TESE DEFENDIDA POR Jairo Aparecido Martins E APROVADA PELA COMISSÃO JULGADORA EM 23/04/2004

Sergio Tonini Button

ORIENTADOR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Análise de tensões residuais em válvulas estampadas por meio da difração de raios-X e do método de elementos finitos

Autor : Jairo Aparecido Martins

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Tonini Button

Co-orientador :Prof. Dr. Lisandro Pavie Cardoso

04/2004

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Análise de tensões residuais em válvulas estampadas por meio da difração de raios-X e do método de elementos finitos

Autor : **Jairo Aparecido Martins**

Orientador: **Prof. Dr. Sérgio Tonini Button**

Co-orientador : **Prof. Dr. Lisandro Pavie Cardoso**

Curso: Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Tese de doutorado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para obtenção do título de doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2004

S.P. - Brasil

UNIDADE BC
Nº CHAMADA
T UNICAMP
M366a
V EX
TOMBO BC/ 61539
PROC. 16-86-05
C D X
PREÇO 11,00
DATA 03-1-05
Nº CPD
BIBID 339712

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

M366a

Martins, Jairo Aparecido
Análise de tensões residuais em válvulas estampadas por meio da difração de raios-X e do método de elementos finitos / Jairo Aparecido Martins .--Campinas, SP: [s.n.], 2004.

Orientadores: Sérgio Tonini Button, Lisandro Pavie Cardoso.
Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Raios X Difração. 2. Método dos elementos finitos. 3. Tensões residuais. 4. Deformação plástica. I. Button, Sérgio Tonini. II. Cardoso, Lisandro Pavie. III. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Tese de Doutorado

Análise de tensões residuais em válvulas estampadas por meio da difração de raios-X e do método de elementos finitos

Autor : **Jairo Aparecido Martins**

Orientador: **Prof. Dr. Sérgio Tonini Button**

Co-orientador : **Prof. Dr. Lisandro Pavie Cardoso- IFGW- UNICAMP**

Prof. Dr. **Sérgio Tonini Button,** Presidente
DEMA - FEM – UNICAMP

Prof. Dr. Renato Pavanello
DMC - FEM - UNICAMP

Prof. Dr. Célia Marina de Alvarenga Freire
DEMA - FEM - UNICAMP

Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha
PMR – EP - USP

Prof. Dr. José Divo Bressan
CCT - UDESC – Joinville - SC

Dedicatória:

Dedico este trabalho à todas as pessoas que direta e/ou indiretamente ajudaram à sua elaboração.

Agradecimentos

À DEUS por estar vivo, com saúde, em condições de trabalhar e estar com minha família.

Aos meus pais pela dedicação e esforço em proporcionar me amor e conforto (*in memorian*).

Aos meu eterno amigo Schuermann (*in memorian*), e aos meus amigos fraternos Marcos Affonso e Roberval Rocha.

A minha esposa Lurdes pela compreensão e entendimento de minha busca desse objetivo e à minha filha Luandrya Egea que me trás muita felicidade e o entendimento do sentido da vida.

Aos meus orientadores Prof. Dr. Sérgio Tonini Button e Prof. Dr. Lisandro Pavie Cardoso, pessoas de extrema competência, humildade e pelos quais adquiri grande apreço e admiração.

Ao pesquisador e professor Frederico pela ajuda no trabalho e nas discussões técnicas.

À todos os colegas da Fem-Unicamp pela convivência.

Aos professores da Unicamp que contribuíram para o meu aperfeiçoamento técnico.

À todos os funcionários da Unicamp em especial a Rita Buso Jacon, Claudinete Vieira Leal, José Luís Lisboa dos Laboratórios do Departamento de Engenharia de Materiais da FEM, ao Prof. Dr. Cícero Campos do IFGW e Alfredo Fraymann do Laboratório de Física Aplicada do Instituto de Física Gleb Wataghin da Unicamp.

Ao Sr. Daniel Leite do Laboratório Físico-Químico da Associated Spring do Brasil pelo apoio nos ensaios, ao Sr. Marcos Ramos e Eng. Tadeu da Embraco, também ao pesquisador Rogério Machado da Ufscar pela ajuda no levantamento de dados e uso de seu laboratório, e ao Sr. André Sereno da Brasmetal pela ajuda na caracterização dos materiais.

Ao Eng. Fernando Henriques Diretor Geral da empresa Associated Spring do Brasil pela oportunidade de trabalharmos juntos e pelo apoio na elaboração do trabalho, e ao Sr. José Ubaldino Rosa, Gerente de Vendas, pelo apoio e agradável convívio.

Quando a solução é simples, é Deus que está respondendo.
Albert Einsten

Resumo

Martins, Jairo Aparecido, *Análise de tensões residuais em válvulas estampadas por meio da difração de raios-X e do método de elementos finitos.* Campinas : Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004, 157p, Tese (Doutorado).

A evolução dos materiais, de seus processos de transformação e de diversos componentes mecânicos vêm requerendo cada vez mais o desenvolvimento de técnicas e métodos para sua análise. A transformação de materiais por deformação plástica origina tensões internas chamadas tensões residuais que podem vir a alterar a resposta do componente e/ou sistema quando em uso. Este trabalho tem como objetivo a análise dessas tensões residuais em válvulas dinâmicas estampadas por difração de raios-X e pelo método de elementos finitos. Dentro deste contexto, foi desenvolvido um método alternativo ao usual $sen^2\psi$ para a determinação de tensões residuais por difração de raios-X em pequenas áreas, esse utiliza o método de análise da difração de raios-X usualmente empregada na determinação de tensões residuais em filme finos . Os resultados obtidos na difração de raios-X mostraram-se compatíveis com o processo de deformação estudado e também com os resultados da simulação numérica pelo método de elementos finitos. A comprovação prática desses resultados deu-se pela realização de ensaios de durabilidade em bancada por flexão alternada reversa de uma válvula dinâmica nas seguintes condições de fabricação: a) estampada, b) estampada e deformada plasticamente em regiões de alta solicitação mecânica e c) estampada, deformada plasticamente e com um processo abrasivo adicional empregado para a eliminação de regiões potencialmente danosas ao componente previamente verificadas na simulação. Os resultados obtidos nesses ensaios comprovaram a validade dos métodos empregados para a análise das tensões residuais.

Palavras chaves: Estampagem, Tensões residuais, Difração de raios-X, Método de Elementos Finitos

Abstract

Martins, Jairo Aparecido, *Analysis of the residual stresses in stamped valves by X-ray diffraction and finite element method.* Campinas: School of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2004, 157p, Thesis (Doctorate Ph.D.).

The continuous development of engineering materials, the new manufacturing processes, and the more complex mechanical parts have required constantly improvement of techniques and methods able to make analyses fast and easy. Metal forming with dimensional changes by plastic deformation results internal stresses, named residual stresses, which can significantly affect the mechanical performance of parts and systems. The main objective of this work is to develop a method to analyze the residual stresses in stamped dynamical valves by X-ray diffraction and by the finite element method. In this context it was developed a $\sin^2\psi$ alternative method based on the method commonly applied to the determination of residual stresses in metallic thin films. The results obtained from X-ray diffraction are coherent to those obtained in the stamping processes and in the simulation by the finite element method. These results were also compared to results from fatigue tests carried out with a laboratory bench (cantilever alternate reversed bending) with dynamic valves in the conditions: a) as blanked , b) blanked and plastically deformed on the regions subjected to high loads, and c) blanked, plastically deformed and grinded to eliminate potential dangerous regions as revealed in the simulation. The results obtained in the fatigue tests confirmed the validity of the methods applied in this work to analyze the residual stresses.

Key words: Stamping, Residual Stresses, X-ray Diffraction, Finite Element Method.

Sumário

Lista de Figuras.....*i*
Lista de Tabelas ix
Nomenclatura xi
Siglas xv
Normas técnicas consultadas xvi

1- Introdução 1
1.1- Considerações iniciais 1
1.2- Objetivos.....8

2- Revisão Bibliográfica

2.1- Processo de corte por estampagem.....9
2.1.1 – Caracterização do processo.....11
2.1.2- Influência da velocidade no processo de corte por estampagem.....14
2.2 – Modelos matemáticos por elementos finitos aplicados a operação de corte por estampagem.....19
2.2.1- Introdução 19
2.2.2- Características dos modelos de MEF.....19
2.3- Critérios de fratura dúctil 24
2.3.1- Introdução 24
2.3.2- Conformabilidade - conceituação.....25
2.3.3- Critérios de fratura 25

A - Modelo microscópico de GURSON 26
B – Modelo microscópico de THOMASON 29
C - Critérios de fratura baseados em Modelos Macroscópicos.....30

2.4- Tensão residual 33
2.4.1- Introdução 33
2.4.2- Tensão residual – caracterização.....33
2.4.3- Tensões residuais – processos de obtenção.....34
2.4.4- Tensões residuais – métodos à sua determinação.....38
2.4.5- Difração de Raios-X.....39

2.5- Fadiga controlada por tensões cíclicas – fadiga em alto ciclo 46
2.5.1- Introdução 46
2.5.2- Definição 47
2.5.3- Caracterização 47
2.5.4 – Tipos de solicitação.....51
2.5.5 - Efeito das variáveis metalúrgicas na fadiga.....53
2.5.6- Fatores associados ao processo de fabricação.....54

3- Materiais e Métodos

3.1- Descrição dos materiais 56

3.2 - Análise microestrutural – Caracterização dos materiais.....59
3.2.1-Espectrofotometria.....59
3.2.2- Microscopia 59
A- Preparação das amostras 60
B – Medida do tamanho de grão.....61
C - Inclusões, disposição, forma e composição química.....61
D – Identificação de fases.....62

3.3- Propriedades Mecânicas.....62
3.3.1- Ensaio de tração 62

3.3.2- Índices de anisotropia 64
3.3.3- Determinação dos coeficientes da equação de *Holloman* 65
3.4 – Ensaios de corte por estampagem 66
3.4.1- Curva força versus deslocamento do punção.....66
3.4.2- Análise da influência das taxas de carregamento relativas as máquinas de estampagem 68
3.4.3 - Corte da chapa para medida da tensão residual.....71
3.4.4– Ensaios de cunhagem.....71
A - Materiais utilizados 71
B - Ferramenta para cunhagem.....72
3.5- Tamboreamento.....74
3.5.1- Medida dos perfis cunhados e tamboreados 74
3.6- Análise de Elementos Finitos (MEF).....76
3.6.1- Simulação do ensaio de fadiga aplicado a válvula dinâmica.....80
3.7- Difração de Raios-X.....81
3.8- Ensaio de fadiga 85

4- Resultados e Discussão

4.1- Análise dos materiais 89
4.2 – Análise microestrutural 89
4.2.1- Composição química 89
4.2.2 – Metalografia 90
A- Tamanho de grão 90
B- Forma, composição química e distribuição das inclusões.....91
C- Identificação das fases.....93
4.3- Propriedades Mecânicas 93

4.3.1.- Ensaio de tração.....93
4.3.2 – Anisotropia 94
4.3.3 – Equação de Holloman.....95
4.4- Resultados dos ensaios de estampagem.....96
4.4.1- Curva força versus deslocamento do punção 96
4.4.2 - Análise da influência da taxa de carregamento para as diferentes prensas 97
4.4.3 – Resultados dos chanfros medidos após a cunhagem.....108
4.4.4- Tamboreamento.....109
4.5 – Resultados da análise com o modelo de elementos finitos.....112
4.5.1 - Processo de corte por estampagem do material UHB-15N20.....112
4.5.2- Processo de cunhagem do material UHB 15N20.....116
4.5.3 - Processo de corte por estampagem, material UHB 20C (simulação MEF).....123
4.5.4- Processo de deformação plástica da válvula em UHB- 20C.....127
4.5.5- Ensaio de fadiga 129
4.6- Critério de fratura.....132
4.7- Estampagem do material UHB-15N20, comparação entre os resultados obtidos para tensão residual por difratometria e com MEF 139
4.7.1- Cunhagem do material UHB-15N20 141
4.7.2- Processos alternativos de tamboreamento do material UHB-15N20.....144
4.8 – Resultados obtidos nos ensaios de fadiga e na fractografia 146
4.8.1- Ensaio de fadiga 146
4.8.2 – Fractografia 148
A – Micromecanismo de fratura 148
B – Fractografias do material rompido no ensaio de fadiga 149

Lista de figuras

1.1- Esquema representativo de um sistema de refrigeração.....3

1.2- Compressor hermético para refrigeradores (aberto para melhor visualização).....5

1.3- Vista de planta da válvula de admissão.....5

1.4- Vista externa de um compressor de ar condicionado veicular 6

1.5 - Localização, forma e definição das válvulas dentro de um compressor automotivo.....7

2.1- Representação do processo de corte por estampagem.....10

2.2- Fases características do processo de corte por estampagem.....12

2.3- Representação das zonas características do processo de corte por estampagem.....13

2.4- Estágios do processo de corte por estampagem em função da força de corte e deslocamento do punção.....14

2.5- Evolução das curvas tensão versus deformação, e da deformação a fratura para aços industriais com a variação da temperatura e taxa de carregamento 15

2.6- Resultados numéricos obtidos por MEF para um aço SAE-4340: energia total despendida versus velocidade de impacto.....16

2.7- Alteração do perfil de corte e carga com o aumento da folga de estampagem, dada em percentual da espessura da chapa a ser cortada por estampagem.....17

2.8- Microdurezas do material sob diferentes raios do punção e da matriz e de folga de corte determinadas pelo método de elementos finitos (coluna da direita) e medidos (coluna da esquerda).....20

2.9- Representação esquemática do refinamento da malha durante o processo de corte por estampagem.....22

2.10- Variação do campo de tensões - tensão equivalente von Mises (MPa) com a variação da folga de corte. Folgas, nula e 8% da espessura à estampar (0,5mm) (baixo carbono).....23

2.11- Fração volumétrica de vazios versus estricção do corpo de prova.....28

2.12- Representação da propagação da trinca na simulação numérica em MEF.....32

2.13- Seção transversal de um aço baixo carbono estampado: os grãos alongados podem ser associados a tensões residuais na região de corte.....34

2.14- Representação do limite entre zona elástica e plástica.....35

2.15- Distribuição da tensão residual do teste estático e dinâmico (esfera de 50mm de diâmetro, carregamento de 49kN).....37

2.16- Tensão residual determinada pela deformação plástica em flexão.....39

2.17- Figura demonstrativa do ângulo psi.....40

2.18- Variação do distanciamento interplanar com a tensão aplicada.....41

2.19- Exemplo das curvas $\varepsilon = f(\text{sen}^2\Psi)$: (a) material isotrópico, estado de tensão triaxial, (b) material texturizado, (c) material com grãos grandes (d) materiais super tensionados ou com gradientes de tensões.....43

2.20- Formação de bandas de deslizamento "cross slip".....49

2.21- Identificação dos estágios de fadiga.....50

2.22- Fractografia de um componente identificando-se o ponto de início da trinca e de propagação onde se verifica marca de praia (200x).....50

2.23- Efeito do tipo de solicitação versus concentração de tensões e sobrecarga no aspecto da fratura.....51

2.24- Tipos de solicitação mecânica aplicada a componentes mecânicos (ASTM E-115-87).....52

3.1- Fluxograma das amostras do material UHB-15N (a) e UHB-20C (b) nas condições de processamento e seus respectivos ensaios e simulações.....58

3.2- Corpo de prova para ensaio de tração, (NBR 6152).....63

3.3- Esquema representativo da determinação da equação de Holloman 65

3.4- Desenho da ferramenta de corte por estampagem.....67

3.5- Prensa eletromagnética 69

3.6- Prensa excêntrica mecânica 69

3.7- Válvula cortada por estampagem e cunhada.....72

3.8- Ferramenta para trabalho de cunhagem 73

3.9- Equipamento de medição de perfis de cantos *(Contracer)* 75

3.10- Configuração da malha para o material UHB-15N20 para a operação de cunhagem.....77

3.11- Posicionamento da amostra na análise por difração de raios X.....82

3.12- Esquema de funcionamento da máquina de ensaio de fadiga 85

3.13- Componentes principais da máquina de fadiga.....86

4.1- Microscopia óptica mostrando o tamanho de grão do material UHB-15N20.....90

4.2- Micrografia óptica mostrando as inclusões encontradas no material UHB-20C.....91

4.3- Análise dos elementos químicos da borda de uma inclusão presente no aço UHB-20C.....92

4.4- Microestrutura martensítica revenida do aço UHB 15N20.....93

4.5- Curva força de corte por estampagem versus penetração do punção.....96

4.6- Medidas efetuadas em prensa excêntrica mecânica – velocidade (mm/s).....99

4.7- Medidas efetuadas em prensa excêntrica mecânica – aceleração (G-s).....100

4.8- Medidas efetuadas em prensa eletromagnética – velocidade (mm/s).....101

4.9- Medidas efetuadas em prensa eletromagnética – aceleração (G-s).....102

4.10- Representação da variação da velocidade de cada prensa durante a operação.....103

4.11- Superfícies de fratura ao corte em; (a) alta taxa de carregamento, prensa eletromagnética e (b) baixa taxa de carregamento, prensa mecânica.....104

4.12- Secção transversal das superfícies de fratura para corte em; (a) baixa taxa de carregamento, prensa mecânica, e (b) alta taxa de carregamento, prensa eletromagnética.....105

4.13- Análise teórica da influência da taxa de carregamento na tensão residual.....107

4.14- Medida do chanfro pelo ("contracer") (chapa cunhada).....108

4.15- Medida do chanfro pelo "contracer" (válvula).....109

4.16- Raio de borda da chapa de 1,5mm somente tamboreada 110

4.17- Raio de borda da válvula cortada, cunhada e tamboreada.....110

4.18- Alteração da tensão equivalente do material UHB-15N20 sob corte por estampagem (de 10 a 60% de penetração do punção).....113

4.19- Evolução das tensões durante o corte do material UHB-15N20.....114

4.20- Gráfico dos dados de forca no punção versus seu deslocamento obtidos na simulação por elementos finitos (MEF).....115

4.21- Tensões e deformações no processo de cunhagem.....117

4.22- Representação das tensões presentes no processo de cunhagem do material UHB-15N20.....118

4.23- Regiões definidas para a análise dos resultados da simulação.....119

4.24- Análise 1 – Variação da tensão residual ao longo da face deformada 120

4.25- Análise 2 – Variação da tensão equivalente ao longo da seção transversal paralelamente à face deformada.....121

4.26- Análise 3- Variação das tensões principais na face da região deformada, paralela a Superfície.....122

4.27- Tensão equivalente e tensões principais para 80% de penetração do punção.....124

4.28- Variação das tensões ao longo do processo de corte por estampagem 125

4.29- Representação dos ângulos das tensões principais da Tabela 4.7 do processo de corte por estampagem do material UHB-20C. (Vista geral da chapa cortada com eixos ortogonais e tensões).....126

4.30- Tensões de uma válvula deformada em ambos os cantos.....128

4.31- Válvula deformada no ensaio de fadiga.....129

4.32- Tensão efetiva da válvula do ensaio de fadiga.....130

4.33- Ampliação da região de maior tensão efetiva da válvula dinâmica.....130

4.34- Resultados dos critérios de fratura comparativamente ao resultado experimental 132

4.35- Modelo de fratura de Freudenthal.....133

4.36- Modelo de fratura de Cockroft 134

4.37- Modelo de fratura de Gurson 135

4.38- Modelo de fratura de Thomason.....136

4.39- Modelo de fratura de Brozzo.....137

4.40- Variação da tensão residual calculada para a difratometria e simulada por MEF para o material UHB-15N20 somente estampado.....139

4.41- Comparação entre a tensão residual medida e determinada por simulação para a cunhagem do material UHB-15N20.....142

4.42- Tensão residual obtida por difratometria ao longo da seção das amostras sob dois processos de tamboreamento.....144

4.43- Variação da tensão residual ao longo da seção do material sob interações entre processos.....145

4.44- Resultados verificados nos ensaios da válvula nas diversas condições 147

4.45- Micromecanismo de fratura do material UHB 20C , (a) do ensaio de tração, (b) do ensaio de corte por estampagem (ruptura).....148

4.46- Esquema representativo da posição das fractografias efetuadas da superfície de fratura da válvula cortada por estampagem e cunhadas.....149

4.47- Fractografia mostrando os pontos de nucleação das trincas para a válvula cortada por estampagem e cunhada.....150

4.48- Fractografia mostrando a nucleação da trinca na região da extremidade do chanfro da válvula.....150

4.49- Fractografia mostrando o ponto de nucleação da trinca numa trinca prévia presente na superfície da válvula.....151

4.50- Região de propagação da trinca de fadiga na superfície de fratura da válvula.....151

4.51- Região de propagação com a presença de alvéolos.....152

4.52- Região de propagação com a presença de alvéolos.....153

4.53- Fractografias (a), vista geral da superfície de fratura, (b) estrias de fadiga próximas a região do chanfro e (c) superfície de fratura com inicio em regiões de maior tensão trativa e em trincas superficiais.....155

Lista de tabelas

3.1- Composição química de catálogo dos aços utilizados na fabricação de válvulas.....57

3.2- Propriedades Mecânicas de referência para materiais com espessuras maiores que 1,0mm (UDDEHOLM).....62

3.3- Descrição dos componentes utilizados na confecção da ferramenta de corte.....67

3.4- Descrição dos componentes utilizados na confecção da ferramenta de cunhagem..73

4.1- Análise da composição química da amostra de UHB-20C (% em massa).....90

4.2- Propriedades mecânicas dos materiais analisados.....94

4.3- Tabela representativa dos coeficientes de anisotropia.....94

4.4- Equação de Holloman.....95

4.5- Características das máquinas envolvidas no corte por estampagem.....97

4.6- Ângulos das tensões principais do processo de cunhagem do material UHB-15N20.....118

4.7- Ângulos das tensões principais do processo de corte por estampagem.....126

4.8- Valores encontrados da variação do ângulo de difração e da tensão residual calculada.....141

Nomenclatura

Letras latinas

A = alongamento total	[%]
$\mathbf{b_v}$ = largura da válvula	[mm]
c = constante do modelo de fratura de Thomason	
$\mathbf{C_1}$ = constante do material do modelo de Freudenthal	[MPa]
$\mathbf{C_2}$ = constante do material do modelo de Cockcroft & Lathan	[MPa]
$\mathbf{C_3}$ = constante do material do modelo de Brozzo	[MPa]
d = distância entre camadas atômicas do material	[Å]
$\mathbf{d_0}$ = $\mathbf{d_i}$ = distância interplanar inicial	[Å]
$\mathbf{d_g}$ = tamanho de grão físico do material	[mm]
$\mathbf{d_n}$ = deformação na direção de n	[Å]
e = deformação de engenharia	[mm/mm]
E = módulo de elasticidade (Young)	[MPa]
f = fração do volume de vazios do material	
F = carga aplicada	[N]
$\mathbf{f_c}$ = volume da fração de vazios quando da coalescência	
$\mathbf{f_d}$ = deslocamento da válvula em flexão	[mm]
$\mathbf{f_F}$ = volume da fração de vazios na fratura final	
$\mathbf{f_0}$ = volume da fração de vazios inicial	
hp = altura da zona plástica	[mm]
k = constante do modelo de Al-Obaid e Al-hassani	

