

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**UMA CONTRIBUIÇÃO AO ESTUDO DAS TENSÕES
RESIDUAIS NO FRESAMENTO**

Eng^a. Adriana Bruno Norcino

Orientador: Prof. Dr. Alessandro Roger Rodrigues

Co-orientador: Prof. Dr. Adriano Fagali de Sousa

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia - UNESP - Campus de Ilha
Solteira.

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.

N827u	Norcino, Adriana Bruno. Uma contribuição ao estudo das tensões residuais no fresamento / Adriana Bruno Norcino. -- Ilha Solteira : [s.n.], 2013 99 f. : il. Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Materiais e Processos de Fabricação, 2013 Orientador: Alessandro Roger Rodrigues Co-orientador: Adriano Fagali de Souza Inclui bibliografia 1. Fresamento. 2. Moldes e matrizes. 3. Integridade superficial. 4. Tensão residual. 5. Método do furo cego
-------	--

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO



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

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

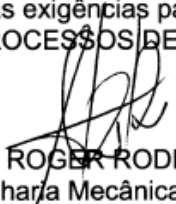
TÍTULO: Uma contribuição ao estudo das tensões residuais no fresamento

AUTORA: ADRIANA BRUNO NORCINO

ORIENTADOR: Prof. Dr. ALESSANDRO ROGER RODRIGUES

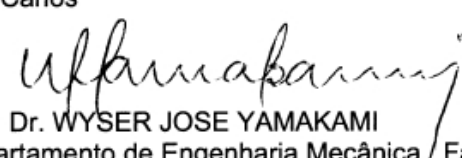
CO-ORIENTADOR: Prof. Dr. ADRIANO FAGALI DE SOUZA

Aprovada 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 Engenharia Mecânica / Universidade de São Paulo - Escola de Engenharia de
São Carlos



Prof. Dr. WYSER JOSE YAMAKAMI

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira



Prof. Dr. ALDO BRAGHINI JÚNIOR

Departamento de Engenharia de Produção / Universidade Tecnológica Federal do Parana

Data da realização: 21 de agosto de 2013.

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 sequenciados abaixo:

Trabalhos Completos

RODRIGUES, A. R. ; NORCINO, A.B. ; MATSUMOTO, H.; YAMAKAMI, W.J.; VENDRAME, S. Formação de cavaco e microdureza da peça no fresamento do aço VP100 para moldes. In: 7º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 2013, Penedo - RJ.

MANARELLI, F. H.; NORCINO, A. B.; VENDRAME, S.; RODRIGUES, A. R. Efeito do fresamento na integridade superficial de um aço para moldes e matrizes. In: XIX Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica, 2012, São Carlos - 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), 2011, Paris-França.

NORCINO, A. B.; RODRIGUES, A. R.; PADILHA, J. L.; MANARELLI, F. H. Avaliação das tensões residuais no processo de fresamento. In: XXIII Congresso de Iniciação Científica da Unesp, 2011, São Pedro - SP.

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.; 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: IX Congreso Iberoamericano de Ingeniería Mecánica, 2009, Ilhas Canárias - Espanha.

Resumos Expandidos

QUEIROZ, M. C. G. P.; BAZANINI, N. C.; NORCINO, A. B. ; ASSIS, C. L. F. ; VENDRAME, S. ; RODRIGUES, A. R. . Efeito da usinagem com alta velocidade de corte sobre a microestrutura subsuperficial de aços de baixo teor de carbono. In: XII Simpósio de Iniciação Científica e Tecnológica da FATEC, 2010, São Paulo - SP.

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: XXI Congresso de Iniciação Científica da UNESP, 2009, São José do Rio Preto-SP.

Resumo

MANARELLI, F. H.; NORCINO, A. B.; RODRIGUES, A. R. Rugosidade e Microdureza da Peça no Fresamento do Aço VP100. In: XXIV Congresso de Iniciação Científica da Unesp, 2012, Ilha Solteira - SP.

NORCINO, A. B.; PADILHA, J. L.; MANARELLI, F. H. Influência do fresamento na tensão residual de um aço médio carbono com grãos ultrafinos. In: 19 Siicusp - Simpósio Internacional de Iniciação Científica, 2011, São Carlos – SP.

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, 2009, São Carlos-SP.

Aos meus pais, Claudio e Vera, e à minha irmã, Laís,
pelo carinho, apoio e amor incondicional capaz de superar
todas as distâncias, e à minha vó, Dalva (*in memoriam*),
pelo amor e incentivo nesses anos.

AGRADECIMENTOS

A Deus por me guiar e cuidar de mim em todos os momentos, e permitir que ao longo deste trabalho eu crescesse além do profissional.

Ao Prof. Dr. Alessandro Roger Rodrigues, da Escola de Engenharia de São Carlos - EESC, Universidade de São Paulo - USP, pela disposição em me orientar contribuindo para meu crescimento profissional. Agradeço também pela confiança, amizade e por me ensinar a sempre enxergar o que de melhor cada um pode oferecer.

Ao Prof. Dr. Adriano Fagali de Souza, do Grupo de Pesquisa PROMOLDE, do Instituto Superior Tupy, Sociedade Educacional de Santa Catarina - SOCIESC, pela co-orientação e por todo conhecimento transmitido.

Ao Prof. Dr. Hidekasu Matsumoto e ao Prof. Dr. Wyser José Yamakami, da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - FEIS, Universidade Estadual Paulista - UNESP, professores integrantes do Grupo de Pesquisa em Usinagem (GPU), pelo apoio e contribuição ao meu crescimento profissional.

Ao Prof. Tit. Reginaldo Teixeira, da Escola de Engenharia de São Carlos - EESC, Universidade de São Paulo - USP, pela coordenação no projeto de pesquisa Pró-Engenharias/CAPES sobre integridade superficial em microcomponentes fresados.

Ao Prof. Dr. Renato Goulart Jasinevicius, do Laboratório de Usinagem de Precisão (UP), da Escola de Engenharia de São Carlos - EESC, Universidade de São Paulo – USP (EESC/USP), por disponibilizar o laboratório bem como seus equipamentos para medição de variáveis da pesquisa.

Ao Prof. Associado João Manuel Domingos de Almeida Rollo, do Laboratório de Transformação de Fases, do Departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura (SMM), Escola de Engenharia de São Carlos – EESC, Universidade de São Paulo - USP (EESC/USP), por permitir o uso irrestrito dos equipamentos de seu laboratório.

Ao Prof. Tit. Luiz Carlos Casteletti, do Departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura (SMM), Escola de Engenharia de São Carlos – EESC, Universidade de São Paulo – USP (EESC/USP), pelo apoio e conhecimento compartilhado.

Ao Prof. Dr. Celso Riyotsi Sokei e aos Profs. Adj. Juno Gallego e Vicente Afonso Ventrella do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM), da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira – FEIS, Universidade Estadual Paulista – Unesp (FEIS/Unesp), por atenderem prontamente a todos os questionamentos durante a execução do trabalho.

A todos os docentes e funcionários do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM), da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - FEIS, Universidade Estadual Paulista – Unesp (FEIS/Unesp), que desde a graduação contribuíram para o meu crescimento profissional e pessoal.

Ao Sr. Marino Teixeira Caetano, técnico do Laboratório de Máquinas Operatrizes Convencionais, do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM), da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - FEIS, Universidade Estadual Paulista – Unesp (FEIS/Unesp), pelo auxílio na confecção de dispositivos e amostras utilizados nos ensaios. Além da amizade e apoio desde a graduação.

Ao Sr. Carlos José Santana, técnico do Laboratório de Vibrações Mecânicas, do Departamento de Engenharia Mecânica (DEM), da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira –FEIS, Universidade Estadual Paulista –Unesp (FEIS/Unesp), pelo auxílio na preparação dos corpos de prova para os ensaios de tensão residual, bem como todo conhecimento técnico-científico transmitido.

Ao Sr. Pedro Luiz Di Lorenzo, técnico do Laboratório de Transformação de Fases, do Departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura (SMM), da Escola de Engenharia de São Carlos – EESC, Universidade de São Paulo – USP (EESC/USP), pelo auxílio na realização das medições de microdureza.

Ao Sr. Eliezer Dias Francisco, técnico do Laboratório de Metalografia, do Departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura (SMM), da Escola de Engenharia de São Carlos – EESC, Universidade de São Paulo – USP (EESC/USP), pelo auxílio na preparação metalográfica e obtenção das imagens no microscópio óptico.

Ao Dr. Márcio de Paula, da Central de Análises Químicas Instrumentais (CAQI), do Instituto de Química de São Carlos – IQSC, Universidade de São Paulo - USP (IQSC/USP), pelo registro de imagens de microscopia eletrônica de varredura.

Ao Eng. MSc. Aldo M. Y. Rigatti e ao Eng. MSc. Ricardo do LAPRAS (Laboratório de Processos Avançados e Sustentabilidade), da Escola de Engenharia de São Carlos – EESC, Universidade de São Paulo - USP (EESC/USP), pelo auxílio durante a aquisição dos sinais de força nos ensaios de usinagem.

Ao Eng. MSc. Cleiton Lazaro Fasolo de Assis do LAPRAS (Laboratório de Processos Avançados e Sustentabilidade), da Escola de Engenharia de São Carlos – EESC, Universidade de São Paulo - USP (EESC/USP), pelo auxílio durante a aquisição da perfilometria.

À Eng^a. MSc. Sabrina Bodziak do Grupo de Pesquisa PROMOLDE estudo da cadeia de manufatura de produtos que utilizam de moldes e matrizes, da Sociedade Educacional de Santa Catarina (SOCIESC), por todo o apoio, incentivo e ensinamento durante minha estadia em Joinville.

Aos discentes do Grupo de Pesquisa em Usinagem (GPU), com os quais tive o prazer de trabalhar, Eng. Alessandro Moraes Martins, Eng. André Nozomu Sadoyama Barrios, Eng. Breno Ebinuma Takiuti, Eng. Bruno Barbosa Arakawa, Eng. MSc. Daniel Iwao Suyama, Eng. Daniel de Carvalho Seco, Josiel Luna Padilha, Julia Knippelberg Bifano Manea, Lucas Alberto

Franco, Luís Gabriel Aléssio dos Santos, Eng^a. Máira Cristina Gual Pimenta de Queiroz, Eng^a. Marianna Maria Pereira Burgel, Eng^a. Naiana Cristina Bazanini, Raphael Estanislau Prado, Renan Caetano Machado, Eng. Rodolfo da Silva Manera, Eng. Saimon Vendrame, Eng^a.MSc. Suzana Regina Moreira, Thiago Bassan Setala, Thiago César Escabin.

Ao Eng. MSc. Fernando Brandão de Oliveira e Eli Jorge da Cruz Junior, pela dedicação, carinho, paciência e amizade mesmo quando tivemos o Oceano Atlântico nos separando. Nunca vou esquecer o apoio de vocês.

A Flávio Henrique Manarelli, pelo apoio na execução de todo o trabalho e pela amizade e paciência ao longo dessa jornada.

Aos meus pais, Claudio e Vera, minha irmã, Laís, minha vó, Dalva (*in memorian*) e demais familiares que sempre acreditaram, incentivaram e apoiaram minhas escolhas, mostrando o quanto a família é importante. Além dos meus tios Italo e Michelle pelo carinho.

À Ana Paula pela amizade, incentivo e paciência, muita paciência ao longo dos anos.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica pelo financiamento em viagens para participação em congressos e eventos científicos.

Aos funcionários da seção de pós-graduação e da biblioteca da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - FEIS, Universidade Estadual Paulista – UNESP (FEIS/Unesp), pela disposição em servir com disposição e profissionalismo.

À CAPES pela concessão da bolsa de estudos e de apoio financeiro durante o mestrado para compor a equipe do projeto Pró-Engenharias sobre integridade superficial de componentes microfresados.

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

“Tua palavra é lâmpada para os meus pés, e luz para o meu caminho.”

Salmos 119:105

RESUMO

A usinagem de moldes e matrizes possui grande potencial de expansão e expressiva importância econômica. O processo de fresamento é amplamente empregado na confecção de cavidades de moldes e pode ser um substituto ao processo de eletroerosão (EDM), gerando superfícies com melhor integridade superficial. Sabe-se que as tensões residuais podem ser geradas nos processos de usinagem e são apontadas como uma das possíveis causas de falhas em componentes, tendo como agravante o fato de na maioria das vezes permanecerem como incógnita, desde a fabricação até a falha. Este trabalho mediu experimentalmente o campo, a magnitude, a profundidade e a direção das tensões residuais pelo Método do Furo-Cego, após o fresamento de acabamento do aço para moldes e matrizes VP100 com durezas diferentes obtidas por meio de tratamento térmico de têmpera. Os resultados foram correlacionados com a microdureza superficial da peça, microestrutura subsuperficial, pressão específica de corte e temperatura na interface cavaco-ferramenta. Os ensaios foram conduzidos em um centro de usinagem vertical CNC, com fresa $\varnothing$ 25 mm e dois insertos revestidos de TiAlN. Os resultados mostraram que as tensões residuais dependem dos parâmetros de corte empregados no fresamento, e por meio de simulação mostrou-se que o dispositivo de fixação não interferiu na geração de tensões residuais. O aumento do avanço tende a gerar tensões trativas em peças beneficiadas, ao passo que o incremento da velocidade de corte resulta em tensões compressivas em peças temperadas. A microdureza superficial da peça e a pressão específica de corte apresentaram relação inversa e não linear com a tensão residual. Grãos próximos à superfície fresada podem ser deformados pela ação mecânica da aresta de corte da ferramenta desde que tenham orientação preferencial com a das tensões principais máximas.

Palavras-chave: Fresamento. Moldes e matrizes. Integridade superficial. Tensão residual. Método do furo-cego.

ABSTRACT

Machining of moulds and dies has a promising potential of expansion and expressive economic importance. The milling process is widely used in the manufacture of mold cavities and can be a substitute to the process of EDM (EDM) and generate surfaces with better surface integrity. Residual stress may be produced in machining processes and they are the main causes of failure in structural components. This research experimentally measured the field, magnitude, depth and orientation of residual stress by using Hole Drilling Method after finishing milling of VP100 steel for moulds and dies with distinct hardness. The results were correlated with part surface microhardness, subsurface microstructure, specific cutting energy and chip-tool interface temperature. The milling tests were carried out in a CNC machining center by using 25 mm diameter endmill with two TiAlN coated carbides. The results showed residual stresses depend on cutting parameters. Tensile stress is yielded in annealed parts as the tool feed increases, whereas compressive one is generated in quenched workpieces as the cutting speed grows. Part surface hardness and cutting specific pressure presented inverse non-linear relationship with residual stress. Grains near milled surface may be deformed by mechanical action of cutting tool edge since they have preferential orientation regarding to maximum principal stresses.

Keywords: Milling. Moulds and dies. Surface integrity. Residual stress. Hole drilling method.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Tipos de tensões residuais.	27
Figura 2 - Superposição dos diferentes tipos de tensões residuais.....	27
Figura 3 - Efeito da deformação mecânica sobre as tensões residuais em um componente.	29
Figura 4 - Efeito da deformação plástica sem transformação de fases sobre as tensões residuais em um componente.	29
Figura 5 - Efeito térmico com transformação de fases sobre as tensões residuais em um componente.....	30
Figura 6 - Combinação entre os efeitos térmicos e de deformação plástica sobre as tensões residuais em um componente.	31
Figura 7 - Correlação entre os parâmetros de entrada, modelo numérico e variáveis de saída.	32
Figura 8 - Princípio da Técnica de Lagrange aplicada no modelo de corte de um metal e modelo da simulação para obter a tensão residual.	33
Figura 9 - Distância interplanar de grãos (do) com diferentes orientações cristalográficas sem a presença de tensões (a) e com presença de tensões (b).....	35
Figura 10 - Parâmetros envolvidos na Lei de Bragg	36
Figura 11 - Figura esquemática do princípio de funcionamento da técnica do ultrassom (a) pulso-eco e (b) e (c) 'pitch-catch'.	37
Figura 12 - Figura esquemática da estrutura de domínios em um material policristalino.....	38
Figura 13 - Figura esquemática da técnica do seccionamento de camadas	40
Figura 14 - Figura esquemática do estado de tensões resultante provocado pelo alívio de tensões.....	42
Figura 15 - Estado de tensão em um ponto $P(r,\theta)$ antes (a) e depois (b) da usinagem de um furo passante.....	42
Figura 16 - Configuração da roseta extensométrica proposta por Rendler e Vigness.	44
Figura 17 - Representação dos parâmetros geométricos do extensômetro	45
Figura 18 - Correlação entre as técnicas de medição e profundidade de penetração.	48
Figura 19 - Variáveis de entrada e de saída alvos da pesquisa (a) e correlação entre os dados (b).....	50
Figura 20 - Fixação do corpo de prova no centro de usinagem CNC.....	51
Figura 21 - Fixação do dinamômetro no centro de usinagem CNC.....	52
Figura 22 - Fotomicrografia do aço VP100 para caracterização microestrutural do material da peça.....	53

Figura 23 - Corpo de prova usado nos ensaios de usinagem.	54
Figura 24 - Figura esquemática do suporte (a) e do inserto (b) utilizado nos ensaios.	55
Figura 25 - Figura esquemática da ferramenta utilizada nos ensaios.	55
Figura 26 - Sistema de coordenadas do dinamômetro utilizado durante os ensaios de usinagem.	57
Figura 27 - Microdurômetro.	58
Figura 28 - Esquema de corte e embutimento das amostras para análise micrográfica.	59
Figura 29 - Extensômetro colado ao corpo de prova (a) e indicador de deformação (b).	61
Figura 30 - Perfis de tensão residual do aço VP100 beneficiado após as condições de fresamento.	62
Figura 31 - Profundidades abaixo da superfície fresada onde a tensão residual inverte seu campo e atinge seu ponto de máximo ou mínimo para o aço VP100 beneficiado.	63
Figura 32 - Variação da direção da tensão residual principal máxima com as condições de fresamento para o aço VP100 no estado beneficiado.	64
Figura 33 - Perfis de tensão residual do aço VP100 temperado após as condições de fresamento.	65
Figura 34 - Profundidades abaixo da superfície fresada onde a tensão residual inverte seu campo e atinge seu ponto de máximo ou mínimo para o aço VP100 temperado.	66
Figura 35 - Variação da direção da tensão residual principal máxima com as condições de fresamento para o aço VP100 no estado endurecido.	67
Figura 36 - Influência dos efeitos principais na tensão residual do aço VP100.	68
Figura 37 - Tensões residuais nas peças fresadas (campo, magnitude e profundidade).	70
Figura 38 - Microdureza superficial do aço VP100 após os ensaios de fresamento.	71
Figura 39 - Influência dos efeitos principais na microdureza superficial do aço VP100 beneficiado e fresado.	72
Figura 40 - Correlação entre microdureza na superfície usinada e tensão residual da peça beneficiada.	73
Figura 41 - Microestruturas da seção transversal à superfície fresada do aço VP100 beneficiado.	74
Figura 42 - Microestruturas da seção transversal à superfície fresada do aço VP100 temperado.	75
Figura 43 - Estimativas da temperatura de corte e homóloga no fresamento do aço beneficiado e temperado.	76
Figura 44 - Correlação entre temperatura de corte e tensão residual da peça beneficiada. .	77
Figura 45 - Força de corte e componentes da força de usinagem medidas no fresamento do material beneficiado.	78

Figura 46 - Força de corte RMS e pressão específica de corte no fresamento do material beneficiado e temperado.	79
Figura 47 - (a) cavaco beneficiado e (b) temperado para a condição 2 ($v_c = 200/\text{min}$ e $f_z = 0,2 \text{ mm/z}$).	79
Figura 48 - (a) Força de corte versus tensão residual e (b) pressão específica de corte versus tensão residual para o material beneficiado e temperado, respectivamente.	80

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Principais técnicas de medição de tensão residual.	47
Tabela 2 - Variáveis de entrada e níveis adotados nos ensaios de usinagem.	49
Tabela 3 - Composição química do aço VP100 utilizado nos ensaios de usinagem (% em peso).	53
Tabela 4 - Quadro ANOVA do efeito da velocidade de corte, avanço por dente e tratamento térmico do material da peça (dureza) na tensão residual após o fresamento do aço VP100.	69
Tabela 5 - Correlação de Pearson e P-Valor entre o tratamento térmico do material da peça, velocidade de corte, avanço por dente e tensão residual da peça após o fresamento do aço VP100.....	69
Tabela 6 - Quadro ANOVA do efeito da velocidade de corte e avanço por dente na microdureza superficial após o fresamento do aço VP100 beneficiado e temperado.	72

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LETRAS ROMANAS MAIÚSCULAS

$\bar{A}$, $\bar{B}$	Coeficientes de alívio
ANOVA	<i>Analysis of Variance</i>
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
B	<i>Beneficiado</i>
C1	Condição de usinagem 1
C2	Condição de usinagem 2
C3	Condição de usinagem 3
C4	Condição de usinagem 4
CNC	Controle numérico computadorizado
CP	Correlação de Pearson
D _c	Diâmetro da fresa [mm]
E	Módulo de Elasticidade ou de Young [MPa]
GL	Graus de liberdade
H	Constante de Planck
HV	Dureza Vickers [HV]
K	Difusividade térmica do material
K'	Constante elasto-acústica
L	Distância da fonte até o detector
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
N	Número inteiro
P	Probabilidade P
R ₁ , R ₂	Comprimento inicial e final do extensômetro
T	Temperado
T _F	Temperatura de trabalho à frio
T _{fu}	Temperatura de Fusão

T_M	Temperatura de trabalho à morno
T_Q	Temperatura de trabalho à quente
U	Energia específica
V_o	Velocidade de propagação da onda no meio isento de tensões
VP100	Aço
X	Representação do corte

LETRAS ROMANAS MINÚSCULAS

$\bar{a}, \bar{b}$	Coeficiente de alívio adimensionais
a_p	Profundidade de usinagem [mm]
b_s	Comprimento da aresta alisadora do inserto [mm]
d	Distância interplanar [$\text{\AA}$]
e	Espessura do componente
de	Espessura da camada usinada;
dF	Variação da deflexão
dm_m	Diâmetro da haste da fresa [mm]
f_z	Avanço por dente [mm/z]
iW	Largura 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]
m	Massa do nêutron
r_ϵ	Raio de ponta do inserto [mm]
s	Espessura do inserto [mm]
t	Espessura do componente.
v_c	Velocidade de corte [mm/min]

LETRAS GREGAS MINÚSCULAS

$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	Deformações nas direções 1 , 2 e 3
ε_r	Deformação radial
ε_r'	Deformação radial aliviada
ε_r''	Tensão radial subtraída
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Tensões principais
σ_r	Tensão radial
σ_θ	Tensão circunferencial
σ'	Tensão aliviada
σ_r'	Tensão radial aliviada
σ_r''	Tensão radial subtraída
σ_θ'	Tensão circunferencial aliviada
σ_θ''	Tensão circunferencial subtraída
$\tau_{r\theta}$	Cisalhamento dependente de r e θ
$\tau_{r\theta}'$	Cisalhamento dependente de r e θ aliviado
λ	Comprimento de onda [m]
λ_s	Ângulo de saída do inserto [°]
ν	Coeficiente de Poison
θ	Direção da tensão principal máxima [°]
ψ	Direção da deformação máxima [°]

Sumário

1	INTRODUÇÃO	21
1.1	Objetivos.....	22
1.2	Justificativa.....	23
1.3	Estrutura do trabalho.....	23
2	REVISÃO DA LITERATURA	25
2.1	Tensões Residuais.....	25
2.1.1	Definições e Origens	25
2.1.2	Métodos de Medição	31
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	49
3.1	Planejamento Experimental	49
3.2	Banco de Ensaios	51
3.3	Corpos de Prova	52
3.4	Ferramentas de Corte	54
3.5	Procedimento Experimental	56
3.5.1	Ensaio de Usinagem	56
3.5.2	Força, Pressão e Temperatura de Corte	56
3.5.3	Microdureza.....	58
3.5.4	Microestrutura	59
3.5.5	Deformação Residual.....	60
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
4.1	Tensão Residual	62
4.2	Microdureza.....	70
4.3	Microestrutura	73
4.4	Temperatura de Corte	76
4.5	Força de Corte e Pressão Específica	78
5	CONCLUSÕES	82
5.1	Sugestões para Trabalhos Futuros.....	83
6	REFERÊNCIAS	84
	APÊNDICE A - Caracterização do Aço VP100.....	840
	APÊNDICE B - Tratamentos Térmicos.....	923
	APÊNDICE C - Simulação da Fixação da Peça	945
	APÊNDICE D - Tratamento dos Dados de Tensão Residual	956
	APÊNDICE E – Monitoramento do Desgaste da Ferramenta	967

1 INTRODUÇÃO

Segundo Trent et al. (2000), os custos com usinagem correspondem a 15% do valor envolvido em todo processo de manufatura, e serve como base para os demais setores industriais. Assim, o aprimoramento dos processos de usinagem a fim de reduzir custos e aumentar a produtividade, bem como obter componentes com maior precisão e melhor acabamento superficial, tem sido o foco de vários trabalhos científicos. A integridade superficial de um componente manufaturado é de suma importância, dependendo de sua aplicação em serviço, pois a peça pode atender devidamente suas funções e vida útil para as quais foi projetada ou falhar em operação, causando prejuízos financeiros, de tempo gasto e até vidas humanas (JAWAHIR et al.,2011).

De acordo com Davim (2008), a integridade superficial originalmente foi definida como a condição inerente de uma superfície produzida na usinagem ou outra operação de geração de superfície (Field, 1964; Kahles, 1971). Após alguns anos de pesquisa, Griffiths (2001) define integridade superficial como o conjunto das características topográficas, mecânicas, químicas e metalúrgicas de uma superfície manufaturada e suas relações com o desempenho funcional. De acordo com Tricard (1998), o conceito de integridade superficial, originalmente definido em 1964 para operações de retificação, aplica-se para qualquer operação de acabamento.

Segundo Field, Kahles e Koster (1999), as causas das alterações superficiais produzidas no processo de usinagem são devido sobretudo a elevados gradientes de temperatura no processo, que podem provocar alterações na superfície e sub superfície do material; alterações de dureza e rugosidade superficial e deformação plástica oriunda de alterações na microestrutura do material.

Os efeitos da usinagem na superfície são provenientes de efeitos térmicos e/ou mecânicos. É possível dividir as alterações em duas categorias de análise: alterações superficiais e alterações subsuperficiais. As alterações nas camadas subsuperficiais são provenientes de transformações mecânicas e metalúrgicas. As transformações metalúrgicas destacam-se por transformação de fase e recristalização, as alterações mecânicas ficam por conta de deformação plástica, alterações de microdureza, trincas e tensões residuais.

Segundo Hua et al.,(2005), Davim (2008),Li et al. (2009) e Jawahir et al.,(2011), o processo de usinagem introduz um novo estado de tensões na peça, que promove relaxação ou introdução de tensão. Em algum estágio da produção, pode introduzir distorções e essas influem no acabamento, tratamento térmico e no próprio processo de usinagem. Essas tensões provenientes do processo de manufatura são conhecidas como tensões residuais.

Pode-se definir tensão residual como as tensões existentes em um corpo sem que sobre ele estejam agindo quaisquer forças externas, exceto pela ação da força gravitacional. Essas são elásticas e se sobrepõem àquelas causadas pelas cargas de serviço. Podem ser benéficas ou deletérias e isso depende do sinal, magnitude e de sua distribuição. São ainda auto-equilibrantes, ou seja, qualquer perturbação, como remoção de material ou aplicação de carregamentos térmicos ou mecânicos altera o seu estado e causa redistribuição das tensões residuais, de modo a se equilibrarem novamente.

Segundo Davim (2008), existem quatro mecanismos geradores de tensão residual, listados a seguir:

- Deformação plástica induzida pelo efeito mecânico;
- Deformação plástica induzida pelo efeito térmico sem transformação de fase;
- Deformação plástica induzida com transformação de fases;
- Deformação plástica e efeito térmico.

As tensões residuais são classificadas também quanto ao tipo, podendo ser tensões macroscópicas, microscópicas ou submicroscópicas. Para cada tipo de tensão que se deseja medir, utilizam-se diferentes técnicas de medição. As técnicas podem ser analíticas, numéricas ou experimentais. Os métodos numéricos envolvem simulações computacionais baseadas no uso de ferramentas de elementos finitos, tais como *ABAQUS*, *DEFORM*, *SYSWELD*. Dentre as técnicas experimentais, nas técnicas destrutivas, o material, dependendo de sua aplicação, fica impossibilitado de ser utilizado; já nas técnicas não destrutivas, a peça pode ser aplicada em serviço.

Como técnicas não destrutivas, pode-se citar a difratometria de raios-x e de nêutrons, ultrassom, etc. Dentre as técnicas destrutivas, tem-se remoção de camadas, seccionamento e furo-cego (usada nesse trabalho), entre outras.

1.1 Objetivos

O presente trabalho de pesquisa apresenta os seguintes objetivos:

- Investigar os mecanismos de geração de tensão residual no processo de fresamento de aços para moldes e matrizes;
- Avaliar a influência dos parâmetros de corte no comportamento de tensão residual;
- Determinar o campo, profundidade, magnitude e direção das tensões residuais usando o Método do Furo-Cego;

- Correlacionar a tensão residual à microdureza superficial da peça, temperatura, força e pressão específica de corte;
- Avaliar a possibilidade de aplicar a técnica de medição de tensão residual utilizando o Método do Furo-Cego em máquina-ferramenta.

