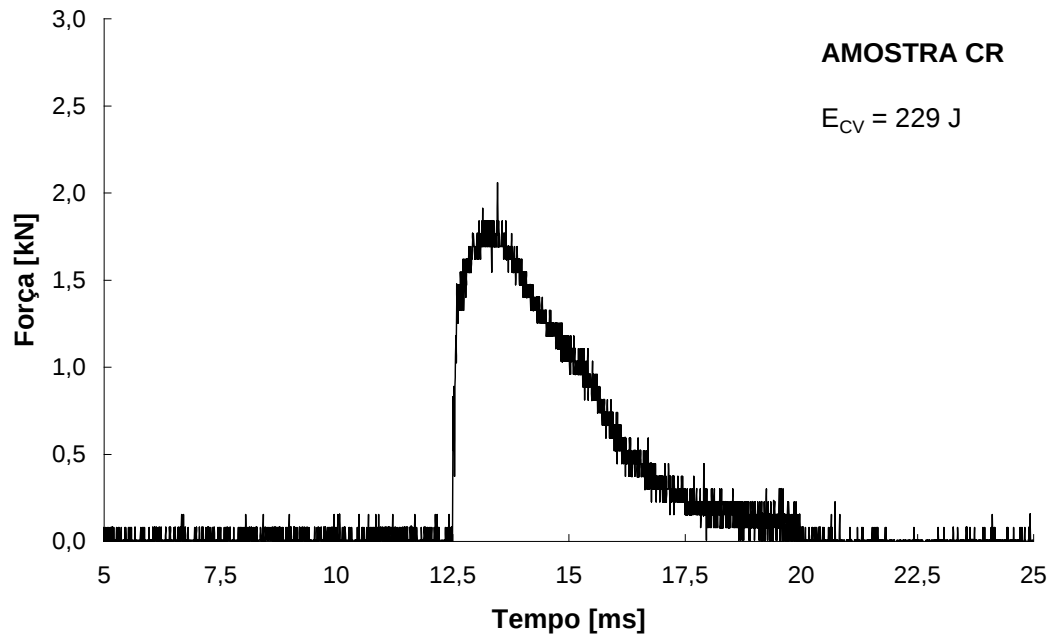


Figura B.1 - Ensaio Charpy Instrumentado para o material CR.

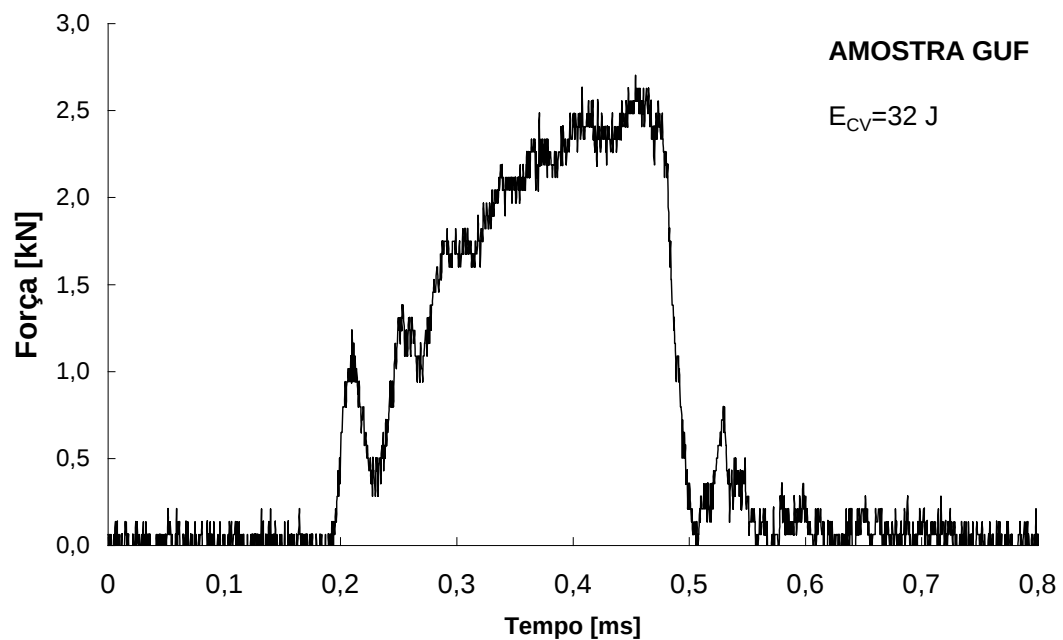


Figura B.2 - Ensaio Charpy Instrumentado para o material GUF.

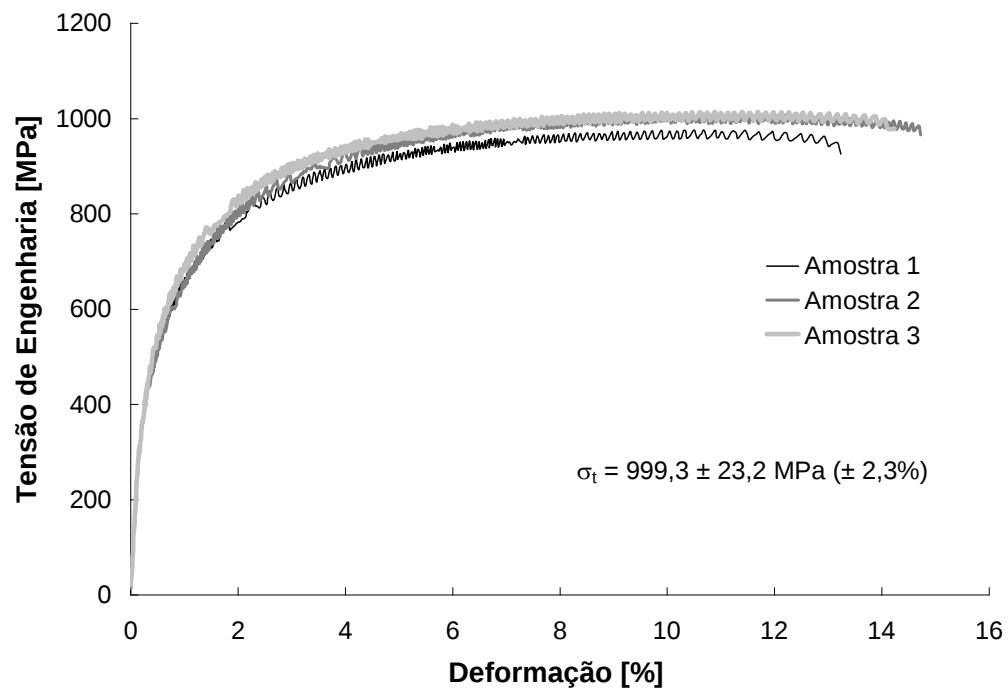


Figura B.3 - Ensaio de tração monotônico para o material GUF.