$\mathbf{K}$ = coeficiente de resistência [MPa]

$\mathbf{L}$ = percurso do punção de corte (espessura do material) [mm]

$\mathbf{L_v}$ = distância do ponto de aplicação de carga até o engastamento da válvula [mm]

$\mathbf{n}$ = expoente de encruamento

$\mathbf{N}$ = número de amostras de ensaio

$\overline{\mathbf{N_f}}$ = número de ciclos à fadiga de ensaio

$\mathbf{r}$ = raio dos vazios [mm]

$\mathbf{R}$ = índice de anisotropia médio

$\mathbf{R_e}$ = raio da esfera de indentação [mm]

$\mathbf{R_m}$ = raio da matriz [mm]

$\mathbf{R_{0°}}$ = índice na direção longitudinal da chapa (direção de laminação)

$\mathbf{R_{45°}}$ = índice na direção a quarenta e cinco graus da longitudinal da chapa

$\mathbf{R_{90°}}$ = índice na direção transversal à longitudinal da chapa

$\mathbf{\Delta R}$ = índice de anisotropia planar

$\mathbf{S_{máx}}$ = tensão máxima [MPa]

$\mathbf{S_{cte}}$ = tensão constante [MPa]

$\mathbf{S_m}$ = tensão média [MPa]

$\mathbf{S_{mín}}$ = tensão mínima [MPa]

$\mathbf{t}$ = espessura final da amostra ensaiada [mm]

$\mathbf{t_0}$ = espessura inicial da amostra [mm]

$\mathbf{t_v}$ = espessura da válvula [mm]

$\mathbf{v}$ = velocidade de deslocamento do punção [mm/s]

$\mathbf{w}$ = largura final da amostra ensaiada [mm]

$\mathbf{w_0}$ = largura inicial da amostra [mm]

$\mathbf{Z}$ = redução de área [%]

$\mathbf{Z_e}$ = profundidade da indentação [mm]

Letras Gregas

α = constante de ajuste do modelo de Thomason

β = constante de ajuste do modelo de Thomason

ε = deformação verdadeira

$\bar{\varepsilon}$ = deformação equivalente

ε_1 = deformação principal máxima

ε_2 = deformação principal intermediária

ε_3 = deformação principal mínima

ε_x = deformação no eixo x

ε_y = deformação no eixo y

ε_z = deformação no eixo z

ε_a = deformação no ponto (a)

ε_b = deformação no ponto (b)

$\bar{\varepsilon}_f$ = deformação à fratura

$\dot{\epsilon}$ = taxa de carregamento

ϕ = constante do modelo de fratura de Gurson

λ = comprimento de onda do feixe monocromático incidente [μm]

θ = ângulo de incidência do feixe monocromático de raios-X [°]

θ_0 = ângulo do feixe difratado na direção sem deformação [°]

θ_i = ângulo do feixe difratado na direção de i [°]

θ_n = ângulo do feixe difratado na direção de n [°]

σ = tensor de tensão [MPa]

σ_m = tensão média [MPa]

$\bar{\sigma}$ = tensão equivalente de von Mises [MPa]

$\bar{\sigma}_o$ = tensão de escoamento média [MPa]

σ_o = tensão de escoamento [MPa]

σ_ϕ = tensão residual medida no eixo ϕ [MPa]

σ_1 = tensão principal máxima [MPa]

σ_2 = tensão principal intermediária [MPa]

σ_3 = tensão principal mínima [MPa]

σ_x = tensão aplicada no eixo x [MPa]

σ_y = tensão aplicada no eixo y [MPa]

σ_z = tensão aplicada no eixo z [MPa]

$\sigma_{xy} = \sigma_{yx}$ = tensão aplicada no plano xy ou yx [MPa]

σ_t = limite de resistência à tração [MPa]

σ_f = tensão máxima de flexão [MPa]

ν = coeficiente de Poisson

ψ = ângulo psi

Siglas

ABAQUS- programa comercial para simulação pelo método de elementos finitos (www.hks.com)

ABNT –Associação Brasileira de Normas Técnicas (www.abnt.org.br)

ACESITA – Companhia de aços especiais Itabira (www.acesita.com.br)

ANSYS – programa comercial para simulação numérica pelo método de elementos finitos

ASTM – "American Society for Testing Materials" (www.astm.org)

BRASMETAL – Empresa brasileira de metais (www.brasmetal.com.br)

DEFORM – programa comercial para simulação numérica pelo Método de Elementos Finitos (www.mscsoftware.com)

EDM – "Electrical Discharge Machine" – Máquina de corte por eletroerosão

E.D.S - "Energy Diffraction Scanning"

MARC - programa comercial para simulação numérica pelo Método de Elementos Finitos Finitos (www.mscsoftware.com)

MEF – método dos elementos finitos

M.E.V – Microscópio Eletrônico de Varredura

M.E.T – Microscopia Eletrônica de Transmissão

M.O – Microscópio Óptico

UFSCAR – Universidade Federal de São Carlos (www.ufscar.br)

UNICAMP – Universidade Estadual de Campinas (www.unicamp.br)

Normas

Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro, NBR 6152: Determinação das propriedades mecânicas à tração de materiais metálicos. Rio de janeiro 1980,14p.

Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro, NBR 9208: Aço - determinação do nível de micro-inclusões, Rio de janeiro 1995, 15p.

American Society for Testing and Materials, Philadelphia, AINSI/ASTM E-112-88, Estimating the average grain size of metals, Philadelphia 1988, 117p.

American Society for Testing and Materials, Philadelphia, ASTM E-115-87 (Reapproved 1993), Standard Definition of Terms Relating to Fatigue, Philadelphia 1987, 9p.

Metals Handbook, 9th edition, v.8, Mechanical Testing, ASM, 1985, 11p.

Metals Handbook, 9th edition, Optical Metallography, ASM, 1986, 10p.

Capítulo 1

Introdução

1.1- Considerações Iniciais

Os sistemas e produtos que possuem componentes mecânicos sujeitos a solicitações dinâmicas requerem constantemente o aumento do seu nível tecnológico. Dentre as exigências necessárias a esse assunto destaca-se o uso de materiais com propriedades adequado a sua aplicação. Assim, características desses materiais tais como, tamanho de grão, textura, tenacidade, resistência mecânica e quantidade e forma de inclusões vem sendo cada vez mais controladas.

Na fabricação, a análise do comportamento metalúrgico dos materiais durante seu processamento é de grande valia, pois a escolha de um processo capaz de prover características de forma e metalúrgica é imprescindível para a adequação do produto físico às exigências do projeto, (BREITLING et al., 1997).

Os processos de transformação mecânica de estampagem e de acabamento de peças acarretam tensões residuais que afetam significativamente sua vida útil.

Recentemente, vários métodos vêm sendo utilizados no intuito de prover tais exigências, como os modelos matemáticos por elementos finitos (MEF) durante o projeto

do produto, a seleção de materiais compatíveis à necessidade do componente, através de ensaios mecânicos específicos à sua caracterização, ou a seleção de processos de fabricação adequados.

A utilização de modelos matemáticos vem sendo amplamente disseminada nas indústrias e universidades tanto no desenvolvimento de componentes em sua fase de projeto e até mesmo no estudo de processos de transformação mecânica, tais como forjamento a quente, a frio, extrusão, estampagem, usinagem, etc. Tais ferramentas são utilizadas tanto na análise de tensões e deformações para a verificação da integridade dos materiais quanto no projeto das ferramentas a serem utilizadas, (THOMAS, 2000), (KOLMOGOROV, 1999).

Diante deste panorama, a obtenção de um modelo compatível à necessidade da verificação do estado de tensões residuais de componentes dinâmicos se torna de extremo interesse.

Vários métodos são utilizados na determinação do estado de tensão residual de materiais ou componentes mecânicos. Dentre os mais conhecidos e utilizados está o método de difração de raios-X.

Outra maneira indireta para a determinação do estado de tensão é pela utilização de modelos matemáticos por elementos finitos. Este último, por meio da simulação do processo de transformação e em base as propriedades mecânicas do material estudado.

Não basta saber o estado de tensões residuais dos materiais ou componentes, e sim, conhecer o que cada estado interfere em sua durabilidade. Assim, normalmente ensaios de bancada são utilizados para a determinação de sua resposta advinda do estado de tensão prévio, (HAMBLI & POLIRON, 2000).

A análise de todos os pontos previamente descritos é imprescindível à elaboração de um produto robusto e adequado à aplicação.

As válvulas utilizadas em compressores herméticos são exemplos de componentes mecânicos submetidos a aplicações dinâmicas bastante severas, que exigem o uso de materiais de elevada resistência mecânica, e métodos sofisticados de projeto e manufatura, (GLAESER, 1999).

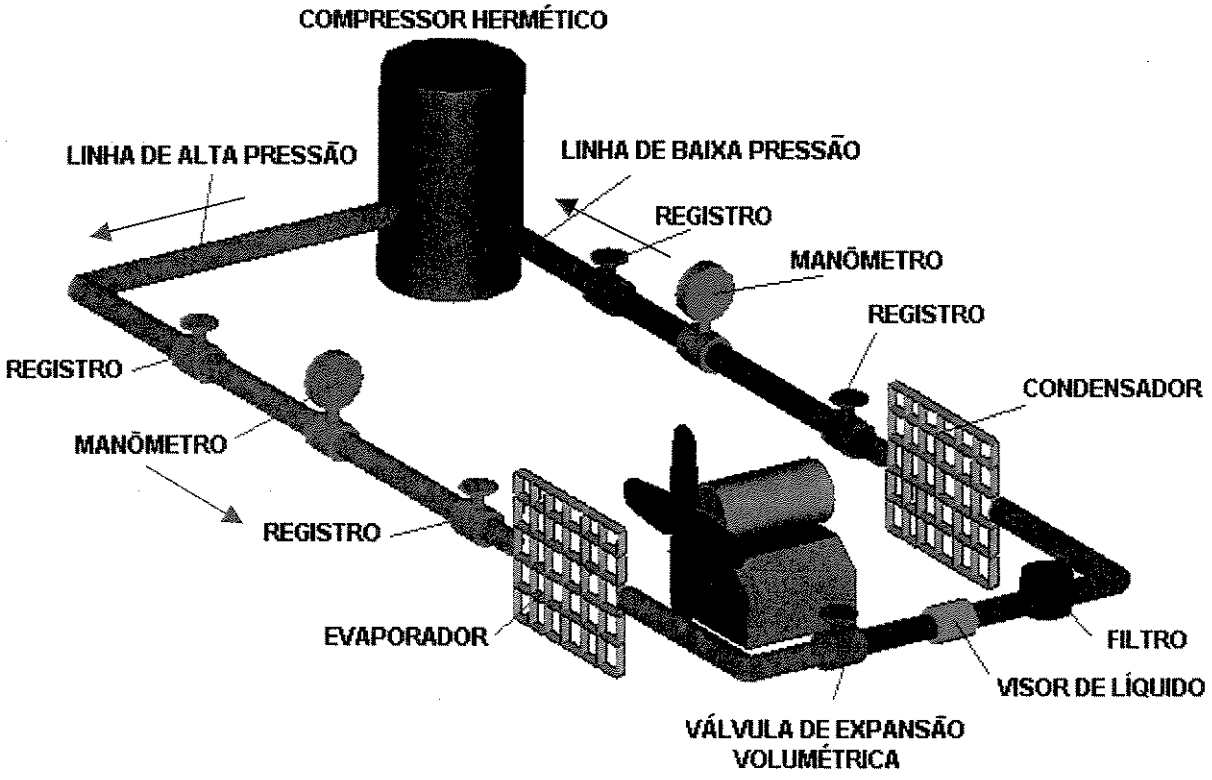


Figura 1.1 – Esquema representativo de um sistema de refrigeração

Um sistema de refrigeração típico (Figura 1.1) possui um compressor, (Figuras 1.2, 1.4 e 1.5) que gera a energia necessária ao funcionamento desse sistema. Inserido num sistema fechado de troca de calor, o compressor capta o gás sob baixa pressão (entre 275 kPa e 413 kPa) e fornece energia ao gás liberando-o numa condição de alta pressão (entre 1241kPa e 1723kPa), que é levado a um evaporador encarregado da estabilização térmica

do sistema de alta pressão e em seguida, a uma válvula que por meio da expansão volumétrica abrupta do gás gera uma queda de pressão no sistema.

Com a diminuição da pressão no sistema e com o auxílio de um condensador, há uma tendência de equilíbrio térmico do ambiente a refrigerar.

Os compressores de ar condicionado veiculares chegam a trabalhar sob pressões da ordem de 4000 kPa, em freqüências de 100 Hz e potências de 11Hp (8500 W) para alguns casos em que eficiência e capacidade térmica são extremas.

As válvulas contidas no sistema são divididas em *válvulas de admissão,* responsáveis pela admissão do gás do sistema de baixa pressão e *válvulas de descarga* que permitem a entrada do gás sob alta pressão.

A *válvula de admissão* (Figura 1.3) é solicitada quando o pistão puxa o gás do sistema pelo seu movimento de carga (recuo) criando uma despressurização, flexionando a válvula e permitindo a entrada do gás. Em seguida, quando da inversão do movimento do pistão, a *válvula de admissão* é pressionada contra sua sede garantindo a estanqueidade do sistema de baixa pressão.

Devido a pressurização do sistema, há um aumento da energia fazendo com que a *válvula de descarga* abra, permitindo então a entrada do gás no sistema de alta pressão. Quando o percurso do pistão é totalmente percorrido e seu sentido de movimento invertido, todo o ciclo de funcionamento do sistema se repete. As válvulas não possuem nenhum tipo de acionamento mecânico ou elétrico, sendo movimentadas apenas pela diferença de pressão do gás.

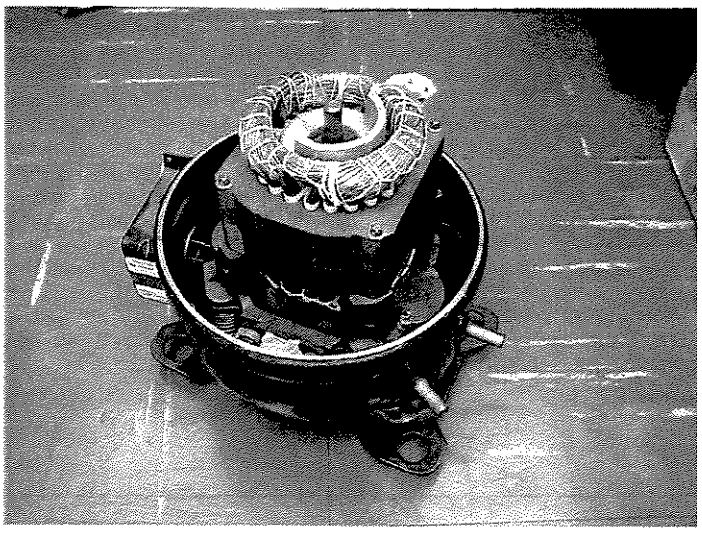


Figura 1.2 – Compressor hermético para refrigeradores (aberto para melhor visualização)

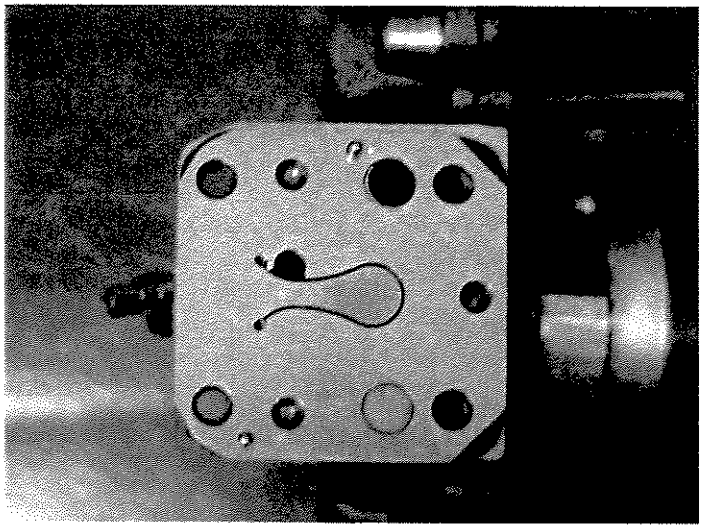


Figura 1.3 – Vista de planta da válvula de admissão

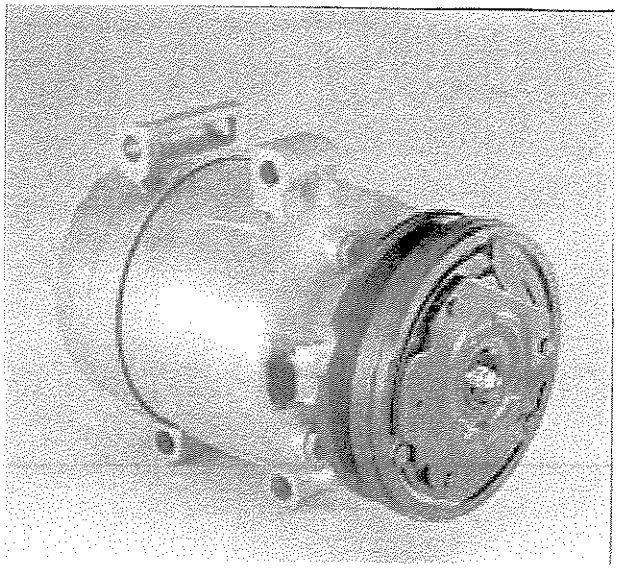


Figura 1.4 – Vista externa de um compressor de ar condicionado veicular

As válvulas são componentes críticos do compressor, pois uma possível falha dessas válvulas compromete todo o funcionamento do sistema, e num caso extremo de fratura, pode vir a danificar os outros componentes internos, além de interromper seu uso e comprometer a integridade do compressor.

O Brasil tem alcançado uma participação muito importante no cenário mundial em relação a este tipo de produto, principalmente por apresentar uma qualidade a nível mundial com competitividade muito expressiva, sendo responsável no ano de 2002 pela produção de aproximadamente 100.000* compressores herméticos para refrigeradores por dia. Este número expressivo aliado à vocação do país no fornecimento de produtos nesta área faz com que este trabalho se torne ainda mais importante.

* Comunicação verbal com departamento de vendas da empresa Associated Spring do Brasil.

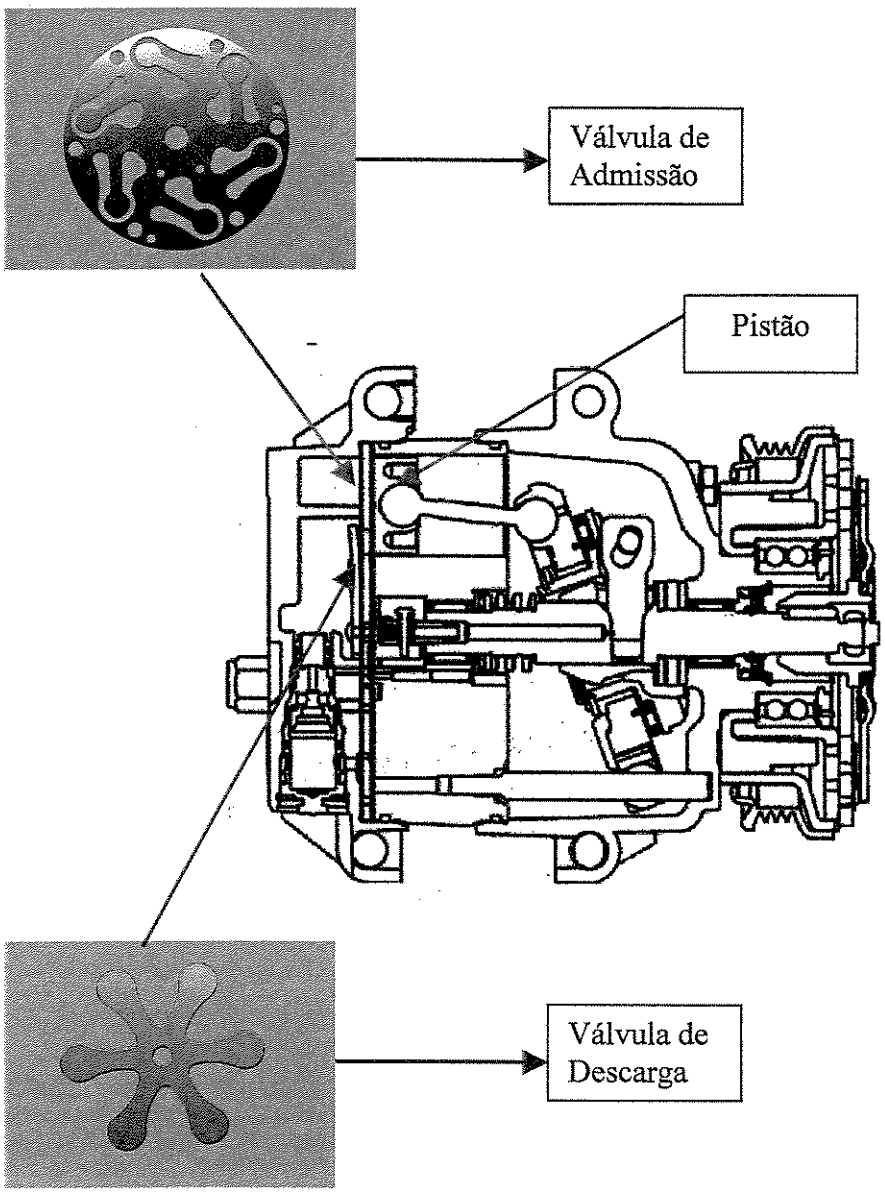


Figura 1.5 – Localização, forma e definição das válvulas dentro de um compressor automotivo.

1-2 - Objetivos

O principal objetivo para a realização deste trabalho foi o estudo dos processos de fabricação de válvulas empregadas em compressores, a fim de determinar as melhores condições de processo que elevem a vida útil dessas válvulas. Inicialmente, na hipótese da presença de tensões residuais provenientes dos processos de fabricação que influiriam diretamente no comportamento dessas válvulas sob fadiga propôs-se neste trabalho a elaboração de um método que permitisse avaliar essas tensões residuais e otimizar os processos de fabricação empregados.

Como objetivos decorrentes do objetivo principal acima descrito, destacam-se:

- desenvolver um método para medição das tensões residuais, empregando a difratometria de raios X;

- desenvolver modelos de elementos finitos para a análise numérica dos processos de fabricação, também com o objetivo de avaliar as tensões residuais presentes após esses processos;

- comparar os resultados obtidos pela difratometria com os obtidos na análise por elementos finitos e também com os obtidos em ensaios de fadiga, para definir as condições ideais de processamento que aumentem a vida útil das válvulas sob fadiga.

- Otimizar o processo de fabricação da válvula pela análise e definição dos parâmetros de processo que resultem na redução da tensão residual e conseqüente aumento de sua vida em fadiga.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1- Processo de corte por estampagem

No mundo atual em que as indústrias primam pela competitividade, o processo de estampagem é uma das mais efetivas para a produção em massa de componentes fabricados a partir de chapas metálicas, sendo que sua aplicação muito ampla pode ser exemplificada pela gama de produtos que apresentam componentes estampados como fogões, geladeiras, armários, motores elétricos, cabinas, disjuntores, dispositivos elétricos, automóveis e aviões, (RAJENDER & SEKHON, 1998).