1.2 Justificativa

A Indústria de moldes e matrizes tem grande potencial de expansão e uma expressiva importância econômica. Segundo Albano (2008), a etapa mais importante na fabricação de um molde é a usinagem de cavidades, pois pode representar 75% do custo total do ferramental e 40% do tempo de fabricação. Segundo Bhadeshia (2001), Lee *et al* (2011) e Li, Zhao e Whang (2010) as tensões residuais podem ser geradas em processos térmicos ou mecânicos e são apontadas como a principal causa de falhas em componentes, influenciando a vida em fadiga, resistência à corrosão e resistência ao desgaste.

Este trabalho alia um dos aços mais utilizados para fabricação de moldes e matrizes com uma das principais variáveis prováveis de falhas em componentes as tensões residuais. Além disso, este trabalho busca aplicar a técnica do furo cego em um centro de usinagem CNC, quando costumeiramente o ensaio é feito em uma furadeira de bancada..

1.3 Estrutura do trabalho

Este trabalho está estruturado em 5 capítulos. O capítulo 1 apresenta uma contextualização do tema da pesquisa, além dos principais objetivos e da motivação do trabalho.

O capítulo 2 versa sobre a revisão da literatura, apresentando conceitos sobre tensões residuais e as principais técnicas de medição.

No capítulo 3 são apresentados os materiais e métodos empregados na execução dos ensaios de usinagem.

O capítulo 4 apresenta os resultados obtidos com o desenvolvimento desta pesquisa e sua respectiva discussão.

O capítulo 5 trata das principais conclusões obtidas com este trabalho e apresenta sugestões de trabalhos que podem ser desenvolvidos futuramente, tendo como base os resultados desta pesquisa.

Ao final do texto, têm-se as referências utilizadas para compor a revisão da literatura e os apêndices que complementam as informações do corpo do texto, tais como caracterização do material a peça, tratamentos térmicos, simulações, fluxogramas e monitoramento de desgaste.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Tensões Residuais

2.1.1 Definições e Origens

Tensões residuais são tensões existentes em um corpo sem que sobre ele estejam agindo quaisquer forças ou torques externos, esforços resultantes de gradientes de temperatura ou de efeitos inerciais, exceto pela força gravitacional (BRINKSMEIER et al., 1982; LU, 1996; WITHERS; BHADESHIA, 2000; DAVIM, 2008).

Segundo Bhadeshia (2001), Lee et al (2011) e Li, Zhao e Whang (2010) as tensões residuais podem ser geradas em processos térmicos ou mecânicos como fundição, soldagem, laminação, deformação plástica, usinagem e etc. São apontadas como a principal causa de falhas em componentes, influenciando a vida em fadiga, resistência à corrosão e resistência ao desgaste.

As tensões residuais são consequências de fatores como temperatura, deformação e microestrutura ao longo do tempo. As características intrínsecas do material como coeficiente de Poisson, coeficiente de expansão, condutividade térmica, etc e extrínsecas como material submetido a mecanismos de deformação plástica ou transformações térmicas, associado à operação e parâmetros de usinagem influem na magnitude, direção e gradiente de tensão residual. Capello (2006) sugere a existência de um mecanismo de geração de tensões residuais comum a todos os aços, onde a influência dos parâmetros de corte e o material usinado são aditivadas. Desta forma conhecer e compreender o mecanismo gerador de tensões residuais assegura o bom desempenho do componente em serviço (BHADESHIA, 2001; SUTERIO, 2005; LEE et al, 2011).

As tensões residuais são auto-equilibrantes (a resultante de força e momento que produzem valem zero) 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 (ASM INTERNATIONAL, 2002).

De acordo com Lu (1996), Whithers e Bhadeshia (2001), Chevrier (2003), Capello (2005), Chen et al (2010), Yazdani e O'Dowd (2012) as tensões residuais podem frear ou acelerar o início de uma deformação plástica nas camadas superficiais ou sub – superficiais, podendo ser benéficas ou deletérias. Supondo que uma peça seja submetida a esforços cíclicos repetitivos e que uma trinca nucleie na camada superficial, nesse ponto caso ajam tensões de compressões a propagação da trinca poderá ser retardada, desde que sua magnitude seja maior do que as tensões atuantes e que o limite de escoamento não seja atingido . O valor

máximo das tensões residuais é próprio limite de escoamento do material, assim as tensões residuais tem caráter elástico (SONG et al., 2010; ASM INTERNATIONAL, 2002).

De acordo com Lu (1996), Damasceno (1993) e Dieter (1986), as tensões residuais podem ser classificadas em três tipos: tensões residuais macroscópicas, microscópicas e submicroscópicas. A classificação baseia-se em uma escala de comprimento onde ocorre o auto-equilíbrio das tensões (MACHERAUCH; KLOSS, 1986).

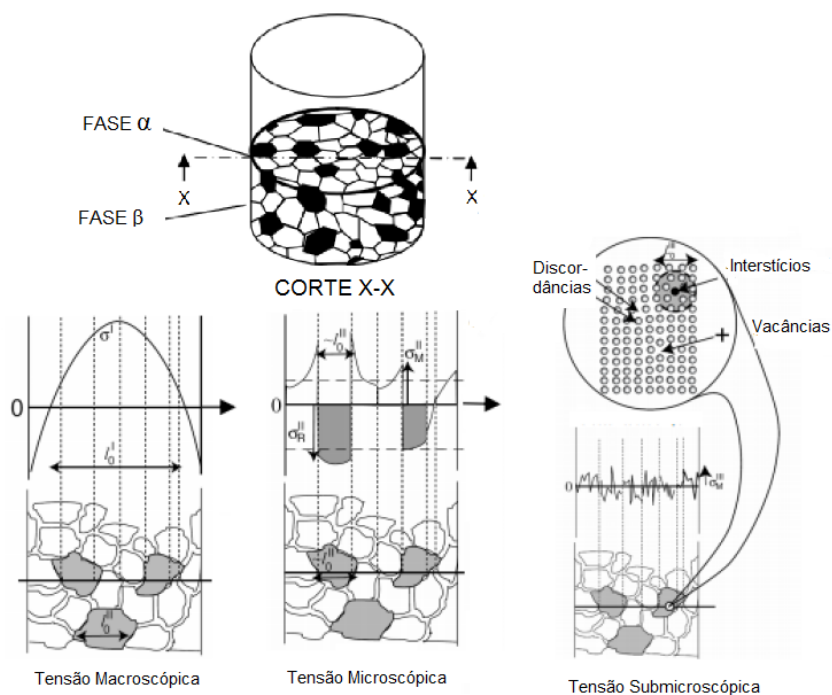
As tensões residuais macroscópicas, ou do Tipo I, são tensões que se estendem por grandes porções volumétricas quando comparadas com o tamanho do grão do material. As deformações originadas são praticamente uniformes para muitos grãos, as forças internas resultantes encontram – se em equilíbrio com a secção transversal ao passo que os momentos mecânicos resultantes estão em equilíbrio com relação a qualquer eixo. Alterações de forças e momentos onde estão inseridas as tensões residuais alteram as dimensões do material (KEVASAN et al., 2005; LISCIC, 2007; YUANWEI, 2010).

Tensões residuais microscópicas, ou do Tipo II, se distribuem uniformemente ao longo ou em boa parte de um grão ocorre na interface entre fases e partículas precipitadas e a matriz. O equilíbrio ocorre pelas forças de interação existente entre vários grãos (LU, 1996; LISCIC, 2007).

E, por último, as tensões residuais submicroscópicas, ou do Tipo III, abrangem distâncias interatômicas dentro de uma pequena porção do grão e são equilibradas sobre uma pequena parte do grão. Essas resultam de imperfeições da rede cristalina, ocorrendo geralmente próximo a uma discordância.

Tensões residuais macroscópicas são associadas a processos térmicos (têmpera, soldagem), químicos (nitretação, cementação) e as operações mecânicas (usinagem, torção). Ao passo que tensões residuais microscópicas estão associadas a aços bifásicos com diferentes coeficientes de expansão. A Figura 1 representa um material bifásico após o processo de têmpera, e mostram esquematicamente os três tipos de tensões residuais.

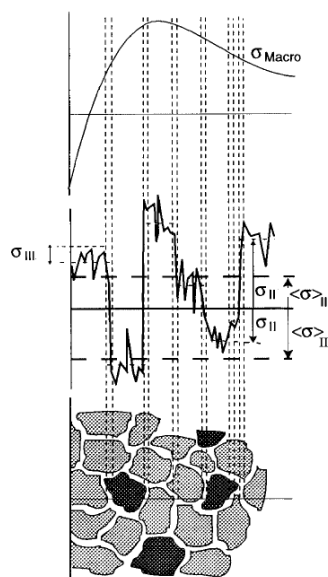
Figura1 - Tipos de tensões residuais.



Fonte: Adaptado de Liscic (2007).

A Figura 2 apresenta o princípio da superposição das tensões quando se faz a análise das tensões macroscópicas. Ou seja, as tensões macroscópicas são as médias das combinações de tensões microscópicas e submicroscópicas ao longo de uma faixa uma camada.

Figura 2 - Superposição dos diferentes tipos de tensões residuais.



Fonte: Adaptado de Withers e Bhadeshia (2000).

Segundo Davim (2008), Capello (2006) e Tricard (1998) o mecanismo de formação das tensões residuais pode ser dividido em: efeito mecânico (associado a deformações plásticas) e efeito térmico (associado principalmente a gradientes de temperatura). Apesar desta divisão, durante os processos de usinagem, os efeitos se superpõem e não podem ser separados. Mas Chen et al. (2010), Yuan et al. (2010) e Jing, Liu e Chen (2006) propõe o estudo de variáveis complementares ao valor obtido de tensão residual para poder separar ou associar os efeitos como a análise de possíveis transformações de fases ou elevados gradientes de temperatura durante o processo de usinagem (associada ao efeito térmico), e avaliação de forças de corte, deformações plásticas e desgaste da ferramenta (associadas ao efeito mecânico).

De acordo com Brinksmeier et al. (1982) e Ghanem, Braham e Sidhom (2002) durante o processo de fresamento, o material está sujeito a consideráveis deformações plásticas tendendo a ter tensões residuais de compressão já que o efeito térmico é menos preponderante. Nos trabalhos de Song et al. (2010) e Berruti e Ubertalli (2001) o processo de fresamento gerou tensões residuais de compressão, quando os parâmetros velocidade de corte, profundidade de usinagem e avanço por dente foram alterados. Mas conforme Capello (2006) e Shaw (2005) além dos parâmetros de corte as propriedades do material influem no processo de geração de tensão residual. Isso pode ser observado nos trabalhos de Chen et al. (2010), Yuan et al. (2010), Chevier et al. (2003) onde o processo de fresamento gerou além das tensões residuais compressivas, tensões residuais trativas. No trabalho de Chen et al. (2010) devido às altas temperaturas atingidas durante o corte, parte da cementita presente no material foi temperada (aquecimento seguido de rápido resfriamento) gerando martensita o que potencializou a geração de tensões de tração. Nota-se que 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).

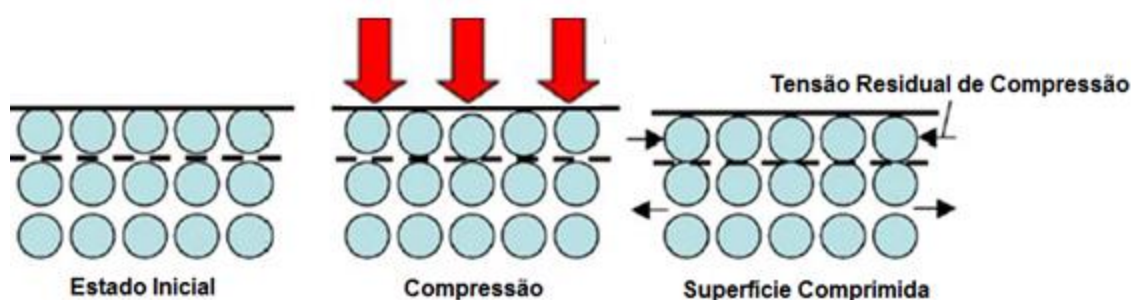
Davim (2008) e Bhadeshia (2001) definem que o processo de geração de tensão residual está associado aos efeitos térmicos e mecânicos e podem ser divididos em:

- Deformação plástica induzida pelo efeito mecânico;
- Deformação plástica induzida pelo efeito térmico sem transformação de fase;
- Deformação plástica induzida pelo efeito térmico com transformação de fases;
- Deformação plástica e efeito térmico.

Na deformação plástica induzida pelo efeito mecânico, a tensão residual é compressiva, pois a camada mais externa é comprimida por ação mecânica, sem que haja ou que seja irrelevante o efeito térmico (Figura 3). A deformação plástica ocorre quando a tensão excede o limite de elasticidade favorecendo o endurecimento do material. Dependendo da intensidade

com que esse fenômeno ocorre, em casos extremos os grãos são tão distorcidos que ao avaliar micrograficamente a amostra observa-se apenas uma camada esbranquiçada. Em processos de fresamento, torneamento e retificação observam-se elevadas deformações plásticas quando utilizadas baixas velocidades de corte o que favorece o efeito mecânico, ao passo que em operações com altas velocidade de corte o efeito térmico é preponderante.

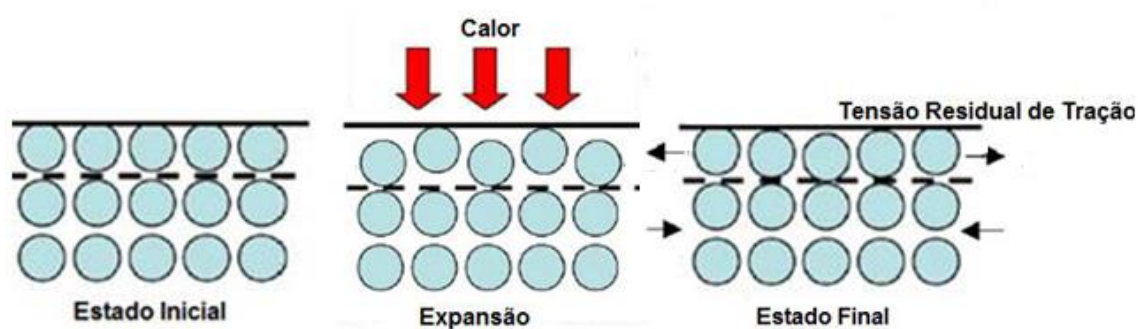
Figura 3 - Efeito da deformação mecânica sobre as tensões residuais em um componente.



Fonte: Modificado de Griffiths (2001).

A deformação plástica induzida pelo efeito térmico sem transformação de fase, gera tensão residual de tração na camada superficial, e o mecanismo de ação é completamente diferente do observado anteriormente. Esse depende da relação entre o coeficiente de expansão do material e da temperatura atingida no processo. Na Figura 4, a superfície expande-se durante o aquecimento, ao passo que o mesmo não ocorre nas camadas mais internas. A camada mais externa é plastificada pela compressão. Quando ocorre o resfriamento, a camada mais externa tende a voltar à posição inicial o que já não é possível devido à deformação plástica sofrida, gerando assim um estado de tensão de tração.

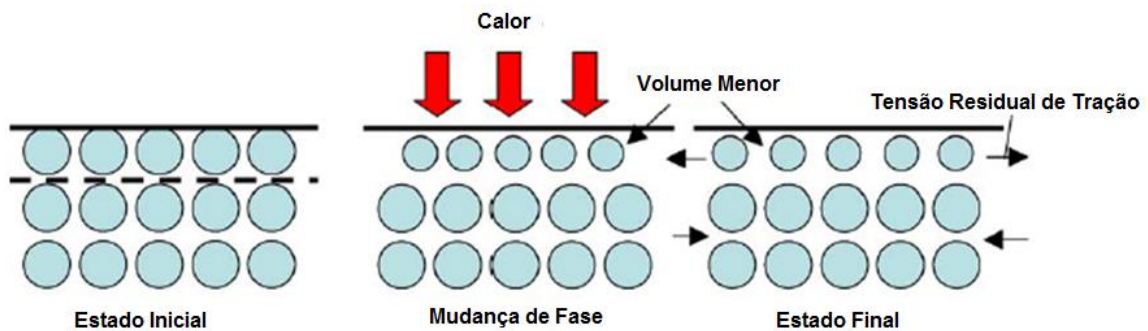
Figura 4 - Efeito da deformação plástica sem transformação de fases sobre as tensões residuais em um componente.



Fonte: Modificado de Griffiths (2001).

Na deformação plástica induzida com transformação de fases, a tensão residual é causada mediante mudança não homogênea de volume oriunda da formação de nova fase. Ocorrem intensos fluxos de calor na zona de cisalhamento primária que combinadas com as propriedades térmicas do material e da ferramenta de corte promovem a mudança de fase da microestrutura. Mesmo que a variação de temperatura ocorra rapidamente, é possível nesses casos observar modificações em camadas subsuperficiais. Na Figura 5, a mudança da fase martensítica para austenítica provoca a diminuição do volume. A camada externa tende a contrair-se, mas a camada mais interna resiste a esse movimento. Assim a camada superficial apresenta tensões de tração, enquanto a subsuperfície apresenta tensões de compressão. Caso a mudança de fase provoca o aumento do volume, a tensão residual na camada mais externa será de compressão, por exemplo a transformação de austenita em perlita ou bainita.

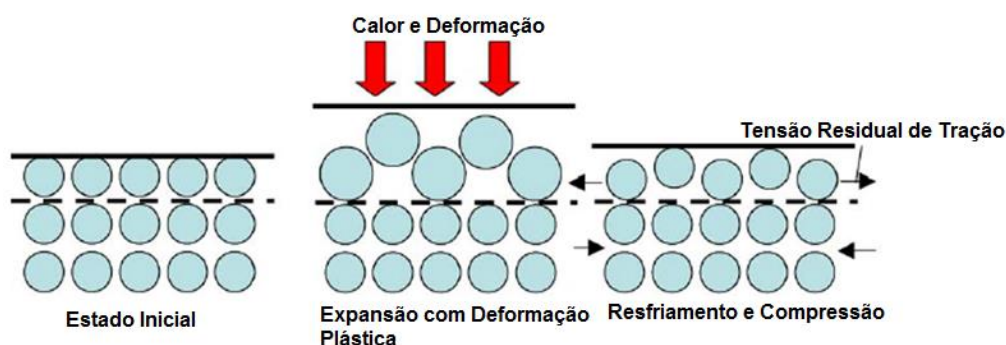
Figura 5 - Efeito térmico com transformação de fases sobre as tensões residuais em um componente.



Fonte: Modificado de Griffiths (2001).

Em tensões residuais provenientes da combinação do efeito térmico e mecânico podem - se ter tensões de tração ou compressão, que dependem do processo que se sobressair ao final (Figura 6).

Figura 6 - Combinação entre os efeitos térmicos e de deformação plástica sobre as tensões residuais em um componente.



Fonte: Modificado de Griffiths (2001).

De acordo com ASM INTERNATIONAL (2002) o processo de geração de tensão residual pode ser simplesmente associado ao efeito mecânico ou efeito térmico sendo que o resultado final da magnitude e direção da tensão gerada depende do efeito que se sobrepõe ao final do processo.

Avaliar a contribuição das tensões residuais no desempenho de um componente é difícil, pois a magnitude do pico e a natureza de sua distribuição estão relacionadas à profundidade da camada afetada e as propriedades mecânicas e térmicas do material.

2.1.2 Métodos de Medição

Não existe um método único para a obtenção da medida de tensão residual. Os métodos existentes empregam: modelagem matemática ou técnicas de medição no próprio componente.

A. Modelagem Matemática

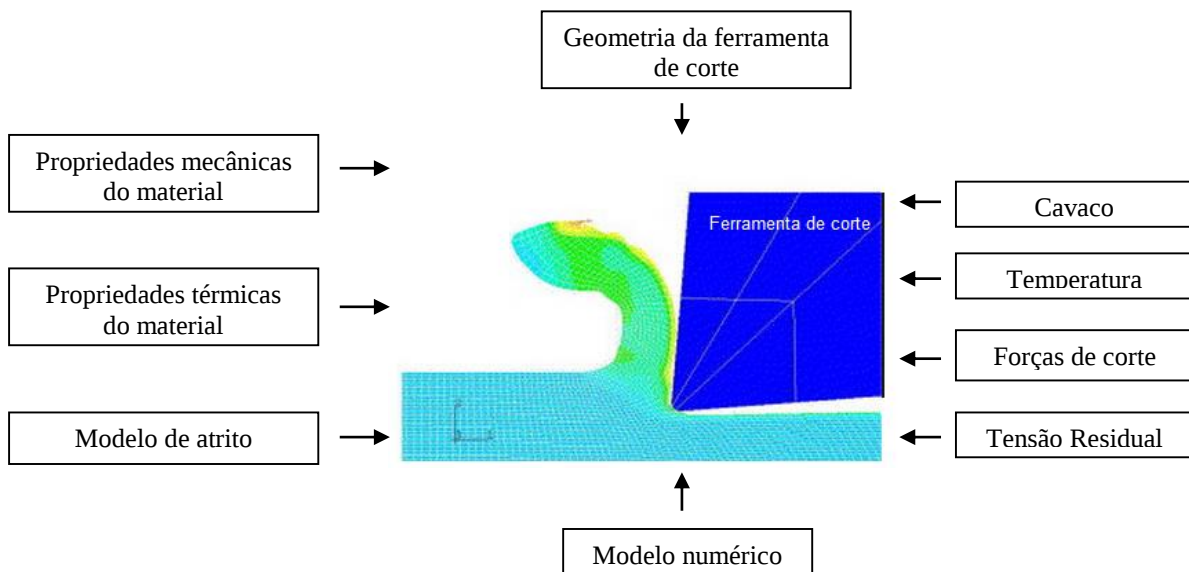
Segundo Davim (2008), a análise das tensões residuais pelo método de elementos finitos vem sendo usada de forma a prever o seu comportamento, bem como a distribuição de temperatura durante o processo de usinagem. Entretanto esses modelos são altamente demorados e caros, quando o processo de corte ortogonal bidimensional (fresamento ou torneamento), é substituído por processos mais complexos de corte. Desta forma, são usadas algumas alternativas, como a combinação do método experimental, analítico e de modelos numéricos por serem mais rápidos e de fácil aplicação na indústria. A aplicação dos modelos

numéricos exige o uso de ferramentas de elementos finitos, tais como *ABAQUS*, *DEFORM*, *SYSWELD*, etc. Os modelos existentes, em sua grande maioria, não levam em consideração alterações microestruturais, sendo um limitante em sua aplicação. Nesse tipo de abordagem, dois parâmetros são importantes:

- Entrada de dados: propriedades mecânicas e térmicas do material da peça e da ferramenta de corte, além do modelo de atrito na interface ferramenta-peça;
- Modelo numérico: Técnica Lagrangiana, Euleriana ou Lagrangiana-Euleriana, remalhamento adaptativo ou nenhum, formulação explícita ou implícita, tamanho e tipo de elemento.

A Figura 7 apresenta a relação entre os parâmetros de entrada, modelo numérico e variáveis de saída.

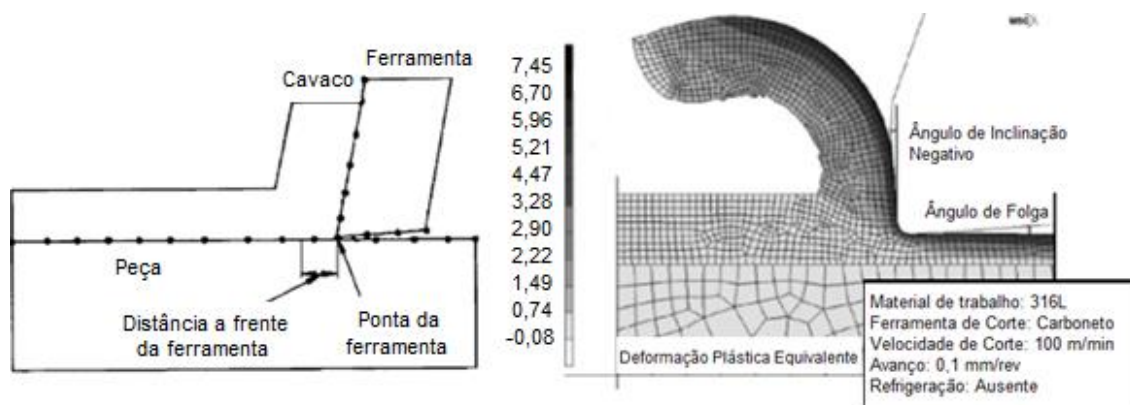
Figura 7 - Correlação entre os parâmetros de entrada, modelo numérico e variáveis de saída.



Fonte: Modificado de Obikawa *et al.* (1997).

Na técnica de Lagrange, ocorre o acompanhamento de um ponto material discreto. Uma linha pré-determinada de separação na ponta da ferramenta está presente, de modo a evitar distorções graves na malha, sendo necessário estabelecer um critério de falha, que pode ser baseado na distância entre a ponta da ferramenta e o nó, conforme Figura 8. A superfície é livre e as condições de contorno são aplicadas de forma simples.

Figura 8- Princípio da Técnica de Lagrange aplicada no modelo de corte de um metal e modelo da simulação para obter a tensão residual.



Fonte: Modificado de Davim (2008).

Na técnica de Euler, volumes são escolhidos a fim de não provocar problemas de distorção na malha, que é fixa. Para que o método funcione corretamente, a determinação da superfície livre é fundamental, exigindo assim suposições sobre a geometria do cavaco (como a não formação de cavaco segmentado, etc.). A estimativa da tensão residual não é possível quando o comportamento elástico não é observado.

B. Técnicas Não Destrutivas

Apesar da possibilidade do uso de métodos matemáticos, como citado anteriormente, a análise da tensão residual pelos métodos de medição experimental ainda são os mais utilizados e são divididos em destrutivos e não destrutivos (LU, 1996; DAVIM,2008; SCAFIDI, VALENTINI ; ZUCCARELLO,2011).

Lu (1996) cita que a escolha da técnica de medição das tensões residuais ocorre de acordo com parâmetros determinados como:

- Natureza do material: estrutura cristalina, textura, composição química, fases;
- Tipo de tensão residual: macroscópica e microscópica;
- Gradiente de tensão residual: gradiente através da espessura ou na superfície;
- Geometria do componente (profundidades, dimensões e formato da superfície) de acordo com a técnica escolhida;
- Ambiente de medição: em campo ou no laboratório;

- Tipo de medição: destrutiva ou não destrutiva;
- Tempo de medição;
- Precisão e repetibilidade do método;
- Custos da medição e custo do equipamento necessário, determinando assim o custo final da medida.

Porém, para que a análise seja feita, conforme citado anteriormente o valor máximo em módulo que as tensões residuais podem atingir é o próprio limite de escoamento do material. Segundo Dieter (1986) e ASM INTERNATIONAL (2002) as hipóteses básicas da resistência dos materiais devem ser levadas em conta:

- O material é isotrópico;
- Estado plano de tensões;
- O campo de tensões residuais é uniforme (não há introdução de novas tensões durante a medição);

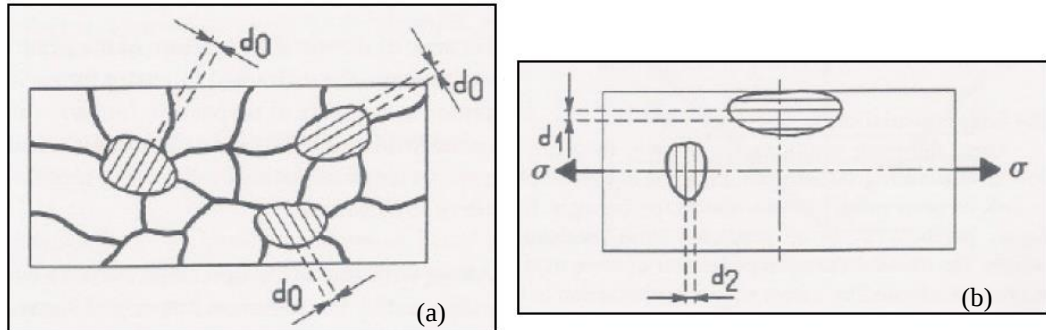
Vale ressaltar que o termo medição de tensão residual é amplamente utilizado, entretanto, sendo a tensão uma propriedade extrínseca do material, para obter seu valor se faz necessário a medição de uma propriedade intrínseca, como deformação, área ou força (PREVÉY, 1986). Isso vale para todas das técnicas de medição de tensão residual.

As técnicas não destrutivas baseiam-se na relação entre as propriedades físicas ou cristalográficas e a tensão residual. Estas técnicas não implicam em remoção de material e, conseqüentemente, nenhum dano é provocado na peça. As principais técnicas são descritas brevemente a seguir.

B1. Difração de Raios-X

Quando um feixe monocromático de raios-X incide sobre um material sólido, esse é espalhado pelos átomos que o compõem. Assim, a distância entre os planos cristalográficos pode ser perfeitamente definida, sendo uma característica do material em um determinado ambiente, conforme mostra a Figura 9. A técnica de medição de tensão residual por meio de raios-X mede a deformação dos parâmetros da rede cristalina, permitindo assim o cálculo da tensão, o qual se assume a ocorrência de distorção elástica linear do parâmetro cristalino.

Figura 9 - Distância interplanar de grãos (d_0) com diferentes orientações cristalográficas sem a presença de tensões (a) e com presença de tensões (b).



Fonte : François (1996).

A medição deve ser feita em duas orientações, por exemplo, caso a tensão seja trativa, as distâncias entre os planos perpendiculares irão aumentar, ao passo que nos planos paralelos, essas diminuirão (LU, 1996).

Quando a amostra é irradiada por um feixe de raios-X, pode-se medir os ângulos onde ocorre a máxima intensidade difratada, a partir desse valor obtém o espaçamento interplanar dos parâmetros de rede irradiados por meio da Lei de Bragg:

$$2.d_0.\text{sen}\varphi = n.\lambda \quad (1)$$

Onde:

d_0 : distância interplanar;

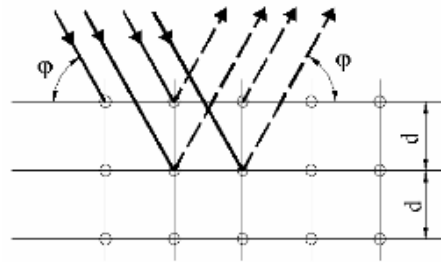
φ : ângulo entre o feixe incidente e o plano difrator;

λ : comprimento de onda;

n : número inteiro.

Em materiais sob tensões aplicadas ou residuais, a distância interplanar (d_0) sofre variação de acordo com a lei de Hooke e com a orientação (função do ângulo φ). Os parâmetros utilizados na Lei de Bragg são apresentados na Figura 10.

Figura 10 - Parâmetros envolvidos na Lei de Bragg



Fonte: Lu (1996).

B2. Difração de Nêutrons

O princípio básico da difração de nêutrons é o mesmo da difração de raios-X, ou seja, mede-se a variação da distância interplanar, de forma a relacionar as distâncias atômicas e deformação através da Lei de Bragg. A diferença na difração de nêutrons está no fato de o pico de difração ser especificado por três quantidades:

- Ângulo de espalhamento (2φ): medido entre o feixe incidente e o feixe espalhado no ensaio, com comprimento de onda constante ou com tempo de percurso de nêutrons no ensaio de tempo de percurso;
- Largura do pico: medido em unidades angulares ou em unidades de tempo;
- Intensidade do pico.

O ensaio pode ser dividido em dois tipos: ensaio com espectrômetro de cristal e ensaio com difratômetro de tempo de percurso em fontes pulsantes. No primeiro tipo de ensaio, um feixe de nêutrons térmicos de todos os comprimentos de onda passa por um cristal monocromador e um comprimento de onda único, na faixa de 1- 3 Å, sendo a intensidade do feixe espalhado medido em função do ângulo de espalhamento. No ensaio de tempo de percurso, o ângulo de difração é fixado e um feixe contendo uma faixa larga de comprimentos de onda é direcionada para o componente, assim a relação entre o comprimento de onda do feixe de nêutrons (λ), o tempo de percurso (T) - desde a fonte até o detector – e a Lei de Bragg é definido por:

$$\lambda = \frac{hT}{mL} = 2d \sin \varphi \quad (2)$$

Onde:

h: constante de Planck;

m: massa do nêutron;

L: distância da fonte até o detector.

Na difração de nêutrons, os raios penetram mais profundamente na amostra do que na difração de raios-X, sendo possível analisar uma porção maior do material. A técnica de difração de nêutrons exige um equipamento caro e sofisticado, o que limita a sua aplicação, além da necessidade de mão de obra especializada.

B3. Ultrassom

A técnica baseia-se na variação da velocidade de propagação de ondas em um meio devido à presença de tensões internas. A variação da onda é descrita na equação 3. O tipo de onda utilizado para efetuar a medição pode variar. Os métodos mais utilizados são: ondas cisalhantes (birrefringência), ondas longitudinais e ondas de Rayleigh.

$$V = V_0 + K\sigma \quad (3)$$

Onde:

V: velocidade de propagação da onda em um meio com tensões;

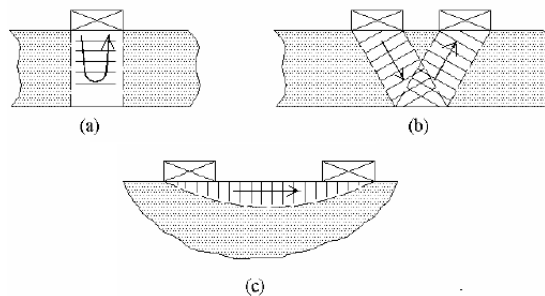
V_0 : velocidade de propagação da onda no meio isento de tensões;

σ : tensão atuante;

K: parâmetro que depende do material, conhecido como constante elasto-acústica.

A técnica do ultrassom permite vários arranjos, para emissão e recepção da velocidade de propagação da onda e coleta de seu valor. O princípio fundamental em qualquer um dos arranjos é o mesmo, conforme Figura 11.

Figura 11 - Figura esquemática do princípio de funcionamento da técnica do ultrassom (a) pulso-eco e (b) e (c) 'pitch-catch'.



Fonte: Lu (1996).

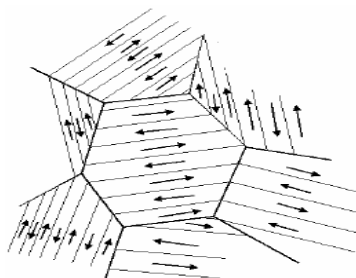
Um transdutor emite ondas que podem ou não atravessar toda a espessura do material, e essas são captadas por um transdutor. Caso o transdutor que capte essas ondas seja o mesmo que as emitiu, o arranjo é chamado de pulso-eco, entretanto, se outro transdutor captar as ondas emitidas, então o arranjo é do tipo '*pitch-catch*'.

B4. Técnicas Magnéticas

Essas técnicas baseiam-se no princípio que existe entre a magnetização e a deformação elástica em materiais ferromagnéticos. Por meio de experimentos, constatou-se que ao magnetizar-se um pedaço de arame de aço, esse sofre aumento na direção da magnetização e caso esteja tracionado, se magnetizará na direção da tração.

A técnica de Barkhausen é bastante utilizada na indústria e baseia-se na mudança da microestrutura magnética causada pela presença de tensões. Em materiais ferromagnéticos, existem regiões microscópicas magneticamente ordenadas, que são denominadas domínios. Cada domínio é magnetizado segundo direções cristalográficas preferenciais à magnetização. Sabe-se que um domínio não coincide com um grão propriamente, pois dentro de um grão existem vários domínios os quais são separados por paredes e, dentro dessas paredes, a direção de magnetização geralmente muda de 90° ou 180° , conforme Figura 12.

Figura 12 - Figura esquemática da estrutura de domínios em um material policristalino



Fonte: Lu (1996).

Se um campo magnético ou tensão mecânica são aplicados a um componente ferromagnético, ocorrem mudanças na estrutura dos domínios pela modificação abrupta das paredes destes ou pela rotação dos vetores de magnetização. As modificações causam mudanças na magnetização do componente e também afeta suas dimensões, caso uma bobina condutora seja posta próxima a amostra enquanto ocorre o movimento de um domínio, a mudança da magnetização induzirá um pulso elétrico na peça. Os pulsos gerados pela

movimentação de todos os domínios são adicionados gerando assim um sinal chamado de ruído de Barkhausen.

Os parâmetros microestruturais e as propriedades superficiais da amostra calibrada e o corpo de prova determinam a precisão do método. Essa técnica mede tensões apenas na camada superficial (RUUD,2006).

C. Técnicas Destrutivas

Nas técnicas destrutivas, a amostra tem perda total ou parcial no tocante à sua aplicação. O uso de tais técnicas geralmente é utilizado para medição de tensão residual macroscópica e baseiam-se na criação de um novo estado de tensões, devido ao alívio das tensões existentes em um ponto ou região determinada previamente. O alívio se dá pela retirada de camadas ou pela usinagem, que permite medir a deformação ou deslocamentos causados pelo alívio. A partir dos valores de deformação, é possível calcular as tensões relacionando tensão e deformação por meio da teoria da elasticidade.

C1. Remoção de Camadas

A técnica consiste em medir a deflexão de uma amostra, após sucessivas remoções das camadas mais externas. Nas camadas superficiais removidas onde existam tensões residuais, ocorre à mudança de forma do componente para que o equilíbrio estático das forças e momentos sejam reestabelecidos. Para que o método seja aplicado, assumem-se as hipóteses básicas de que o material é homogêneo, isotrópico e contínuo, além de as tensões na espessura do material serem desprezíveis.

Com o valor da deflexão, obtém o valor da tensão presente em cada camada por meio de equação matemática que relaciona a deflexão com a tensão equação 4.

$$\sigma(e) = -\frac{4}{3} \cdot E \cdot \frac{e^2}{L^2} \cdot \frac{df}{de} \quad (4)$$

onde:

E: módulo de elasticidade do material;

e: espessura do componente de após a remoção de uma camada com espessura de ;

de : espessura da camada usinada;

df : variação da deflexão produzida pela usinagem de uma camada com espessura de ;

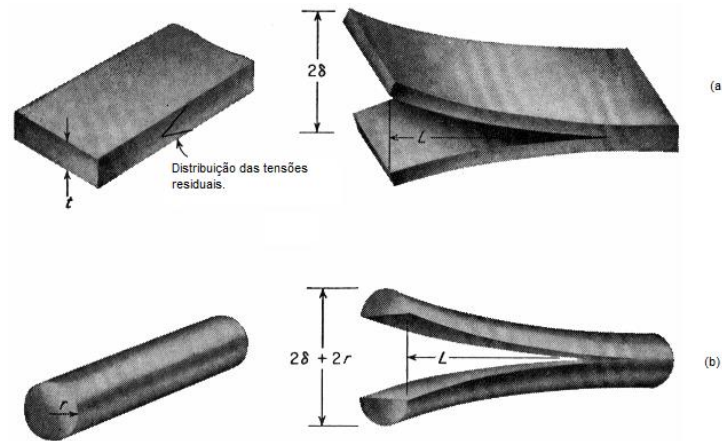
L: comprimento onde a deflexão é medida.

Vale ressaltar que tal técnica pode ser aplicada usando extensômetros para determinar os valores de deformação e posteriormente calcular-se as tensões.

C2. Seccionamento

O método do seccionamento consiste em criar superfícies livres, promovendo assim o relaxamento das tensões residuais. Desta forma estima – se as deformações após o relaxamento das tensões por meio de um extensômetro no corpo de prova. A técnica não deve ser empregada quando o processo utilizado gerar variações de calor e deformações plásticas excessivas.

Figura 13 - Figura esquemática da técnica do seccionamento de camadas



Fonte: Modificado de Lu (1996).

As tensões residuais são determinadas de acordo com o valor da abertura da chapa por equação matemática. Da Figura 13 o item (a) é dado por:

$$\sigma_1 = \frac{E.t.\delta}{2.L^2(1-\vartheta^2)} \quad (5)$$

onde:

E: módulo de elasticidade do material;

ϑ : coeficiente de Poisson;

t: espessura do componente.

A precisão do método vai depender do número de extensômetros utilizados, é um método com elevado custo e com demorado procedimento.

C3. Furo–Cego

A concepção e primeiras aplicações do método do furo cego, foram iniciados em 1920 na Alemanha, por Josef Mathar, professor assistente do Laboratório *von Kármán*, da *Technical University of Aachen*. Em seus primeiros ensaios, Mathar utilizou uma furadeira de bancada com baixa rotação aliada a um extensômetro mecânico para caracterizar as deformações do material e permitir a calibração para avaliar as tensões. Os extensômetros inicialmente utilizados possuíam limitações quanto a precisão e reprodutibilidade. A partir de 1940 os extensômetros elétricos foram desenvolvidos e introduzidos por W. Soete resolvendo os problemas anteriores e possibilitando a execução de furos de menores diâmetros. Já em 1966 Rendler e Vigness retomaram os estudos de Mathar e propuseram melhorias na aplicação e cálculo das tensões residuais servindo como base para criação da norma da ASTM E837 no ano de 1981 (WITHERS et al., 2008).

Segundo Rodakoski (1997), Scafidi, Valentini e Zuccarello (2011) e Lee et al. (2011), a técnica do furo cego é amplamente utilizada, pois o procedimento é relativamente simples, além de ser padronizado pela norma ASTM E837. O método é versátil, pois pode ser aplicado tanto em laboratório quanto no campo e em corpos de prova com diferentes dimensões e formas. O método pode ser utilizado em tensões distribuídas de forma uniforme ou não uniforme ao longo do material.

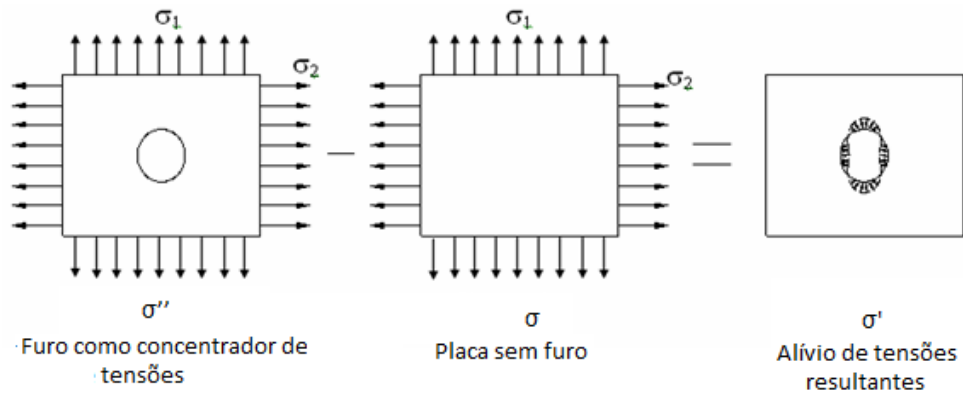
A técnica consiste em usinar um pequeno furo em uma região pré - determinada e, com o auxílio de extensômetros específicos para medição de tensões internas, determina-se o valor de deformação. A deformação é convertida em tensões através de equações/relações matemáticas baseadas na teoria da elasticidade e de acordo com a norma ASTM E837.

A usinagem do furo modifica o estado de tensões interna da peça, provocando deformações na vizinhança do furo. As equações teóricas usadas para converter os valores de deformação em tensão são baseadas nas equações de Kirsch para determinação do estado de tensões ao redor de um furo passante existente numa placa infinita com carregamento conhecido.

Para aplicar a técnica do furo cego necessita – se de um condicionador de sinais para a leitura das deformações acusadas pelo extensômetro e uma máquina capaz de atingir elevadas rotações de forma que durante a execução do furo o processo não interfira no campo de tensões. A roseta extensométrica mede as deformações em três direções principais.

O estado de tensão (σ') medido após a usinagem de um furo passante em um material pode ser representado pela subtração do campo de concentração de tensões (σ''), dado pela equação de Kirsch, do estado de tensões da placa sem furo (σ), conforme Figura 14 (RODAKOSKI,1997; VISHAY,2005).

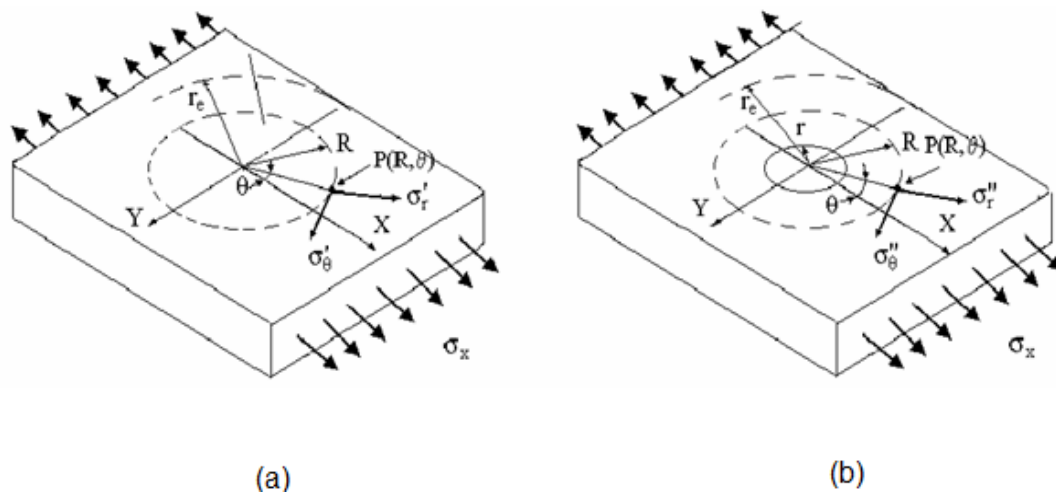
Figura 14 - Figura esquemática do estado de tensões resultante provocado pelo alívio de tensões.



Fonte: Rodakoski (1997).

Para o cálculo das tensões atuantes em planos ortogonais R e θ que passam por um ponto $P(r,\theta)$ qualquer, em uma placa submetida a um estado biaxial de tensões são definidas as tensões principais σ_1 e σ_2 mostrados na Figura 15 (TIMOSHENKO ; GOODIER,1951; SHAJER,1988).

Figura 15 - Estado de tensão em um ponto $P(r,\theta)$ antes (a) e depois (b) da usinagem de um furo passante.



Fonte: Soares (2003).

No ponto P (r,θ) o estado de tensão, antes e depois da usinagem do furo passante é dado pelas equações as equações 5 (a), (b) e (c):

$$\sigma_r = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cos 2\theta \quad (5a)$$

$$\sigma_\theta = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cos 2\theta \quad (5b)$$

$$\tau_{r\theta} = -\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \sin 2\theta \quad (5c)$$

As equações de Kirsh para a concentração de tensões em um ponto P(r, θ), para uma placa infinita carregada biaxialmente (Figura 15), que tem sua dedução descrita em vários livros de Teoria da Elasticidade, são expressas de acordo com as equações 6 (a), (b) e (c).

$$\sigma_r'' = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(1 - \frac{R^2}{r^2}\right) + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(1 - 4\frac{R^2}{r^2} + 3\frac{R^4}{r^4}\right) \cos 2\theta \quad (6a)$$

$$\sigma_\theta'' = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(1 + \frac{R^2}{r^2}\right) - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(1 + 3\frac{R^4}{r^4}\right) \cos 2\theta \quad (6b)$$

$$\tau_{r\theta}' = -\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(2\frac{R^2}{r^2} - 3\frac{R^4}{r^4}\right) \sin 2\theta \quad (6c)$$

Sabendo que $\sigma' = \sigma'' - \sigma$ (Figura 14), pode-se escrever o estado de tensões aliviadas (σ') em uma dada posição (r,θ), gerado pela usinagem de um furo em uma placa carregada biaxialmente conforme equações 7 (a), (b) e (c).

$$\sigma_r' = -\frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(\frac{R^2}{r^2}\right) + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(-4\frac{R^2}{r^2} + 3\frac{R^4}{r^4}\right) \cos 2\theta \quad (7a)$$

$$\sigma_\theta' = \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \left(\frac{R^2}{r^2}\right) - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(3\frac{R^4}{r^4}\right) \cos 2\theta \quad (7b)$$

$$\tau_{r\theta}' = -\frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \left(2\frac{R^2}{r^2} - 3\frac{R^4}{r^4}\right) \sin 2\theta \quad (7c)$$

As deformações na borda do furo podem ser descritas pelas equações constitutivas de Hooke, baseado no uso de rosetas radiais, tendo assim uma única direção de deformação a ser expressa, conforme equação 8.

$$\varepsilon_r' = \frac{1}{E} (\sigma_r' - \nu \sigma_\theta') \quad (8)$$

Rearranjando a equação 8 e desfazendo-se do uso dos índices ' e " chega-se à equação 9.

$$\varepsilon_r = (A + B \cos 2\theta) \sigma_1 + (A - B \cos 2\theta) \sigma_2 \quad (9)$$

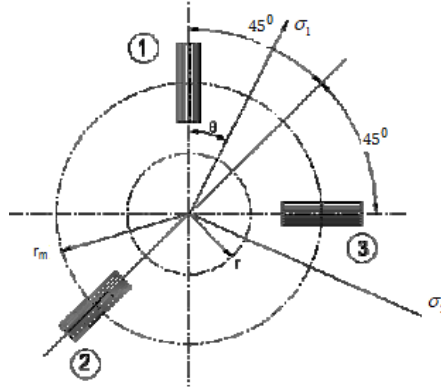
As constantes A e B são conhecidas como coeficientes de alívio e assumem as seguintes expressões conforme equações 10 (a) e (b). Das equações a seguir nota – se que as constantes estão associadas as propriedades do material e a características geométricas, em relação ao centro do furo, que se modificam com o alívio das tensões.

$$A = - \frac{1+\nu}{2E} \left(\frac{R}{r} \right)^2 \quad (10a)$$

$$B = - \frac{1+\nu}{2E} \left[\frac{4}{1+\nu} \left(\frac{R}{r} \right)^2 - 3 \left(\frac{R}{r} \right)^4 \right] \quad (10b)$$

Rendler e Vigness (1966) afirmam que a configuração da roseta extensométrica visa facilitar a resolução matemática do método. A roseta é apresentada na Figura 16.

Figura 16 - Configuração da roseta extensométrica proposta por Rendler e Vigness.



Fonte: ASTM E837 (2008).

Assim, as deformações nas direções 1, 2 e 3, mostradas na Figura 16, são apresentadas nas equações 11 (a), (b) e (c).

$$\varepsilon_1 = A(\sigma_1 + \sigma_2) + B(\sigma_1 - \sigma_2) \cos 2\theta \quad (11a)$$

$$\varepsilon_2 = A(\sigma_1 + \sigma_2) + B(\sigma_1 - \sigma_2) \cos 2(\theta + 45^\circ) \quad (11b)$$

$$\varepsilon_3 = A(\sigma_1 + \sigma_2) + B(\sigma_1 - \sigma_2) \cos 2(\theta + 90^\circ) \quad (11c)$$

Resolvendo as equações 11 (b) e (c), tem-se as equações 12 (a) e (b).

$$\sigma_1 = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} - \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_1 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2} \quad (12a)$$

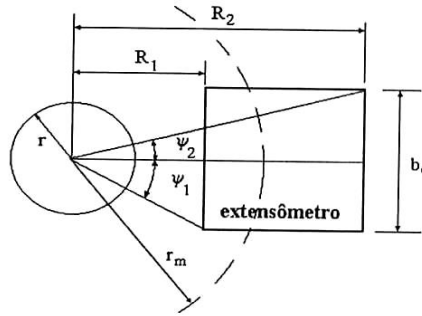
$$\sigma_2 = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3}{4A} + \frac{1}{4B} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_1 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2} \quad (12b)$$

Vale ressaltar que as tensões σ_1 e σ_2 são as tensões máxima e mínima na superfície do componente e que o ângulo θ mostrado na Figura 14 é descrito conforme equação 13.

$$\theta = \tan^{-1} \left(\frac{\varepsilon_1 - 2\varepsilon_2 + \varepsilon_3}{2(\varepsilon_1 - \varepsilon_3)} \right) \quad (13)$$

Caso o furo seja passante, é preciso fazer algumas considerações acerca das medições efetuadas pela roseta extensométrica, sobretudo verificar a extensão da região que sofre o alívio de tensões, além da variação da concentração de tensão provocada pelo furo. Os coeficientes A e B anteriormente mostrados são usados para o cálculo de tensões a partir de deformações pontuais, o que não são condizentes com a extensometria que usa a deformação que ocorre em toda a área sobre a qual o extensômetro está colado. Schajer (1981) sugeriu o uso de um raio médio (r_m) conforme Figura 17, pois assim todos os parâmetros geométricos seriam adimensionalizados em relação à própria roseta.

Figura 17 - Representação dos parâmetros geométricos do extensômetro



Fonte: Soares (2003).

Para considerar a área finita dos extensômetros Schajer (1981) integrou as equações 10 (a) e (b), obtendo as equações 14 (a) e (b).

$$\bar{A} = \frac{(1+\nu)r^2}{E(R_2 - R_1)b_e} (\psi_2 - \psi_1) \quad (14a)$$

$$\bar{B} = \frac{(1+\vartheta)r^2}{E(R_2-R_1)b_e} \left[\frac{2(1-\vartheta)}{1+\vartheta} (\psi_2 - \psi_1) + (\text{sen}2\psi_2 - \text{sen}2\psi_1) \right] - \frac{1}{8} \left(\frac{r}{R_1} \right)^2 (2\text{sen}2\psi_1 + \text{sen}4\psi_1) + \frac{1}{8} \left(\frac{r}{R_2} \right)^2 (2\text{sen}2\psi_2 + \text{sen}4\psi_2) \quad (14a)$$

Os índices $\bar{A}$ e $\bar{B}$ são usados para enfatizar o fato de as deformações serem medidas sobre uma área e não sobre um ponto.

Rendler e Vigness (1996) usaram o diâmetro do furo para dimensionar os resultados de suas medições e mostraram alguns valores de A e B em seus experimentos. De acordo com as equações 14 (a) e (b), os coeficientes estão relacionados ao quadrado de R_1 e R_2 ; assim qualquer variação desses, somada a mudanças pronunciadas na deformação, poderiam gerar grandes variações nos valores de tensão calculadas. Desta forma, Schajer (1981) escolheu um valor ótimo para R_1 e R_2 . Os coeficientes de alívio calculados de forma experimental ou numericamente são independentes do furo que está sendo usinado, passando a depender apenas da geometria da roseta. Além disso, dois novos coeficientes foram definidos, conforme equações 15 (a) e (b). São praticamente independentes do material em questão, ou seja, não variam com o módulo de elasticidade E , de acordo com a norma ASTM E837.

$$\bar{a} = \frac{2E\bar{A}}{1+\vartheta} \quad (15a)$$

$$\bar{b} = 2E\bar{B} \quad (15b)$$

Os estudos de Shajer (2007) propõe ainda a correlação entre o método da integral e uma regularização baseado em Tikhonov e Morozov de forma a minimizar erros para pequenas profundidades de furo. Em pequenas profundidades os erros de medição são potencializados pois nas camadas superficiais mede – se deformações as quais não estão relacionadas às tensões residuais que encontram – se em camadas mais internas. Um grande número de medições favorece o aumento de erros relativos ao conjunto de deformações. Caso o valor da tensão residual ultrapasse metade do limite de escoamento os valores de tensão não poderiam ser usados em termos numéricos (RAHMAN; SALIMI-MAJD, 2012; ASTM INTERNATIONAL, 2008).

A escolha da técnica de medição está condicionada a um conjunto de características como o tipo de tensão residual a ser avaliado, disponibilidade de equipamento, tempo e custos de medição, etc. A Tabela 1 resume principais técnicas de medição de tensões residuais e apresenta as principais características de cada técnica.

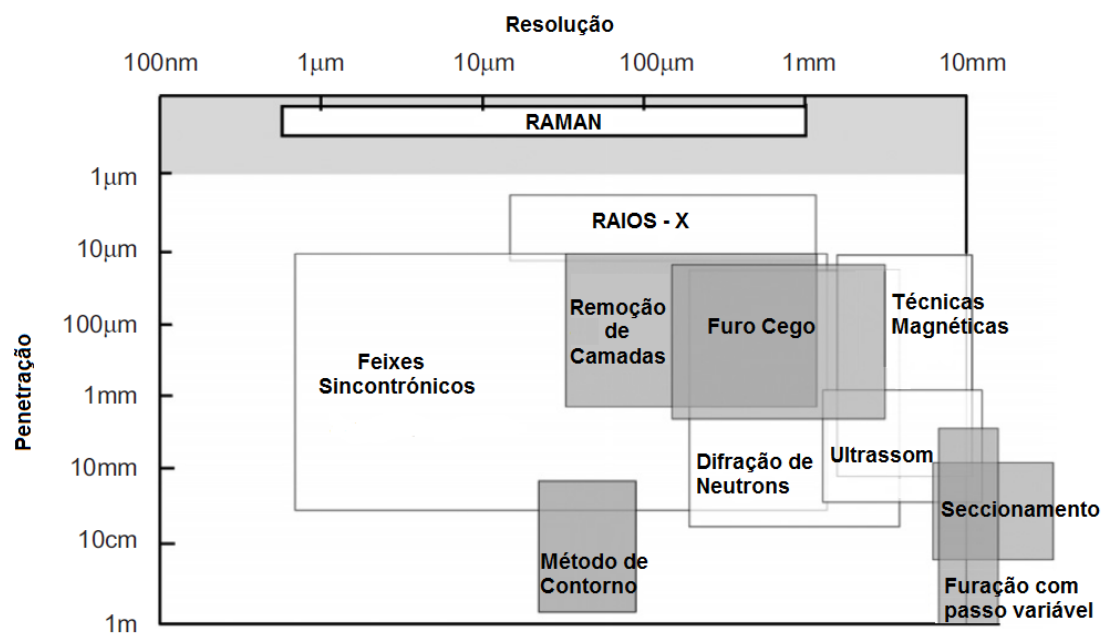
Tabela 1 - Principais técnicas de medição de tensão residual.