A estampagem é um processo de fabricação econômico capaz de gerar várias formas geométricas, de tamanho e acabamentos adequados, e originar produtos na forma de semi-acabados ou produto final, (KO, KIM & CHOJ, 1997).

Como as exigências com relação ao ciclo de vida dos produtos e ao seu dimensionamento se tornaram cada vez mais restritas, o entendimento dos processos de estampagem de modo científico tornou-se cada vez mais importante.

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

O processo de corte representado na Figura 2.1 é uma das técnicas mais aplicadas no trabalho de chapas metálicas, e apresenta as seguintes variações, (BOLT & SILLEKENS, 2000), (RAJENDER & SEKKON, 1998):

(a) "Slitting" ou corte para a redução de larguras de chapas e tiras laminadas ;
(b) cisalhamento de "blanks", a partir de chapas laminadas ;
(c) puncionamento de furos em "blanks" ou chapas.

Desde o começo do século XX, diversos pesquisadores têm trabalhado efetivamente para o objetivo do entendimento desses processos estudando parâmetros tais como, raio do punção, raios da matriz, velocidade de estampagem, força de sujeição e folga de corte.

Porém, o processo ainda não é entendido como um todo, já que constantes mudanças durante seu decorrer, nas propriedades mecânicas dos materiais trabalhados, no arredondamento da ponta do punção, do raio da matriz e o aumento da folga de corte fazem com que as condições de processo se tornem ainda mais complexas (GOIJAERTS, A, M., et al., 2000). O projeto e a realização de processos de corte por estampagem ainda são ditados por um conhecimento baseado na experiência prática, (BROKKEN, D., BREKELMANS, W.A M., BAAIJENS, F.P.T , 2000).

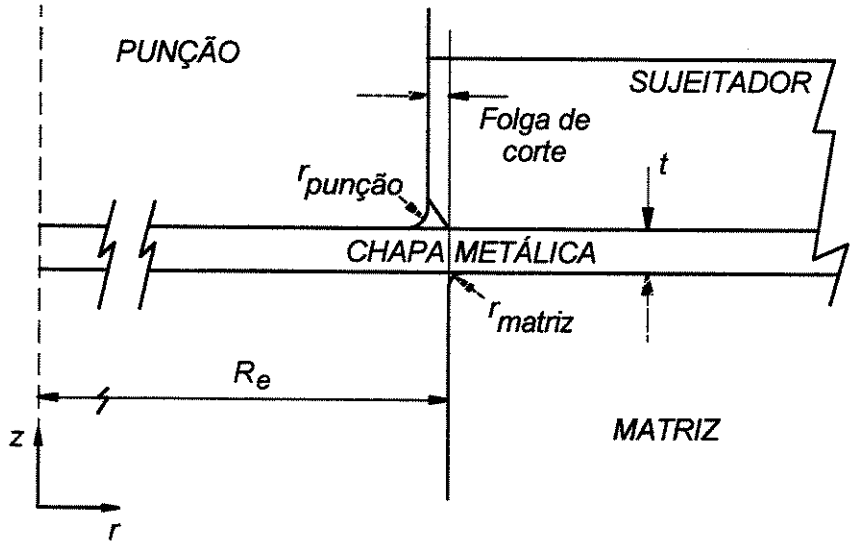


Figura 2.1– Representação do processo de corte por estampagem (BRESSAN & VAZ, 2001).

2.1.1 – Caracterização do processo

O processo de corte por estampagem é conceituado por BREITLING et al., 1997 como sendo o processo de cisalhamento de uma peça ou "*blank*" por dois componentes, em geral punção e matriz, para um contorno pré-determinado.

Já outros autores (BROKKEN, BREKELMANS & BAAIJENS, 1998) conceituam-no como sendo uma operação de separação de um *blank* de uma chapa cortada por um punção, sendo o produto final o *blank* ou a chapa furada .

Como pode ser verificado, ambos os autores de uma forma ou outra destacam a separação das peças e/ou retalhos de chapas pelo processo de cisalhamento.

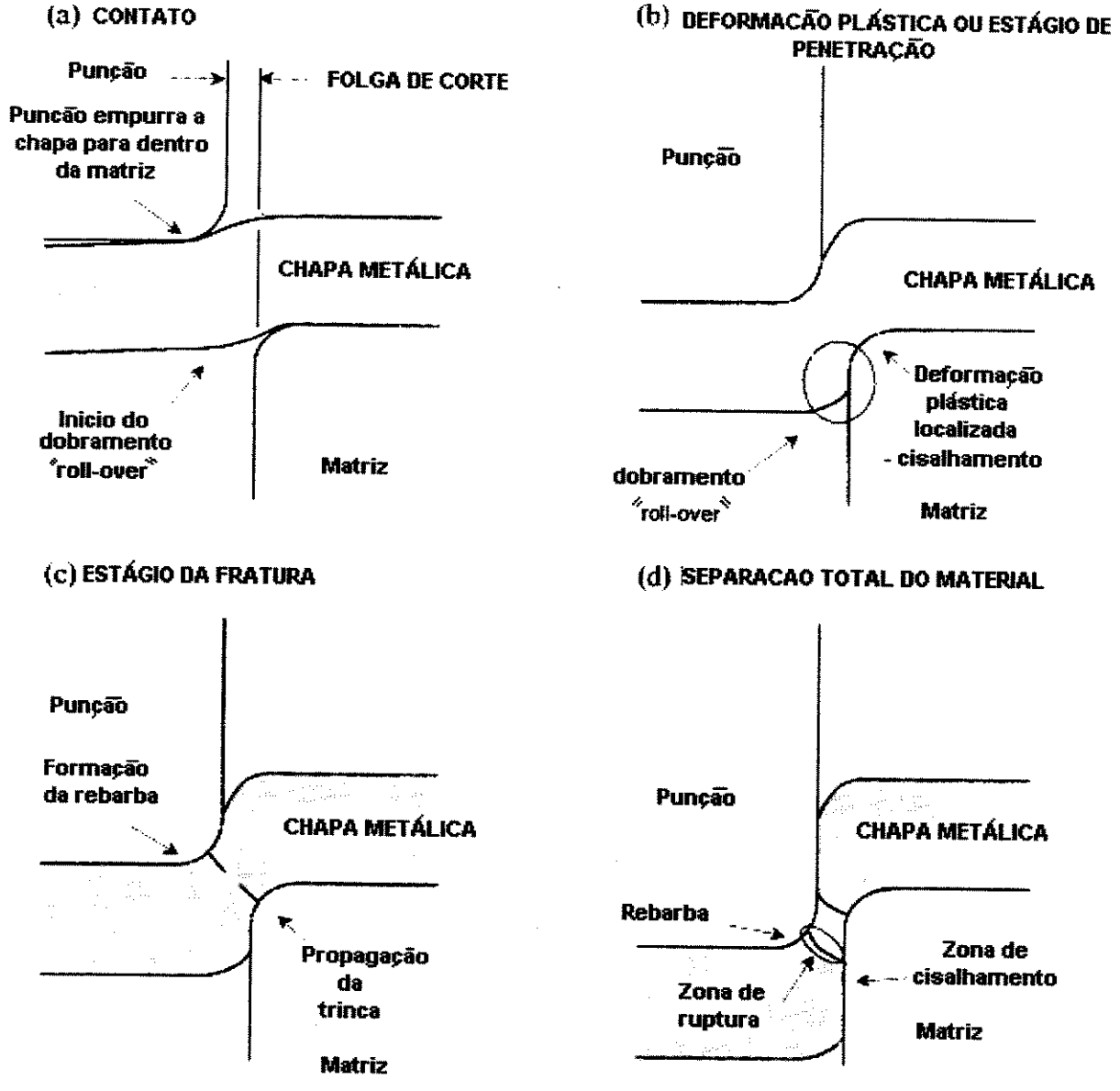
O processo de corte por estampagem é caracterizado pela grande deformação localizada seguido de uma fratura dúctil. Na região de corte, três ou quatro zonas se confundem e podem ser distinguidas num processo de corte por estampagem da seguinte forma que é mostrada nas Figuras 2.2 e 2.3, (BRESSAN & VAZ, BREITLING et. al., 2002) :

(a) A zona de dobramento "roll-over zone", onde inicialmente o punção empurra a chapa metálica para dentro da matriz causando sua flexão momentânea, seguida do seu escorregamento sobre a matriz, resultando com a penetração do punção, no arredondamento do canto da chapa;

(b) em seguida, a zona de cisalhamento onde a grande deformação plástica localizada gera uma zona homogênea e relativamente plana prévia ao rompimento e;

(c) uma zona de ruptura, onde finalmente com a penetração entre 15% a 60% da espessura do material, dependendo dos parâmetros de processo e da resistência mecânica do material, este se rompe. Nota-se que o início da trinca, inerente ao processo, se dá nas áreas de maior descontinuidade geométrica, ou seja, nos raios do punção e da matriz. A trinca surge sob o raio da matriz, porém sabe-se teoricamente (SCHEY, 1982) que a nucleação da trinca ocorre preferencialmente sob o menor raio, que gera uma maior concentração de tensões. Essa zona apresenta-se como uma região de superfície rugosa, caracterizada geralmente por fraturas dúcteis. A Figura 2.2 apresenta as fases

características do processo de corte que levam a formação das zonas de ruptura descritas.



(d)

Figura 2.2 - Fases características do processo de corte por estampagem, (BRESSAN & VAZ, 2002).

Como descrito, a qualidade da superfície cortada, bem como sua forma e extensão, dependem de vários fatores tais como, folga entre punção e matriz, espessura da chapa, raio

do punção e da matriz, velocidade de estampagem, desgaste da ferramenta, lubrificação, força de sujeição e das propriedades mecânicas do material a ser cortado.

De uma maneira geral, a distinção dessas zonas independe de sua qualidade e extensão.

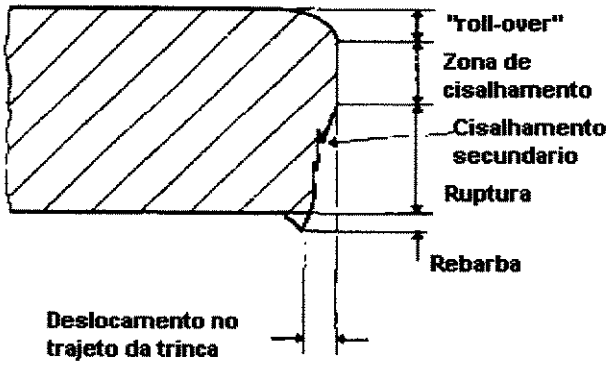


Figura 2.3 – Representação das zonas características do processo de corte por estampagem, (BREITLING, et al., 1997).

Há um trabalho (CHANG & SWIFT, 1950), (Figura 2.4), que descreve qualitativamente os vários estágios do processo de corte por estampagem em função da penetração do punção e da força requerida.

Pode-se observar que a deformação plástica é desenvolvida entre os pontos A e C com o aumento da força de corte devido ao encruamento do material sob deformação, sendo a força máxima de corte verificada em B, onde a instabilidade plástica é alcançada.

Continuando o escoamento plástico, observa-se a fase de instabilidade de B até C, na qual as micro trincas e os vazios são iniciados.

Além de C, a força do punção decai drasticamente havendo o coalescimento das trincas e consequentemente inicia-se o processo de propagação das micro-trincas.

O efeito do atrito no processo é verificado nas regiões finais EFG. Para alguns metais, como aço, essas regiões normalmente não são distinguidas (ZHOU & WIERZBICKI, 1996).

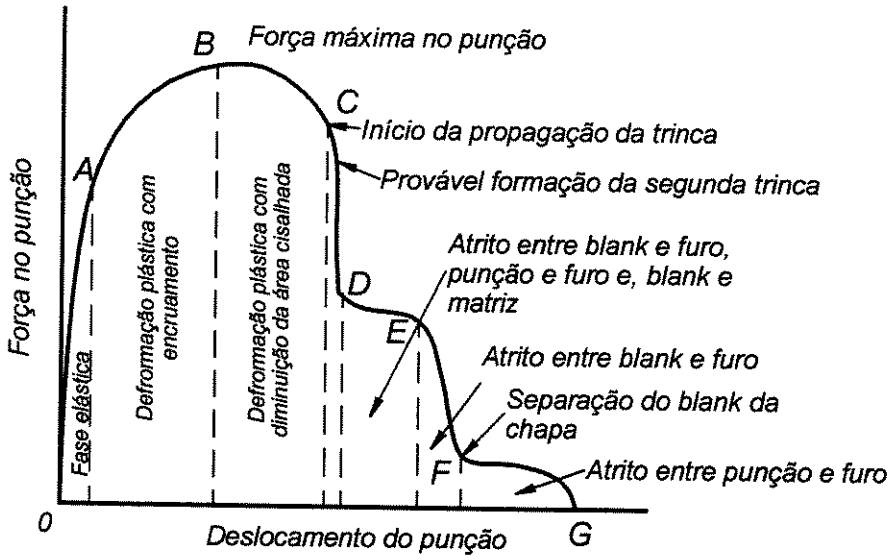


Figura 2.4 –Estágios do processo de corte por estampagem em função da força de corte e deslocamento do punção, (CHANG & SWIFT, 1950).

2.1.2- Influência da velocidade no processo de corte por estampagem

O entendimento do processo de cisalhamento pode ser aprimorado pelo conhecimento do comportamento dos materiais sob diferentes taxas e carregamento, (KLEPACZKO, 1998).

Atualmente têm-se conseguido trabalhar nos ensaios de torção em alguns equipamentos especiais com taxas de carregamento da ordem de 10^4 s^{-1} a 10^6 s^{-1}. Contudo, quando a taxa de carregamento é muito alta há uma instabilidade adiabática que, em conjunto com a deformação plástica, é preponderante no processo, como mostra a Figura 2.5.

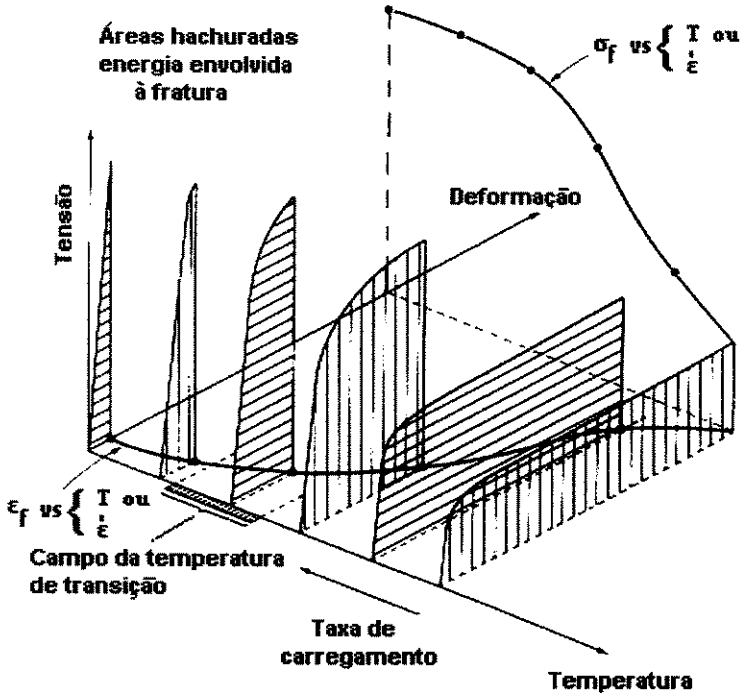


Figura 2.5 – Evolução das curvas de tensão versus deformação, e da deformação a fratura para aços industriais com a variação da temperatura e taxa de carregamento, (ATKINS & MAI, 1985).

O trabalho citado também afirma que a descontinuidade da curva no ponto da velocidade critica (CIV), mostrada na Figura 2.6, é ocasionada por dois fatores, o cisalhamento adiabático do material sob elevada taxa de deformação e a instabilidade plástica devido a propagação de uma onda mecânica.

A instabilidade plástica verificada por KLEPACZKO, 1998, apresentou uma velocidade crítica de um aço baixo carbono (SAE-1008) da ordem de Vcr = 90 m/s ($4{,}9.10^4$ s^{-1}). Para outros materiais, como o SAE-4340 temperado e revenido à dureza de 52 HRC, o valor crítico foi da ordem de 130m/s, (7.10^4 s^{-1}), e para um Aço C-Cr-Mo laminado a quente aproximadamente 100 m/s (5.10^4 s^{-1}).

O autor conclui que a taxa de carregamento é de extrema importância no estudo do comportamento de um material sob cisalhamento, pois se trata de um processo

caracterizado pela alta condição de instabilidade plástica gerada pelo processo adiabático, aliado a taxas de carregamento específicas, e por uma alta taxa de deformação plástica localizada.

Quanto maior a velocidade do processo de cisalhamento, maior a influência desses fatores, o que faz com que o sistema se isole termicamente, resultando numa diminuição da resistência mecânica do material estampado com o aumento da taxa de carregamento. Assim, deve-se notar que a superposição desses dois fatores leva a um substancial decréscimo na energia de fratura após atingir-se a velocidade crítica.

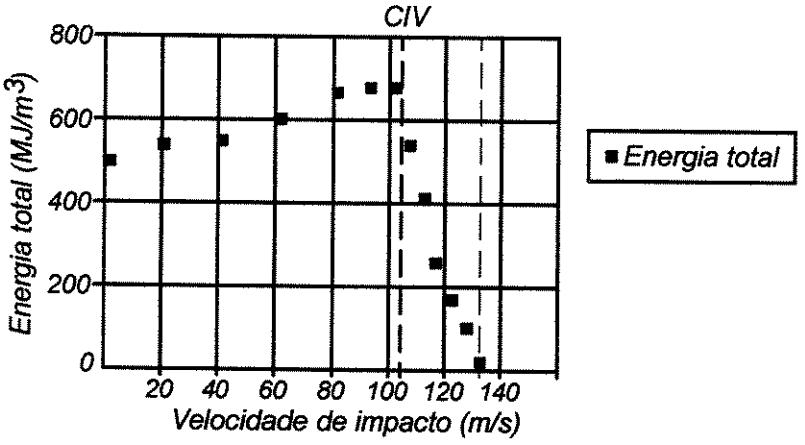


Figura 2.6 - Resultados numéricos obtidos por MEF para um aço SAE-4340: energia total despendida versus velocidade de impacto, (GAGNÉ & THIBALT, 1999).

Em um estudo (BRESSAN & VAZ, 2001) por elementos finitos para o processo de corte de um aço baixo carbono, foi simulado numericamente o comportamento térmico versus as tensões de cisalhamento do processo e concluiu-se que para velocidades de corte até 0,75m/s (300 golpes por minuto), com uma taxa de carregamento de $1{,}5.10^3\ s^{-1}$, o processo de corte por estampagem pode ser considerado como um processo a frio, pois a temperatura máxima alcançada, restrita à região de máximas tensões de cisalhamento é baixa, da ordem de 365K (92°C).

Outros fatores influentes nos resultados do estado de tensão, da intensidade de cada zona e da altura da rebarba proveniente do corte são a folga entre punção e matriz e a pressão do sujeitador da ferramenta, (FAURA,GARCIA & ESTREMS, 1998), (TAUPIN et al., 1996).

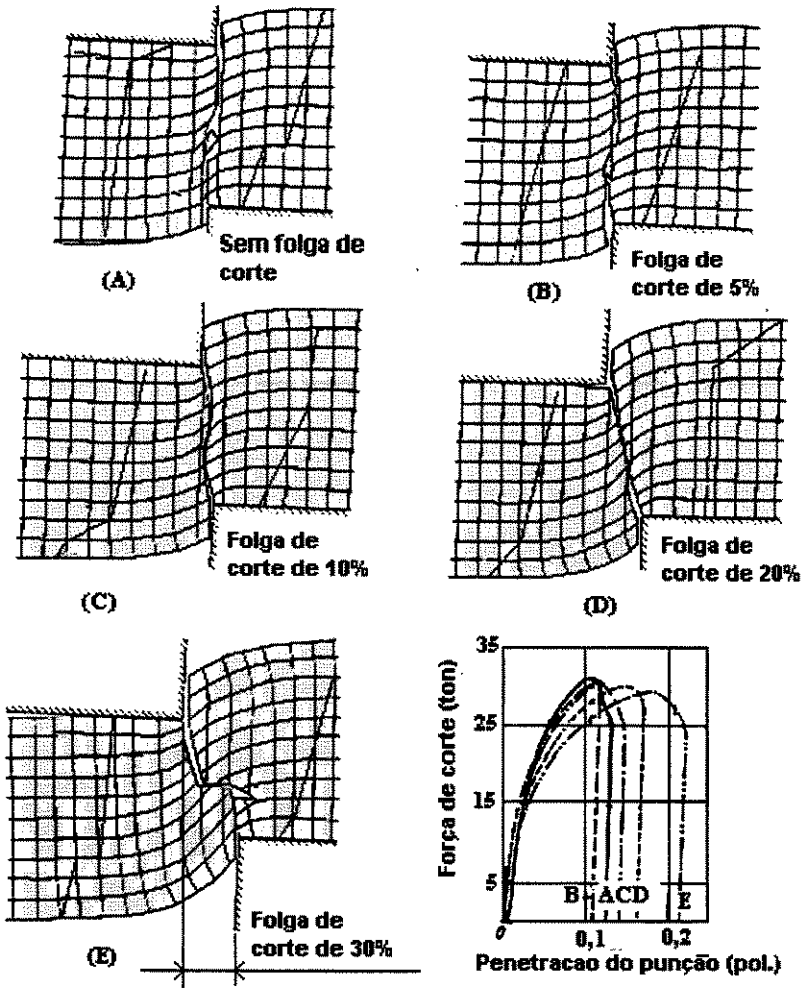


Figura 2.7 - Alteração do perfil de corte e carga com o aumento da folga de estampagem, dada em percentual da espessura da chapa a ser cortada por estampagem (MAITI et al., 2000).

A folga entre o punção e a matriz determina o gradiente de tensões da chapa durante seu corte, bem como da força durante a operação e também o perfil, a intensidade e a geometria de cada zona da superfície cortada, (FAURA, GARCIA & ESTREMS, 1998).

Pode-se verificar na Figura 2.7 que a melhor condição de corte para um aço de baixo carbono é a que apresenta uma folga de corte de 5% da espessura da chapa, pois a

zona de tensão é a mais restrita se comparada com as outras de maior folga, bem como a superfície de fratura é a mais plana devido à menor inclinação entre a linha que liga as extremidades do punção e da matriz.

Na prática, o corte por estampagem dos aços de baixo, médio e alto teor de carbono, apresenta uma folga de corte total de 10% da espessura nominal da chapa a ser trabalhada, , ou seja, 5% por lado de acordo com a Figura 2.7 (B). Essa condição é escolhida principalmente para reduzir a altura da rebarba remanescente do corte, que mesmo com sua minimização para algumas aplicações, ainda pode requerer alguns processos adicionais para sua eliminação, (TAUPIN et al. ,1996) , (STEGEMAN et al., 1999).

Outro fator importante é a força de sujeição aplicada sobre a chapa a ser cortada. Em termos teóricos, verifica-se que a força de sujeição deve ser da ordem de 30% da força máxima de corte, garantindo-se uma pequena deformação localizada e evitando-se tensões adicionais na chapa. A maior tendência do material quando da ausência do sujeitador, ou mesmo para valores de força de sujeição não suficientes, é a sua flexão do material na entrada da matriz, o que prejudica a integridade da superfície de corte e gera um campo de tensões adicionais no material e na matriz.