Descrição	Furo-Cego	Seccionamento	Deflexão	Raios -X	Difração de Nêutrons	Ultrassom	Magnéticos
Hipóteses Básicas	Tensões biaxiais uniformes na superfície do furo	Campo de tensão 3D	Tensão biaxial e uniforme em um retângulo de dimensões grandes em relação à espessura	Material isotrópico, homogêneo e policristalino com granulometria fina	Material homogêneo, isotrópico e policristalino	Material isotrópico, homogêneo, policristalino e de granulometria fina	Material ferromagnético
Tipos de Tensões Residuais Analisadas	Macroscópica	Macroscópica	Macroscópica	Macroscópica Microscópica	Macroscópica Microscópica	Macroscópica Microscópica Submicroscópica	Macroscópica Microscópica Submicroscópica
Parâmetros Medidos	Deformação ou deslocamento superficial	Deformação ou deslocamento superficial	Deformação ou deflexão	Mudança do espaçamento interplanar do material cristalino	Mudança do espaçamento interplanar do material cristalino	Variação da velocidade da onda ultrassônica	Amplitude do Ruído de Barkhausen ou permeabilidade magnética
Área de Análise Mínima (padrão)	0,5 mm ²	100 mm ²	1000 mm ² ; 100 mm ²	0,5 mm ²	4 mm ²	0,1 mm ² (alta frequência) e 30 mm ² (método convencional)	1 mm ² com Barkhausen e 100 mm ² com permeabilidade magnética
Mínima Profundidade de Análise	20 µm	1 a 2 mm	20 µm	Dezenas de micrômetros	1 mm	15 a 300 µm	100 µm
Sistema Portátil de Medição	Sim	Sim	Não	Sim	Não	Sim	Sim
Incerteza Típica	20 MPa	10 MPa	30 MPa	20 MPa	30 MPa	10 a 20 MPa	10 a 20 MPa
Tempo de Preparação	2 h	5 a 200 h	8 h	8 h	1 semana	20 min	10 min
Tempo de Medição	40 min	40 min	30 min	20 min	2 h	poucos minutos	instantâneo
Profundidade de Inspeção	0,02 a 15 mm	Até 1 mm	0,1 a 3 mm	1 a 50 µm (medidas não destrutivas) ou 10 mm (medida destrutiva)	2 a 50 mm	0,15 a 3 mm	0,1 a 1 mm
Custo do Equipamento (US\$)	10.000 a 50.000	15.000	1.000	100.000 a 200.000	Centenas de milhões	40.000 a 200.000	10.000 a 60.000

Fonte: Modificado de Lu (1996).

A Figura 18 apresenta esquematicamente a correlação entre as técnicas e suas profundidades de penetração em relação a superfície. As partes sombreadas indicam as técnicas destrutivas de medição. Vale ressaltar que algumas técnicas não foram descritas anteriormente.

Figura 18 - Correlação entre as técnicas de medição e profundidade de penetração.



Fonte:

Fonte: Modificado de Withers *et al.* (2008).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Os procedimentos experimentais, materiais e equipamentos utilizados para a obtenção das variáveis relacionadas à microdureza da superfície usinada, força de corte, pressão específica de corte, caracterização microestrutural, formação de cavaco e tensão residual, na condição 'beneficiado' e 'temperado' são descritos na sequência. Este capítulo versa sobre planejamento experimental, banco de ensaios, especificações dos corpos de prova e das ferramentas de corte utilizadas, bem como o procedimento experimental.

3.1 Planejamento Experimental

A operação de usinagem foi realizada em um centro de usinagem CNC, sem aplicação de fluido lubrificante e com os parâmetros geométricos da ferramenta mantidos constantes. Os parâmetros utilizados como variáveis de entrada nos ensaios de fresamento foram o avanço por dente (f_z), velocidade de corte (v_c) e tratamento térmico do material da peça.

A profundidade de usinagem (a_p) e a largura de usinagem (a_e) foram mantidas constantes em todos os ensaios, sendo 0,5 mm e 17,5 mm, respectivamente. A condição de corte discordante foi adotada nos ensaios. Os níveis dos parâmetros de corte foram determinados conforme recomendação do fabricante da ferramenta de corte. A Tabela 2 apresenta as condições de usinagem adotadas.

Tabela 2 - Variáveis de entrada e níveis adotados nos ensaios de usinagem.

Parâmetros de Usinagem	Níveis	Condições de Usinagem			
		C1	C2	C3	C4
Velocidade de Corte [m/min]	200 / 450	200	200	450	450
Avanço [mm/dente]	0,1 / 0,2	0,1	0,2	0,1	0,2

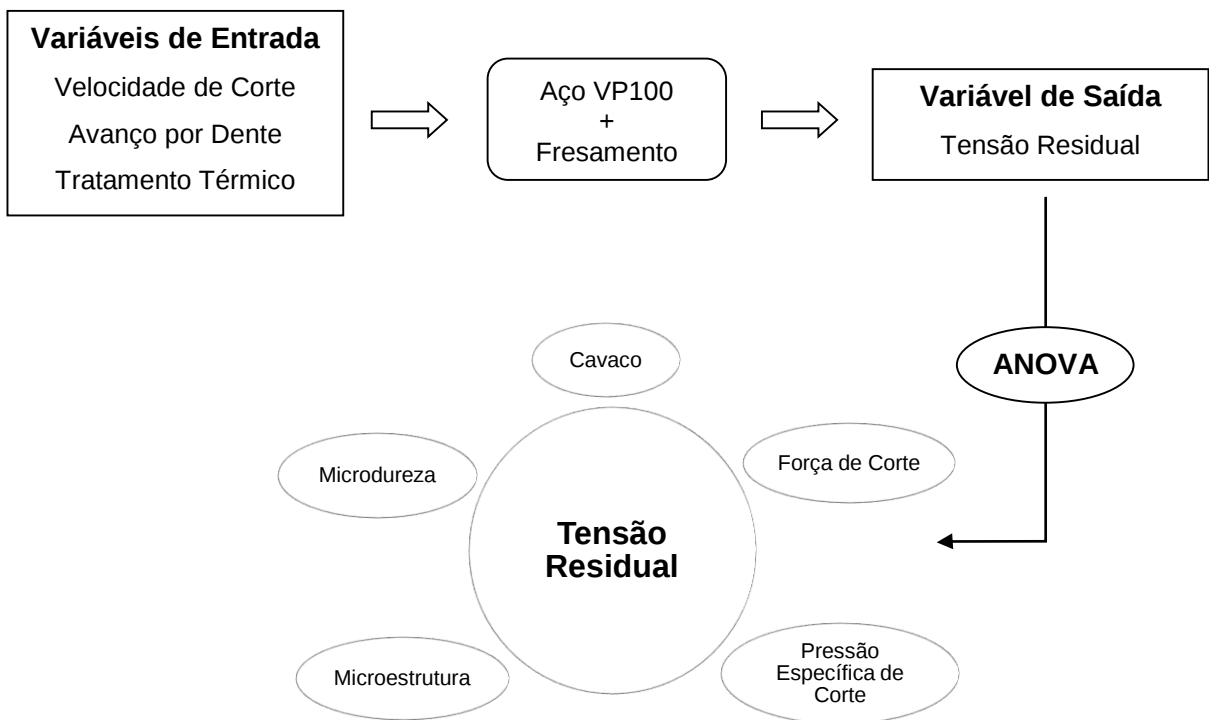
Fonte: Própria autora.

Cada condição de usinagem foi repetida duas vezes em um aço ligado ao Cr-Ni-Mn com microadições, fornecido pela Villares Metals. É comercialmente chamado de VP100 e não possui similares normatizados. A Figura 19 apresenta de forma esquemática os fatores de controle adotados na entrada sobre as variáveis de saída. O Método da Análise de Variância (ANOVA) permitiu avaliar se os fatores de controle exerceram alguma influência

sobre as variáveis de resposta. O nível de significância adotado foi de 5%. Testes de normalidade pelo Método de Kolmogorov-Smirnov ratificaram a aplicação da ANOVA, através de um P-Valor de 15%, maior que o nível de significância adotado.

Além da significância das condições de usinagem como os fatores de controle, avaliou-se a influência da modificação da microestrutura obtida por meio do tratamento térmico de têmpera. De acordo com a literatura científica, essas são as variáveis mais significativas sobre a tensão residual. O desvio padrão calculado e associado a cada medida de tensão residual é de $\pm 27,8$ MPa para as amostras beneficiadas e de $\pm 55,1$ MPa para as peças temperadas. Para contribuir na análise das tensões residuais, a microestrutura, microdureza, forças de corte, pressão específica de corte e formação do cavaco também foram avaliados. A Figura 19(b) exemplifica a correlação entre os dados.

Figura 19 - Variáveis de entrada e de saída alvos da pesquisa (a) e correlação entre os dados (b).

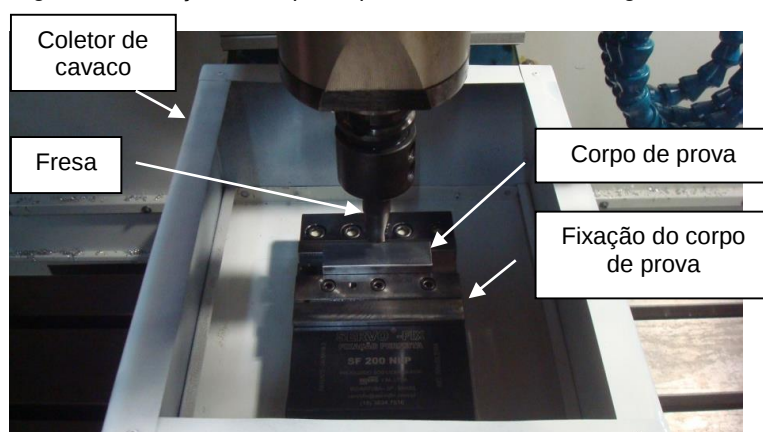


Fonte: Própria autora.

3.2 Banco de Ensaios

Os ensaios de usinagem foram realizados em um centro de usinagem vertical CNC marca ROMI, modelo Discovery 560, com rotação máxima de 10.000 rpm, potência de 11 kW e avanço rápido de 30 m/min. A Figura 20 apresenta os detalhes dos ensaios de usinagem.

Figura 20 - Fixação do corpo de prova no centro de usinagem CNC.



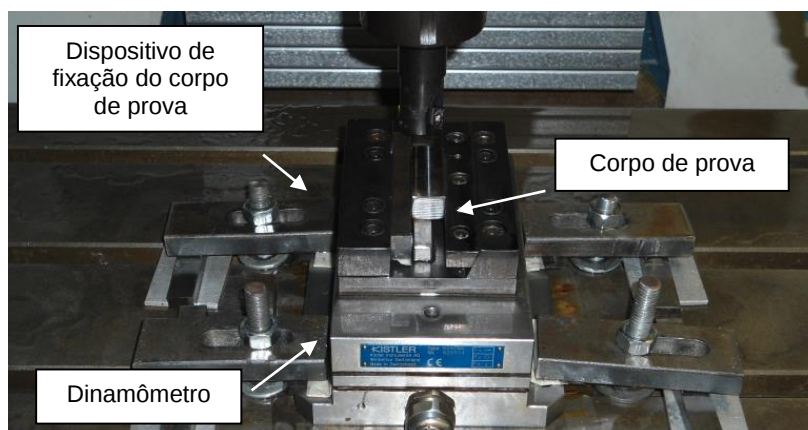
Fonte: Própria autora.

Os sinais de força foram coletados por um dinamômetro piezelétrico marca Kistler, modelo 9257BA, aquisição em três componentes, faixa de trabalho em F_x , F_y de -5 a 5 kN e F_z de -5 a 10 kN, frequência natural de 4 kHz, rigidez de 1000 N/ μ m e por um amplificador de carga de 3 canais, marca Kistler, modelo 5233A. A conversão e transmissão dos sinais analógicos para digital foram feitas com uma placa de aquisição de dados, marca *National Instruments*, PCI e bloco de conectores da mesma marca.

O dinamômetro foi fixado na mesa da máquina-ferramenta por meio de grampos e conectado ao amplificador de carga, que por sua vez foi conectado à placa de aquisição, a qual estava plugada à placa mãe de um notebook com o software *Labview 7.1*. A Figura 21 apresenta os detalhes do sistema de fixação do dinamômetro no centro de usinagem.

Os ensaios para aquisição dos sinais das forças durante o fresamento foram realizados no LAPRAS (Laboratório de Processos Avançados e Sustentabilidade) da Escola de Engenharia de São Carlos - EESC, Universidade de São Paulo - USP.

Figura 21 - Fixação do dinamômetro no centro de usinagem CNC.



Fonte: Própria autora.

A caracterização microestrutural da seção transversal à superfície usinada do material foi realizada utilizando um microscópio óptico da marca Carl Zeiss Jena, modelo Neophot 32, pertencente ao Laboratório de Microscopia Óptica do Departamento de Engenharia de Materiais (SMM), Escola de Engenharia de São Carlos - EESC, Universidade de São Paulo - USP. A superfície usinada e o cavaco formado foram analisados por um microscópio eletrônico de varredura da marca Zeiss - Leica, modelo LEO 440, da Central de Análises Químicas Instrumentais (CAQI), do Instituto de Química de São Carlos - IQSC, Universidade de São Paulo - USP.

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas empregando-se um microdurômetro marca Leica, modelo VMHT 514319, pertencente ao Laboratório de Transformação de Fases do Departamento de Engenharia de Materiais (SMM), Escola de Engenharia de São Carlos - EESC, Universidade de São Paulo - USP.

3.3 Corpos de Prova

Os corpos de prova foram obtidos a partir de uma barra de seção retangular de 1000 x 100 x 60, de um aço fornecido pela Villares Metals. O aço é comercialmente conhecido como VP100 e não possui similares normatizados. Apresenta 32 HRC de dureza média, segundo o catálogo do fabricante (Apêndice A). Parte dos corpos de prova foram submetidos ao tratamento térmico de têmpera e serão representados pela letra T. Os corpos de prova que não passaram pelo tratamento térmico foram tratados como beneficiados, e representados pela letra B.

Todos os corpos de prova foram submetidos ao alívio de tensões antes da usinagem

de forma a permitir que no processo de medição de deformação residual apenas o efeito da usinagem sobre o material fosse obtido. As durezas das peças antes da usinagem foram $328,8 \pm 9,5$ HV ($\pm 2,9\%$) e $444,9 \pm 12,8$ HV ($\pm 2,9\%$), respectivamente, para as peças beneficiadas e temperadas. Os procedimentos que envolvem tratamentos térmicos foram executados segundo recomendação do catálogo da Villares Metals e descritos no Apêndice A. A composição química nominal, antes da têmpera é mostrada na Tabela 3.

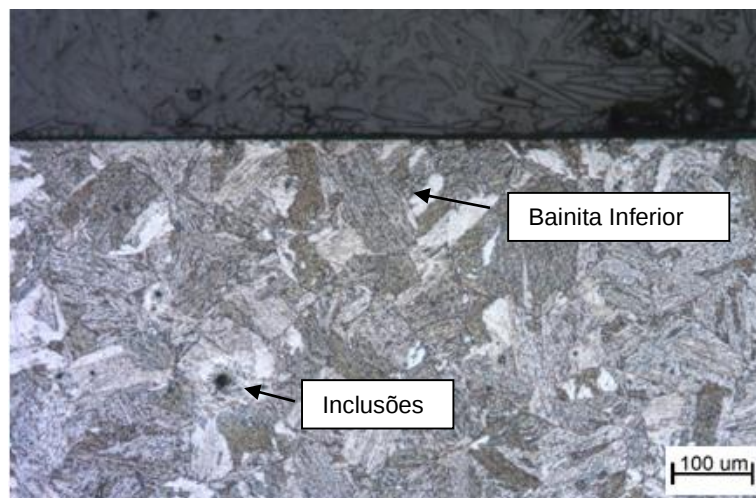
Tabela 3 - Composição química do aço VP100 utilizado nos ensaios de usinagem (% em peso).

C	Mn	Cr	Mo	Ni	Si	P	S
0,22	1,9	0,58	0,25	0,4	0,40	0,027	0,002

Fonte: Villares Metals.

A Figura 22 apresenta a microestrutura do material na condição ‘beneficiada’. É possível observar que o aço possui uma microestrutura composta por bainita inferior, na forma de ferrita lenticular com placas finas de cementita.

Figura 22 - Fotomicrografia do aço VP100 para caracterização microestrutural do material da peça.



Fonte: Própria autora.

Antes de realizar os ensaios de usinagem, as peças foram submetidas a uma pré-usinagem visando a obtenção de uma geometria prismática de dimensões 29 x 30 x 100 mm. A Figura 23 apresenta a geometria da peça após o processo de alívio de tensões.

Figura 23 - Corpo de prova usado nos ensaios de usinagem.



Fonte: Própria autora.

3.4 Ferramentas de Corte

A ferramenta utilizada era composta por insertos de metal duro e suporte para mandril porta - fresa, fabricados pela Sandvik Coromant. Os insertos são revestidos de TiAlN, e pertencem a classe ISO P30 com variação entre P10 e P40. São ferramentas utilizadas em operações de fresamento leve a pesado, com ou sem fluido lubrificante-refrigerante. Pode ser usada em aços ligados ou não. É recomendada para operações de faceamento por otimizar o processo, e aumentar a produtividade em fresamento de canto a 90 graus.

Nos ensaios, utilizou-se insertos de código R390- 11 T3 08M-PM 4230 de forma retangular, com espessura 3,59 mm; comprimento da aresta alisadora 1,2 mm; largura 6,8 mm; raio de ponta 0,8 mm; ângulo de folga 21°; ângulo de posição 90°. A velocidade de corte inicial indicada é de 320 m/min e o avanço por dente varia de 0,08 a 0,15 mm.

Empregou-se uma única aresta dos insertos em cada condição de usinagem testada, de modo que possíveis desgastes não interferissem nas variáveis de resposta. O Anexo E apresenta resultados de microanálise química quantitativa por Raio-X da interface cavaco-ferramenta e da superfície usinada, para comprovar a não ocorrência de desgastes da ferramenta.

O código do suporte dos insetos é R390-025A25-11L, apresenta sistema de fixação porta-barra, 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 24 mostra o suporte e o inserto ilustrativamente.

3.5 Procedimento Experimental

Os procedimentos adotados para obtenção dos resultados serão apresentados a seguir. Eles estão divididos em ensaios de usinagem, sinais de força, forças de usinagem e energia específica de corte, microdureza, microestrutura, perfilometria, cavacos e deformações residuais.

3.5.1 Ensaio de Usinagem

O ensaio de fresamento realizado foi o fresamento de topo, com movimento discordante, com trajetória linear (no plano xy) da ferramenta em relação à peça. O fresamento discordante foi escolhido por ser mais representativo em análises anteriores. Além disso, o desgaste da ferramenta não foi potencializado pelo sentido da usinagem adotado.

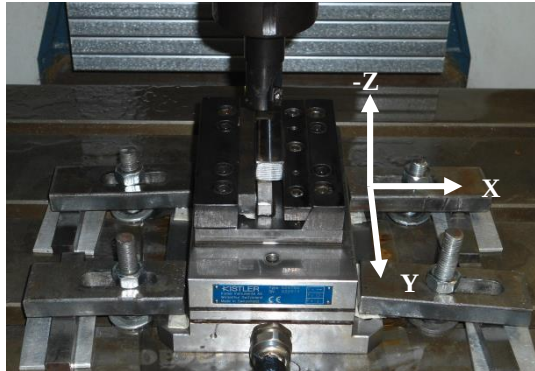
Para cada ensaio realizado foram feitas observações acerca do comportamento da peça e das condições da ferramenta. Cada condição de usinagem (Tabela 2) foi feita na seção de 28 mm de largura, perfazendo quatro condições por corpo de prova.

Para o cálculo da frequência de aquisição do sinal, utilizou-se o maior valor da velocidade de corte e o diâmetro da fresa de topo. A máxima rotação atingida pela máquina foi de aproximadamente 5730 rpm, e conforme o número de insertos da ferramenta, obtém-se uma frequência de corte de 191 Hz. De acordo com Rigatti (2010) para evitar distorções no sinal (fenômeno *Aliasing*), à aquisição deve ser no mínimo duas vezes maior que a frequência de excitação do sistema. A frequência de amostragem mínima para aquisição do sinal de força é de 382 Hz. O valor de 15 kHz foi utilizado no ensaio para discretizar o sinal.

3.5.2 Força, Pressão e Temperatura de Corte

A aquisição e processamento do sinal foram possíveis graças ao conjunto dinamômetro - Labview. Os dados obtidos no Labview forneceram um arquivo txt com três colunas de valores distintos. A primeira coluna refere-se aos dados do sinal em x, a segunda aos dados do eixo y e a terceira aos dados do eixo z do dinamômetro. A Figura 26 apresenta o sistema de coordenadas do dinamômetro durante os ensaios.

Figura 26 - Sistema de coordenadas do dinamômetro utilizado durante os ensaios de usinagem.



Fonte: Própria autora.

Com o sinal de força pode-se fazer um estudo da força de avanço (eixo x), apoio (eixo y) e passiva (eixo z). A força de usinagem corresponde à composição da força passiva, de apoio e avanço. A força de corte contribui para a remoção do material e é composta pelas forças de apoio e avanço. A força passiva influi no controle dimensional da peça e na flexão da ferramenta. O pós-processamento dos sinais obtidos foram feitos com um programa desenvolvido em Matlab, possibilitando a correção de deslocamento de zero e inclinação da curva (*drift*).

A pressão específica de corte foi calculada pela razão entre a força de corte média (valor RMS) e área de corte média da seção transversal do cavaco, dada pelo produto entre profundidade de usinagem (a_p) e espessura média do cavaco (h_m).

A temperatura de corte foi estimada na zona de cisalhamento secundária (interface cavaco-ferramenta), recorrendo-se ao modelo térmico de Cook (1983).

$$T = \frac{0,4 \cdot U}{\rho \cdot C} \left(\frac{vt_0}{K} \right)^{0,33} \quad (16)$$

Onde:

T -: Temperatura na interface cavaco-ferramenta;

U: Energia específica;

V: Velocidade de corte;

t_0 : Espessura do cavaco antes do corte;

ρC : Calor específico volumétrico do material;

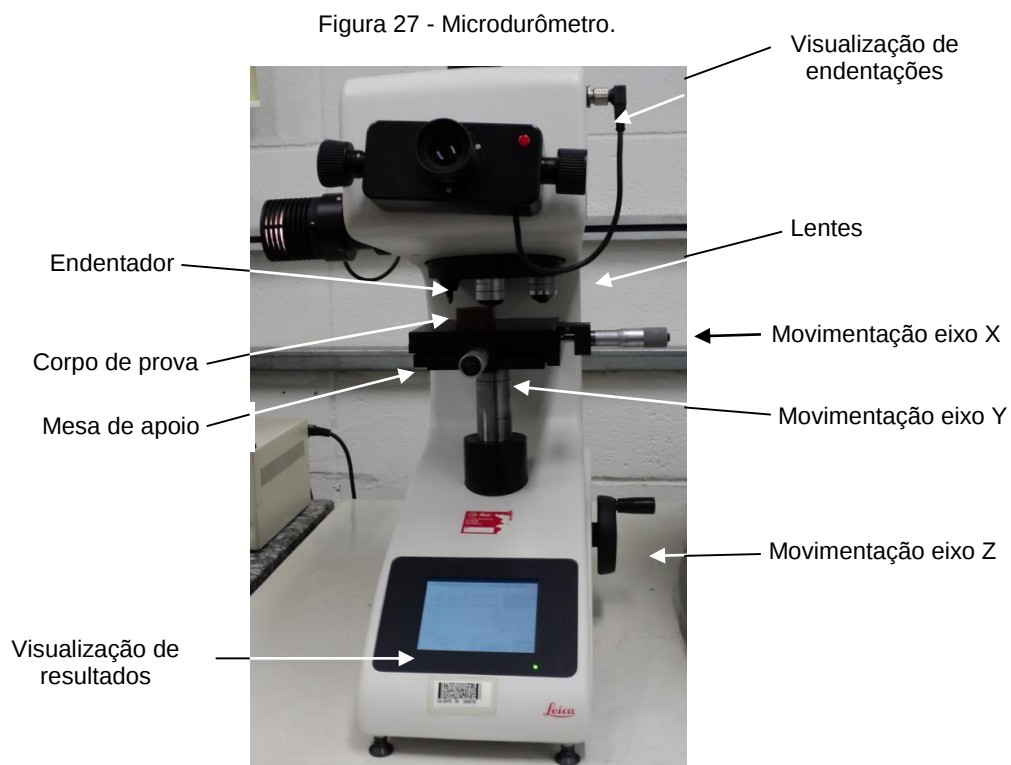
K: Difusividade térmica do material.

3.5.3 Microdureza

A avaliação da microdureza visou quantificar possíveis variações de dureza ao longo da superfície usinada. Variações de dureza indicam que durante o processo de usinagem o material sofreu encruamento (deformação associado ao movimento de discordâncias) ou amolecimento térmico (decorrente do aporte de temperatura na zona terciária de cisalhamento).

Para as medições de microdureza, as amostras não foram preparadas metalograficamente (embutimento, lixamento, polimento e ataque químico). O ataque químico influi nas medidas de microdureza, pois a camada atacada sofre variação de espessura, ocasionando grandes variações das medidas.

A microdureza foi determinada através da escala de dureza Vickers. A escolha da carga foi feita por meio de testes de forma a evitar os efeitos de afundamento e aderência do material ao redor do penetrador, além da necessidade de um tamanho da impressão adequado para leitura. A carga aplicada foi de 10 gf com tempo de carregamento de 15 segundos e velocidade do indentador de 60 $\mu\text{m}/\text{seg}$. A leitura das diagonais foram feitas com a ajuda de uma lente com aumento de 50 vezes, e registradas no visor do microdurômetro. Para melhor avaliar os resultados, foram feitas 12 medidas de microdureza ao longo da superfície. A Figura 27 apresenta a montagem experimental.



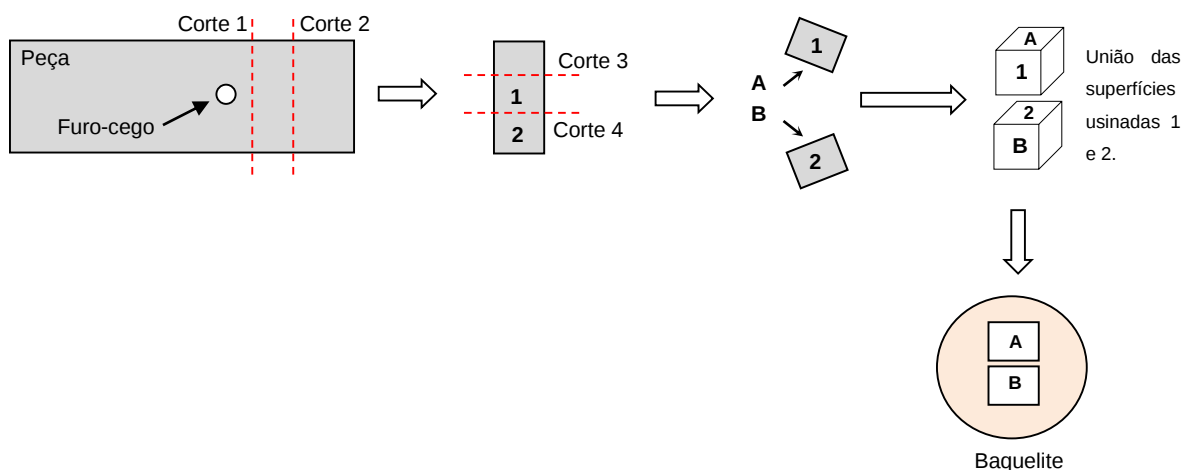
Fonte: Própria autora.

3.5.4 Microestrutura

A análise da microestrutura visou verificar possíveis deformações dos grãos próximos à borda usinada. A preparação das amostras para os corpos de prova beneficiados e temperados ocorreu sem diferenciação.

Os corpos de prova foram cortados com aproximadamente 8 x 8 x 10 mm. Todas as amostras foram retiradas da mesma região dos corpos de prova - cerca de 2 mm do ponto onde o ensaio do furo-cego foi feito (Figura 28). O embutimento das amostras foi realizado a quente com o emprego de baquelite. Vale ressaltar que dois tipos diferentes de baquelite foram utilizados para o embutimento. A primeira camada de baquelite utilizada era mais dura, e foi empregada para evitar o efeito de abaulamento durante o processo de lixamento, que dificulta focalizar a região da borda prejudicando a qualidade das fotos. A segunda camada de baquelite utilizada foi de coloração marrom, servindo apenas para aumentar a espessura final e facilitar o manuseio nas etapas seguintes. O valor comercial da baquelite dura é cerca de três vezes maior que as baquelites marrom e preta.

Figura 28 - Esquema de corte e embutimento das amostras para análise micrográfica.



Fonte: Própria autora.

Após o embutimento foi feito o lixamento manual, alternando a posição de trabalho em 90° a cada troca de lixa, com a seguinte sequência de granulação: 120, 220, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 1500. Para espelhamento, foi feito o polimento das amostras com alumina, com tamanho de partículas de 1, 0,3 e 0,05 μm , respectivamente.

A preparação das amostras foi feito o ataque químico Villela. A solução Villela utilizou 1 grama de ácido pícrico, 5 ml de ácido clorídrico e 100 ml de álcool. As amostras foram imersas cerca de 5 segundos, neutralizadas com amônia, e secas com o auxílio de um

secador com jato de ar quente. Findada todas as etapas, as amostras foram levadas ao microscópio óptico para análise da microestrutura e registro das imagens.

3.5.5 Deformação Residual

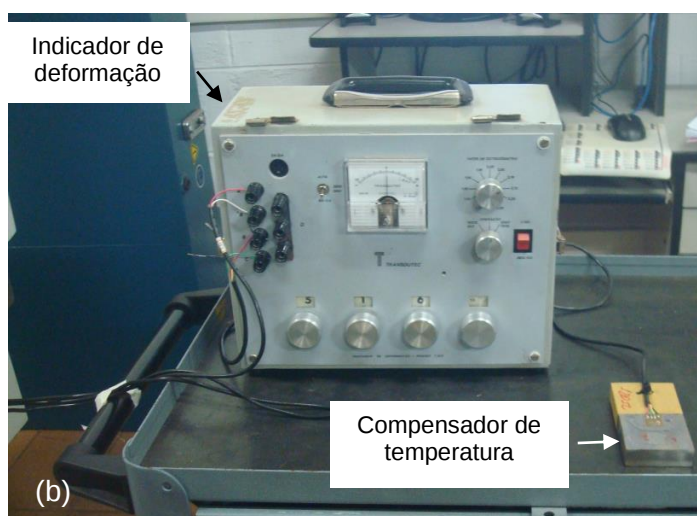
A medição das tensões residuais não é feita de forma direta em nenhum dos métodos existentes. No método do furo-cego, mede-se o valor de deformação provocada pela execução de um furo, que incita a redistribuição do estado de tensões e consequentemente do estado de deformações. O ensaio foi feito de acordo com as recomendações da norma ASTM E837 em todas as etapas de execução.

O processo de colagem dos extensômetros consistiu em lixar uma pequena área da amostra, de forma controlada e sem aplicação de grandes esforços, servindo apenas para permitir a aderência do extensômetro na superfície. Marcou-se o ponto para colar o extensômetro, e o local foi limpo com álcool isopropílico, e com um neutralizador. Após secar, uma camada de cola foi depositada na superfície e o extensômetro posto sobre a mesma pressionando-o por cerca de 60 segundos, com o auxílio de uma almofada de silicone de forma a não danificá-lo. Depois de a cola secar, uma fina camada de silicone foi passada sobre a superfície do extensômetro e os terminais foram soldados nos fios para medir as deformações. Os fios por sua vez foram conectados ao indicador de deformação T832, marca Transdutech - 110 V. A ligação dos extensômetros foi feita em meia ponte de Wheatstone, com o auxílio de um material base, que serviu como compensador de temperatura.

O centro do furo do extensômetro foi obtido com o auxílio de um microscópio ferramenteiro. Linhas verticais e horizontais do visor do microscópio serviram de guias para determinar a posição desejada. Os deslocamentos das linhas foram feitos com o auxílio de micrometros instalados na direção longitudinal e transversal da mesa do microscópio.

Com as posições do centro do furo do extensômetro, o corpo de prova foi preso ao dispositivo de fixação e esse preso à morsa do centro de usinagem CNC, descrito no item 3.2. O furo foi feito com incremento de 0,099 mm, com leitura da deformação a cada avanço, sem que a fresa com corte ao centro fosse retirada do mesmo. As leituras de deformação foram feitas até a profundidade de 2 mm aproximadamente. A Figura 29 (a) mostra os detalhes do extensômetro colado ao corpo de prova e a Figura 29 (b) apresenta o sistema de medição de deformação.

Figura 29 - Extensômetro colado ao corpo de prova (a) e indicador de deformação (b).



Fonte: Própria autora.

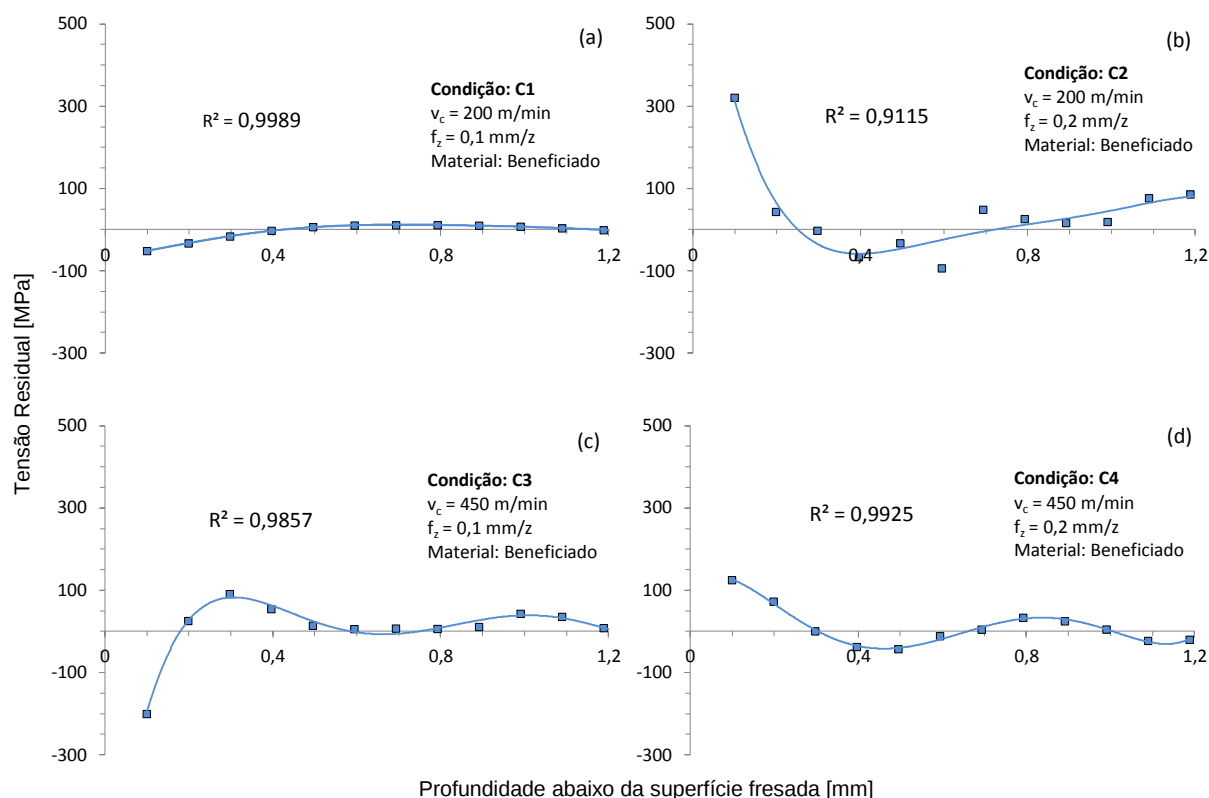
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Apresenta-se a seguir os resultados de tensão residual e sua relação com a microdureza e microestrutura da peça, bem como a força, pressão específica e temperatura de corte.

4.1 Tensão Residual

A Figura 30 apresenta a variação da tensão residual com a profundidade abaixo da superfície fresada da peça no estado beneficiado. Os resultados de tensão residual abordados abaixo referem-se à tensão principal máxima, justamente por permitir avaliar as condições mais críticas de tensão residual que uma peça pode ser submetida em serviço.

Figura 30 - Perfis de tensão residual do aço VP100 beneficiado após as condições de fresamento.



Fonte: Própria autora.

Observa-se nas curvas que a tensão residual variou em magnitude, campo e profundidade, dependendo da combinação entre velocidade de corte e avanço por dente adotado nos ensaios de fresamento. A Figura 30 (a) e (c) mostram que a tensão residual a

0,1 mm da superfície usinada alcançou um estado compressivo em torno 50 e 200 MPa, respectivamente, ao passo que a tensão residual foi de tração nas Figuras 30 (b) e (d), alcançando cerca de 320 e 120 MPa, respectivamente.

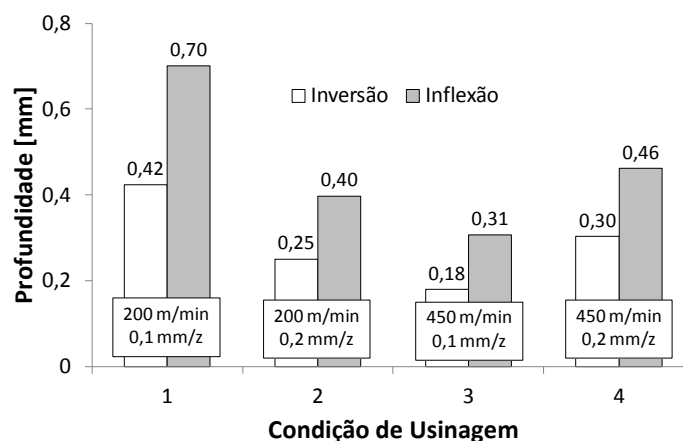
Considerando os parâmetros de corte na análise, nota-se que o aumento do avanço por dente em 100% alternou o campo de tensão de compressão para tração, independentemente da velocidade de corte adotada. Por outro lado, o aumento da velocidade de corte 125% não afetou o campo de tensão residual da peça (compressivo ou tração), independentemente do avanço por dente adotado.

Outro resultado importante que pode ser extraído e discutido da Figura 30 refere-se ao comportamento da tensão residual a três profundidades importantes abaixo da superfície fresada, a saber: (1) onde ocorre a inversão do campo de tensão, (2) onde ocorre a tensão residual máxima no campo oposto da camada inicial (ponto de inflexão) e (3) onde a tensão residual tende a equilibrar-se.

Das quatro condições de usinagem testadas, verifica-se que a tensão residual tende a anular-se e iniciar seu estado de equilíbrio entre 0,6 e 0,7 mm abaixo da superfície fresada, excetuando-se apenas onde a velocidade de corte e o avanço por dente são menores, alcançando cerca de 1,2 mm.

A Figura 31 traz as profundidades de inversão e inflexão da tensão residual para as condições de fresamento testadas. As profundidades de inversão das tensões residuais foram obtidas determinando as raízes dos polinômios de grau 5, ajustados aos pontos experimentalmente medidos de tensão residual apresentados na Figura 30. As profundidades de inflexão das tensões residuais foram encontradas, derivando-se os polinômios mencionados e igualando-se a zero.

Figura 31 - Profundidades abaixo da superfície fresada onde a tensão residual inverte seu campo e atinge seu ponto de máximo ou mínimo para o aço VP100 beneficiado.

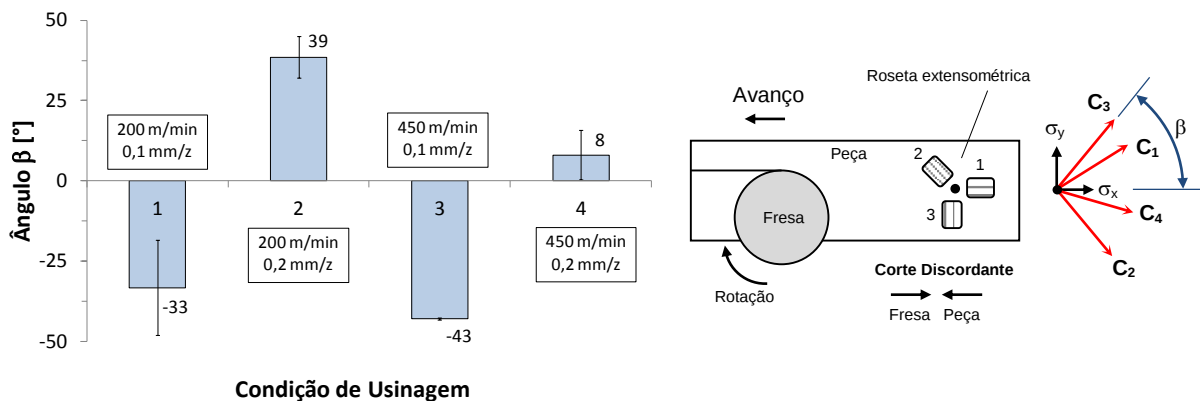


Fonte: Própria autora.

A Figura 31 mostra que a inversão da tensão residual inicial depende da velocidade de corte e do avanço por dente da ferramenta. Para menores velocidades de corte, a duplicação do avanço por dente diminui as profundidades de inversão do campo de tensão e inflexão da tensão no campo oposto ao inicial de forma significativa, atingindo em média 42% de redução. Para maiores velocidades de corte, este comportamento é oposto e continua relevante (+59%). Fixando o avanço por dente, as profundidades de inversão e inflexão também diminuem ainda de forma influente. Para menores avanços por dente, o aumento da velocidade de corte reduz as profundidades de inversão e inflexão da tensão em 58% e para maiores avanços, o aumento médio foi menos significativo (+19%).

Um parâmetro também importante que deve ser abordado na análise da tensão residual é a direção da tensão principal máxima. Assim, a Figura 32 mostra resultados do ângulo entre a tensão residual principal e a direção do extensômetro número 1, que coincide com a direção do avanço da ferramenta (eixo x), conforme pode ser visto na Figura 28. Ângulos positivos indicam que a tensão residual principal é localizada no sentido anti-horário em relação à direção do avanço e ângulos negativos, a direção da tensão máxima é dada no sentido horário.

Figura 42 - Variação da direção da tensão residual principal máxima com as condições de fresamento para o aço VP100 no estado beneficiado.



Fonte: Própria autora.

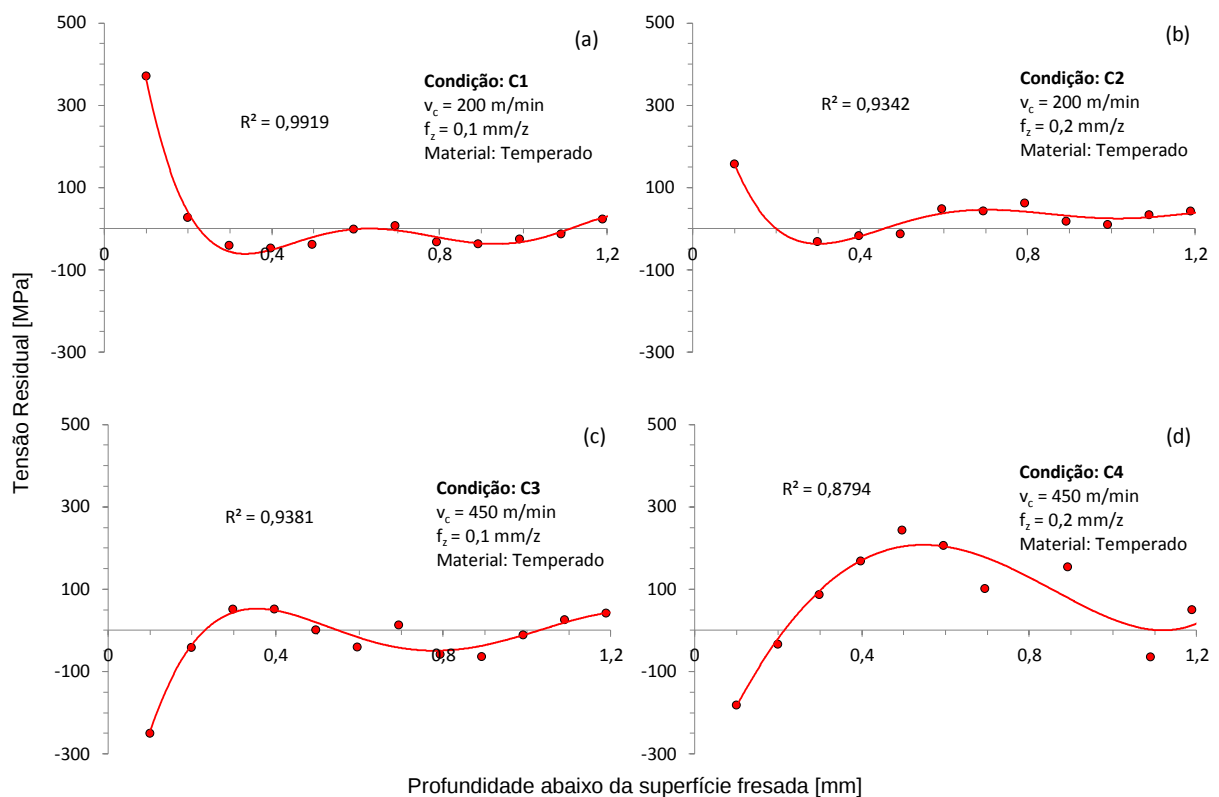
O gráfico e o desenho esquemático apresentados na Figura 32 mostram que o aumento do avanço da ferramenta alterna a direção da tensão residual máxima, do sentido anti-horário para horário, independentemente da velocidade de corte. Já o aumento da velocidade de corte associado a altos avanços não altera a direção da tensão residual, mas orienta a tensão residual mais próxima da direção do avanço da ferramenta em altos avanços.

Estes comportamentos foram validados pela ANOVA, onde $P\text{-Valor} \leq 0,004 < \alpha = 0,05$. Além disso, a Correlação de Pearson indica que o avanço é mais influente que a velocidade de corte (0,921 contra -0,302).

Na análise de variância, probabilidades (P-Valor) menores que o nível de significância (α) indicam que a variável em análise influi de forma significativa a resposta, com $\alpha\%$ de incerteza ou $(100 - \alpha)\%$ de confiança. A Correlação de Pearson mostra através de sua magnitude e sinal o grau e tipo de correlação existente entre variáveis de entrada e saída em uma inferência estatística. Valores positivos apresentam correlação diretamente proporcional, ao passo que negativos, inversamente proporcional. Níveis próximos da unidade (positivos ou negativos) indicam correlação forte e magnitudes próximas de zero, independentemente do sinal, correlação fraca.

De forma análoga à análise do comportamento da tensão residual para a peça no estado beneficiado, a Figura 33 apresenta os resultados do aço VP100 na condição temperado.

Figura 33 - Perfis de tensão residual do aço VP100 temperado após as condições de fresamento.



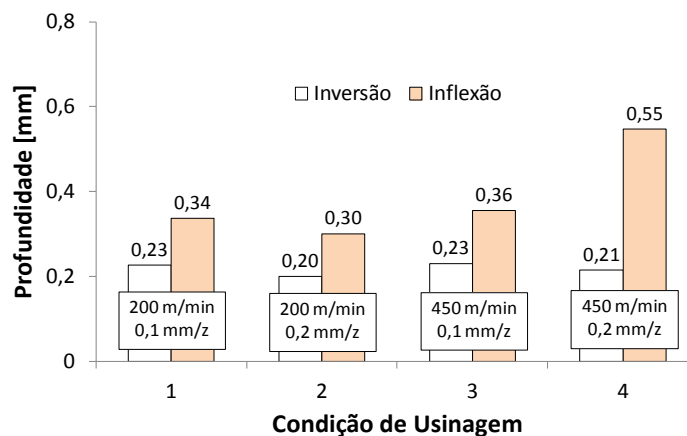
Fonte: própria autora.

Para a peça no estado endurecido, a tensão residual máxima também mostrou ser dependente dos parâmetros de fresamento, porém seus efeitos foram distintos dos causados na peça beneficiada. Observa-se nas Figuras 33 (a) e (b) que as magnitudes da tensão residual abaixo 0,1 mm da superfície fresada alcançaram, no campo trativo, cerca de 350 e 150 MPa, respectivamente, enquanto níveis compressivos da ordem de 250 e 150 MPa são vistos nas Figuras 33 (c) e (d), respectivamente.

Considerando os parâmetros de corte na análise, nota-se que a duplicação do avanço por dente não alterou o campo da tensão residual, seja de tração ou compressão, mas diminuiu sua magnitude em 57% para baixas velocidade de corte (em tração) e 28% para altas velocidade de corte (em compressão). Por outro lado, o aumento da velocidade de corte em 125% alterou o campo da tensão residual de trativo para compressivo, além de reduzir o módulo das amplitudes das tensões residuais a 0,1 mm da superfície em 33% para baixos avanços e, praticamente, não alterar a magnitude para avanços mais elevados.

Quanto às profundidades características dos perfis de tensão residual, observa-se que as tensões tendem a equilibrar-se entre 0,5 e 0,6 mm abaixo da superfície fresada, excetuando-se apenas para a condição de maior velocidade de corte e avanço da ferramenta, onde a profundidade de equilíbrio alcançou cerca de 1,1 mm. As demais profundidades são apresentadas na Figura 34.

Figura 34 - Profundidades abaixo da superfície fresada onde a tensão residual inverte seu campo e atinge seu ponto de máximo ou mínimo para o aço VP100 temperado.



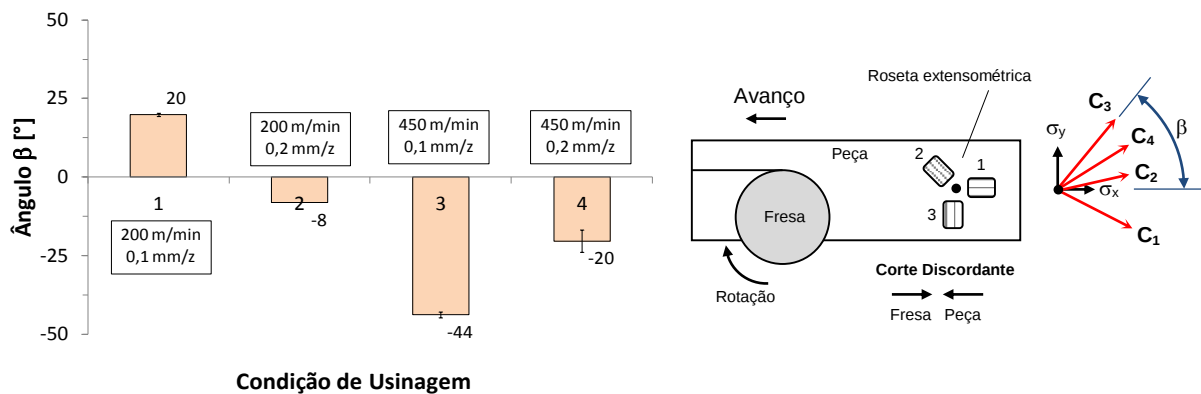
Fonte: Própria autora.

Diferentemente do comportamento da peça no estado beneficiado, as profundidades de inversão e inflexão da tensão residual foram praticamente insensíveis aos parâmetros de corte, demonstrando que a maior dureza do material da peça sobrepõe-se ao efeito da

velocidade de corte e avanço por dente da fresa. As diferenças mais significativas são observadas para a condição de usinagem 4, em que o aumento do avanço por dente e da velocidade de corte elevaram a profundidade de inflexão em média 67%. As demais profundidades podem ser consideradas próximas, alcançando diferenças pouco significativas, no máximo de 13%.

A Figura 35 encerra a análise das tensões residuais para o aço endurecido. É possível observar também um comportamento distinto daquele constatado para o material mais dútil. Verifica-se que apenas o aumento do avanço associado à baixa velocidade de corte e o aumento da velocidade de corte para baixos avanços da ferramenta alteraram a localização da tensão residual máxima, do sentido horário para anti-horário. Entretanto, pode-se também concluir que o aumento do avanço, independentemente da velocidade de corte, tende a alinhar as direções da tensão residual e do avanço da ferramenta, diferentemente do comportamento da peça beneficiada, em que o parâmetro de corte governante deste efeito foi a velocidade de corte. A análise de variância indica que apenas a velocidade de corte é significativa ($P\text{-Valor} = 0,027 < 0,05$), com correlação forte e inversamente proporcional ($CP = -0,861$).

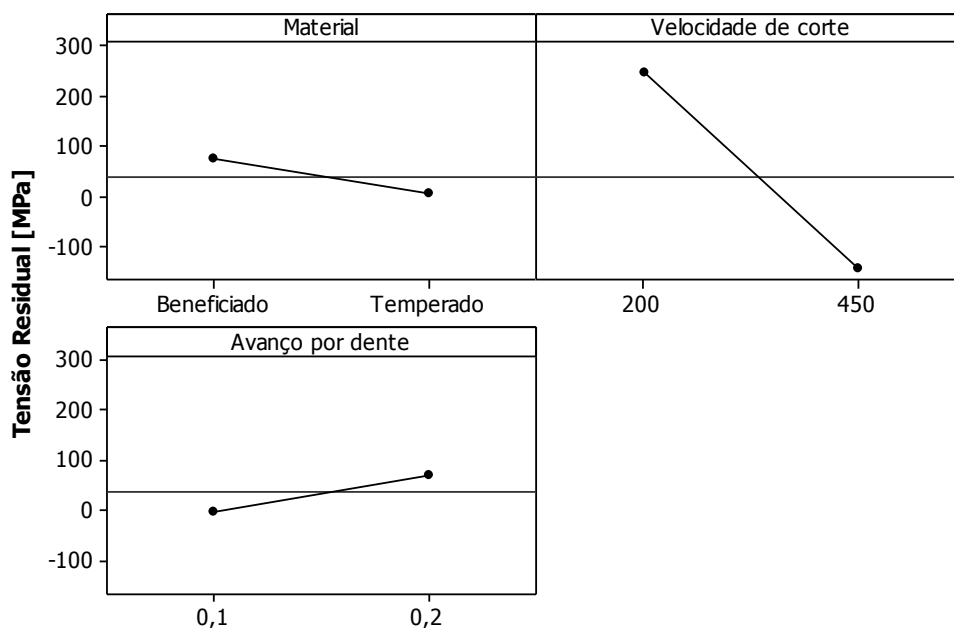
Figura 35 - Variação da direção da tensão residual principal máxima com as condições de fresamento para o aço VP100 no estado endurecido.



Fonte: Própria autora.

Como forma de sintetizar a relação entre parâmetros de fresamento e material da peça com a tensão residual, apresenta-se na Figura 36 o comportamento dos efeitos principais (velocidade de corte, avanço por dente e material da peça) na variável de resposta (tensão residual).

Figura 36- Influência dos efeitos principais na tensão residual do aço VP100.



Fonte: Própria autora.

Sob o ponto de vista qualitativo, é possível observar que o avanço da ferramenta apresenta uma relação diretamente proporcional com a tensão residual, ao passo que a dureza do material da peça e a velocidade de corte têm um efeito inversamente proporcional. Porém, a velocidade de corte demonstra ser a variável de entrada que mais influencia a tensão residual após o fresamento, uma vez que causou a maior variação da resposta em torno da média, inclusive alterando o campo de tensão trativo para compressivo, com o aumento da velocidade de corte. Este efeito da velocidade de corte foi potencializado quando se usinou o material no estado temperado. Torna-se importante frisar que esta análise somente pode ser validada quantitativamente, ao comparar o valor de probabilidade (P-Valor) com o nível de significância, tal como abordado no Capítulo 3. Dessa forma, apresenta-se na Tabela 4 o quadro ANOVA entre os fatores de controle e a resposta da tensão residual.

Tabela 4 - Quadro ANOVA do efeito da velocidade de corte, avanço por dente e tratamento térmico do material da peça (dureza) na tensão residual após o fresamento do aço VP100.

Fator de Controle	Graus de Liberdade	Soma dos Quadrados	Quadrado Médio	Teste F	Valor P
Material	1	970	970	0,01	0,916
v_c	1	494958	502488	6,05	0,036
f_z	1	32896	28310	0,34	0,574
Erro	9	747465	83052		
Total	12	1276289			

Fonte: Própria autora.

Do ponto de vista estatístico, pode-se assumir pelos resultados apresentados na Tabela 4 que apenas a velocidade de corte influi na tensão residual da peça após o fresamento, dado que o P-Valor de 3,6% é menor que o nível de significância adotado na concepção da Análise de Variância ($\alpha = 5\%$). Isso significa que esta afirmação tem 95% de confiabilidade ou 5% de incerteza de ser acertada. Os demais fatores de controle, sob a ótica estatística, podem ser assumidos não significativos.

O Coeficiente de Correlação de Pearson (CP) também pode ser empregado para ratificar estatística e quantitativamente o observado na Tabela 4 com respeito à influência da velocidade de corte, uma vez que o P-Valor somente indica significância ou não das variáveis de entrada, mas não o grau e o tipo de correlação. Sendo assim, apresenta-se na Tabela 5 as correlações entre os fatores de controle e a resposta.

Tabela 5 - Correlação de Pearson e P-Valor entre o tratamento térmico do material da peça, velocidade de corte, avanço por dente e tensão residual da peça após o fresamento do aço VP100.