2.2- Modelos matemáticos por elementos finitos aplicados a operação de corte por estampagem

2.2.1- Introdução

A operação de corte por estampagem vem sendo amplamente estudada por elementos finitos para avaliar aspectos como, a morfologia da zona cortada, para a otimização dos parâmetros de processo ou para a verificação de defeitos e validação de critérios de fratura presentes durante o processo, (SAMUEL, 1998), (BROKKEN, BREKELMANS & BAAIJENS, 2000).

A utilização de ferramentas matemáticas como o método de elementos finitos na simulação e otimização de processos de conformação vem apresentando um aumento considerável, principalmente devido ao ganho de custos que proporciona, bem como aos dados importantes e confiáveis que fornece quando bem aferido e validado para esse processo produtivo, (HE, S. et al., 2003).

2.2.2- Características dos modelos de MEF

Normalmente a utilização desta ferramenta vem apresentando bons resultados no estudo dos parâmetros de corte por estampagem como já verificados na literatura (SAMUEL, 1988), (BROKKEN, D., BREKELMANS, W.A M., BAAIJENS, F.P.T., 2000). Esses autores, a partir da manipulação de parâmetros tais como folga entre punção e matriz, seus raios e da variação da matéria prima a ser trabalhada (propriedades mecânicas) concluíram alguns pontos importantes sobre o processo, a considerar:

1- A penetração do punção até a fratura é tanto maior quanto maior for o raio da ponta do punção e da entrada da matriz;
2- Para maiores folgas de corte a extensão da zona plástica durante o corte aumenta com o grau da deformação;

3- Maiores raios de punção e de matriz fazem com que a nucleação da trinca seja adiada durante o processo, aumentando também a rebarba e a rugosidade resultantes, e diminuindo a zona cisalhada.

VALORES MEDIDOS VALORES CALCULADOS

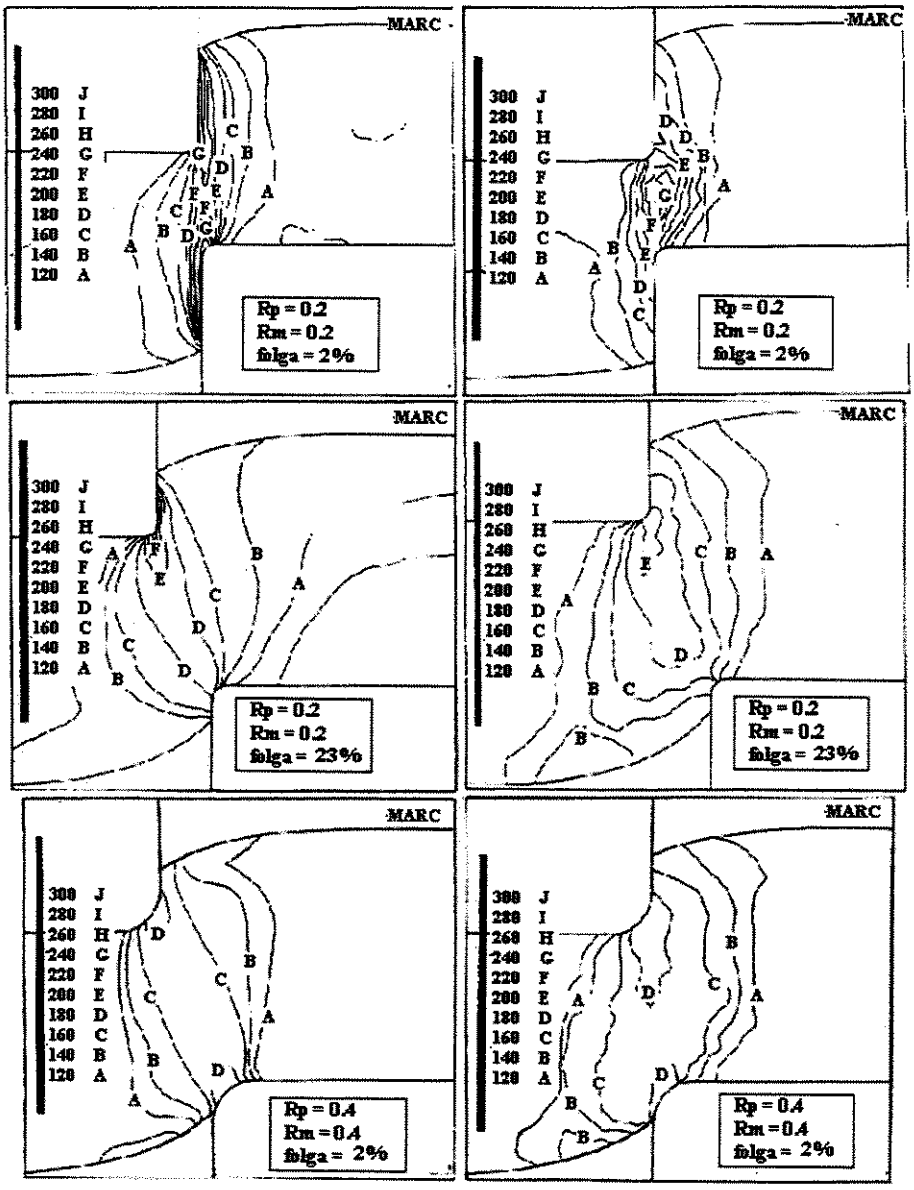


Figura 2.8 – Microdurezas do material sob diferentes raios do punção e da matriz e de folga de corte determinadas pelo método de elementos finitos (coluna da direita) e medidos (coluna da esquerda), (SAMUEL, 1998).

A Figura 2.8 apresenta os resultados já obtidos (SAMUEL, 1998), em que se considerou condições simétricas, de modo que o processo foi modelado bidimensionalmente facilitando sua execução por requerer que modelem somente um lado da ferramenta. Para a execução do modelo foi assumido um material isotrópico segundo o critério de escoamento de von Mises e o comportamento plástico foi modelado pela equação de Holloman.

A precisão dos resultados obtidos pela simulação está diretamente ligada ao número de elementos utilizados na malha. Quanto maior a quantidade de elementos, maior a precisão dos resultados, e por conseqüência o tempo de processamento.

Outros estudos (TAKUDA et al., 1998) adotaram elementos quadrilaterais de maior densidade na região de estudo e menos densos para o restante do componente. (Figura 2.9), produzindo assim uma precisão favorável com a diminuição do tempo de processamento.

A grande maioria dos estudos trabalhou com o refinamento manual da malha ou automático pelo software, (CHAN et al., 1998), (TAKUDA et al., 1999).

Também MAITI, 2000 estudou com o MEF, a variação da força de corte em função da folga de corte, verificando a influência do distanciamento entre cortes para uma matriz progressiva definindo parâmetros ideais a estampagem de um aço baixo carbono. Algumas de suas conclusões completam outras já apresentadas, (SAMUEL, 1998):

1- A força de corte é inversamente proporcional à folga de corte, ou seja, a maior força de corte foi verificada para menores folgas de corte,
2- A variação na folga numa faixa de 0 a 20% da espessura do material não muda apreciavelmente o crescimento da zona plástica para uma mesma espessura de chapa de um material.
3- A força de corte aumenta para um aumento do coeficiente de atrito entre as interfaces, chapa – matriz, chapa – sujeitador. Segundo o autor, a força de corte aumenta cerca de

8% quando o punção alcança 30% de sua penetração total, para uma mudança do coeficiente de atrito de 0 para 0,3.

4- Para um mesmo diâmetro a estampar e uma mesma relação de espessura de chapa e folga, a mudança da espessura não afeta a força de corte.

5- Para um aumento do diâmetro a estampar de 1 para 4 mm para uma mesma espessura de 1mm, há uma diminuição da força de corte da ordem de 17% para uma penetração total do punção de 30%.

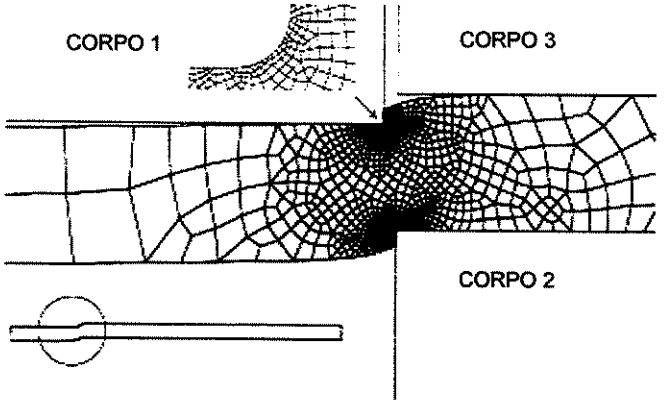


Figura 2.9 - Representação esquemática do refinamento da malha durante o processo de corte por estampagem, (GOIJAERT, A M., et. al., 2000).

Os dados de deformações principais e efetiva gerados na simulação dos processos de estampagem são importantes tanto na determinação dos melhores critérios de fratura para o processo, quanto na análise da evolução do estado de tensões no seu decorrer, (Figura 2.10), (FORCELLECE et al., 1998), (KADKHODAYAN & ZHANG, 1997).

Atualmente, poucos trabalhos estudam os processos de corte por estampagem pelo método de elementos finitos e consideram efetivamente a progressão do processo, utilizando-se de critérios de fratura de tal forma a eliminar elementos da malha e representar o surgimento e a propagação da trinca, (BROKKEN, BREKELMANS & BAAIJENS, 1998). Essa pequena quantidade de trabalhos é associada à dificuldade de ajuste da simulação dos processos de corte por estampagem, para a obtenção de valores exatos do ponto exato da nucleação da trinca e forma de propagação compatível com a realidade.

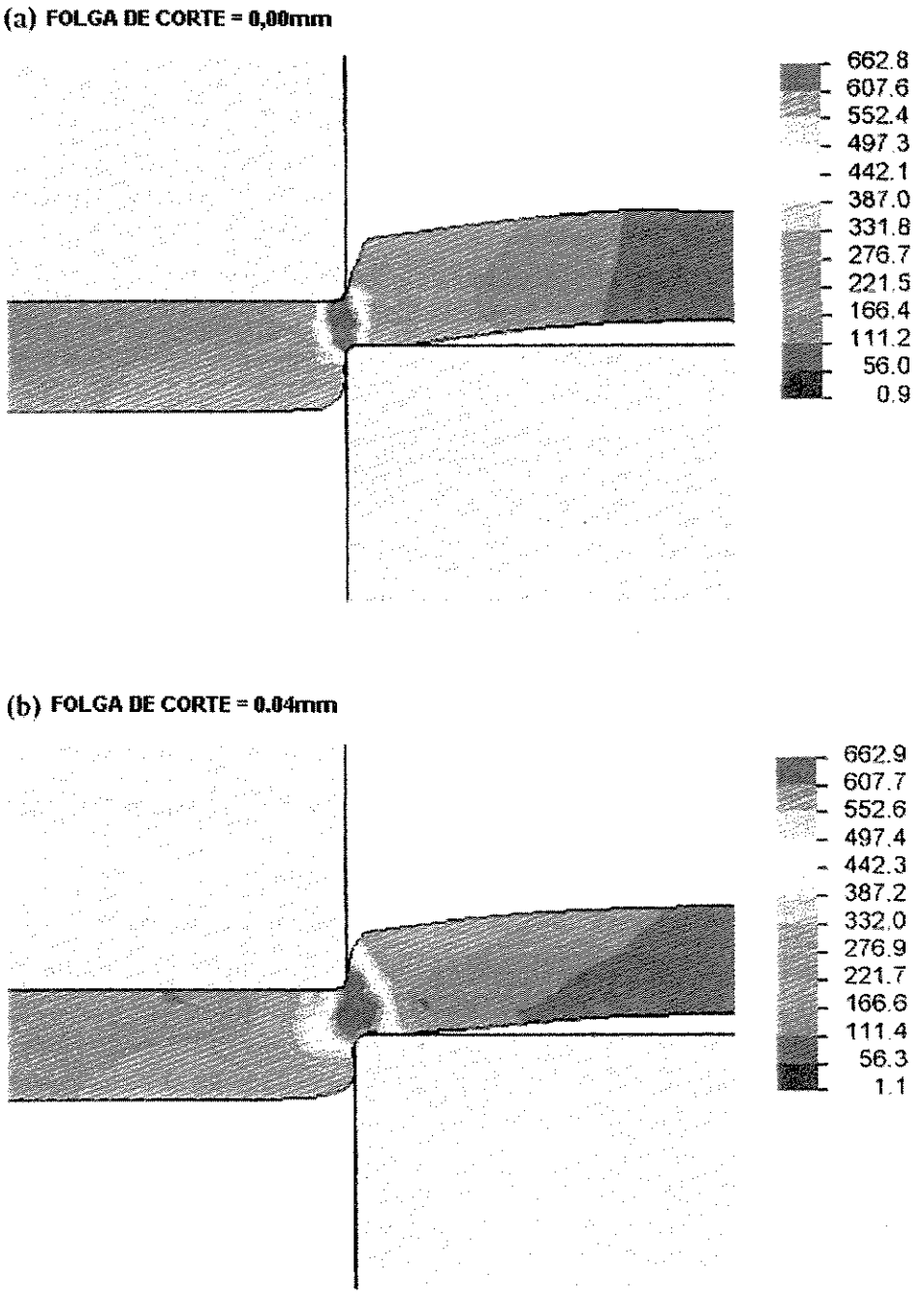


Figura 2.10 – Variação do campo de tensões - tensão equivalente von Mises (MPa) com a variação da folga de corte. Folgas, nula e 8% da espessura a estampar (0,5mm) (baixo carbono), (BRESSAN & VAZ, 2002).

2.3- Critérios de Fratura Dúctil

2.3.1- Introdução

Nos últimos anos, muitos tipos de chapas de aço laminado vêm sendo produzidos em escala crescente para empresas transformadoras, (YOSHIDA & HINO, 1997). É importante o conhecimento de sua aplicação e a determinação de maneiras seguras e produtivas de transformação, (RAGAB & SALEH (2000), PARMAR, MELLOR & CHAKRABARTY, 1997).

A definição dos limites de conformação num processo de estampagem é normalmente baseada em ensaios de conformabilidade. Uma das principais limitações dos processos de conformação plástica é imposta pela fratura dúctil, que pode ser determinada pela utilização de modelos baseados na conformabilidade dos materiais quando submetidos a processos específicos, (ZAVAGLIA, 1988).

Os critérios de fratura determinam a capacidade de deformação do material sob determinadas condições de processo ajudando na verificação da efetividade do projeto. Normalmente, o fator limite dos processos de conformação mecânica é o mero início de uma trinca, o que não se aplica ao corte por estampagem, (CLIFT et al., 1990).

Esforços (GOUVEIA, RODRIGUES & MARTINS, 2000) vêm sendo empregados no modelamento numérico dos processos de conformação plástica como o corte e a conformação mecânica por estampagem, para a previsão do ponto de nucleação da trinca e do seu caminho ao longo do processo.

2.3.2- Conformabilidade – conceituação

A conformabilidade de um material é o grau de deformação que um material pode suportar sob um processo de transformação sem a ocorrência de defeito, (TODA & MIKI, 1992).

Já o conceito de conformabilidade plástica está intimamente relacionado à capacidade de promover-se a modificação da forma de um material metálico sem acarretar defeitos que inviabilizem seu uso (DIETER, 1988). Deve-se ressaltar que a conformabilidade de um metal num determinado processo de conformação é uma característica que depende das propriedades de plasticidade do material, sua ductilidade, do processo de transformação e de seus parâmetros, (DIETER, 1988).

2.3.3- Critérios de Fratura

Diversos pesquisadores desenvolveram critérios de fratura dúctil à serem aplicados em ensaios mecânicos ou processos de conformação em que grandes deformações plásticas são envolvidas.

A deformação à fratura de um material depende de vários fatores, como o estado de tensões aplicado no processo de conformação ou ensaio mecânico, variáveis metalúrgicas, geométricas, temperatura e taxa de deformação, (ZAVAGLIA, 1988).

Os critérios de fratura dúctil por sua vez podem ser divididos em dois grupos principais, o primeiro microscópico, baseia-se em mecanismos microestruturais elaborados a partir de modelos físicos, e um segundo, macroscópico desenvolvido a partir de observações experimentais correlacionadas a expressões matemáticas, (FALESKOG, GAO & SHIH, 1998), (ZHU, CESCOTTO & HABRAKEN, 1992).

A - Modelo microscópico de GURSON

Um dos modelos microscópicos mais utilizados no estudo de fratura dúctil é o modelo microscópico micro-mecânico GURSON, 1975. Segundo outro autor (ZHANG, 2000), trata-se de um modelo de grande precisão que determina a fratura de materiais tanto para os que apresentam endurecimento por deformação, como para os que não detêm tal característica, sendo válido também para estados de baixas e altas triaxialidade de tensões. Este modelo é diretamente ligado a um parâmetro de nucleação de micro-vazios que na maioria das vezes não necessita de ensaios metalúrgicos, o que o torna interessante do ponto de vista operacional.

O modelo apresentado em 1975 (GURSON, 1975) pode simular a nucleação de micro-vazios e seu crescimento. Por outro lado, não possui a flexibilidade necessária para determinar a coalescência desses vazios, fato esse explicado por trabalhar somente com deformação homogênea considerada na derivação do modelo. Uma das maneiras de lidar com esta insuficiência é a adoção de um valor crítico empírico fc, acima do qual ocorrerá a coalescência desses vazios. Estudos mais precisos descrevem a direta relação entre os valores de fc, volume da fração de vazios quando da coalescência, e do volume inicial da fração de vazios do material, (NEEDLEMAN, A, TVEGAARD, V.,M, 1987).

Para a maioria das ligas de engenharia, a coalescência dos vazios ocorre a baixas frações, menores que 0,1, Figura 2.11. A coalescência cessará, tornando o carregamento zero, quando o volume da fração de vazios alcançar um novo valor de f_F, (volume da fração de vazios na fratura final).

Esse modelo é derivado da análise de uma esfera oca de um material idealmente plástico sob carregamentos externos homogêneos e de sua função de escoamento, como segue

$$\phi\left(q,\bar{\sigma},f,\sigma_m\right)=\frac{\bar{\sigma}^2}{\bar{\sigma}_o^2}+2q_1 f\cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\bar{\sigma}_o}\right)-1-\left(q_1 f\right)^2=0 \qquad (2.1)$$

onde f é a fração de volume de vazios, σ_m a tensão média, $\bar{\sigma}$ é a tensão equivalente de *von Mises*, σ_o é a tensão de escoamento média, q1 e q2 são constantes introduzidas TVEGAARD, 1981.

A tensão média utilizada na equação 2.1 objetiva a ponderação do endurecimento do material sob deformação

$$\bar{\sigma}_o=\frac{1}{\varepsilon_a-\varepsilon_b}\int_{\varepsilon_b}^{\varepsilon_a}\sigma_0 d\varepsilon \qquad (2.2)$$

sendo σ_m a tensão média, σ_o tensão de escoamento média, ε_a deformação no ponto a e ε_b deformação no ponto b,

A perda da integridade do material na fratura dúctil ocorre pela nucleação dos vazios presentes, segundo ZHANG, THAULOW & ØDEGÅRD, 2000 por trabalhar somente com frações de vazios esta característica não é determinada de um modo realístico pelo modelo de GURSON. Estudos experimentais efetuados indicam que a coalescência de dois vazios vizinhos ocorre quando seu crescimento faz com que se encontrem. A falha decorre do desenvolvimento de planos de escorregamento entre as cavidades ou por meio de uma simples deformação que possa levar a sua união, (TVEGAARD, 1982).

Segundo TVEGAARD, NEEDLEMAN & LO, (1981) e NEEDLEMAN & TVEGAARD, (1987) como efeito da coalescência há uma queda abrupta da absorção de energia de deformação

abrupta da absorção de energia de deformação que pode ser numericamente determinada pelo crescimento acelerado dos vazios quando fc é conhecido, sendo

$$f^* = \begin{cases} f & para \rightarrow f \leq f_c \\ f_c + \dfrac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c}(f - f_c) & para \rightarrow f > f_c \end{cases} \qquad (2.3)$$

onde:

$$f_u^* = \frac{1}{q_1} \qquad (2.4)$$

f = volume da fração de vazios

fc = volume da fração de vazios quando da coalescência

f_F = volume da fração de vazios na fratura final .

Em geral, f* não é muito dependente do valor de f_F , especialmente para os casos em que a triaxialidade de tensões é relativamente baixa. Recentemente alguns autores tem utilizado modelos de elementos finitos para a análise do nível de deformação em que ocorre a coalescência dos vazios e o ponto de fratura final do corpo de prova, (TAKUDA, H., et al.,2000), (ZHANG, Z.L., THAULOW, C., ØDEGÅRD, J., 2000).

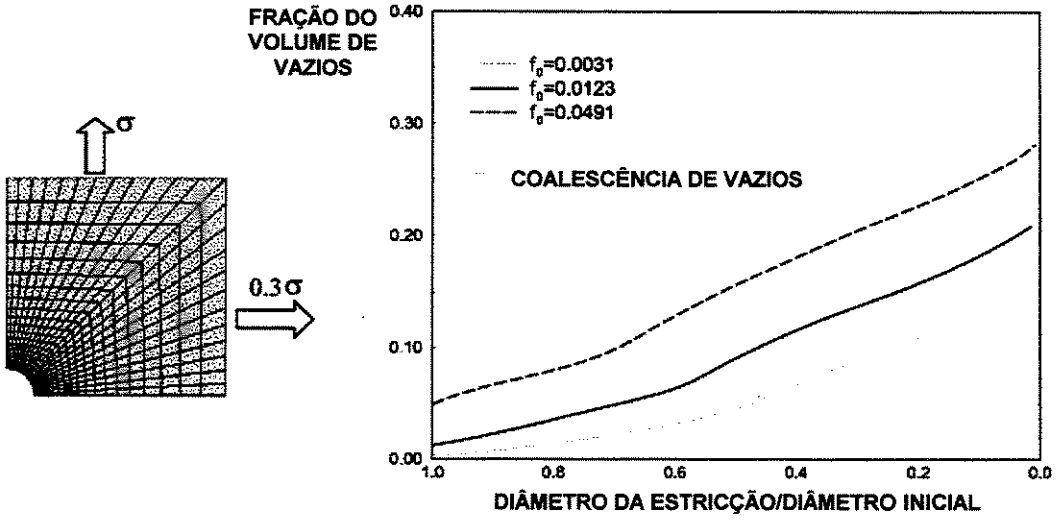


Figura 2.11 - Fração volumétrica de vazios versus estricção do corpo de prova, (ZHANG, THAULOW & ØDEGÅRD, 2000)

Para alguns casos analisados, o valor mínimo de f na fratura é igual a 0,15, podendo assumir a aproximação da equação 2.5, para f_0 como sendo o volume da fração de vazios inicial. Assim sendo(GOODS, S.H. BROWN, 1979),

$$f_F = 0{,}15 + 2f_0 \qquad (2.5)$$

indicam que a coalescência de vazios ocorre para valores de f próximos de 0,15, e certamente não maiores que 0,2, (ZHANG, Z.L., THAULOW, C., ØDEGÅRD, J.,2000).

B - Modelo microscópico de THOMASON

THOMASON, 1990 sugere um modelo chamado Modo de Carga em Limite Plástico na determinação do ponto da coalescência de vazios. Segundo o autor a deformação ocorre de forma homogênea durante o intervalo em que os raios dos vazios encontram-se dentro de valores limites admissíveis.

A coalescência ocorre quando se verifica a igualdade na relação entre a tensão principal e a equivalente com a evolução prática da geometria dos vazios e, portanto, tem-se

$$\frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} < \left(\alpha \left(\frac{1}{r} - 1 \right)^2 + \frac{\beta}{\sqrt{r}} \right) \left(1 - \pi . r^2 \right), \qquad (2.6)$$

havendo a coalescência, quando:

$$\frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} = \left(\alpha \left(\frac{1}{r} - 1 \right)^2 + \frac{\beta}{\sqrt{r}} \right) \left(1 - \pi . r^2 \right), \qquad (2.7)$$

incremento da dimensão do raio dos vazios está ligado às deformações impostas e de sua fração inicial, segundo a seguinte expressão

$$r = \frac{\sqrt[3]{\left(\frac{3f}{4\pi}\right).e^{\varepsilon_1+\varepsilon_2+\varepsilon_3}}}{\sqrt{\frac{e^{\varepsilon_2+\varepsilon_3}}{2}}} \qquad (2.8)$$

onde ε_1 é a deformação máxima principal, ε_2 e ε_3 os outros componentes de deformação, r o raio dos vazios, α=0,1 e β=1,2 são as constantes de ajuste do modelo por THOMASON. Para casos que envolvam deformação planar (ε_3=0) o modelo ainda pode ser utilizado.

C - Critérios de fratura baseados em Modelos Macroscópicos

Os critérios de fratura baseados em modelos microscópicos determinam o momento da fratura de um componente ou material pelo uso da tensão, deformação ou taxa de deformação a qual são submetidos em alguns casos, (DIETER, 1988).

Autores (ATKINS & MAI, 1985) demonstraram que quase todos os critérios obtidos pela integração de funções tensão versus deformação são variantes do critério proposto por Freudenthal, baseado no trabalho plástico realizado por unidade de volume. Logo,

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \bar{\sigma}.d\bar{\varepsilon} = C_1 \qquad (2.9)$$

onde σ é a tensão equivalente, ε é a deformação equivalente e C_1 a constante do material.

Segundo outros autores (COCKROFT & LATHAM, 1968), quando o estudo efetuado é relativo a condições de torção ou cisalhamento de um componente, o valor da tensão equivalente do modelo de Freudenthal deve ser multiplicado por $1/\sqrt{3}$. Conscientes da

importância da tensão principal aplicada, esses autores propuseram um critério de fratura baseado no ensaio de tração como sendo:

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \sigma_1 . d\bar{\varepsilon} = C_2 \qquad (2.10)$$

onde σ_1 é a tensão principal máxima, ε a deformação equivalente e C_2 a constante do material.

Em 1972 (BROZZO, DELUCA & RENDINA, 1972), foi apresentada uma modificação no critério discutido acima, (COCKROFT & LATHAM, 1968) de modo a incluir a influência da tensão média no critério de fratura, que pode ser equacionada como

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{2.\sigma_1}{3.(\sigma_1 - \sigma_m)} . d\bar{\varepsilon} = C_3 \qquad (2.11)$$

Mais recentemente (BROKKEN, BREKELMANS & BAAIJENS, 1998 e 2000), foram obtidos bons resultados na análise de tensões por elementos finitos com a determinação de critérios de fratura pela configuração adequada da malha e efetuando seu refinamento quando o valor limite de fratura determinado pelo critério de fratura é alcançado, (RICE e TRACEY, 1969).

O princípio dessa análise está na verificação do nível de tensão à região de deslocamento do punção para o caso de corte por estampagem, seguida pela ativação de um mecanismo de propagação da trinca. Esse mecanismo aplica um refino da malha quando o valor crítico é alcançado. Assume-se nesse estudo que a trinca sempre mover-se-á na direção de maior tensão, limitado a um ângulo de 45° em relação a sua nucleação e a um ângulo de 90° para sua propagação, (Figura 2.12).

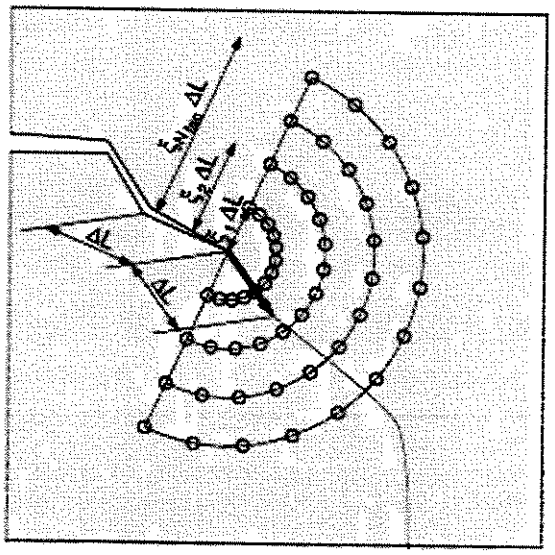


Figura 2.12- Representação da propagação da trinca na simulação numérica em MEF, (BROKKEN, BREKELMANS & BAAIJENS,1998).

Atualmente, as teorias para a simulação da nucleação e propagação de trincas para o processo de corte por estampagem ainda são incipientes. Não há um consenso sobre qual a melhor teoria para a previsão da falha.

2.4- Tensão Residual

2.4.1- Introdução

A tensão residual vem sendo levada em consideração de uma maneira bem criteriosa e ampla tanto nas universidades quanto nas indústrias.

Os mais variados ramos da indústria vêm discutindo seus processos de transformação com ênfase no conhecimento das tensões residuais resultantes de cada processo.

A principal característica está na mudança das propriedades mecânicas dos materiais na maioria das vezes de forma localizada, alternando sua durabilidade, principalmente para componentes sujeitos a tensões cíclicas ou a campos magnéticos.

A presença de tensões pode influenciar a durabilidade ou eficiência de componentes de maneira favorável ou não, dependendo desse estado de tensões presente, (KOBAIASHI, MATSUI & MURAKAMI, 1988), (SMITH et al., 2001).

2.4.2 - Tensão residual – caracterização

Geralmente, três tipos de tensão residual podem ser caracterizados de acordo com sua extensão. O primeiro, denominado macroscópico, que se estende por vários grãos do material (Figura 2.13). Um segundo, denominado micro-tensão estrutural que cobre a distância de um grão ou parte de sua extensão, podendo ocorrer, por exemplo, entre duas fases do material que contêm diferentes características físicas ou até mesmo em áreas que contêm partículas, como inclusões. E um terceiro, que cobre várias distâncias atômicas dentro dos limites do grão numa pequena fração do material.

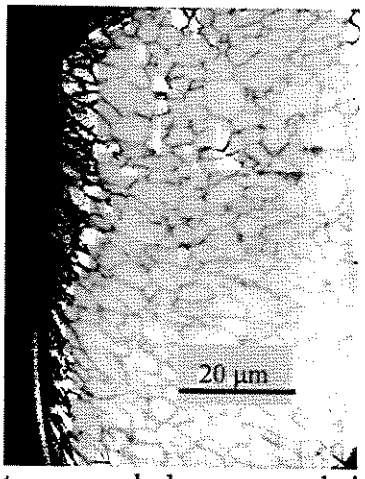


Figura 2.13 – Seção transversal de um aço baixo carbono estampado: os grãos alongados podem ser associados a tensões residuais na região de corte, (Associated Spring do Brasil)

2.4.3- Tensões residuais – processos de obtenção

Um dos processos de fabricação mais aplicados a obtenção de tensões residuais é o jateamento (*shot-peening*). Segundo GUROVA et al., 1997, o jateamento na superfície mais externa do material resulta um estado de tensões residuais compressivas favoráveis aos componentes sujeitos à fadiga.

Baseado em seus estudos sobre um aço 5,0Cr. e 0,5Mo solicitado a tração, verificou o comportamento de corpos de prova de tração sob várias intensidades de jateamento. O primeiro com uma intensidade de –90 MPa e –120 MPa nas respectivas direções longitudinal e transversal, e um segundo de –440 MPa e –530 MPa. Deve-se salientar que o segundo corpo de prova apresentou uma tensão maior que o limite de escoamento do material, 280 MPa, e muito próximo ao seu limite de resistência à tração 500 MPa.

Os resultados mostraram que ambos os corpos de prova apresentaram um comportamento muito similar, ou seja, o relaxamento do nível de tensão durante o ensaio. Para deformações plásticas da ordem de 0,5% as tensões residuais longitudinais caíram à zero. Para 1% de deformação tornam-se trativas em + 100 MPa. Após uma pequena

oscilação entre 1 e 4% de deformação a tensão residual longitudinal alcança um valor constante até o final do ensaio.

Mesmo as direções transversais apresentaram um alívio das tensões residuais compressivas para pequenos níveis de deformação plástica. As tensões foram relaxadas porém sua característica compressiva não foi alterada durante o teste, permanecendo até a fratura final. O trabalho mostra a independência do estado de tensão inicial caso este passe por um processo de deformação plástica posterior, ou seja, para qualquer nível de tensão que resulte em deformação plástica do material esse sofrerá um relaxamento dos seu nível de tensão residual.

Outro estudo, efetuado (KOBAIASHI, MATSUI & MURAKAMI, 1998) descreve os níveis de tensão residual impressos num material de médio carbono, S48C devido a condições de aplicação de carga estática e dinâmica, por uma esfera de 50mm de diâmetro, (Figura 2.14).

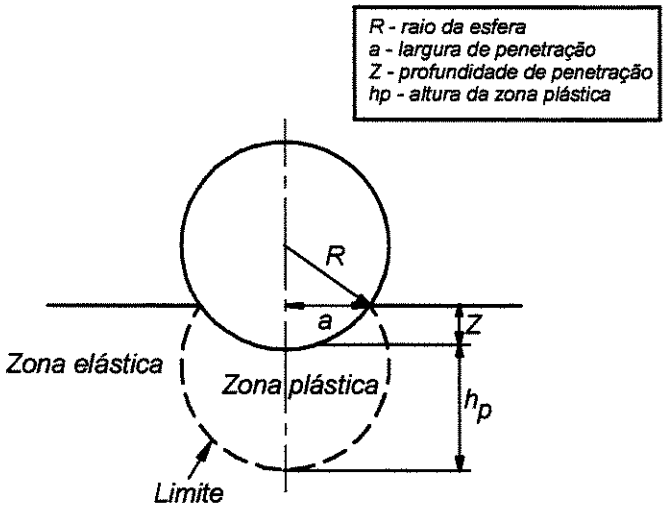


Figura 2.14 – Representação do limite entre zona elástica e plástica, (KOBAIASHI, MATSUI & MURAKAMI ,1988).

Outros autores (AL-OBAID, 1992) e (AL-HASSANI, 1982) equacionam um caso simples de uma esfera de raio R apoiada sobre uma superfície e com carregamento dinâmico. A relação entre a profundidade da zona plástica hp e a profundidade da indentação Z sendo :

$$\frac{hp}{R} = k\sqrt{\frac{Z}{R}} \qquad (2.12)$$

para k sendo considerada uma constante do material.

Os resultados apresentados por alguns autores (KOBAIASHI, MATSUI & MURAKAMI, 1998) dão conta de uma tensão nula no material no centro da esfera para o ensaio estático e um estado trativo para o ensaio dinâmico. Num mapeamento dos níveis de tensões ao longo da superfície impressa, nos sentidos longitudinal e transversal, verificou-se um aumento da tensão residual até 5mm distante do centro da esfera para ambos os ensaios, dinâmicos e estáticos, com decréscimo ao longo do distanciamento. No sentido transversal, direção Y, tem-se uma tensão predominantemente trativa, enquanto que em X, sentido longitudinal, uma tensão compressiva, (Figura 2.15).

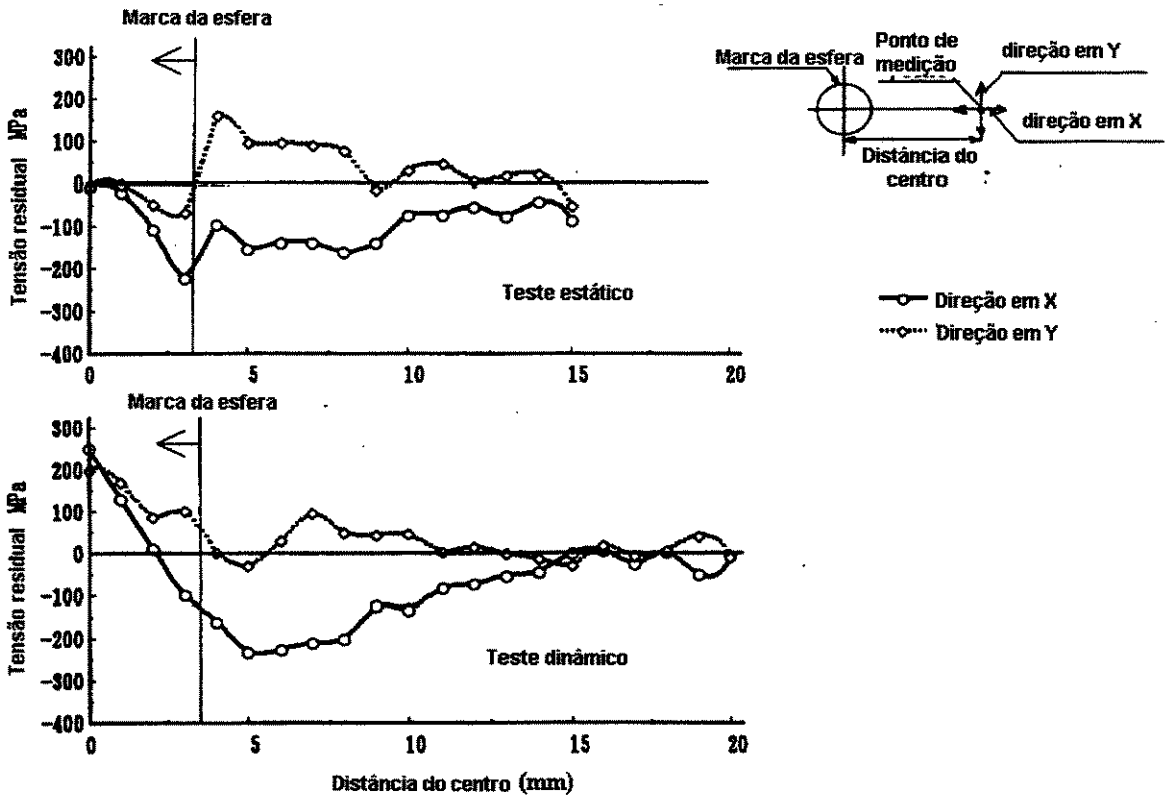


Figura 2.15– Distribuição da tensão residual do teste estático e dinâmico (esfera de 50mm de diâmetro, carregamento de 49kN), (KOBAIASHI, MATSUI & MURAKAMI, 1998).

Os níveis de tensão se tornam nulos para ambos os ensaios num distanciamento de 15mm do centro da esfera. Estudos mais detalhados para o processo dinâmico mostraram que, aplicando-se algumas impressões dinâmicas ao redor da deformação da primeira esfera o caráter trativo do processo não é descartado por completo, porém não predominante. Com o aumento das quantidades de impressões verificou-se um decréscimo contínuo da tensão trativa inicial passando a compressiva. Esse efeito é maior quando a distância da deformação seguinte é menor que o raio da indentação. Por outro lado, para a queda da esfera muito próxima da primeira impressão a tensão tornou-se trativa.

Apesar dos resultados não representarem a real condição do processo de jateamento, os autores acreditam que a tensão residual compressiva ocorre exclusivamente por meio da superposição de impressões aplicadas sobre o material.

2.4.4- Tensões residuais- métodos à sua determinação

Nos últimos 10 anos, várias técnicas quantitativas e qualitativas têm sido desenvolvidas para a determinação dos níveis de tensões residuais dos componentes. Em linhas gerais, tratam-se de ensaios que podem ser divididos destrutivos e não destrutivos.

As primeiras séries de ensaios desenvolvidos, baseavam-se na destruição do componente em busca do seu estado de equilíbrio. Sendo a determinação de sua tensão residual feita pela relaxação da amostra. Porém, este tipo de análise mede as conseqüências da relaxação dos esforços e não sua relaxação própria (movimento, deformação e fratura), essa condição limita o método, muito embora não se disponha de alternativas ao tratamento e determinação de tais deformações, (LU & RETRAINT (1998), SMITH et al., 2001b).

Outro ensaio normalmente utilizado na determinação da tensão residual pelo método destrutivo passa pelos seguintes estágios:

1- Cria-se um estado de tensão no componente por usinagem ou remoção de camadas;
2- verifica-se a mudança local do nível de tensão através da medição do movimento do componente ou sua deformação e;
3- calcula-se o nível da tensão residual como função da deformação medida por meio da teoria da elasticidade, método analítico ou pelo método de elementos finitos.

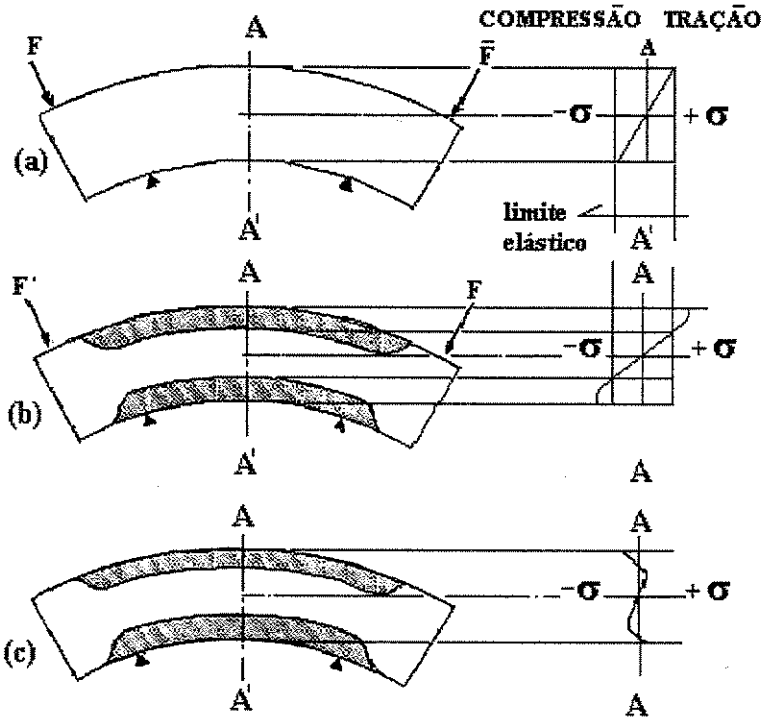


Figura 2.16- Tensão residual determinada pela deformação plástica em flexão, (CULLITY, 1978).

A segunda série de ensaios, não destrutivos, baseia-se na relação entre parâmetros físicos medidos pela difração de Raios-X ou Ultra-som.

2.4.5- Difração de Raios-X

Os métodos de difração de raios-X e de Neutrons são baseados na medição das deformações da rede cristalina pelo estudo da variação do espaçamento interplanar de um material policristalino. O primeiro mede a deformação residual próxima à superfície do material e o segundo dentro do seu volume, (LU & RETRAINT, 1998).

O princípio da determinação do estado de tensão passa pela análise do feixe monocromático de Raios-X que interage com um material cristalino, fazendo com que fótons incidentes difratem numa direção previamente conhecida, determinada pela equação de *Bragg ou lei de Bragg* .

$$n\lambda = 2d \operatorname{sen}\theta \qquad (2.13)$$

sendo n uma integral referente ao nível da camada (ordem da reflexão), λ o comprimento de onda do feixe monocromático incidente no cristal a um certo ângulo de incidência θ com os planos cristalinos, e d a distância entre as camadas atômicas no cristal.

Quando uma peça de material policristalino é deformada elasticamente há uma deformação uniforme a distâncias relativamente longas entre os espaçamentos dos planos da rede cristalina onde estão contidos os cristalites (grãos) que mudam seu estado livre para algum novo valor correspondente a intensidade da tensão aplicada. Este novo espaçamento caracterizado pelo distanciamento entre grãos, para qualquer conjunto de planos igualmente orientados em relação à tensão aplicada, é medido pela difração de raios-X, (CULLITY, 1978).

Quando um material encontra-se livre de tensões residuais seu valor d_{hkl}, ,distância entre planos, normalmente chamado de d_o, distância interplanar inicial, é independe da orientação entre esses planos (hkl) e a superfície. Por outro lado, se o material é submetido a uma tensão numa condição elástica não homogênea, o espaçamento d_o muda e se torna uma função dependente de Ψ, (Figuras 2.17 e 2.18).

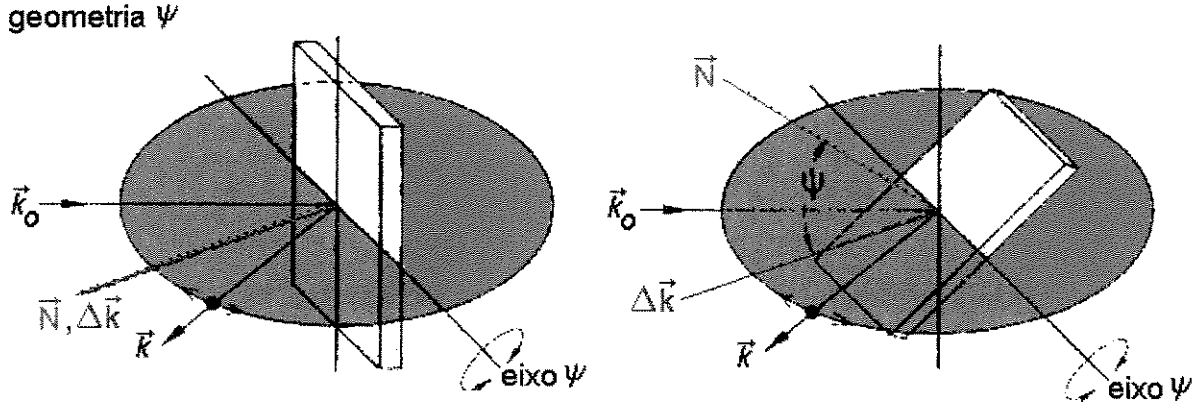


Figura 2.17- Figura demonstrativa do ângulo psi.

O ângulo psi é definido como sendo o ângulo formado entre, a normal em relação a superfície da amostra, eixo Z na Figura 2.17, e um ângulo particular no plano YZ posicionado na bissetriz entre o feixe incidente e o difratado, ambos no plano XZ.

A determinação da tensão residual passa pela medida da deformação presente na família de planos hkl em algumas direções (ψ) e da obtenção do seu tensor de tensão pelo equacionamento através da Mecânica dos meios contínuos. Esse equacionamento 2.15 e 2.16 assume uma deformação dentro do limite elástico e um comportamento isotrópico do material, (LU & RETRAINT, 1998), (CULLITY, 1978).