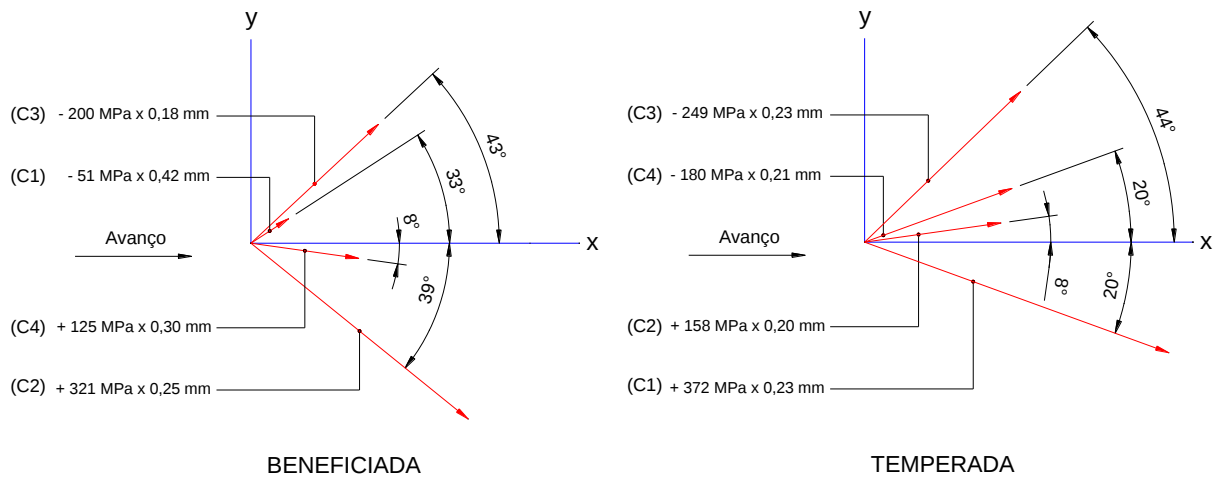
Coeficiente	Material	v_c	f_z
CP	-0,110	-0,623	0,116
P-Valor	0,720	0,023	0,707

Fonte: Própria autora.

Pela Tabela 5, constata-se que apenas a velocidade de corte apresenta significância estatística para correlacionar-se com a tensão residual, já que sua probabilidade (P-Valor = 2,3%) é menor que o nível de significância adotado ($\alpha = 5\%$). Além disso, a correlação é inversamente proporcional, tal como mostrou a Figura 37, e pode ser assumida de moderada a forte, pois detém um coeficiente de 62,3%.

Por fim, visando sumarizar os resultados de tensão residual, a Figura 37 mostra um desenho esquemático dos campos compressivo (+) e trativo (-), magnitudes (módulos dos vetores em escala), profundidades (até inversão do campo de tensão) e direção das tensões residuais (ângulos em relação à direção do avanço da ferramenta).

Figura 37 - Tensões residuais nas peças fresadas (campo, magnitude e profundidade).



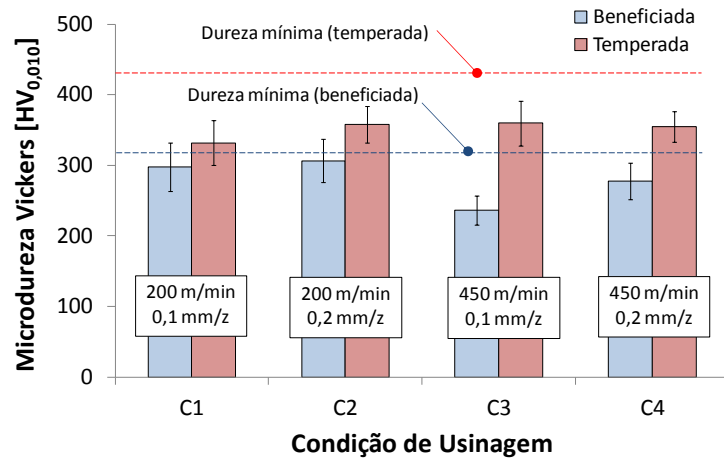
Fonte: Própria autora.

Para as condições de corte empregadas, observa-se que ambas as peças apresentaram dois pares de tensões de tração, que são deletérias à integridade superficial. Em geral, essas tensões orientaram-se no sentido horário em relação ao eixo x, que coincide aproximadamente com a direção da força de corte. As tensões benéficas de compressão foram geradas no sentido anti-horário, sendo as de maior amplitude, orientadas praticamente com o mesmo ângulo (43-44°). Assim, a condição de fresamento C3 (maior velocidade e menor avanço por dente) proporcionou melhores estados de tensão residual na peça, independentemente da dureza do material.

4.2 Microdureza

Visando verificar se há correlação entre os resultados de tensão residual e microdureza superficial da peça, apresenta-se na Figura 38 o comportamento da microdureza na superfície fresada, considerando as condições de corte e materiais da peça.

Figura 38 - Microdureza superficial do aço VP100 após os ensaios de fresamento.



Fonte: Própria autora.

Observa-se que as peças no estado beneficiado sofreram redução da dureza superficial quando foram usinadas com a velocidade de corte mais elevada (independentemente do avanço empregado), ao passo que as peças endurecidas reduziram a dureza em todas as condições de usinagem. A queda média para ambos os casos foi de 22%. Este resultado fica evidente quando se comparam os níveis de microdureza de cada material e condição de ensaio (incluindo as barras de erro) com os patamares mínimos de dureza superficial antes dos ensaios de fresamento e após o processo de alívio de tensões aplicado aos corpos de prova (linhas tracejadas).

Para as peças beneficiadas, a redução de microdureza superficial da peça ocorreu somente em altas velocidades de corte, o que demonstra ter sido causado por amolecimento térmico, em função da alta taxa de cisalhamento na formação do cavaco. Este mesmo mecanismo governou a diminuição de dureza das peças temperadas, pois, devido justamente à maior dureza, a provável elevação da temperatura de corte foi favorecida em menores velocidades de corte. Portanto, as variações de microdureza indicam ter correlação com os perfis de tensão residual encontrados nas peças, sejam eles de tração ou compressão.

Analisando-se os resultados entre as condições de fresamento, constata-se que as peças endurecidas não apresentaram variação de microdureza com os parâmetros de corte. No entanto, para as peças beneficiadas, apenas a velocidade de corte associada a baixos avanços por dente indica ter influenciada a diminuição da microdureza superficial da peça. Esta análise fica mais bem alicerçada quando aplicada a ANOVA sobre os resultados, conforme mostra a Tabela 6.

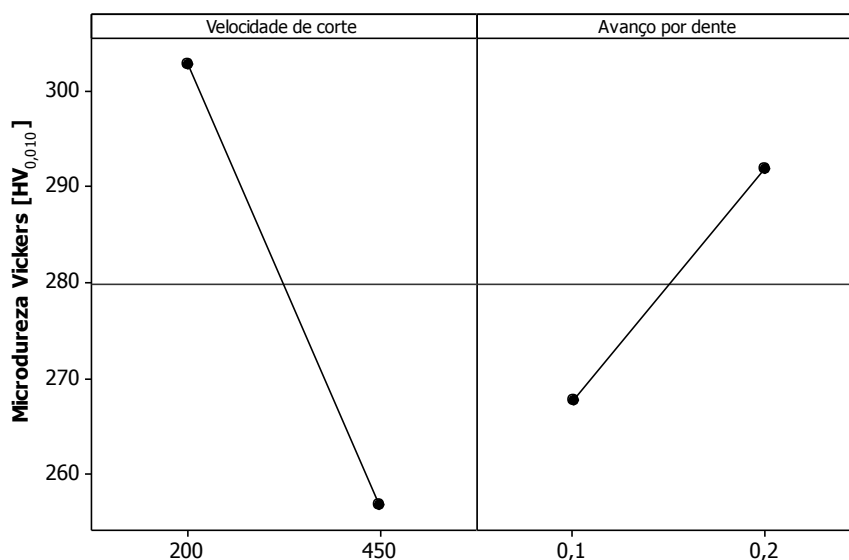
Tabela 6 - Quadro ANOVA do efeito da velocidade de corte e avanço por dente na microdureza superficial após o fresamento do aço VP100 beneficiado e temperado.

Fator de Controle	Graus de Liberdade	Beneficiado		Temperado	
		Teste F	Valor P	Teste F	Valor P
v_c	1	16,65	0,010	1,35	0,297
f_z	1	4,64	0,084	1,02	0,358
Erro	3				
Total	5				

Fonte: Própria autora.

O quadro ANOVA valida apenas a significância da velocidade de corte sobre a microdureza superficial do aço beneficiado, uma vez que $P\text{-Valor} = 0,01 < \alpha = 0,05$. Calculando-se o Coeficiente de Correlação de Pearson, pode-se constatar que $CP = -0,796$ para uma probabilidade (P-Valor) de 0,018, indicando que há uma relação inversa entre velocidade de corte e microdureza, considerada forte e comprovada estatisticamente, como mostra a Figura 39. Nota-se que a velocidade de corte causa a maior variação da microdureza em torno do valor médio.

Figura 39 - Influência dos efeitos principais na microdureza superficial do aço VP100 beneficiado e fresado.

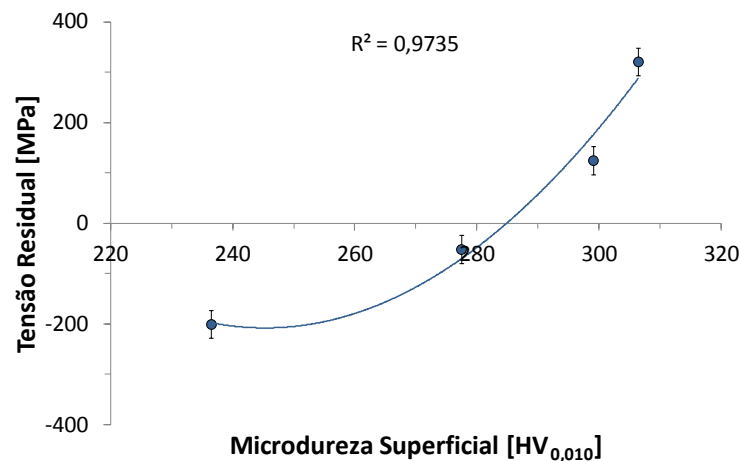


Fonte: Própria autora.

Por fim, a Figura 40 apresenta a correlação entre tensão residual e microdureza superficial da peça fresada. Verifica-se que a tensão residual é diretamente proporcional à microdureza, apontando que a microdureza pode ser usada como um indicador indireto do nível de tensão residual da peça após a usinagem. O comportamento não linear mostra que

abaixo de 240 HV, a tensão residual demonstra estabilizar-se em um ponto de mínimo. Além disso, a inversão do campo de tensão (tração-compressão) ocorre quando a microdureza atinge cerca de 285 HV, podendo-se inferir que microdurezas abaixo deste ponto são indicativas de que a superfície fresada está sob compressão, ao passo que acima deste ponto, há um estado trativo de tensão residual.

Figura 40 - Correlação entre microdureza na superfície usinada e tensão residual da peça beneficiada.



Fonte: Própria autora.

4.3 Microestrutura

A Figura 41 apresenta fotomicrografias da peça beneficiada, em sua seção transversal à superfície fresada, seccionada no sentido longitudinal (avanço da ferramenta), como mostrado no item 3.5.4.

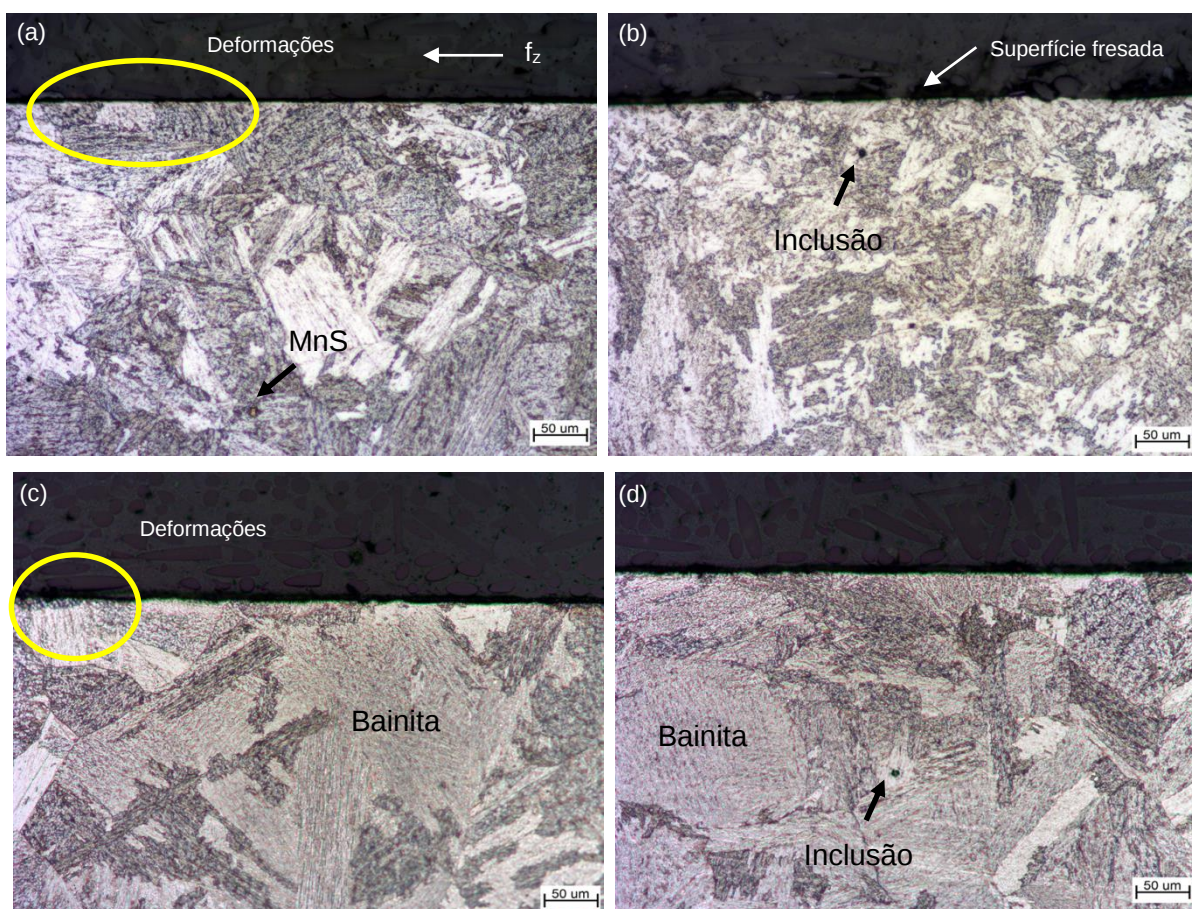
É possível constatar a microestrutura constituída de uma matriz bainítica inferior entrecortada, com contornos de grão bem evidenciados, inclusões (pontos enegrecidos) e sulfetos de manganês (pontos claros), ambos identificados por setas. Em áreas próximas à superfície fresada, observam-se deformações sensíveis e pontuais em poucos grãos isolados, direcionadas no sentido do avanço da ferramenta (áreas delimitadas por círculos).

As deformações alcançam, no máximo, uma profundidade de aproximadamente 50 μm e restringem-se a grãos isolados, provavelmente, em função de sua orientação cristalográfica espacial em relação à direção e sentido das tensões residuais principais máximas. Em outras palavras, confrontando-se as Figuras 30,32 e 41, sugere-se que somente grãos com orientação cristalográfica preferencial (mesma direção das tensões principais) estejam mais suscetíveis a sofrerem deformação. Por este motivo, nota-se na Figura 41,

independentemente das condições de corte empregadas, pequenas deformações e grãos isolados.

Um exame visual das fotomicrografias revela também que o fresamento da peça no estado beneficiado não conduziu a transformações de fase, sugerindo que a formação de cavaco não gerou temperatura suficiente nas zonas de cisalhamento, que conduzisse calor à superfície fresada, para a ocorrência de transformações alotrópicas do material.

Figura 41 - Microestruturas da seção transversal à superfície fresada do aço VP100 beneficiado.



Fonte: Própria autora.

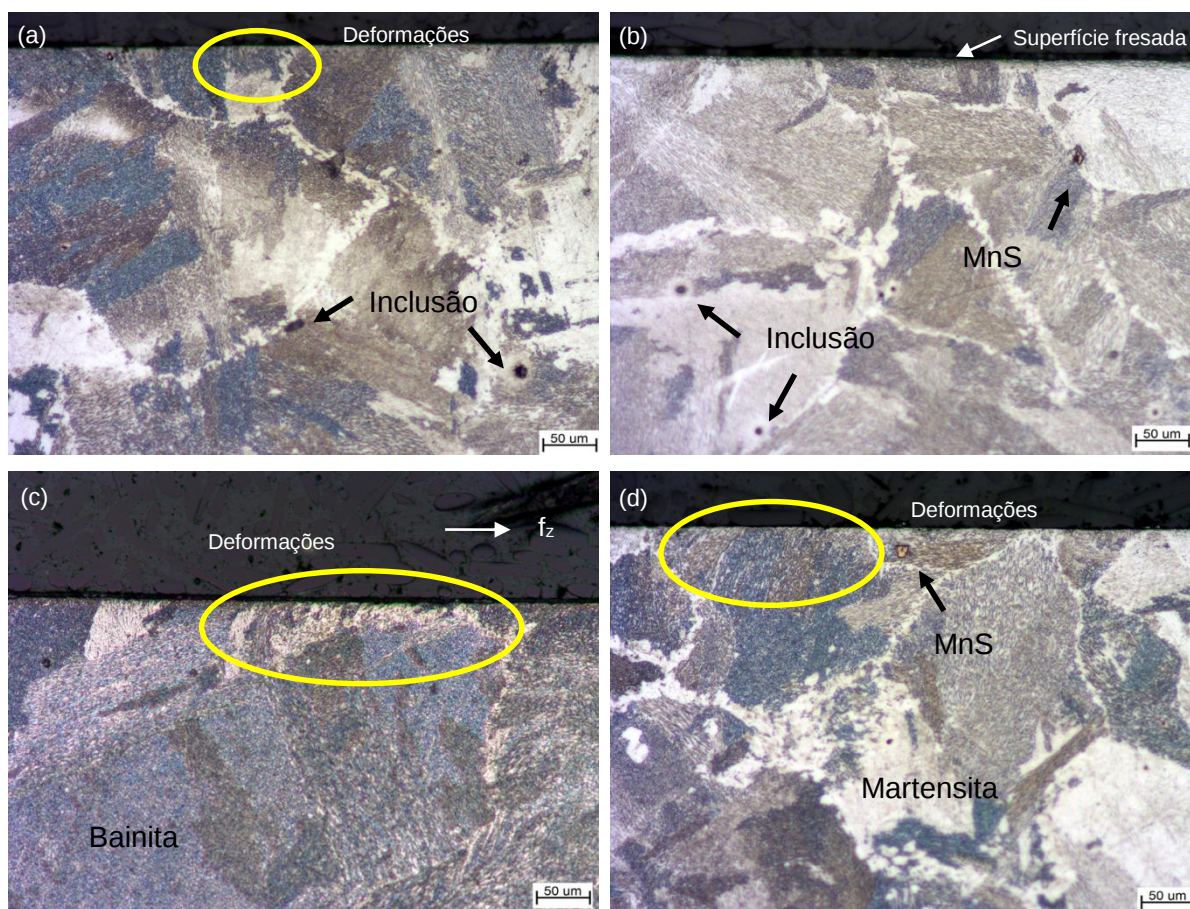
De maneira análoga à análise microestrutural da peça beneficiada, a Figura 42 mostra a seção transversal à superfície fresada da peça endurecida. Constata-se a presença de inclusões e sulfetos de manganês em meio a uma matriz composta de bainita inferior e martensita, dado o tratamento térmico de têmpera realizado no material da peça. Da mesma forma, são observadas deformações pontuais em grãos isolados, orientadas na direção do avanço da ferramenta, cujas profundidades também não ultrapassam 50 µm.

Sugere-se também que a pouca ocorrência de grãos deformados na superfície da peça usinada resida na hipótese de que as deformações dos grãos somente ocorram quando a

direção cristalografia destes coincidam com a direção das tensões principais máximas na superfície.

Apesar da maior dureza da peça temperada, as condições de fresamento demonstram não terem gerado calor suficiente nas zonas de cisalhamento, ao ponto da temperatura da superfície fresada alcançar a temperatura de transformação de fase do material da peça. Esta hipótese é formulada, uma vez que, visualmente, não se verifica a presença de outro microconstituente diferente de bainita inferior e martensita.

Figura 42 - Microestruturas da seção transversal à superfície fresada do aço VP100 temperado.



Fonte: Própria autora.

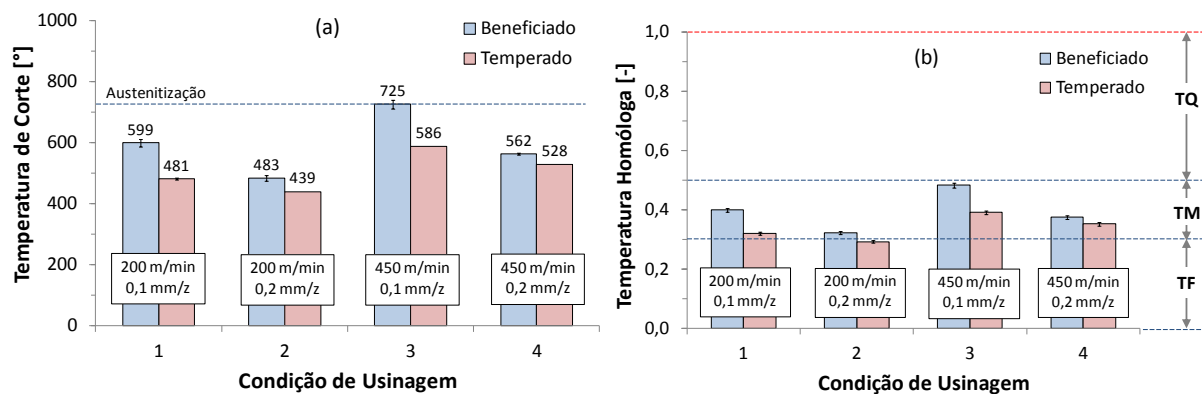
Em suma, como há evidências de deformação de grãos da superfície fresada, independentemente das condições de corte e da dureza do material da peça, mesmo sendo estas deformações sensíveis, isoladas e rasas, sugere-se que estes resultados tenham relação direta com as microdurezas medidas na superfície da peça e com as tensões residuais medidas na subsuperfície.

4.4 Temperatura de Corte

A análise da temperatura de corte (efeito térmico) sobre a tensão residual na peça usinada se faz necessário, pois esta variável é significativamente dependente dos parâmetros de corte adotados, uma vez que, aplicando-se a ANOVA, o P-Valor $\leq 0,004 < \alpha = 0,05$ para o avanço por dente e velocidade de corte.

O estudo do comportamento da temperatura de corte no processo de fresamento baseou-se nas estimativas da temperatura na interface cavaco-ferramenta e na temperatura homóloga do material da peça (TH), adotando o modelo térmico apresentado no item 3.5.2 e a temperatura de fusão do aço VP100 ($TF = 1500\text{ }^{\circ}\text{C}$). A Figura 43 mostra ambos os níveis de temperatura alcançados na usinagem.

Figura 43 - Estimativas da temperatura de corte e homóloga no fresamento do aço beneficiado e temperado.



Fonte: Própria autora.

Observa-se na Figura 43(a) que as temperaturas na zona de cisalhamento secundária variaram aproximadamente na faixa de 440 a 725 °C, havendo uma clara influência do avanço por dente e da velocidade de corte. A temperatura de corte aumentou com a velocidade de corte e diminuiu com o avanço da ferramenta, devido à maior taxa de cisalhamento na formação do cavaco e menor tempo de contato peça-ferramenta, respectivamente. Este comportamento é validado pela ANOVA (P-Valor $\cong 0,003 < \alpha = 0,05$) e pela Correlação de Pearson (0,594 para velocidade de corte e -0,562 para o avanço por dente).

Com relação ao material da peça, nota-se que a temperatura foi menor para a condição endurecida. Esta queda ocorreu devido ao modelo térmico levar em conta a pressão específica de corte na estimativa da temperatura, que também apresentou menores níveis para o aço endurecido. Estes resultados serão mais bem detalhados no item 4.5.

Apesar deste comportamento distinto, constata-se que a temperatura na zona secundária de cisalhamento não ultrapassou a temperatura de recristalização do material da peça, sobretudo porque a temperatura da superfície fresada da peça ainda é menor que a

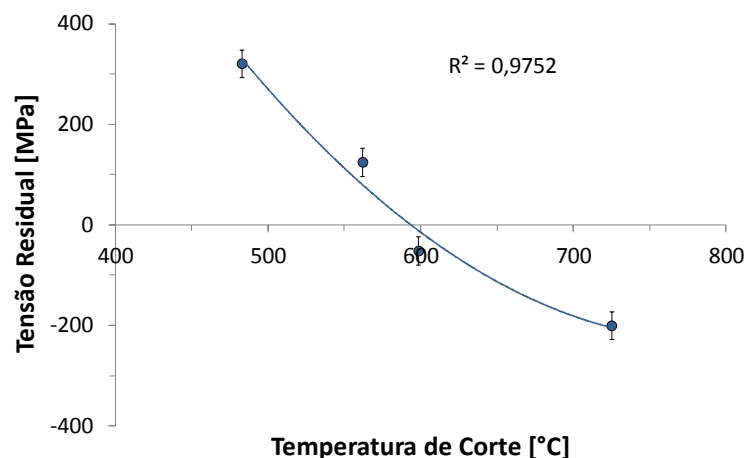
estimada, uma vez que seu campo de temperatura é distante do ponto de máxima temperatura na interface cavaco-ferramenta.

Estes resultados, mesmo sendo estimados, coincidem com as fotomicrografias apresentadas no item 4.3, na medida em que não foram identificadas visualmente transformações de fase na microestrutura próxima à superfície fresada.

A Figura 43(b) indica que o processo de fresamento se deu com trabalho a morno (TM), já que as temperaturas homólogas estimadas em todas as condições de fresamento encontraram-se entre 30% a 50% da temperatura de fusão do material da peça (TF). Trabalhos a quente (TQ), em que a temperatura homóloga ultrapassa $0,5 \cdot TF$, geram recristalização efetiva do material, enquanto trabalhos a frio (TF) ou morno (TM) não alteram a matriz microestrutural da peça. Assim, muito provavelmente, o comportamento da tensão residual não sofreu influência de possíveis transformações de fase do aço VP100.

Como forma de relacionar algum possível efeito térmico sobre a tensão residual, nota-se na Figura 44 que o aumento da temperatura reduz a tensão residual. Este comportamento está relacionado ao modelo térmico para estimativa da temperatura, que depende linearmente da pressão específica de corte, como apresentado no item 3.5.2. Assim, o incremento da pressão específica eleva a temperatura de corte, mas o efeito mecânico causado por ele se sobrepõe ao térmico, reduzindo a tensão residual da peça, podendo migrar do campo trativo para compressivo. O efeito da pressão específica de corte será mais bem detalhado no item 4.5.

Figura 44 - Correlação entre temperatura de corte e tensão residual da peça beneficiada.



Fonte: Própria autora.

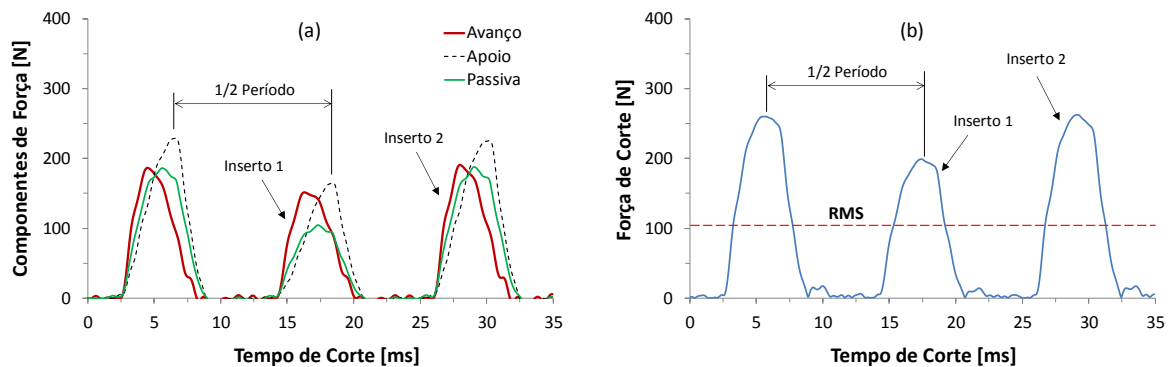
4.5 Força de Corte e Pressão Específica

A análise da força e pressão específica de corte (efeito mecânico) sobre a tensão residual na peça usinada se faz necessário, pois estas variáveis são significativamente dependentes dos parâmetros de corte adotados, uma vez que, aplicando-se a ANOVA, o P-Valor $\cong 0 < \alpha = 0,05$ para o avanço por dente e velocidade de corte.

O perfil das componentes da força de usinagem e da força de corte é mostrado na Figura 44. É possível constatar na Figura 45 (a) que a força passiva tem menor amplitude, quando comparada às forças de avanço e de apoio. Além disso, é clara a identificação de batimento axial de um dos inserts intercambiáveis da fresa, dada a diferença de amplitude das componentes ao se comparar com o outro inserto. Estes dois comportamentos são típicos de operações de fresamento.

A Figura 45 (b) mostra que a força de corte mantém o batimento axial das componentes da força de usinagem, uma vez que o seu cálculo leva em conta as forças de avanço e apoio. Também pode-se observar o patamar da força de corte média (valor RMS), que foi utilizada no cálculo da pressão específica de corte.