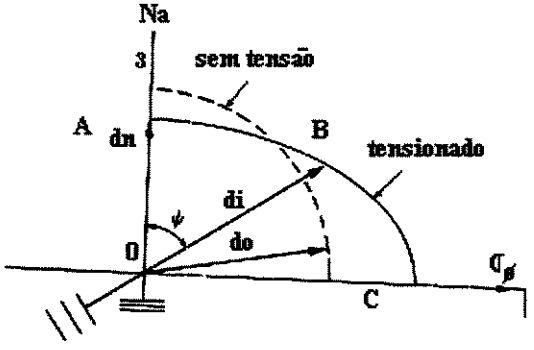


Figura 2.18– Variação da distancia interplanar com a tensão aplicada, (CULLITY ,1978).

A determinação da variação do espaçamento interplanar medido e da determinação da tensão residual passa pelo seguinte equacionamento :

$$\varepsilon = \frac{d_i - d_n}{d_i} \qquad (2.14)$$

Para $d_i = d_0$

$$\sigma\phi = \frac{E}{(1+\nu)sen^2\Psi}\left(\frac{di - dn}{dn}\right) \qquad (2.15)$$

$$\sigma_{ij} = \frac{E}{1+\nu}\left[\varepsilon_{ij} + \frac{\nu}{1-2\nu}\delta_{ij}\left(\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}\right)\right] \qquad (2.16)$$

A determinação da deformação de um plano considerado pela difração de raios-X para um estado de tração uniaxial vem da definição da variação do seno do ângulo difratado para um plano característico, sendo pela utilização da lei de Bragg;

$$\left(\frac{d_i - d_n}{d_n}\right) = \frac{\operatorname{sen}\theta_n}{\operatorname{sen}\theta_i} - 1 \qquad (2.17)$$

$$\sigma_\phi = \frac{E}{(1+\nu)\operatorname{sen}^2\Psi}\left(\frac{\operatorname{sen}\theta_n}{\operatorname{sen}\theta_i} - 1\right) = K\left(\frac{\operatorname{sen}\theta_n}{\operatorname{sen}\theta_i} - 1\right) \qquad (2.18)$$

onde E é o módulo de Elasticidade (Young), d_i ou d_0 é a distancia interplanar inicial, d_n é a distância interplanar na direção n, ν o coeficiente de Poisson, ψ o ângulo psi e θ é o ângulo de incidência do feixe (ângulo de Bragg).

Para materiais texturizados, super tensionados ou com gradiente de tensão, Figura 2.19d, a imprecisão da determinação da tensão residual e sua completa invalidação para alguns casos ocorre devido ao não conhecimento da variação do nível de deformação resultante em relação ao ângulo ψ.

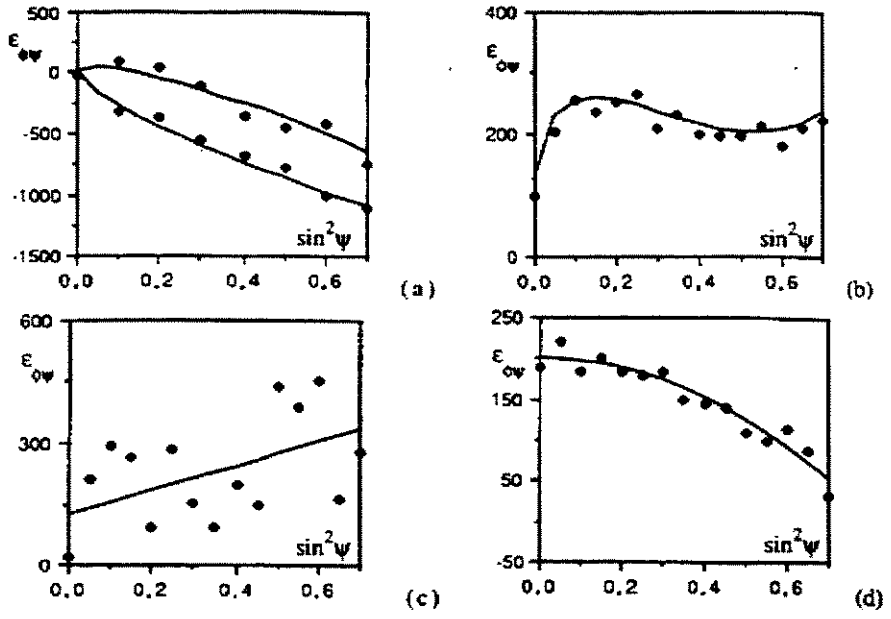


Figura 2.19- Exemplo das curvas $\varepsilon = f(\text{sen}^2\Psi)$: (a) material isotrópico, estado de tensão triaxial, (b) material texturizado, (c) material com grãos grandes (d) materiais super tensionados ou com gradientes de tensões, (LU & RETRAINT, 1998).

A discussão prévia demonstra a necessidade da averiguação da textura de materiais a serem avaliados sob difração de raios-X. Muitos autores optam pela adoção do critério de isotropia no intuito de obter dados, mesmo que não precisos porém comparativos entre materiais ou processos de fabricação, (LU & RETRAINT, 1998), (CULLITY, 1978).

Em 1989 (SCARMINIO, 1989) um estudo para a determinação dos níveis de tensões mecânicas em filmes de Pb/Pd apresenta um método simples para a medição da deformação de planos por difração de raios-X, aliada a cálculos analíticos e sem a utilização do método de *psi* quadrado. Segundo o mesmo autor, a lei de *Hooke* para materiais de comportamento linear e isotrópico pode ser escrita como segue,

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E}\left[\sigma_x - \nu\left(\sigma_y + \sigma_z\right)\right] \qquad (2.19)$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E}\left[\sigma_y - \nu\left(\sigma_z + \sigma_x\right)\right] \qquad (2.20)$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E}\left[\sigma_z - \nu\left(\sigma_x + \sigma_y\right)\right] \qquad (2.21)$$

para uma tensão planar e homogênea onde tem-se,

$$\sigma_x = \sigma_y = \sigma \qquad \sigma_{xy} = \sigma_{yx} = \sigma_z = 0$$

logo, a tensão residual pode ser determinada por

$$\sigma_x = \sigma_y = \sigma = \frac{E}{(2\nu)}\varepsilon_z \qquad (2.22)$$

Para os planos cristalinos paralelos à superfície da amostra, determinasse a deformação em z,

$$\sigma_x = \sigma_y = \sigma = \frac{E}{(1-\nu)}\varepsilon_x \qquad (2.23)$$

e para os planos cristalográficos perpendiculares à superfície da amostra as deformações,

$$\varepsilon_x = \varepsilon_y = \varepsilon$$

$$\varepsilon_z = 0$$

Sendo assim, determinando-se a tensão residual por difração de raios-X como sendo,

$$\sigma = \frac{E}{2\nu}\left(\frac{\operatorname{sen}\theta\eta}{\operatorname{sen}\theta i} - 1\right) \qquad (2.24)$$

O autor (SCARMINIO, 1989) considerou a distância interplanar para uma família de planos em particular sem deformação do material, com as mesmas propriedades da matriz, porém numa condição monocristalina.

Na busca do desenvolvimento de um melhor modelo a utilizar baseado na textura dos materiais, muitas teorias vêm sendo estudadas nos últimos 20 anos, mesmo assim nenhuma delas apresenta um método amplo e universal para a determinação de tensões residuais em materiais texturizados. O grande problema está na aplicação de teorias dedicadas.

Há na literatura (VAN HOUTTE & DE BUYSER, 1993), uma descrição ampla dos diferentes métodos aplicáveis, ou seja, os métodos utilizados na determinação das tensões residuais de materiais com texturas, moderadas mesmo que baseados direta e/ou indiretamente em modelos elásticos clássicos. Em último caso, outros métodos que atribuem a variação da distância interplanar em função da orientação cristalográfica são utilizáveis, esses correspondem a uma extensão do modelo clássico. Por outro lado, para materiais extremamente texturizados resultantes de alta deformação plástica, um método alternativo baseado nas figuras de pólo deverá ser desenvolvido num futuro próximo, (LU & RETRAINT, 1998).

Vários estudos de materiais sujeitos a processos de transformação como extrusão, laminação, trefilação e forjamento têm utilizado o método de difração de raios-X na determinação das tensões residuais resultantes desses processos, (HE, et. al, 2003), (TANNER,D.A., ROBINSON, J.S., 2000).

Entre os métodos mais confiáveis e utilizados na medida das deformações dos materiais para a determinação de tensões residuais está a difração de raios-X. Outros métodos tais como os destrutivos e por difração de Neutrons não são normalmente utilizados devido aos custos envolvidos.

2.5 - Fadiga controlada por tensões cíclicas - fadiga em alto ciclo

2.5.1- Introdução

As principais causas de falha de componentes mecânicos estruturais podem ser devido a influência combinada ou isolada das seguintes condições:

- projeto deficiente;
- problemas associados a manufatura;
- manutenção imprópria ou deficiente;
- sobrecarga;
- fatores associados ao meio ambiente (corrosão, corrosão sob tensão, etc.);
- tensões secundárias não consideradas em projeto e;
- *fadiga.*

Desde 1850 é conhecido que um material submetido à uma tensão cíclica romperá à uma tensão inferior àquela necessária a ocasionar fratura devido a uma carga estática. As falhas mecânicas decorrentes do carregamento dinâmico são chamadas de *falhas por fadiga*, por serem observadas geralmente após um período de serviço considerável (DIETER , 1988). Trata-se de um fenômeno da diminuição da resistência mecânica devido a aplicação de esforços cíclicos.

O fenômeno da fadiga ocorre sem nenhum aviso prévio, apresentando uma aparência frágil sob o ponto de vista macroscópico com pequena deformação à fratura, (MURTY A.S.R, GUPTA U.C., KRISHNA R., 1995).

Pesquisas relatam que noventa por cento (90%) das falhas ocorridas decorrentes de causas mecânicas ocorreram devido a fadiga. Com esse dado o desenvolvimento tecnológico vem despendendo muitos recursos no seu entendimento sustentados, em muito, pelo desenvolvimento de máquinas de alta tecnologia tais como, reatores, aviões, automóveis, turbinas, bombas, mísseis, pontes, etc., (MADAYAG, 1969), (SULLIVAN, 1979).

Os primeiros ensaios realizados que se tem registro ocorreram na Alemanha entre 1852 e 1869 por um pesquisador chamado Wöhler. Seus ensaios ganharam notoriedade ou pelo menos deram entendimento a origem da fadiga controlada por tensões cíclicas ou fadiga em alto ciclo. A base do estudo está no levantamento da curva S x N (tensão versus n° de ciclos) ou curva de Wöhler, e no monitoramento das principais variáveis que caracterizam este estudo, como,

a) solicitações que resultam em tensões inferiores ao seu limite de escoamento do material;

b) número de ciclos à fratura superior a 10^3 ou 10^4 , (SCHÜTZ, W., 1996).

2.5.2- Definição

O fenômeno da fadiga pode ser definido segundo a Norma ASTM E115-87 como sendo uma alteração estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre em materiais solicitados com tensões e/ou deformações cíclicas, e que pode resultar em trincas ou fratura após um determinado número de ciclos.

As fraturas por fadiga são causadas pela ação simultânea de três componentes, tensões cíclicas, tensão de tração e deformação plástica. Caso um dos fatores mencionados não esteja presente, a trinca de fadiga não se iniciará limitando a ocorrência do fenômeno, (METALS HANDBOOK ,1985).

2.5.3- Caracterização

A fenômeno da fadiga pode ser dividido em três ou quatro estágios dependendo do autor porém, em termos gerais podem ser descritos como:

- Estágio I - Início da trinca, corresponde a nucleação da trinca por deformação mecânica localizada ao longo de planos de escorregamento, a trinca não é visível a olho nu na superfície por não se estender por mais de que 2 a 5 grãos (Figura 2.20);

- Estágio II – corresponde a propagação da trinca em um plano perpendicular à direção da maior tensão principal (σ_1); (Figura 2.21) e (Figura 2.22).

- Estágio III – corresponde a fratura brusca final do componente (fratura frágil do ponto de vista macroscópico).

Uma variedade de características cristalográficas, tem sido observadas na nucleação de trincas de fadiga, os contornos de grão mesmo na ausência de uma fragilidade são preferenciais. Já para altas taxas de carregamento os contornos aparentam ser fatores geométricos de descontinuidade. Outro modo de iniciação (nucleação) é por maclas e associado com um ativo escorregamento de planos cristalográficos imediatamente adjacentes e paralelos, (SICOTTE, 1997), (METALS HANDBOOK , 1985).

A grande maioria das teorias descreve um acúmulo de discordâncias em regiões de máxima deformação, ou a coalescência de defeitos ao longo de planos de deslizamentos como o causador da nucleação das trincas por fadiga, (SICOTTE, 1997).

O início da trinca ocorre em pontos de máxima tensão localizada e resistência mecânica mínima. A tensão local é determinada pela geometria do componente e pelo tipo e intensidade do carregamento.

A propagação da trinca ocorre por meio de um ou mais dos seguintes mecanismos:

- Fadiga devido ao carregamento cíclico;
- Corrosão sob tensão e cargas constantes;
- Fluência
- Fragilização por hidrogênio e
- Metal líquido (presença de eutético)

Na maioria das vezes, os dois primeiros mecanismos são observados, às vezes em combinação com algum outro, mesmo assim são predominantes. O mais difícil de ocorrer é o último, (FUCHS & STEPHENS, 1980).

A fratura é um evento final que, atua de forma rápida e resulta na separação das partes. Corresponde as propagações instáveis da trinca, que pode acontecer na maioria das vezes por dois mecanismos;

- Clivagem e;
- Ruptura por "dimples" .

Um terceiro mecanismo denominado fratura intergranular pode ocorrer porém, esse normalmente é acompanhado de alguma forma de clivagem ou ruptura por "dimples" (FUCHS & STEPHENS, 1980).

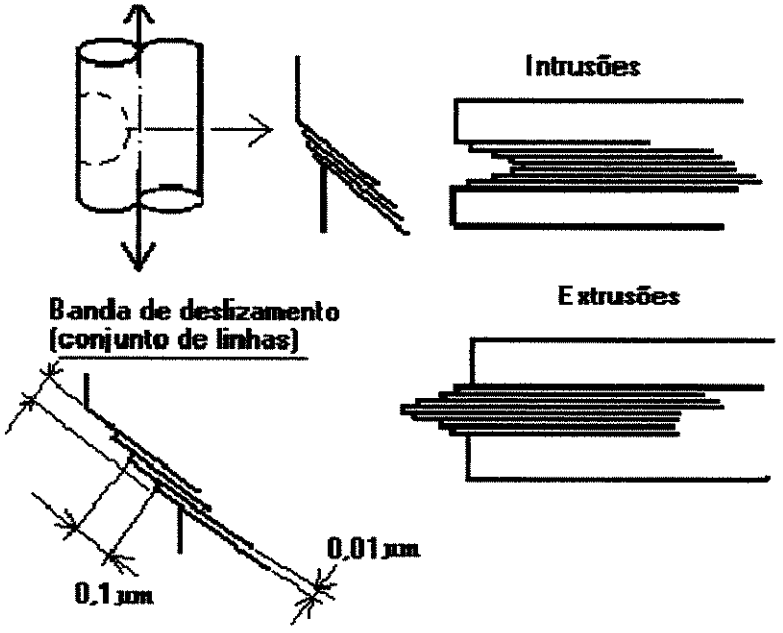


Figura 2.20 - Formação de bandas de deslizamento "cross slip", (MADAYAG, 1969).

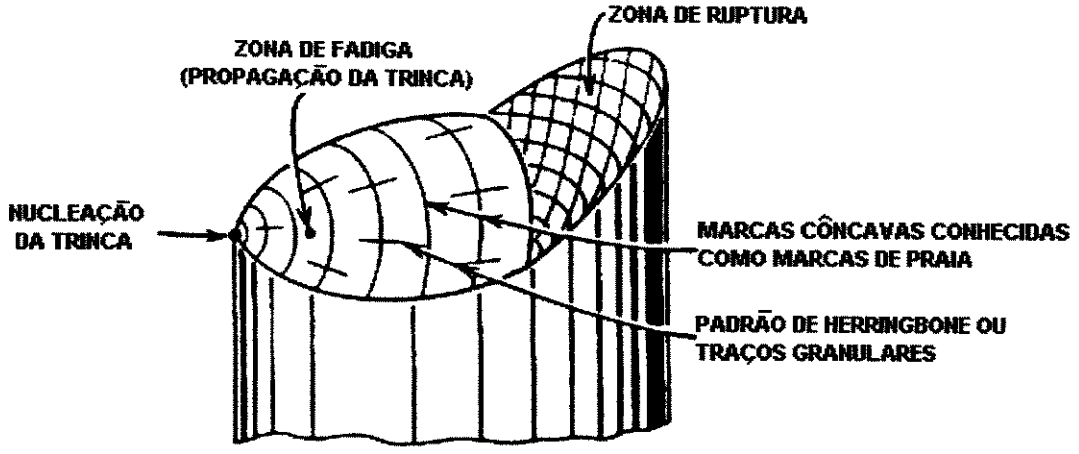


Figura 2.21 – Identificação dos estágios de fadiga, (MADAYAG, 1969).

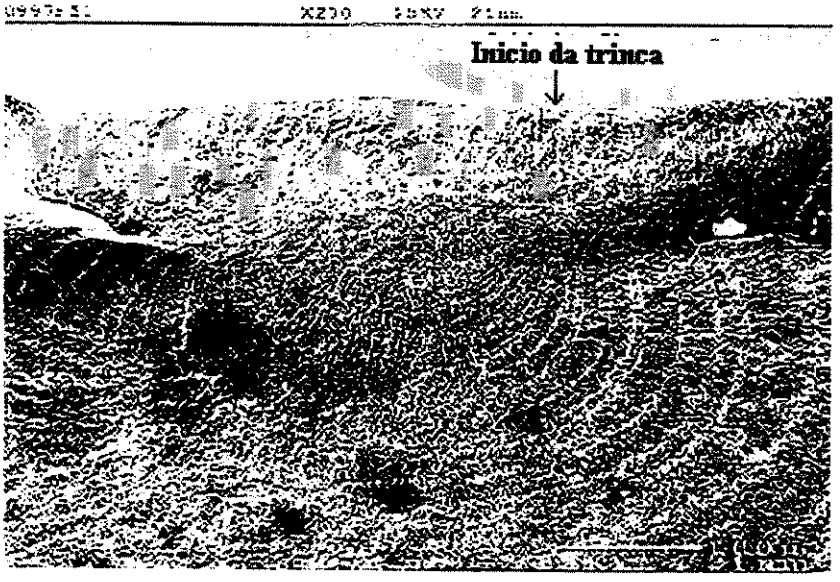


Figura 2.22 – Fractografia de um componente identificando-se o ponto de início da trinca e de propagação onde se verifica marcas de praia (200x), (SICOTTE ,1997).

Os aspectos da fratura, além de caracterizados por determinadas zonas, distinguem-se quanto a aparência e distribuição. Essas últimas em acordo com o tipo de configuração de aplicação da carga.

A Figura 2.23 apresenta o tipo de carregamento aplicado ao componente (flexão e torção), os níveis de sobre carga e o concentrador de tensões presente (raio do entalhe).

A presença ou não de entalhe caracteriza o nível de concentrador de tensões que o material esta submetido, quanto menor o raio da ponta do entalhe maior o nível do concentrador de tensões, (MADAYAG, 1969).

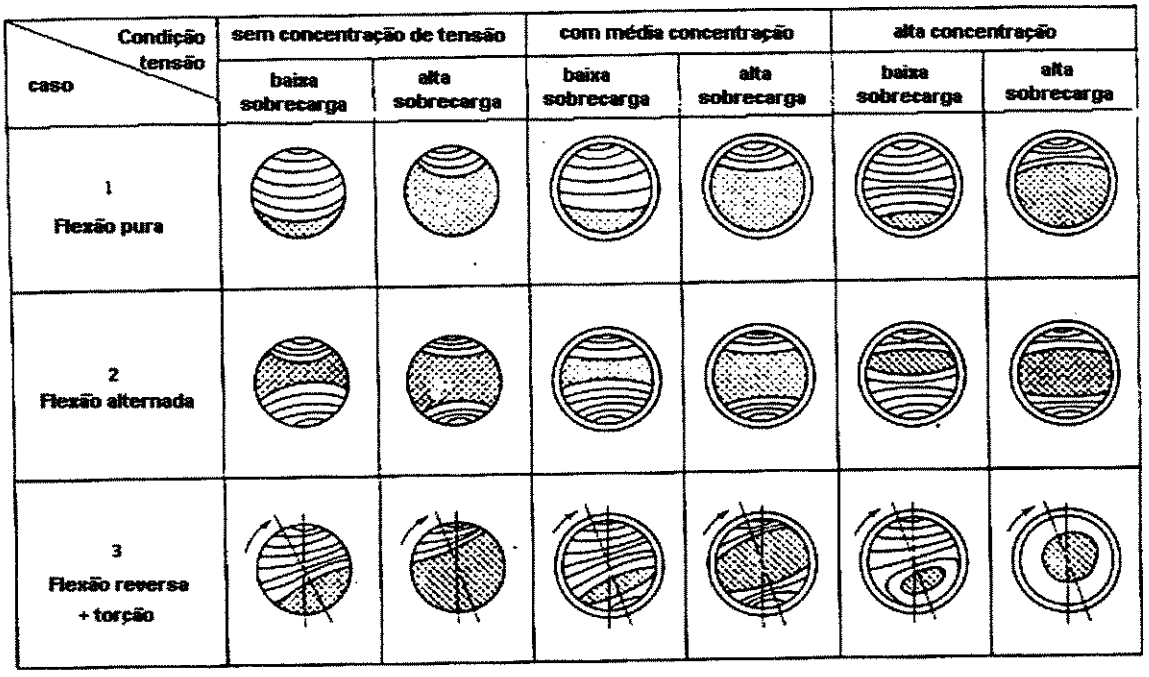


Figura 2.23 – Efeito do tipo de solicitação versus concentração de tensões e sobrecarga no aspecto da fratura, (MADAYAG, 1969).

2.5.4 - Tipos de solicitação

Um componente mecânico ou um corpo de prova para o caso de testes de vida em fadiga pode ser solicitado de várias maneiras. Os tipos de solicitação podem ser constante, pulsante, solicitação alternada simétrica e solicitação aleatória ou irregular (Figura 2.24). O fenômeno de fadiga não ocorre para a primeira condição, de carregamento constante. Para esse caso a componente tensão cíclica não está presente, o que inibe o fenômeno de fadiga.

Este tipo de ensaio, sob tensão constante é aplicado ao estudo da corrosão sob tensão ou fratura assistida pelo meio. Trata-se de um ensaio que objetiva o estudo da influência do meio em um corpo de prova sob carregamento (influência metal versus meio). Normalmente utiliza-se meio agressivo levando-se em consideração o tempo de ensaio, sendo na maioria das vezes, longo.

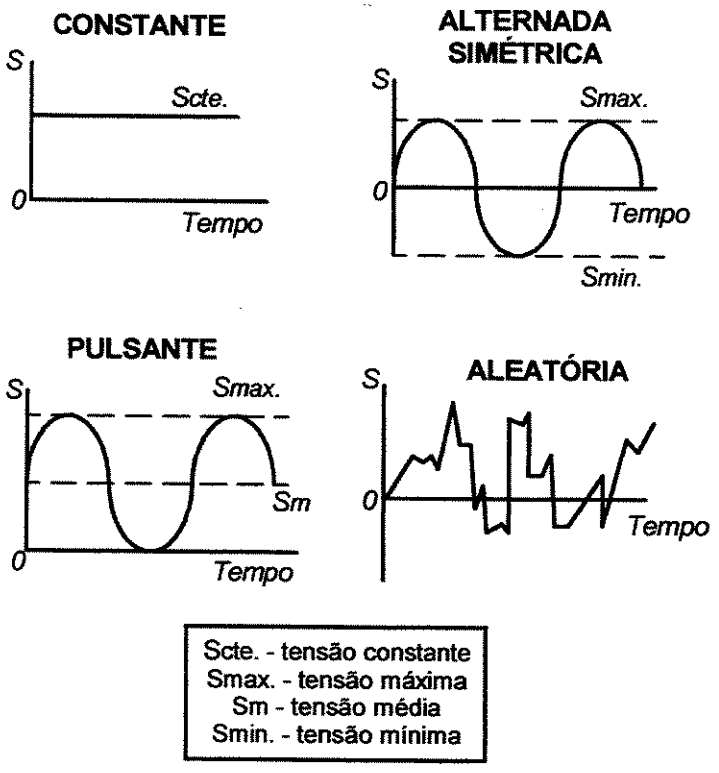


Figura 2.24- Tipos de solicitação mecânica aplicada a componentes mecânicos, (ASTM E-115-87).

Os diversos tipos de solicitação podem ser aplicados tanto diretamente sobre os componentes mecânicos, quanto sobre corpos de prova padronizados. Em termos gerais os ensaios de fadiga são efetuados na própria peça, em semi-acabados ou em corpos de prova usinados. Os ensaios efetuados na própria peça sempre são mais realistas e diretos, porém envolvem custos nem sempre aceitáveis. Na maioria das vezes opta-se pelo ensaio em corpos de prova usinados padronizados que representam indiretamente o componente, (SULLIVAN, 1979).

2.5.5 - Efeito das variáveis metalúrgicas na fadiga

Em termos gerais pode-se dizer que o aumento da resistência à fadiga é diretamente proporcional ao aumento do limite de escoamento dos materiais. Por outro lado, a sensibilidade ao entalhe também torna-se relevante com esse aumento. Mesmo pequenas descontinuidades na superfície do componente podem vir a comprometê-lo, dependendo do estado de tensões ao qual a descontinuidade está inserida, (SICOTTE, 1997), (MUHR , 1993).

Vários mecanismos e/ou processos vêm sendo aplicados aos materiais para o aumento de suas propriedades mecânicas, tais como encruamento, solução sólida, partículas dispersas, contornos de grão etc.. As propriedades de fadiga são muito sensíveis a pequenas alterações de microestrutura. Por exemplo, para aços com o mesmo limite de escoamento a estrutura perlítica apresenta menor resistência mecânica do que a esferoidizada, pois normalmente as lamelas da perlita funcionam como entalhes na estrutura, (MADAYAG, 1969).

Muitos dos danos que ocorrem durante a fadiga resultam do deslocamento de discordâncias e seu acúmulo nos contornos de grão. Para uma boa resistência a fadiga do componente é interessante que se crie barreiras ao seu movimento. O aumento do número de contornos de grão é uma maneira de retardar o seu movimento. A dependência do tamanho de grão na vida em fadiga de um componente está no estágio I de nucleação da trinca. A vida em fadiga pode ser correlacionada com o tamanho de grão do material matematicamente, como segue

$$N_f \propto d_g^{-\frac{1}{2}} \qquad (2.25)$$

Sendo N_f o número de ciclos em fadiga e d o tamanho de grão físico do material.

trinca. A vida em fadiga pode ser correlacionada com o tamanho de grão do material matematicamente, como segue

$$N_f \propto d_g^{-\frac{1}{2}} \qquad (2.25)$$

Sendo N_f o número de ciclos em fadiga e d o tamanho de grão físico do material.

As microestruturas temperadas apresentam uma excelente propriedade à fadiga. A estrutura martensítica revenida aplicada em válvulas dinâmicas fabricadas em aço carbono mostram-se eficazes em durabilidade e resistência mecânica.

Outro importante fator que afeta a vida em fadiga é a presença de inclusões não metálicas nos aços. As inclusões funcionam como intensificadores de tensão de tal forma a levar a nucleação da trinca dando início ao processo de fratura por fadiga, (HERTZBERG, 1989).

É possível então, aumentar a vida dos componentes mecânicos, diminuindo a quantidade de inclusões presente nos aços. Essa prática pode ser alcançada pelo controle de sua composição química durante a fundição do metal, resultando inclusões menores e deformáveis ao processo de laminação/conformação. Estudos atuais mostram que pela utilização de fornos a vácuo e práticas especiais de controle do processo de desoxidação, pode-se diminuir a quantidade de inclusões nos aços resultando numa maior vida dos componentes, (CICUTTI, C,1995). Pesquisadores mostram que inclusões menores que $15x16^{-6}$ m(15 microns) dificilmente levarão à fratura por fadiga. Na prática, é muito difícil assegurar-se que inclusões maiores que 15 microns não sejam encontradas, (HERTZBERG, 1989).

2.5.6 – Fatores associados ao processo de fabricação

Durante a transformação dos materiais vários efeitos são impostos aos componentes sejam estes benéficos e/ou maléficos, (MURTAZA & AKID, 1995).

fadiga são muito sensíveis a condição superficial, exceto onde defeitos internos estão envolvidos, todas as trincas iniciarão na superfície, (CONGLETON, CHEN,W, 1990). Os fatores que afetam a durabilidade de um componente em relação à superfície podem ser divididos em três categorias, (KRAUSS, 1980).

- rugosidade superficial ou condição de descontinuidade presente;
- mudanças das propriedades na superfície do metal e;
- mudança do seu estado de tensão residual.

Vários processos de fabricação que tratam diretamente com níveis de tensões devido a deformação plástica como laminação, forjamento, extrusão e estampagem são normalmente benéficos à fadiga pois introduzem tensões residuais de caráter compressivo, (COLLINS, 1981).

Os tratamentos térmicos aplicados aos aços sempre geram tensões residuais no componente. Principalmente aqueles que mudam suas propriedades mecânicas por meio de resfriamentos drásticos, como na austenitização. Para esses processos como na têmpera as tensões são geradas pela variação da extração de calor entre sua superfície e núcleo.

Os aços com microestrutura martensítica contêm tensões residuais trativas em sua superfície e compressivas em seu núcleo. Este tratamento isoladamente pode vir a resultar decréscimo das propriedades de fadiga de componentes se processos térmicos adicionais não forem aplicados. O tratamento térmico de revenimento alivia as tensões eliminando sua condição maléfica, (KRAUSS, 1980).

Deve-se salientar que o nível de tensão residual compressivo deve ser bem dimensionado, pois a durabilidade do componente depende da somatória algébrica de suas tensões compressivas com as de serviço, (MARTINS, J.A, 1998).

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1- Descrição dos materiais

Todo material utilizado neste trabalho foi fornecido pela empresa UDDEHOLM (Suécia) e por ele caracterizado genericamente de acordo com sua aplicação: aços para válvulas (valve steels), e mais especificamente, de acordo com suas características dimensionais (espessura e largura), suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão.

Esse material foi caracterizado metalograficamente através do estudo microscópico e por meio de ensaios mecânicos, por se tratar de material importado com poucos dados técnicos disponibilizados. Somente três empresas no mundo (Uddeholm, Sandvik e Hitachi) suprem a demanda de materiais para produtos de alto desempenho sob condições dinâmicas no ramo de válvulas de alta durabilidade.

Foram utilizados dois aços para a análise do processo proposto, cujas composições químicas estão mostradas na Tabela 3.1. O material de designação UHB-20C é um aço de alta resistência à tração comumente empregado para componentes de pequenas espessuras ($\leq$ 1,00 mm) e largura máxima de 240mm. É fornecido na condição temperado e revenido com microestrutura martensítica revenida fina, o que propicia uma elevada resistência à fadiga.

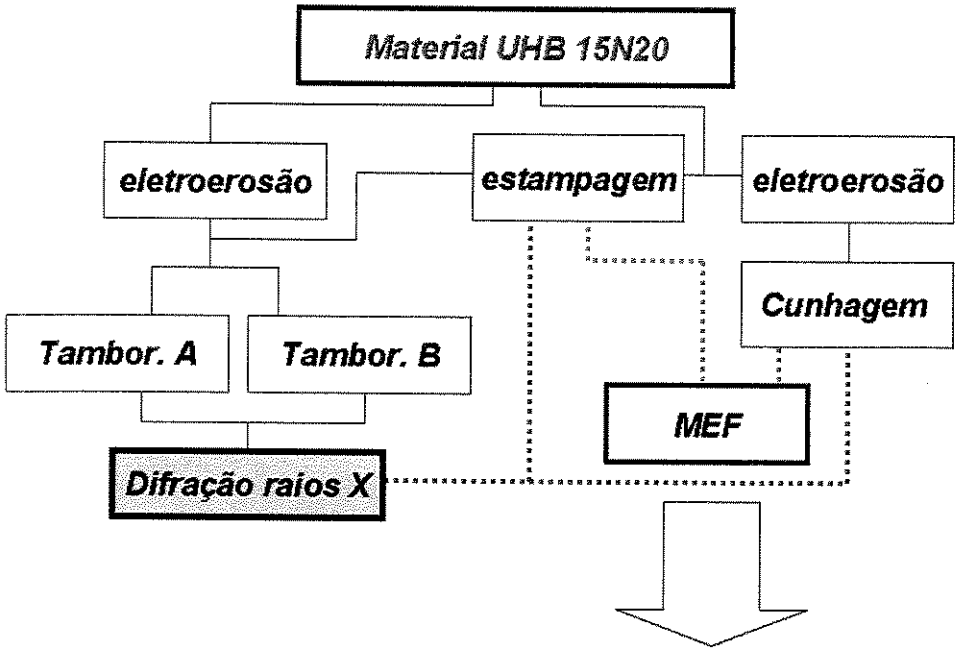
O material UHB 15N20 ligado ao Níquel possui um percentual de carbono de 0,75% sendo disponível em espessuras maiores (entre 1,00mm e 1,5mm) e largura máxima de 260mm. A adição de níquel em 2% confere uma homogeneidade microestrutural ao longo de sua seção transversal.

Tabela 3.1- Composição química de catálogo dos aços utilizados na fabricação de válvulas.

Tipo do Aço	**Composição Química (% nominal em peso)**							
	C	***Si***	***Mn***	***P máx.***	***S máx.***	***Cr***	***Ni***	***Mo***
UHB 20C	1.00	0.3	0.45	0.015	0.015	-	-	-
UHB15N20	0.75	0.3	0.4	0.020	0.015	-	2.00	-

Com o primeiro aço, UHB 20C foram realizados ensaios para sua caracterização, simulação e ensaios de corte, além dos ensaios dinâmicos. Com o UHB15N20, ensaios também para sua caracterização, ensaios de cunhagem, e para a medição da tensão residual e para simulação numérica . Os ensaios e processos aplicados nos materiais trabalhados são apresentados no Fluxograma da Figura 3.1.

(a)



(b)

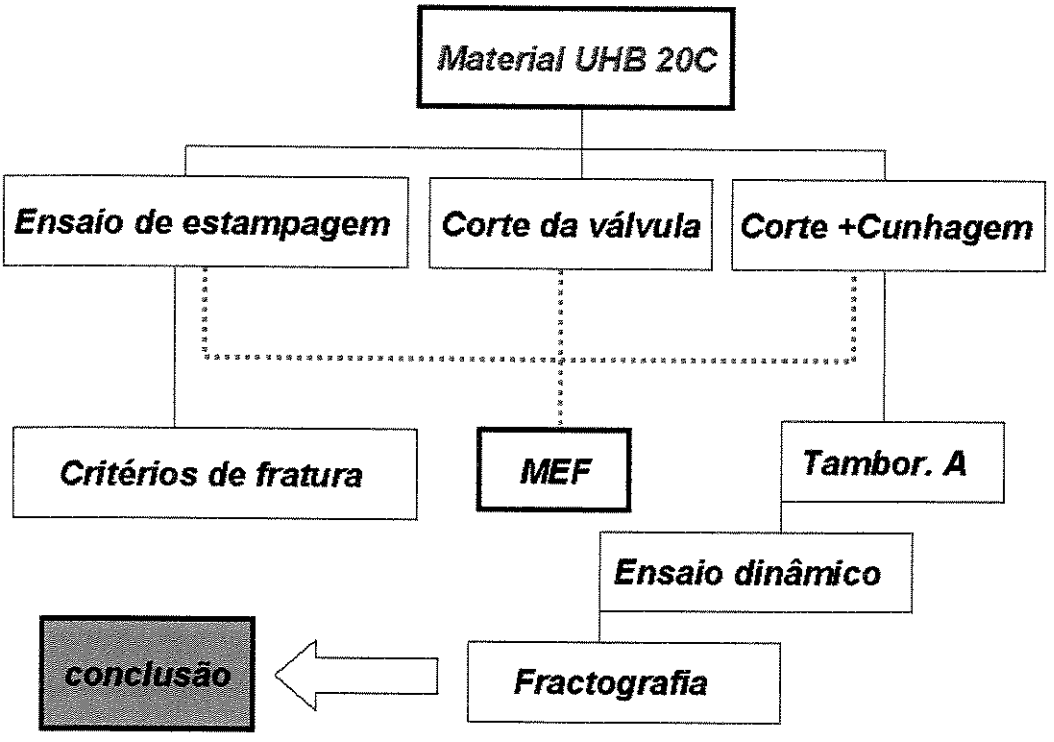


Figura 3.1- Fluxograma das amostras do material UHB-15N (a) e UHB-20C (b) nas condições de processamento e seus respectivos ensaios e simulações.

3.2- Análise microestrutural – Caracterização dos materiais

A espectrofotometria foi utilizada na determinação da composição química pela identificação e quantificação dos elementos químicos por meio de espectrofotômetro (EF). A caracterização foi completada pela microscopia, pela análise metalográfica e por ensaios mecânicos.

3.2.1- Espectrofotometria

A análise da composição química do material por espectrofotometria foi efetuada no laboratório da empresa ACESITA sendo utilizado um espectrofotômetro SPECTRO, modelo SPECTROLAB, série 1985/88.

A composição química é determinada pela avaliação óptica dos espectros emitidos pelos elementos sob radiação (comprimento de onda e sua intensidade) resultante de alta diferença de potencial aplicada sobre a amostra, contida numa câmara com atmosfera controlada (Argônio). O isolamento da atmosfera por um gás inerte evita qualquer dispersão da radiação resultante da combinação de elementos da análise com da atmosfera. Com a análise da freqüência de onda e sua intensidade, um software residente determina o elemento químico que emitiu a radiação e sua quantidade, comparativamente a padrões pré estabelecidos.

A amostra para análise do material UHB 20C foi cortada numa geometria quadrada de dimensão 25mm de lado, garantindo uma boa estabilidade na base da máquina e para o contato com o eletrodo de diâmetro de 18mm. As superfícies foram lixadas utilizando-se uma lixadeira tipo cinta com granulometria de 60μm para a eliminação de impurezas tais como gorduras, óleos, água, ou óxidos presentes na amostra.

3.2.2- Microscopia

A microscopia óptica (MO) foi utilizada para caracterizar as microestruturas, revelar os contornos de grão, avaliar as fases e a distribuição de inclusões.

Para a microscopia óptica foi utilizado o microscópio UNION OPTICAL modelo Mec-5Bi, série N.7315, com aumento de 50 a 1000 vezes, no laboratório físico-químico da Associated Spring do Brasil. Esse aparelho foi utilizado na verificação e análise de inclusões, na medição do tamanho de grão e na identificação de fases do material.

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi utilizada para evidenciar a deformação mecânica e caracterizar as superfícies de fratura do material. Também foi utilizada para a análise dos elementos químicos das inclusões, identificando-os e quantificando-os pelo método EDS, *(Energy Diffaction Scanning)*.

A MEV foi efetuada numa máquina JEOL modelo JXA 840 no laboratório de caracterização de materiais do DEMA-FEM da UNICAMP e também na ACESITA com uma máquina Philips modelo XL-30 para a caracterização dos elementos presentes nas inclusões.

A-Preparação das amostras

Foram preparadas amostras tanto para a análise do tamanho de grão quanto para a verificação das inclusões e fases. Para ambas, o procedimento de preparação das amostras foi o mesmo consistindo do corte transversal de parte da matéria prima no estado como recebido (temperado e revenido), e de seu embutimento em baquelite prensado a uma temperatura de 150°C por 30 minutos sob uma pressão de 180 bar.

Após o embutimento, a amostra foi lixada em máquina rotativa plana com granulometrias decrescentes e polidas numa fase final com pasta de diamante de 1μm.

As amostras para a verificação do tamanho de grão e da avaliação de fases foram atacadas quimicamente, enquanto que as amostras para a análise de inclusões foram lixadas e polidas.

O reagente utilizado para revelar o tamanho de grão baseou-se no estudo de (LIBARDI, 1998) na análise de aços eutetóides ligados laminados; sendo constituído de:
10 g de ácido pícrico;
100 ml de H_2O destilada;

10 ml de glicerina;

temperatura de 80°C por um período de 10 minutos.

Para revelar a microestrutura, foi utilizado um reagente com, 1 a 5 ml de HNO3 em 99 ml de etanol (95%) ou metanol (99%).

Após o ataque as amostras foram dispostas ao ar forçado para sua completa secagem.

B-Medição do tamanho de grão

Normalmente, o contorno de grão austenítico é difícil de ser revelado, principalmente em aços temperados e revenidos, nos quais o ataque é mais efetivo na obtenção da orientação da martensita do que propriamente para revelar os contornos de grão, (KRAUSS, 1980).

Os dados relativos ao tamanho de grão não são discriminados no catálogo do fabricante, já que somente uma referência é dada para espessuras menores que 0,38mm. Assim, o material UHB 20 C possui um tamanho de grão referencial de 15μm.

Neste trabalho, o material analisado foi o UHB 15N20, e essa análise foi efetuada em MO, sendo a dimensão obtida comparada ao padrão ASTM E112-88 para a obtenção de seu número normalizado.

C - Inclusões, disposição, forma e composição química.

As inclusões foram avaliadas quanto a sua quantidade, forma e composição química. A análise da amostra quanto a quantidade de inclusões e geometria foi efetuada comparando-as a padrões da NBR-9208 para uma ampliação de 100x num MO. A análise das inclusões quanto a sua composição química foi efetuada em MEV pelo método EDS no laboratório da ACESITA.

D - Identificação de fases

A análise da microestrutura do material UHB 15N20, devidamente polido e atacado como descrito previamente, foi feita por MO para a verificação e a identificação das fases, com o objetivo de compará-las as informações apresentadas em catálogo pelo fornecedor.

3.3 – Propriedades Mecânicas

3.3.1 – Ensaio de tração

O fabricante da matéria prima disponibiliza os valores de limite de resistência a tração com valores tolerados, enquanto que outras propriedades tais como limite de escoamento e deformação na fratura são apresentados apenas como referências. Já propriedades como módulo de elasticidade, coeficiente de *Poisson,* e coeficiente de anisotropia e dados relativos a ductilidade não são mencionados, (Tabela 3.2).

Tabela 3.2- Propriedades Mecânicas de referência para materiais com espessuras maiores que 1,0mm (UDDEHOLM).

Tipo do Aço	Deformação de Engenharia à Fratura (%)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência a Tração (MPa)
UHB 20C	4.5	1750	1910 +/- 100
UHB15N20	8.0	1370	1520 +/- 100

A análise das propriedades mecânicas foi efetuada para o material *UHB 20C* de espessura 0,3mm e para o *UHB 15N20* de espessura 1,5mm.

Os corpos de prova (Figura 3.2) foram cortados por eletroerosão a fio utilizando-se uma máquina AGIE modelo AC-50. Os ensaios foram efetuados de acordo com as normas ABNT NBR 6152 e ASTM E 8 numa máquina de tração de marca MTS modelo TestStar II

com capacidade de 100 kN. O controle de deslocamento foi feito por meio de extensômetro MTS632.24C-50. A velocidade de deslocamento do pistão foi de 0,02mm/s. 0,25mm/mm.

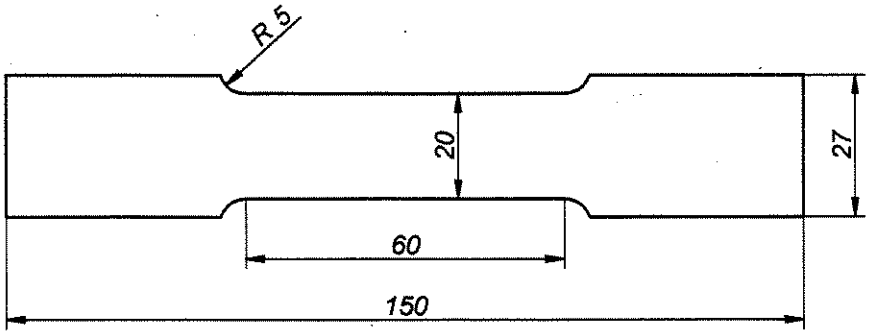


Figura 3.2- Corpo de prova para ensaio de tração, (NBR-6152).

As propriedades obtidas foram o módulo de elasticidade ou de *Young* E, o coeficiente ou razão de *Poisson*, o limite de escoamento (σ_o), o limite de resistência a tração (σ_t), o alongamento total (A), e a redução de área (Z).

Foram preparados 3 corpos de prova no sentido de laminação para cada material analisado (*UHB 20C e UHB 15N*) totalizando 6 amostras.

O módulo de elasticidade foi determinado pelo ensaio de tração pela razão na tensão aplicada e a deformação na região elástica (expressão 3.1). Já o coeficiente de *Poisson,* pela razão entre a deformação na direção (x) , longitudinal ao corpo de prova e a deformação na direção (y) transversal à direção de aplicação da carga (expressão 3.2).

$$E = \sigma / \varepsilon \qquad (3.1)$$

$$\nu = \varepsilon_y / \varepsilon_x \qquad (3.2)$$

O limite de escoamento foi determinado pela análise gráfica dos resultados obtidos nesse ensaio.

3.3.2 – Índices de anisotropia

Os índices de anisotropia médio e planar foram determinados a partir dos resultados dos ensaios de tração (expressões 3.3 e 3.4), para tanto foram medidas as deformações na largura e na espessura do material UHB 15N20.

O objetivo da determinação dos índices de anisotropia médio R e o coeficiente de anisotropia planar ΔR foi na verificação indireta da textura do material que pode influenciar o comportamento dinâmico do material, fato este não comprovado na literatura porém descrito no intuito da caracterização dos materiais. Não será estudada a influência da textura do material no comportamento dinâmico da válvula, mesmo porque este não é exatamente o objetivo do trabalho. Por outro lado, é uma referência importante para a determinação da validade da utilização da difratometria para a medição da tensão residual.