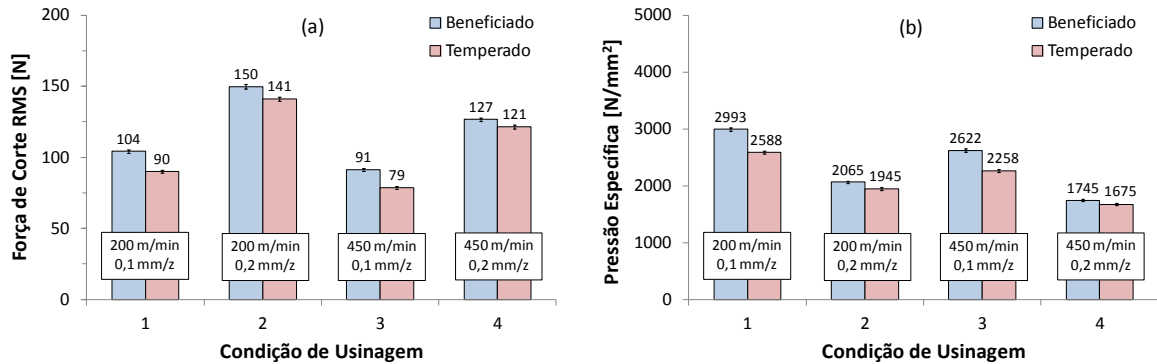
Figura 45 - Força de corte e componentes da força de usinagem medidas no fresamento do material beneficiado.



Fonte: Própria autora.

O efeito dos parâmetros de corte sobre a força de corte RMS e pressão específica de corte podem ser nitidamente verificados na Figura 46. O aumento do avanço por dente elevou a força de corte média em 41%, independentemente da velocidade de corte utilizada, enquanto o aumento da velocidade de corte reduziu a força de corte em 14%, qualquer que seja o avanço da ferramenta empregado (Figura 46 a). Estes comportamentos têm validade estatística, uma vez que as probabilidades para o avanço por dente e velocidade de corte na análise de variância foram menores que o nível de significância (P-Valor $\cong 0 < 0,05$). Ademais, o avanço da ferramenta é mais influente sobre a força de corte que a velocidade de corte, já que o Coeficiente de Correlação de Pearson foi de 0,905 contra -0,348.

Figura 46 - Força de corte RMS e pressão específica de corte no fresamento do material beneficiado e temperado.

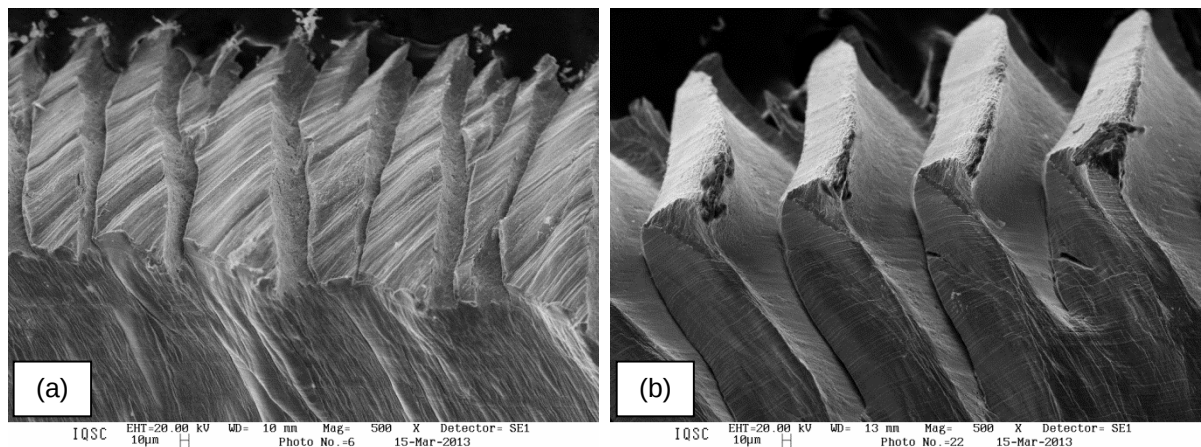


Fonte: Própria autora.

O aumento da força de corte com o avanço da ferramenta decorre do aumento da força de avanço, ao passo que a redução da força de corte com a velocidade de corte é devida ao efeito mecânico da diminuição da espessura do cavaco e, portanto, do grau de recalque, bem como ao efeito térmico, com maior geração de calor, dada a elevação da taxa de cisalhamento na zona primária e secundária (SHAW,1997).

Nota-se que a peça endurecida gerou força de corte cerca de 9% menor que as obtidas com o material no estado beneficiado. Possíveis aderências do material da peça beneficiada na aresta da ferramenta podem ter elevado sensivelmente a força de corte ou o processo de segmentação do cavaco da peça endurecida pode ter causado algum relaxamento cíclico da força de corte. A Figura 47 apresenta exemplares de cavacos gerados do aço beneficiado e temperado, ilustrando a acentuada segmentação do material endurecido.

Figura 47 - (a) cavaco beneficiado e (b) temperado para a condição 2 ($v_c = 200/\text{min}$ e $f_z = 0,2 \text{ mm/z}$).



Fonte: Própria autora.

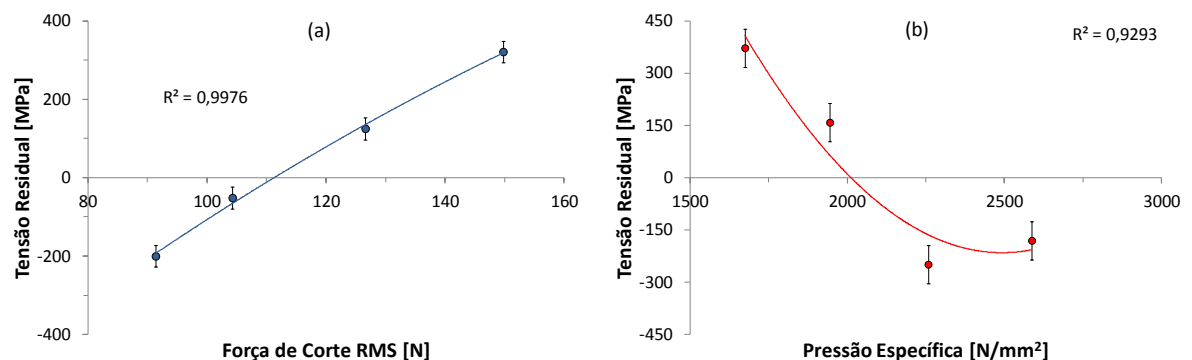
Ainda da Figura 46(b), constata-se que a pressão específica de corte diminui com o aumento do avanço da ferramenta e da velocidade de corte. A ANOVA atesta que há significância nesta diminuição, uma vez que $P\text{-Valor} \cong 0 < 0,05$ para ambas as variáveis e a Correlação de Pearson mostra que as relações são, de fato, inversas, além de o avanço ser mais influente que a velocidade de corte (-0,870 contra -0,370).

O efeito da velocidade de corte na diminuição da pressão específica advém da queda da força de corte devido aos mecanismos já citados acima. O maior avanço por dente, por sua vez, minimiza o escoamento lateral de material da peça pela superfície de folga da ferramenta, reduzindo a força de deformação e a pressão específica (DINIZ, MARCONDES ; COPPINI, 2000).

Por fim, a redução da pressão específica para o aço temperado, embora atípica, pode ocorrer devido a um balanço entre resistência e recalque do material, pois, ao aumentar a dureza da peça, a tensão de cisalhamento aumenta, mas o grau de recalque diminui, dado a menor plasticidade da peça. Dependendo deste balanço, a pressão específica pode diminuir (FERRARESI, 1970).

Todos estes comportamentos da força de corte e da pressão específica de corte têm reflexo nas tensões residuais da peça usinada. A Figura 48 ilustra estas correlações.

Figura 48 - (a) Força de corte versus tensão residual e (b) pressão específica de corte versus tensão residual para o material beneficiado e temperado, respectivamente.



Fonte: Própria autora.

O aumento da força de corte e a diminuição da pressão específica elevam a tensão residual, do campo compressivo para o trativo. Pelo exame da Figura 44(a) e 46(a), o aumento do avanço por dente ou a diminuição da velocidade de corte aumentam a força de corte e diminuem a temperatura de corte, porque a potência de corte também diminui. Como a potência de corte é praticamente convertida em calor na usinagem, sendo o produto entre força e velocidade de corte, a redução da potência (calor ou temperatura) ocorre, pois a velocidade reduz a um nível maior que o aumento da força (-55% contra +16%,

respectivamente). Portanto, mesmo aumentando a força de corte, a temperatura de corte diminui.

Por outro lado, o aumento da força de corte não implica na elevação da pressão específica, uma vez que a elevação da força (+16%) é menor que o incremento da área de corte (+100%), já que a profundidade de usinagem é constante, mas o avanço por dente é duplicado.

Portanto, pelo exame da Figura 48, a elevação da força de corte ou a diminuição da pressão específica devem exercer o mesmo efeito na tensão residual, que é o de aumentar sua magnitude, quer seja no mesmo campo de tensão ou entre eles. Este resultado faz sentido, pois a diminuição da pressão específica significa minorar o efeito mecânico da aresta da ferramenta na superfície da peça, conduzindo à tensão residual de tração.

5 CONCLUSÕES

O processo de fresamento gera tensões residuais compressivas ou trativas, dependendo da combinação de parâmetros de corte e do material da peça.

Além do campo de tensões, os parâmetros de corte governam a magnitude, a profundidade e a direção das tensões principais na superfície da peça usinada.

O aumento do avanço tende a gerar tensões de tração em peças pré-endurecidas, ao passo que tensões compressivas são obtidas com o aumento da velocidade de corte em peças endurecidas.

As tensões residuais tendem a assumir o mesmo sentido do avanço da ferramenta, variando entre $\pm 45^\circ$ em relação à direção do avanço.

As peças temperadas sofreram um processo de amolecimento térmico após o fresamento, reduzindo a dureza da matriz. No entanto, a redução de dureza das peças beneficiadas somente ocorreu em elevadas velocidades de corte.

A microdureza superficial da peça pode ser correlacionada à tensão residual. A relação inversamente não-linear mostra que a tensão residual inverte seu campo de tensão em 285 HV.

Independente da dureza da peça, a microestrutura do material na região próxima à superfície fresada sofreu deformações concentradas em grãos cuja orientação cristalográfica tenha sido próxima ou coincidente com a direção das tensões principais máximas.

Não foram identificadas transformações de fase no material devido à geração de calor na usinagem, já que estimativas da temperatura de corte indicam que a peça não sofreu austenitização. A temperatura homóloga revelou que o material foi usinado na condição de trabalho a morno.

A força, temperatura e pressão específica de corte são estatisticamente dependentes dos parâmetros de corte. O aumento do avanço eleva a força de corte e reduz a pressão específica. A combinação entre força e velocidade de corte determina o comportamento da temperatura e da pressão específica.

A pressão específica pode ser correlacionada à tensão residual por uma relação não linear inversamente proporcional, em que o aumento da pressão específica induz tensões compressivas na peça.

A pressão específica de corte e a temperatura de corte, respectivamente, efeito mecânico e térmico (sem transformação de fase) indicam terem determinado o perfil de tensão residual no fresamento.

O método do furo-cego pode ser realizado em máquina-ferramenta CNC, valendo-se de altas rotações e precisão de movimentação. Fornece uma grande quantidade de informações acerca da tensão residual, mas é uma técnica laboriosa em seu processamento

e pós-processamento, pois necessita de instrumentação de amostras e implementação computacional complexa no cômputo dos resultados.

5.1 Sugestões para Trabalhos Futuros

- Comparar o Método do Furo-Cego com outros métodos de medição de tensão residual, como Raio-X, Ultrassom e Barkhausen;
- Avaliar o efeito da plastificação do entorno do furo-cego nos resultados de tensão residual;
- Identificar e estudar os fatores geradores da variabilidade dos resultados de tensão residual decorrentes do Método do Furo-cego;
- Investigar os mecanismos governantes dos efeitos térmicos com e sem transformação de fase nas tensões residuais.

6. REFERÊNCIAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS - ASTM. **ASTM E837**: standard test method for determining residual stresses by hole-drilling strain-gage methodg. West Conshohocken: ASTM, 2008. 17 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM. **ASTM A255 – 10**: standard test methods for determining hardenability of steel. West Conshohocken: ASTM, 2010. 26 p.

BAHADUR, A. et al. Development and comparison of residual stress measurement on welds by various methods. **Materials Science and Technology**, London, v. 20, n. 2, p. 261-269, 2004.

BAHADUR, A. et al. Evaluation and correlation of residual stress measurement in steel. **Journal of Nondestructive Evaluation**, New York, v. 26, n. 2-4, p. 47-55, 2007.

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-Transactions of the Asme**, New York, v. 123, n. 4, p. 547-551, 2001.

BRINKSMEIER, E.; CAMMET, J. T.; KÖNIG, W.; LESKOVAR, P.; PETERS, J.; TÖNSHOFF, H. K. Residual Stresses – Measurement and Causes in Machining Processes. **CIRP Annals**, Amsterdam, v. 31, n. 2, p. 491-510, 1982.

CAMURRI, C.; CARRASCO, C.; DILLE, J. Temperature distribution, phase transformations and residual stresses in heat treatment of grinding balls. **5th International Conference on Processing and Manufacturing of Advanced Materials**, 2007.

CAPELLO, E. Residual stresses in turning - Part I Influence of process parameters. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 160, n. 2, p. 221-228, 2005.

CAPELLO, E. Residual stresses in turning - part II. Influence of the machined material. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 172, n. 3, p. 319-326, 2006.

CHAN, M. et al. Study on the cutting force, temperature and residual stress in milling the new rotor steel. **Advances in Abrasive Technology**, New York, v. 126/128, p. 923-928, 2010.

CHEN, M.; JING, L. L.; LI, X. K. The surface integrity in machining hardened steel SKD11 for die and mold. **Machining Science and Technology**, Philadelphia, v. 11, n. 1, p. 99-116, 2007.

CHEVRIER, P. et al. Investigation of surface integrity in high speed end milling of a low alloyed steel. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, New York, v. 43, n. 11, p. 1135-1142, 2003.

DAMASCENO, D. **Análise das tensões residuais após torneamento e retificação do aço ABNT 52100 endurecido**. 1993. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1993.

DAVIM, J. P. **Machining: fundamentals and recent advances**. New York: Springer, 2008. 361 p.

DAYMI, A. et al. Surface integrity in high speed end milling of titanium alloy Ti-6Al-4V. **Materials Science and Technology**, Cambridge, v. 27, n. 1, p. 387-394, 2011.

DESMAYSON, O.; MOCELLIN, K.; JARDIN, N. Modelling of residual stresses induced by high speed milling process. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIAL FORMING ESAFORM, 14, 2011, Belfast. **Proceedings of the...** Belfast: University Belfast, 2011. 597-602.

DIETER, G. E. Jr., **Mechanical metallurgy**. New York: McGraw-Hill, 1986.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F. C.; COPPINI, N. L. **Tecnologia da usinagem dos materiais**. São Paulo: Artliber, 2006. 244 p.

DING, T. C. et al. A comparative investigation on surface roughness and residual stress during end-milling AISI H13 steel with different geometrical inserts. **Materials and Manufacturing Processes**, Philadelphia, v. 26, n. 8, p. 1085-1093, 2011.

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

FRANCIS, J. A. et al. Transformation temperatures and welding residual stresses in ferritic steels. **Proceedings of the Asme Pressure Vessels and Piping Conference 2007. Materials and Fabrication**, New York, v. 6, p. 949-956, 2007.

FRANÇOIS, M. et al. X-Ray Diffraction Method. In: Lu, J. et al. **Handbook of measurement residual stresses**. Lilburn: Fairmont Press, 1996. cap. 5, p. 71-73, 124-126.

GHANEM, F. et al. Effect of near-surface residual stress and microstructure modification from machining on the fatigue endurance of a tool steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, New York, v. 11, n. 6, p. 631-639, 2002.

GOUDAR, D. M. et al. Uncertainties in triaxial residual stress measurements. **European Conference on Residual Stresses**, New York, v. 681, p. 498-503, 2011.

GRIFFITHS, B., **Manufacturing surface technology: surface integrity & functional performance, manufacturing engineering modular series**. New York: Taylor & Francis, 2001. 256 p.

HUA, J. et al. Effect of feed rate, workpiece hardness and cutting edge on subsurface residual stress in the hard turning of bearing steel using chamfer plus hone cutting edge geometry. **Materials Science and Engineering a Structural Materials**

Properties Microstructure and Processing, Lausanne, v. 394, n. 1-2, p. 238-248, 2005.

JAMES, P. M. et al. Predictions of elastic-plastic crack driving force and redistribution under combined primary and secondary stresses - Part 1: Analytical investigation. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, London, v. 101, p. 101-112, 2013.

JAMES, P. M. et al. Predictions of elastic-plastic crack driving force and redistribution under combined primary and secondary stresses - Part 2: Experimental application. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, London, v. 101, p. 91-100, 2013.

JAWAHIR, I. S. et al. Surface integrity in material removal processes: Recent advances. **Cirp Annals-Manufacturing Technology**, Amsterdam, v. 60, n. 2, p. 603-626, 2011.

JING, L.; LIU, G.; CHEN, M. Study on surface integrity in hard milling of hardened die steel. **Advances in Materials Manufacturing Science and Technology II**, New York, v. 532-533, p. 540-543, 2006.

KITANO, H. et al. A study for high accuracy measurement of residual stress by deep hole drilling technique **Journal Of Physics, Conference Series**, Bristol, v. 379, 2012. Disponível em: < http://iopscience.iop.org/1742-6596/379/1/012049/pdf/1742-6596_379_1_012049.pdf >. Acesso em: 12 jul. 2013.

KWONG, J.; AXINTE, D. A.; WITHERS, P. J. The sensitivity of Ni-based superalloy to hole making operations: Influence of process parameters on subsurface damage and residual stress. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 209, n. 8, p. 3968-3977, 2009.

LEE, H. T. et al. Effect of material physical properties on residual stress measurement by edm hole-drilling method. **Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme**, New York, v. 133, n. 2, 2011.

LI, Y. E. et al. Surface residual stress gradient distribution in high speed milling of H13 die steel. **Advances in Materials Manufacturing Science and Technology**, New York, v. 626-627, p. 183-188, 2009.

LIU, Y. Analysis of the milling distortion due to residual stress based on analytical method. **Advances in Functional Manufacturing Technologies**, Chichester, v. 33, p. 88-91, 2010.

LU, J. **Handbook of measurements of residual stress**. Bethel: Society for Experimental Mechanics, 2005. 238 p.

MCCLUNG, R. C. A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, Chichester, v. 30, n. 3, p. 173-205, 2007.

NEZHAD, H. Y.; O'DOWD, N. P. Study of creep relaxation under combined mechanical and residual stresses. **Engineering Fracture Mechanics**, Oxford, v. 93, p. 132-152, 2012.

NICOLA, G. L.; MISSELL, F. P.; ZEILMANN, R. P. Surface quality in milling of hardened H13 steel. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 49, n. 1-4, p. 53-62, 2010.

OUTEIRO, J. C. et al. Analysis of residual stresses induced by dry turning of difficult-to-machine materials. **Cirp Annals-Manufacturing Technology, Amsterdam**, v. 57, n. 1, p. 77-80, 2008.

PREVÉY, P. S. X-Ray diffraction residual stress techniques. **Metals Handbook**. 9. ed. Ohio: ASM, 1998. v. 5, p. 380-392.

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) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2010.

RENDLER, N. J., VIGNESS, I. Hole-drilling strain-gage method of measuring residual stresses. **Experimental Mechanics**, Brookfield, v. 6, n. 12, p. 577-586, 1966. Disponível em: < <http://link.springer.com/article/10.1007%2FBBF02326825#page-1>>. Acesso em: 12 abr. 2013.

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 & Manufacture**, New York, v. 45, n. 2, p. 131-136, 2005.

SCAFIDI, M.; VALENTINI, E.; ZUCCARELLO, B. Error and uncertainty analysis of the residual stresses computed by using the hole drilling method. **Strain**, Oxford, v. 47, n. 4, p. 301-312, 2011.

SCHAJER, G. S. APPLICATION OF FINITE-ELEMENT CALCULATIONS TO RESIDUAL-STRESS MEASUREMENTS. **Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme**, New York, v. 103, n. 2, p. 157-163, 1981.

SCHAJER, G. S. Hole-Drilling Residual Stress Measurements at 75: Origins, Advances, Opportunities. **Experimental Mechanics**, Brookfield, v. 50, n. 2, p. 245-253, 2010.

SCHAJER, G. S. Hole-drilling profiling with smoothing residual stress automated. **Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the Asme**, New York, v. 129, n. 3, p. 440-445, 2007.

SEIFI, R.; SALIMI-MAJD, D. Effects of plasticity on residual stresses measurement by hole drilling method. **Mechanics of Materials**, Amsterdam, v. 53, p. 72-79, 2012.

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

SOBOLEVSKI, E. G.; NAU, A.; SCHOLTES, B. Residual stress analysis using the hole-drilling method and geometry-specific calibration functions. **Materials Science Forum**, Stafa-Zurich, v. 681, p. 159-164, 2011.

SONG, G. et al. The influence of milling parameters on surface residual stresses during milling AF1410 ultrahigh strength steel. **Key Engineering Materials**, Stafa-Zurich, v. 431/432, p. 209-212, 2010.

SUYAMA, D. I. **Efeito do fresamento com alta velocidade de corte na integridade superficial de aços ferríticos com grãos ultrafinos**. 2010. 112 f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2010.

TANG, Z. T. et al. The influence of tool flank wear on residual stresses induced by milling aluminum alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, Lausanne, v. 209, n. 9, p. 4502-4508, 2009.

TRICARD, M. Residual effects of finishing methods. In: HENRY, S. D. (Ed.). **Metals handbook: Surface Engineering**. 9. ed. Ohio: ASM, 1998. v. 5, p. 317-326.

WITHERS, P. J. et al. Recent advances in residual stress measurement. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, London, v. 85, n. 3, p. 118-127, 2008.

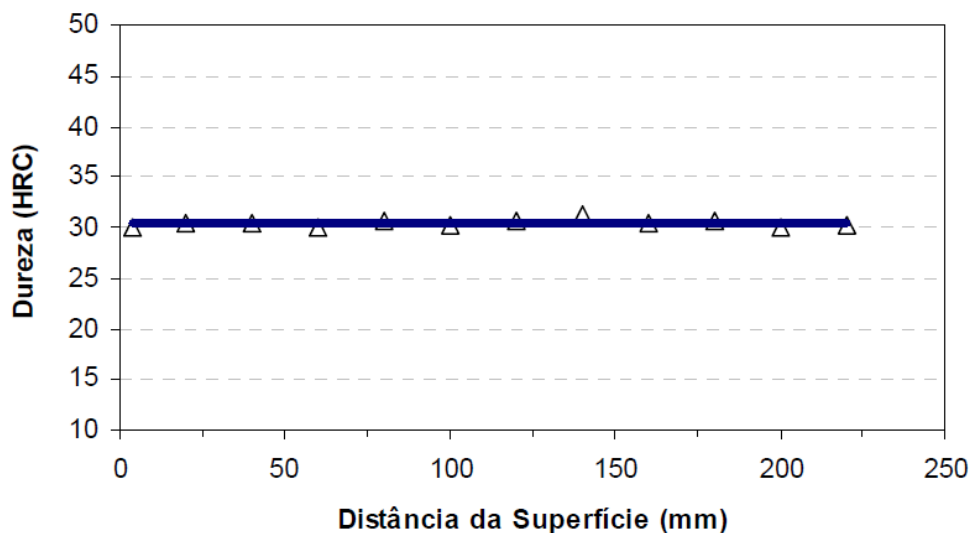
WITHERS, P. J.; BHADESHIA, K. D. H. Residual stress Part I - measurement techniques. **Materials Science and Technology**, Leeds, v. 17, p. 355-365, 2001.

YUAN, R. et al. Experimental study on surface roughness and residual stress by end milling 69111-stainless steel. **Advanced Materials Research**, v. 97/101, p. 1257-1260, 2010.

APÊNDICE A - Caracterização do Aço VP100

O aço VP100 não possui similares normatizados e é indicado como substituto a aços pré-endurecido. Possui dureza média de 32 HRC com elevada uniformidade ao longo de toda seção transversal, com variação inferior a 2 HRC, conforme Figura A1. Além de características de alta polibilidade, soldabilidade e reprodutibilidade de desempenho e confecção. É utilizado na confecção de moldes e matrizes como porta moldes, moldes para injeção de plásticos e extrusão de termoplásticos não clorados, moldes para sopro e moldes plásticos.

Tabela A1 - Dureza HRC do Aço VP100 ao longo da seção transversal.

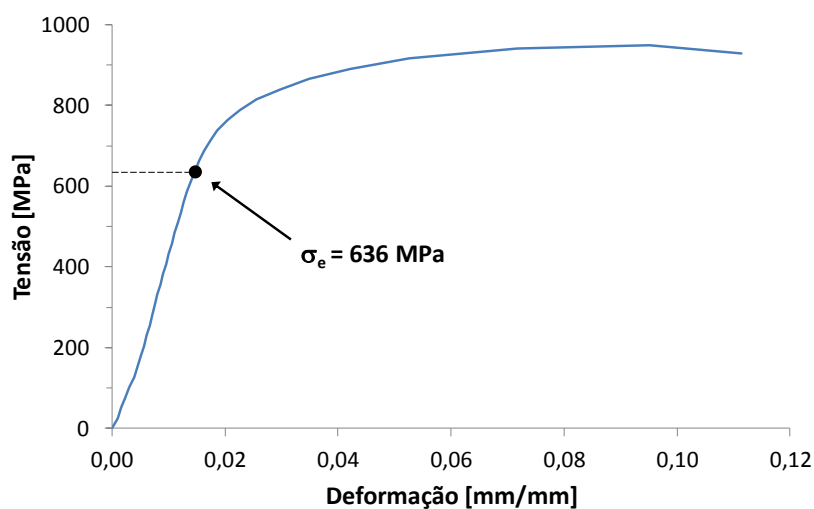


Fonte: Catálogo Villares Metals.

Esse aço possui teor de carbono de cerca de 0,22%, menor do que os aços convencionalmente utilizados na indústria de moldes. A menor quantidade de carbono gera menor gradiente de dureza na camada termicamente afetada pelo calor da soldagem além de contribuir com menores valores de dureza na camada branca de eletroerosão.

Para melhor caracterizar o material e diante da necessidade das propriedades mecânicas fez-se um ensaio de tração conforme norma da ABNT, a figura A2 mostra os dados obtidos.

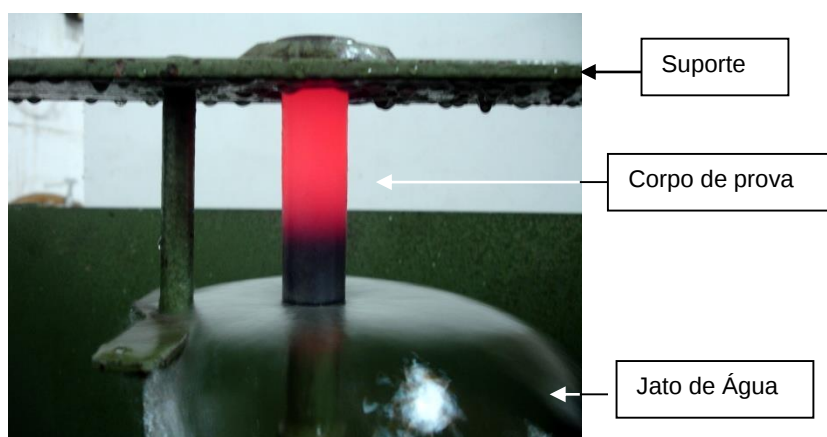
Figura A2 - Curva Tensão-Deformação.



Fonte: Própria autora.

A fim de avaliar a temperabilidade do aço o ensaio Jominy foi executado. Os procedimentos para realizar o ensaio foram feitos de acordo com norma ASTM 255. A Figura A3 mostra o corpo de prova durante o resfriamento.

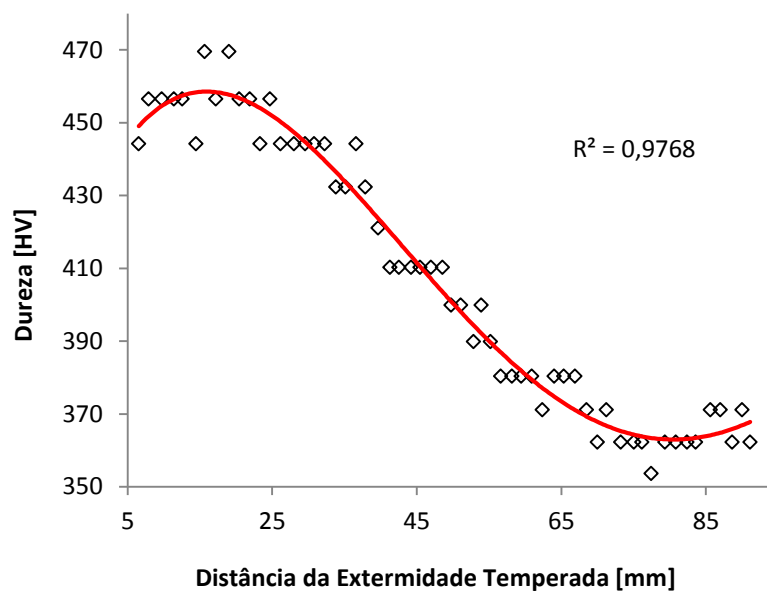
Figura A3 - Ensaio Jominy.



Fonte: Própria autora.

A curva Jominy de dureza Vickers em função da distância da extremidade obtida é mostrada na Figura A4.

Figura A4 - Curva de temperabilidade obtida pelo ensaio Jomminy.



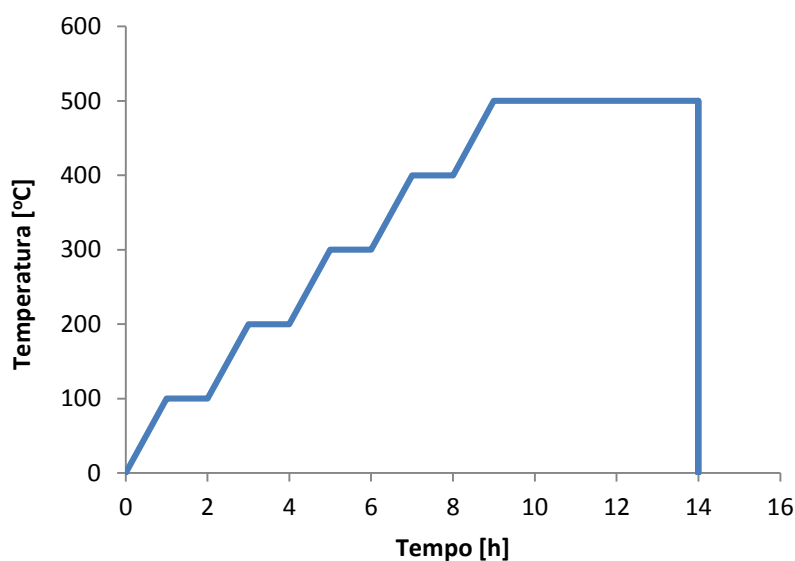
Fonte: Própria autora.

APÊNDICE B - Tratamentos Térmicos

Alívio de Tensões

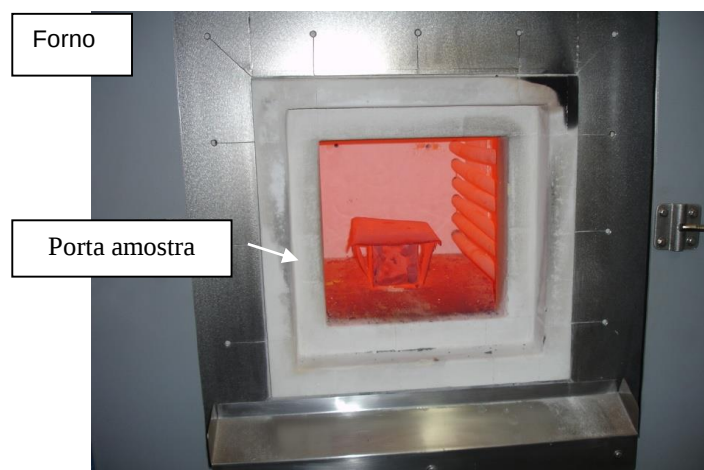
Todos os corpos de prova após o corte e o esquadrejamento foram submetidos ao alívio de tensões. Os corpos de prova foram aquecidos de forma lenta e gradual, com taxa de aquecimento de $100\text{ }^{\circ}\text{C/h}$ até a temperatura de $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. O tempo de permanência no forno após atingir a temperatura de $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ foi de 4 horas, e o resfriamento ocorreu ao ar calmo (Figura B1). O material foi posto em uma caixa de metal e então envolto em carvão para evitar oxidação de acordo com a Figura B2. Devido ao tamanho do forno foram postos quatro corpos de prova por vez tomando o cuidado de repetir as mesmas condições nas amostras seguintes.

Figura B1 - Esquema do aquecimento para alívio de tensões.



Fonte: Própria autora.

Figura B2 - Alívio de tensão e têmpera.

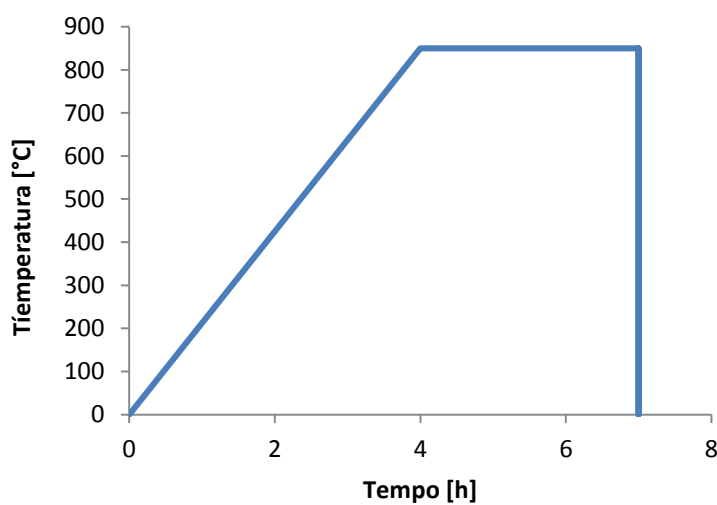


Fonte: Própria autora.

Têmpera

O tratamento térmico de têmpera foi feito elevando a temperatura do forno até 850 °C, as amostras foram introduzidas no forno envoltas de carvão em uma caixa de metal (Figura B1) permanecendo no forno por cerca de 3 horas conforme Figura B3. O resfriamento foi feito em óleo. Como o forno não comportava todas as amostras, tomou-se o cuidado de fazer o ensaio da mesma forma nas etapas subsequentes.

Figura B3 - Esquema do aquecimento para têmpera.

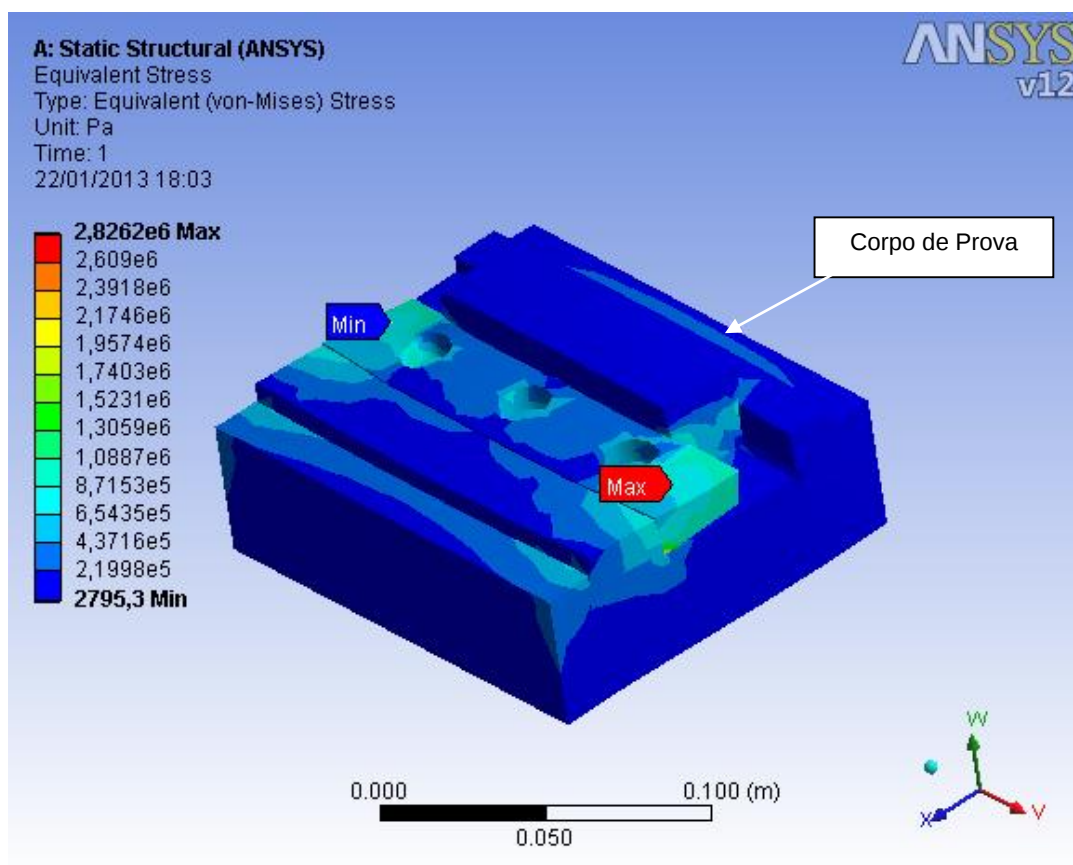


Fonte: Própria autora.

APÊNDICE C - Simulação da Fixação da Peça

Como é sabido o processo de geração de tensão residual pode ser afetado pelo sistema de fixação. De forma a não comprometer os resultados oriundos do processo de usinagem, fez-se uma simulação sobre o comportamento do campo de tensões gerados pelo dispositivo de fixação. Na simulação percebe-se que o sistema de fixação não influi na zona alvo de avaliação (cerca de 2mm abaixo da superfície usinada). As dimensões dos corpos de prova foram escolhidas de forma a ajudar e evitar esse efeito. A Figura A2 apresenta o resultado obtido.

Figura C1 - Simulação do dispositivo de fixação.

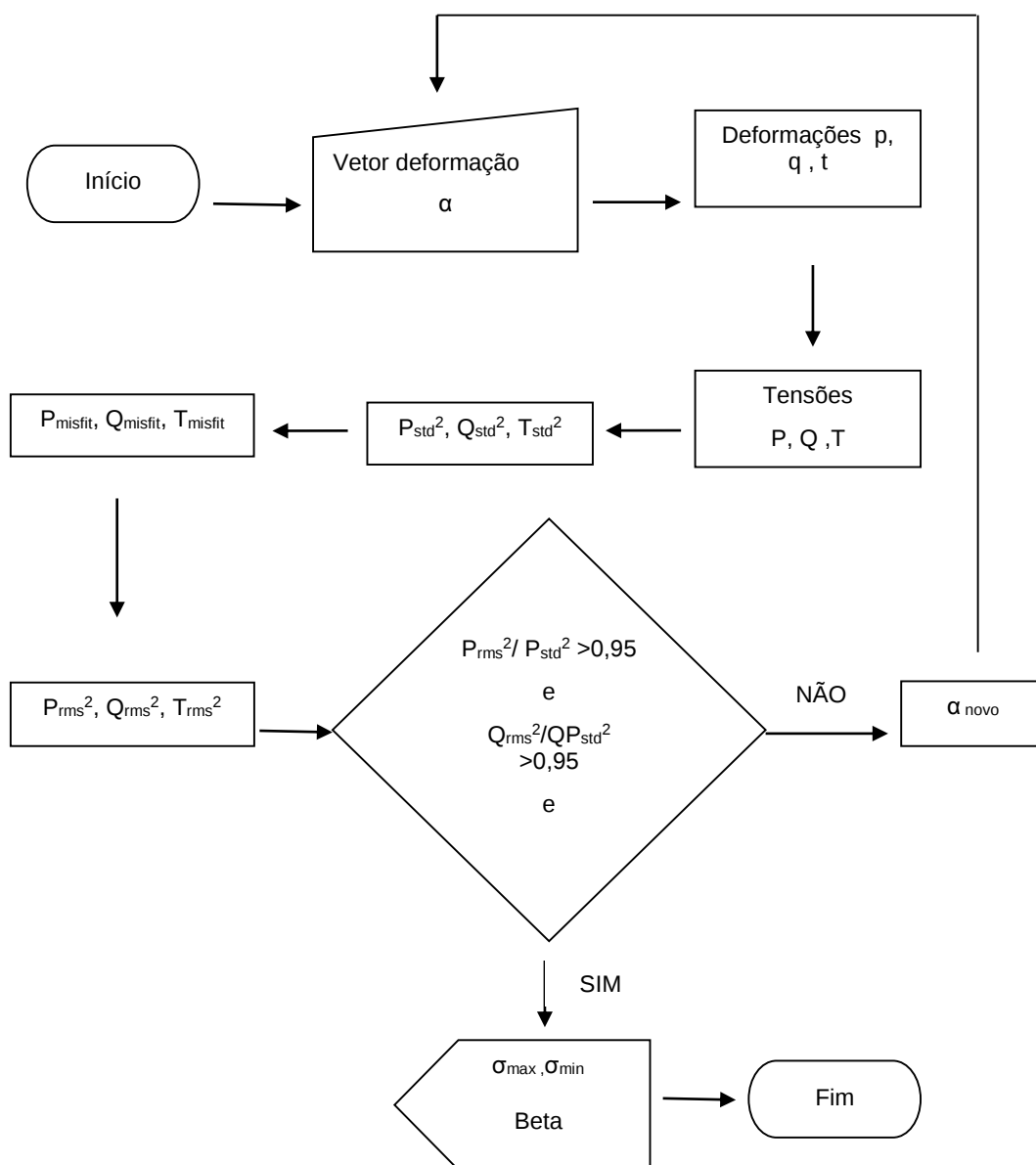


Fonte: Própria autora.

APÊNDICE D - Tratamento dos Dados de Tensão Residual

Sabe-se que no método do furo cego após o procedimento é necessário converter as deformações em tensões residuais. Para fazer os cálculos matemáticos foi necessário implementar uma rotina computacional em Matlab, já que o método é iterativo com cálculos de elevada dificuldades. O algoritmo é apresentado na figura D1.

Figura D1 - Fluxograma para o cálculo de tensão residual.

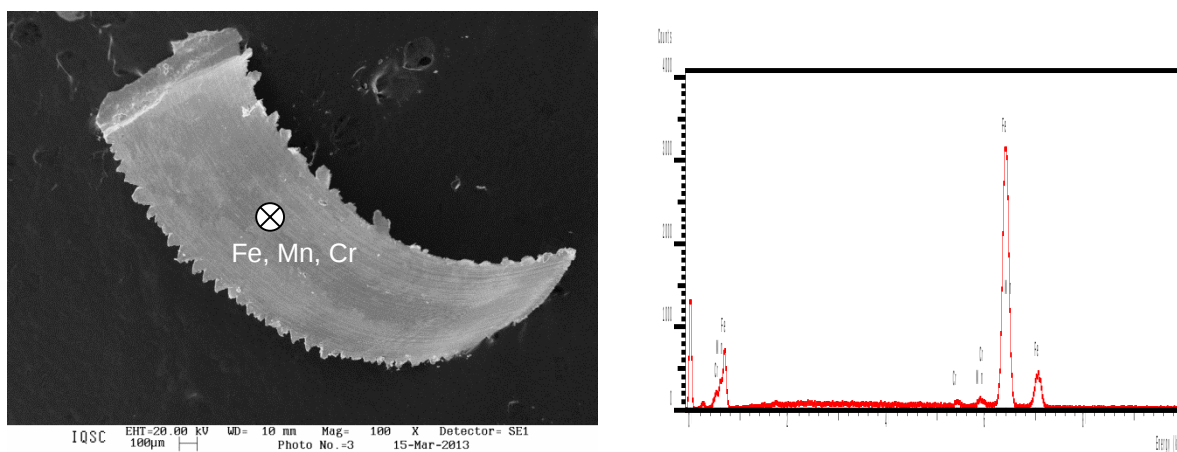


Fonte: Própria autora.

APÊNDICE E – Monitoramento do Desgaste da Ferramenta

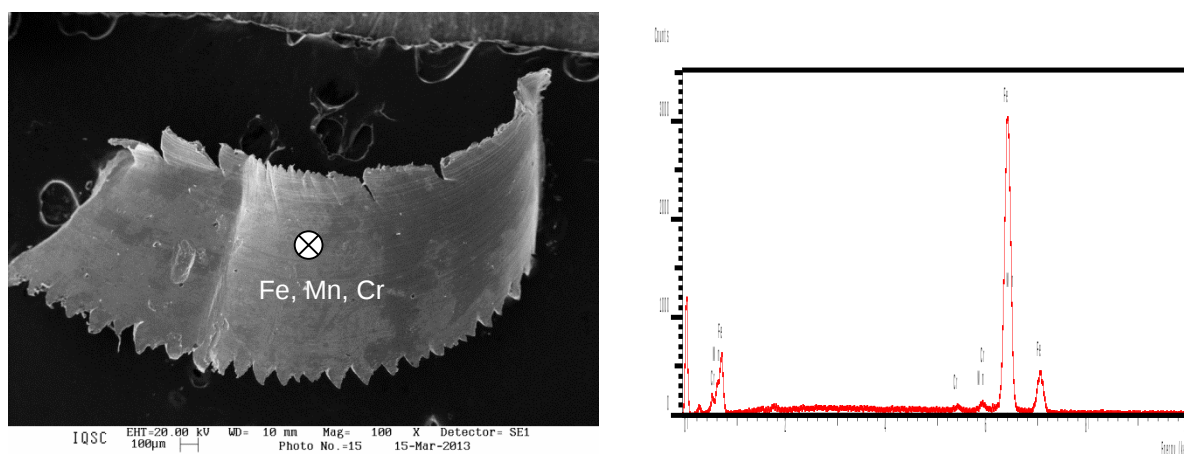
Abaixo são apresentadas imagens de cavacos e gráficos de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) da interface cavaco-ferramenta, para as condições de usinagem 1 e 4 (branda e severa) e para as duas durezas da peça (beneficiada e temperada).

Figura E.1 - Interface cavaco-ferramenta e EDS para a condição 1 e peça beneficiada.



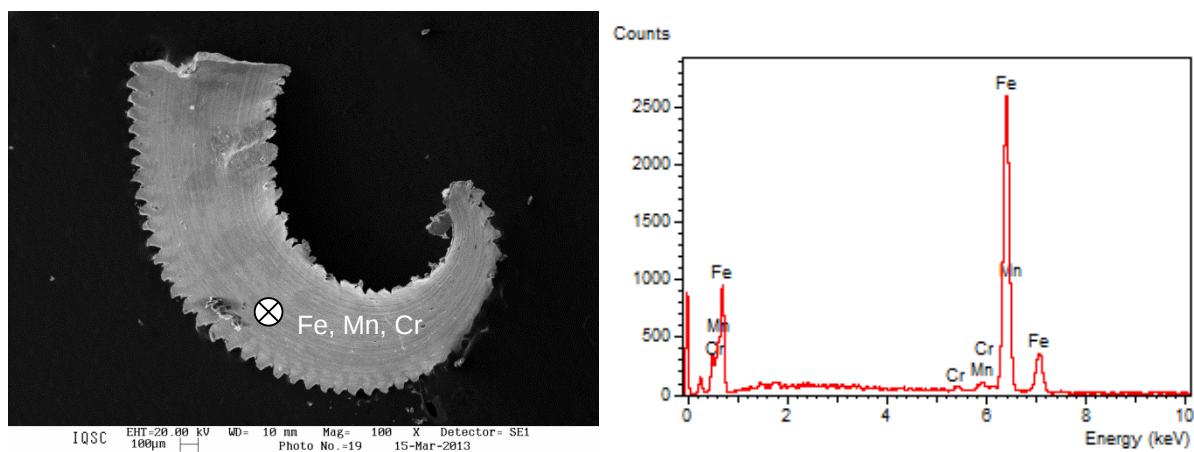
Fonte: Própria autora.

Figura E.2 - Interface cavaco-ferramenta e EDS para a condição 4 e peça beneficiada.



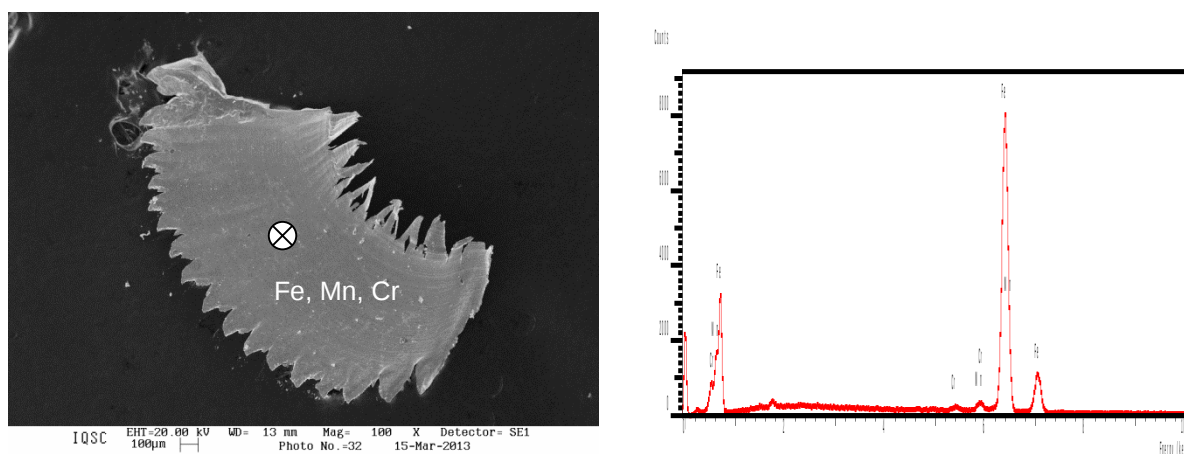
Fonte: Própria autora.

Figura E.3 - Interface cavaco-ferramenta e EDS para a condição 1 e peça temperada.



Fonte: Própria autora.

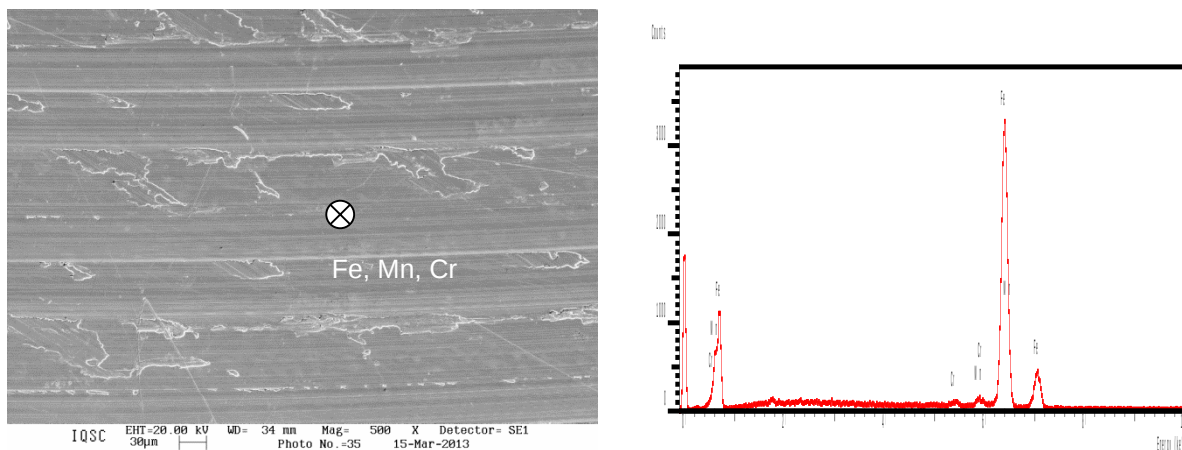
Figura E.4 - Interface cavaco-ferramenta e EDS para a condição 4 e peça temperada.



Fonte: Própria autora.

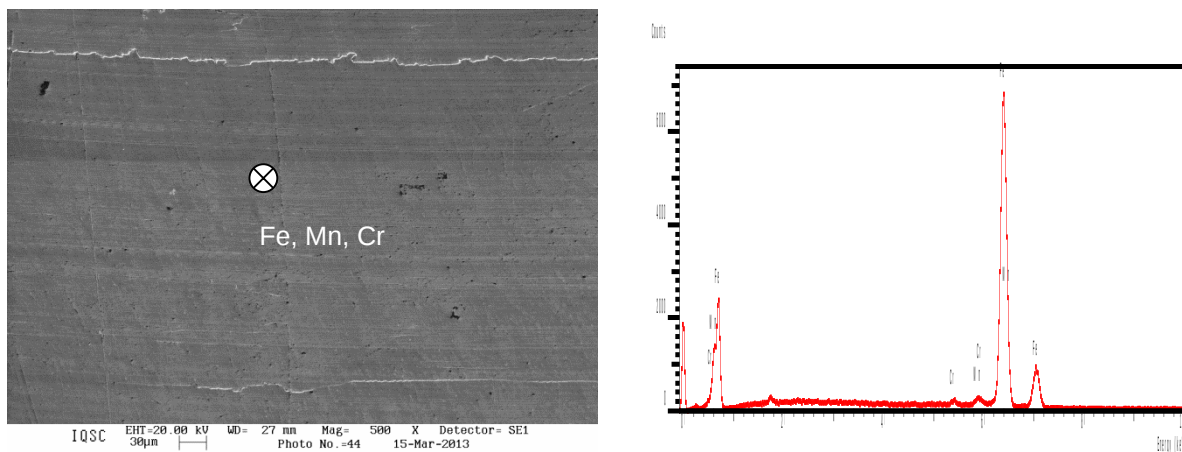
Abaixo são apresentadas imagens da superfície da peça fresada e gráficos de espectroscopia por energia dispersiva (EDS) para as condições de usinagem 1 e 4 (branda e severa) e para as duas durezas da peça (beneficiada e temperada).

Figura E.5 - Superfície da peça fresada e EDS para a condição 1 e peça beneficiada.



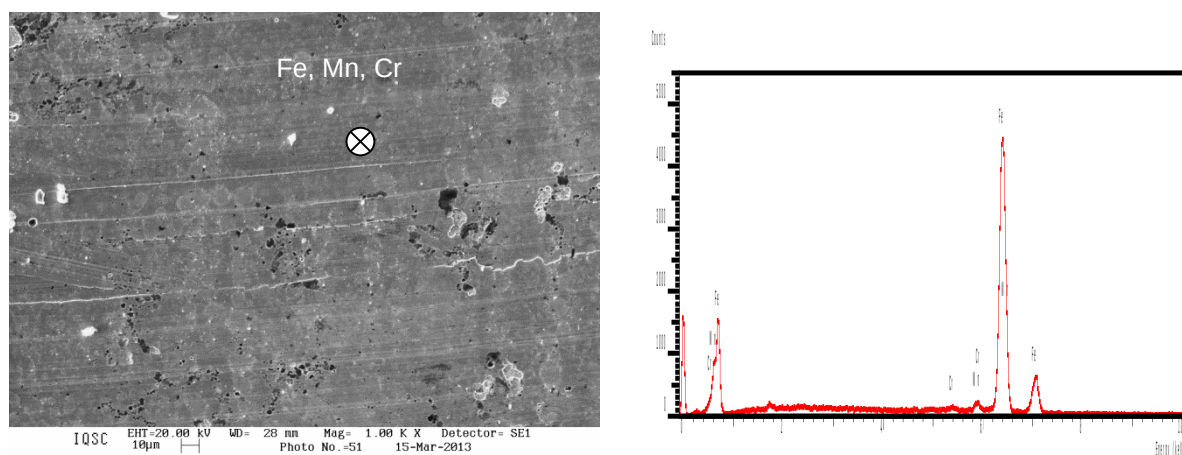
Fonte: Própria autora.

Figura E.6 - Superfície da peça fresada e EDS para a condição 4 e peça beneficiada.



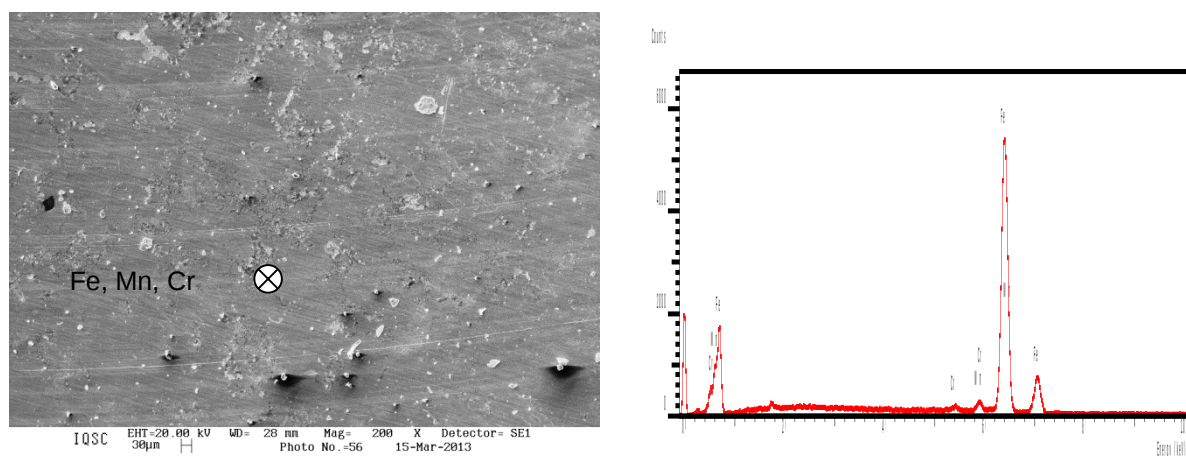
Fonte: Própria autora.

Figura E.7 - Superfície da peça fresada e EDS para a condição 1 e peça temperada.



Fonte: Própria autora.

Figura E.8 - Superfície da peça fresada e EDS para a condição 4 e peça temperada.



Fonte: Própria autora.