Índices de anisotropia:

$$\overline{R} = \ln (w / w_0) \ / \ \ln (t / t_0) \qquad (3.3)$$

Anisotropia planar:

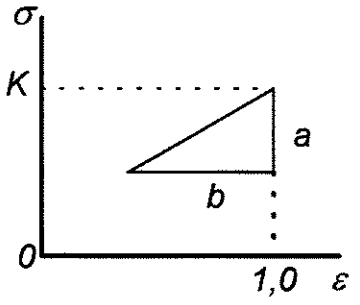
$$\Delta R = (R_0 + R_{90} - 2 \times R_{45}) / 2 \qquad (3.4)$$

Foram verificados três corpos de prova para cada direção (0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação) na determinação dos coeficientes de anisotropia

3.3.3 – Determinação dos coeficientes da equação de *Holloman*

A equação de Holloman foi determinada pela determinação do coeficiente de resistência (K) e do expoente de encruamento (n), que foi obtido pela determinação da inclinação da reta ajustada à curva de tensão versus deformação na região plástica para um gráfico logarítmico, (Figura 3.3).

Já o coeficiente de resistência foi obtido pela determinação do valor de resistência a tração (na reta usada para o expoente de encruamento) para um nível de deformação verdadeira de 1,0, (DIETER, 1988).



- para um gráfico log-log temos:
- $n = a / b$
- $\varepsilon = \ln (1+e) = 1/ 1\text{-}q = 1,0$ sendo,
- $\sigma = K \times \varepsilon^n$ (3.5)

Figura 3.3- Esquema representativo da determinação da equação de Holloman.

A equação de Holloman foi determinada para ambos os materiais UHB 15N20 e UHB 20C já que ambos foram submetidos aos processos de deformação plástica e estudados pelo método de elementos finitos.

3.4- Ensaios de corte por estampagem

3.4.1- Curva força versus deslocamento do punção

O levantamento da curva força versus deslocamento do punção para a estampagem do aço de alta resistência UHB 20C objetivou a verificação da profundidade de penetração do punção para a qual há a ruptura. Essa informação foi usada para a validação do modelo de Elementos Finitos (MEF) tanto na análise dos níveis de tensão no decorrer do processo quanto no estudo dos critérios de fratura.

Esse ensaio foi efetuado no laboratório de ensaios mecânicos do DEMA – UNICAMP numa máquina MTS- TestStar II com capacidade 100 kN. O material estampado foi uma figura circular plana de diâmetro 12,5mm, espessura de 0,30mm com velocidades de corte de 15 e 30mm/s. Os ensaios foram efetuados nas duas velocidades para a verificação da influência das taxas de carregamento no comportamento do material.

A ferramenta utilizada nesses ensaios mostrada na Figura 3.4 e Tabela 3.3 é caracterizada por apresentar guia fixa (guia do punção) com gaveta de abertura de 1,6 vezes a espessura da chapa (0,48mm), ou seja, 0,18mm de folga entre a guia dos punções e a chapa a ser cortada. A folga entre punção e guia é de 0,016 vezes a espessura da chapa (0,0048mm), e entre o punção é igual a 0,05mm. Os raios do punção e da entrada da matriz foram usinados para 0,050mm.

A folga total de corte entre punção e matriz foi de 10% da espessura da chapa, 0,030mm (0,015mm/lado). A matriz, o porta punções e o guia foram cortados por eletro-erosão a fio numa máquina AGIE modelo AC-50. Os punções foram usinados em torno convencional, seu diâmetro externo retificado em retífica cilíndrica FERDIMAT modelo UA-71 e o topo acabado em retifica plana JONES & SHIPMAN modelo 540 E. O topo do punção foi retificado perpendicularmente ao seu corpo, evitando qualquer desalinhamento que pudesse influenciar na força de corte durante os ensaios.

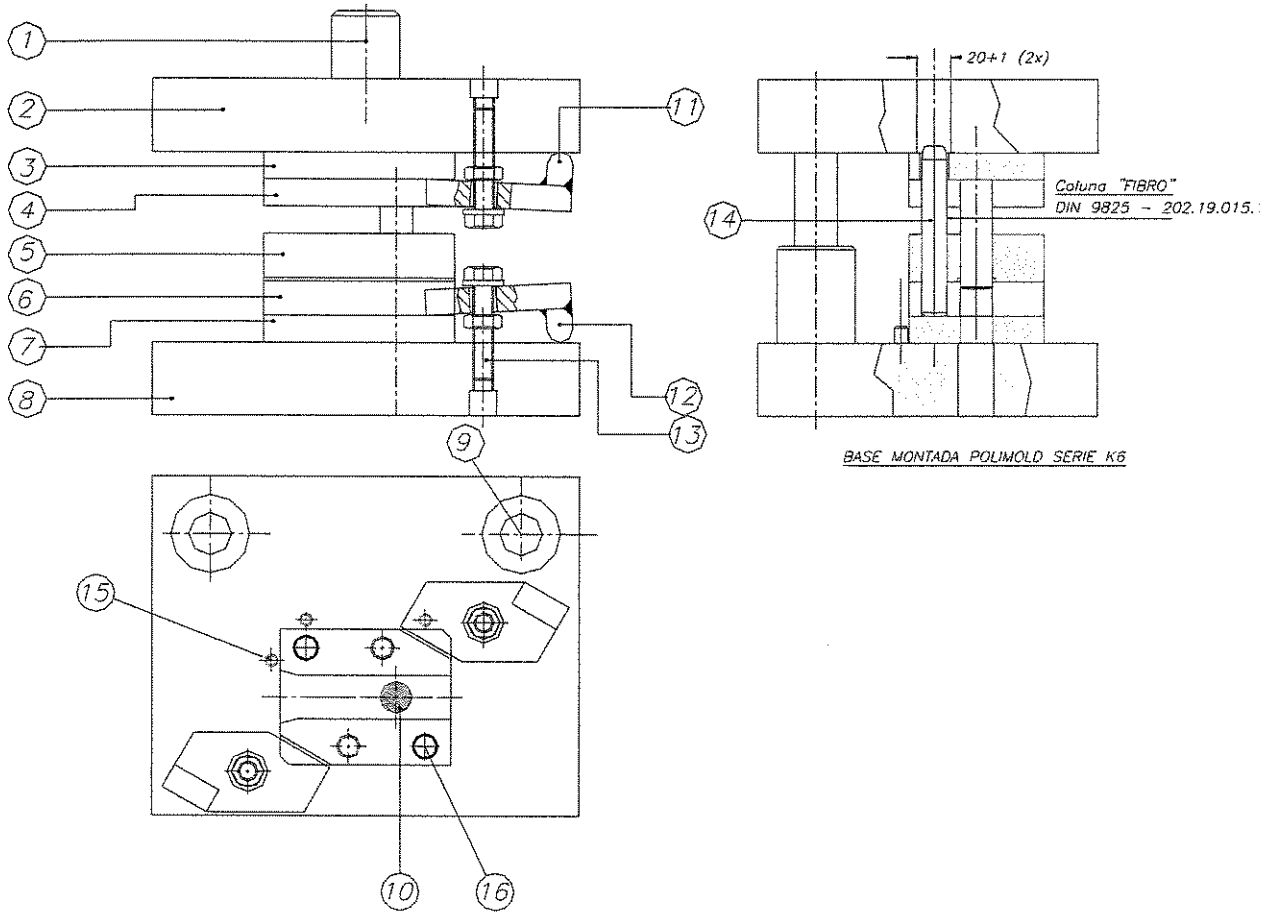


Figura 3.4- Desenho da ferramenta de corte por estampagem.

Tabela 3.3 – Descrição dos componentes utilizados na confecção da ferramenta de corte.

Posição	**Qtde**	**Descrição**	**Material**
01	01	Espiga	SAE- 1045
02	01	Base superior	SAE –1045
03	01	Placa de choque superior	VND (Temp. e Revenido – 60HRC)
04	01	Porta punções	SAE-1020
05	01	Guia do punção	VND (Temp. e Revenido – 56HRC)
06	01	Matriz	PCM-10V (64 HRC)
07	01	Placa de choque inferior	VND (Temp. e Revenido – 56 HRC)

08	01	Base inferior	SAE-1045
09	02 conj	Coluna, bucha de esferas e bucha fixa	Comprado
10	01	Punção dia. 12,5mm	PCM-10V (63HRC)
11	02	Grampo superior	SAE-1020
12	02	Grampo inferior	SAE-1020
13	04	Parafuso de fixação	STD
14	02	Pino guia (coluna)	Comprado
15	03	Pino posicionador	Comprado
16	04	Parafuso cab. red. Sext. Interno	Comprado

3.4.2- Análise da influência das taxas de carregamento relativas as máquinas de estampagem.

A fim de verificar se uma condição adiabática foi estabelecida na operação de corte por estampagem do material UHB20C, foram estampadas válvulas em duas máquinas distintas, em uma prensa excêntrica mecânica e uma prensa eletromagnética, que aparecem nas Figuras 3.5 e 3.6. A diferença entre as máquinas está nas diferentes taxas de carregamento do processo de corte por estampagem resultantes das desigualdades das velocidades dos martelos.

Primeiramente foi medida a velocidade de impacto de cada máquina para que em seguida fosse determinada a condição de corte, taxa de carregamento, conforme a expressão 3.6 abaixo,

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{v}{L} \qquad (3.6)$$

onde v é a velocidade de deslocamento do punção e L para o caso do ensaio de corte por estampagem, é a espessura do material.

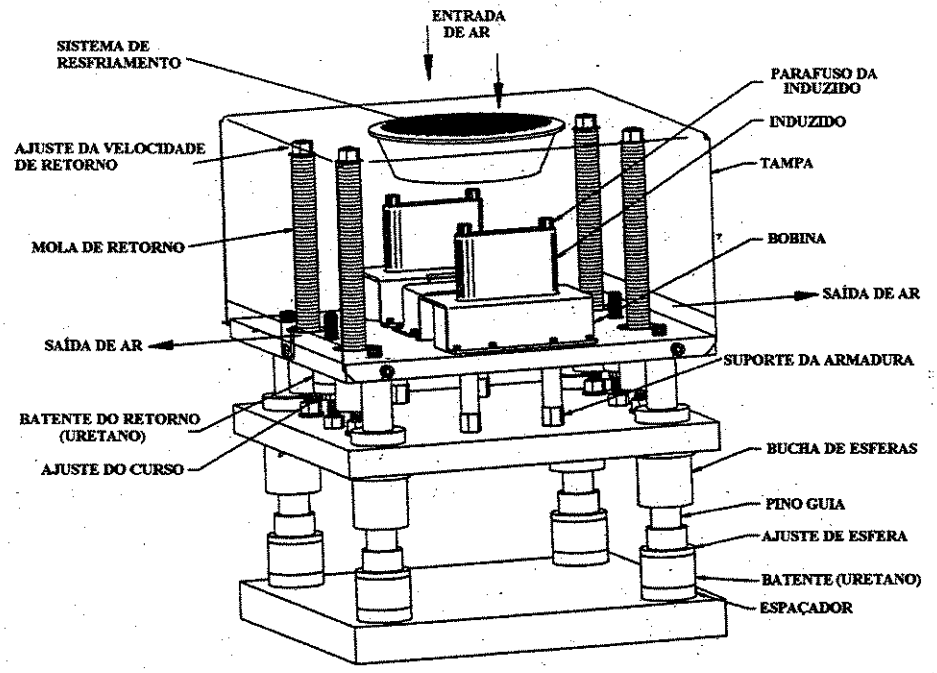


Figura 3.5 – Prensa eletromagnética

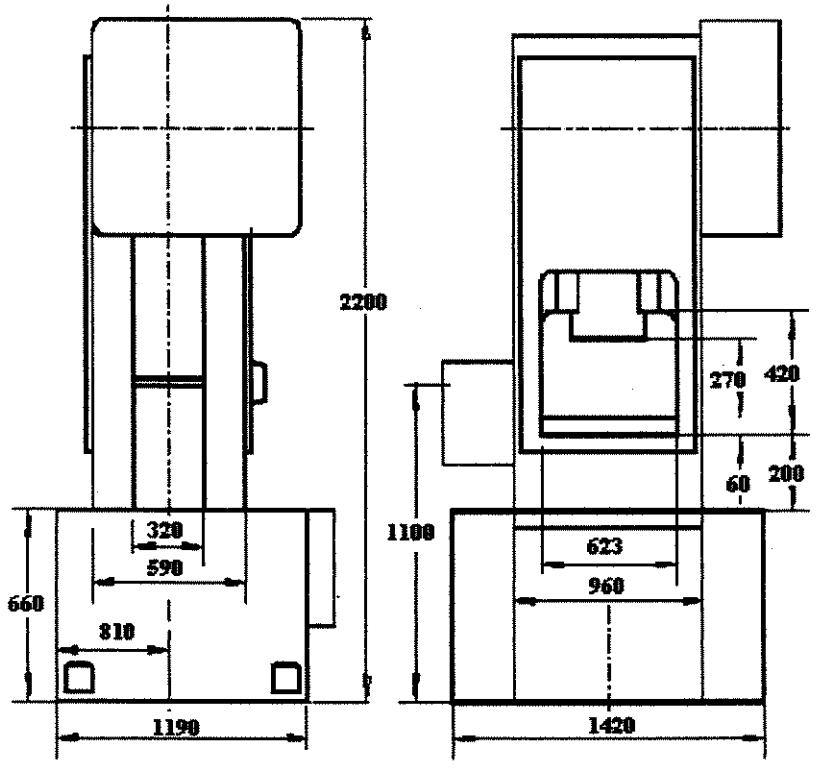


Figura 3.6- Prensa excêntrica mecânica

A evolução da taxa de carregamento em patamares acima de 100 s^{-1} (segundo publicação específica, (PAN ,2001)), em geral levam a um aumento do limite de escoamento do material, do limite de resistência a tração, da deformação à fratura, com a diminuição em geral do valor do expoente de encruamento n .

Apesar de materiais metálicos apresentarem, a grosso modo, o mesmo comportamento, suas características tais como composição química, tensão residual, densidade de discordâncias e propriedades mecânicas fazem com que não haja uma regra nem tão pouco uma teoria de convergência de comportamento em base as suas variações, (BASSIM e PANIC, 1999).

Há uma condição limite de taxa de carregamento para o qual o material apresenta uma condição térmica relevante e que deve ser considerada. Esta condição denominada adiabática faz com que o material assuma um novo comportamento mecânico em relação a sua deformação à fratura. O material normalmente assume os mesmos comportamentos já descritos anteriormente para altos níveis de deformação, muito embora devido a condição térmica restrita presente na operação, haja uma menor deformação à sua fratura. Como se sabe (BASSIM e PANIC, 1999), materiais considerados mais frágeis alcançam sua condição adiabática a menores taxas de carregamento, havendo um amolecimento parcial e localizado.

Para a medida da velocidade das duas máquinas foi utilizado um acelerômetro digital CSI Instruments modelo A0720GP.

A medida na prensa excêntrica mecânica foi feita durante a estampagem do material UHB-20C na condição usual de fabricação de peças, aproximadamente 180 golpes por minuto.

Já para a prensa eletromagnética, a velocidade de estampagem utilizada foi a condição limite de velocidade de produção da máquina, 90 golpes por minuto.

A determinação da possível condição adiabática foi feita comparando-se as superfícies cortadas (condições geométricas) provenientes de cada máquina.

3.4.3- Corte da chapa para medida da tensão residual

Devido a não possibilidade de análise de amostras com pequenas espessuras por difração de raios X, pela limitação da resposta do equipamento (intensidade) para regiões de áreas restritas, a estampagem do material para a medida da tensão residual no processo foi efetuada para uma espessura de chapa de 1,5mm, com o material UHB 15N20.

O objetivo dessa estampagem foi a verificação do nível de tensão residual no material na mesma condição do processo de fabricação de válvulas.

A operação foi efetuada em guilhotina mecânica NEWTON modelo TM-8, com capacidade para chapas de 25mm de espessura e 1000 mm de comprimento. Os parâmetros de folga de corte e batente da chapa (simulando uma ferramenta de guia fixa) foram mantidos de acordo com as condições descritas para todos os ensaios e simulações numéricas realizadas neste trabalho.

Foram ensaiadas mais duas amostras deste mesmo material: a primeira, cortada por eletroerosão e então submetida aos processos de tamboreamento A e B para verificar a efetividade de cada um desses processos na obtenção de tensões residuais, já que supostamente, a condição de corte por eletroerosão não gera tensões. A segunda amostra foi cortada por estampagem, e então submetida a ambos os processos adicionais de tamboreamento.

3.4.4 – Ensaios de cunhagem

A-Materiais utilizados

A cunhagem foi efetuada tanto no material UHB-15N20 em chapa de espessura 1,5mm cortado por eletroerosão, e numa válvula dinâmica estampada como mostra a Figura 3.6.

O propósito da cunhagem da chapa foi a medida por raios-X da tensão residual introduzida para então compará-la aos resultado obtidos no MEF.

Já no caso da válvula, objetivou-se a introdução de tensões residuais compressivas que resultassem no aumento da sua durabilidade.

A deformação por cunhagem foi efetuada numa válvula para compressores estampada em aço carbono UHB-20C, espessura de 0,381mm. As regiões deformadas foram os dois furos centrais e seu contorno ao longo da região de maior tensão, como detalhados na Figura 3.7.

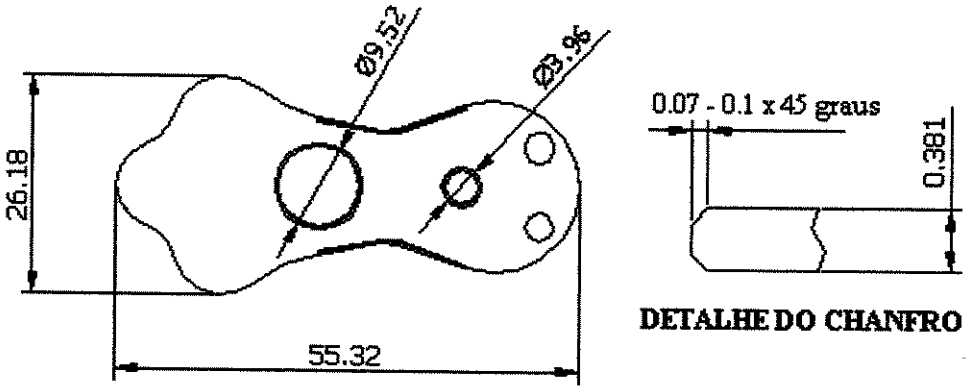


Figura 3.7 – Válvula cortada por estampagem e cunhada.

O chanfro efetuado na chapa foi projetado para uma dimensão de 0,25mm para a chapa e entre 0,07 a 0,10 mm para a válvula.

O ângulo do chanfro foi mantido em 45° de inclinação para ambos os casos.

B - Ferramenta para cunhagem

Para o caso da chapa, o chanfro foi efetuado com um punção chanfrado a 45 graus, com a chapa disposta sobre uma superfície plana, restringindo-se seu movimento na direção horizontal. O punção teve seu movimento limitado verticalmente por um limitador.

A ferramenta para a cunhagem desenvolvida para a válvula dinâmica que aparece na Figura 3.8 e Tabela 3.4, foi construída nos mesmos moldes da ferramenta de corte por estampagem no tocante aos materiais empregados. Sua concepção permitiu a aplicação de carregamento sobre os cantos da peça e seus furos, que são as regiões de maior tensionamento em trabalho. A altura do chanfro foi regulada pela limitação do punção, por meio de batentes, da altura de atuação do punção.

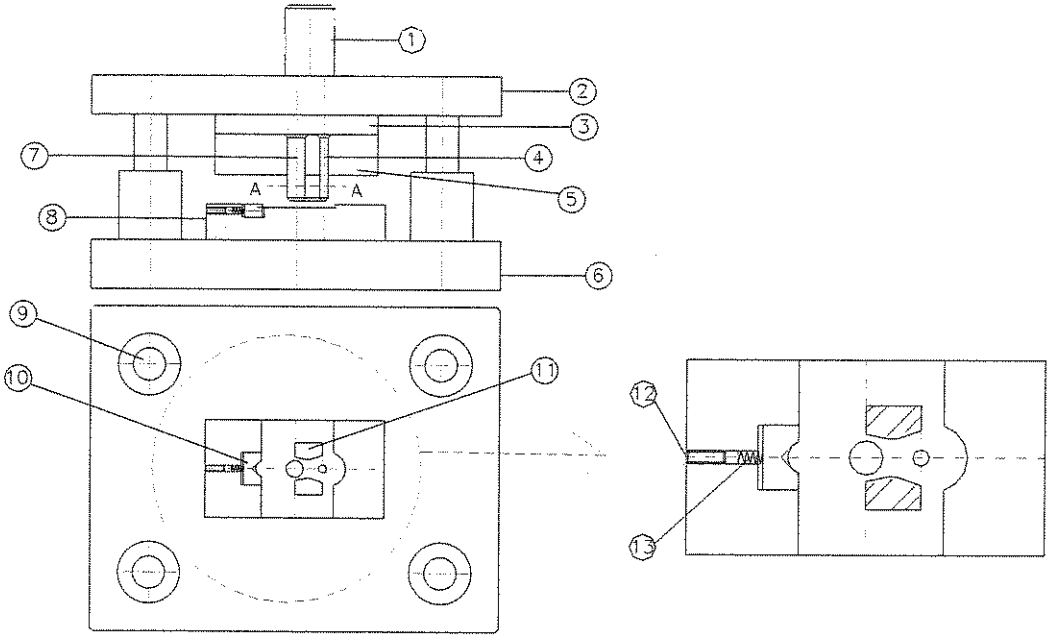


Figura 3.8 – Ferramenta para trabalho de cunhagem.

Tabela 3.4 – Descrição dos componentes utilizados na confecção da ferramenta de cunhagem.

Posição	Qtde	Descrição	Material
01	01	Espiga	SAE- 1045
02	01	Base superior	SAE –1045
03	01	Placa de choque superior	VND (Temp. e Revenido – 60HRC)
04	01	Punção de forma	PCM-10V (63HRC)
05	01	Guia do punção	VND (Temp. e Revenido – 56HRC)
06	01	Base inferior	SAE-1045
07	01	Punção de forma	PCM-10V (63HRC)

08	01	Matriz	PCM-10V (63HRC)
09	04 conj	Coluna, bucha de esferas e bucha fixa	Comprado
10	01	Posicionador	SAE-1045 (T. e Revenido 56HRC)
11	02	Grampo superior	SAE-1020
12	02	Grampo inferior	SAE-1020
13	04	Parafuso de fixação	STD
14	02	Pino guia (coluna)	Comprado
15	03	Pino posicionador	Comprado
16	04	Parafuso cab. red. sext. Interno	Comprado

3.5- Tamboreamento

A operação de tamboreamento foi efetuada para avaliar sua influência na tensão residual de amostras do material UHB 15N20, quadrada de 20mm de lado e espessura de 1,5mm nas condições, cortada por eletroerosão e por estampagem. Essa operação foi efetuada sob diferentes parâmetros de processo, que caracterizam os processos denominados A e B. Mesmo com características diferentes, o tempo de processo foi mantido igual para ambos os processos. O processo de tamboreamento não é detalhado no trabalho por tratar-se de tecnologia considerada sigilosa pela empresa, sendo, portanto seu acesso restrito aos seus funcionários e a quem possa interessar mediante consulta.

Essa operação também foi efetuada em válvulas nas condições somente estampada e estampada e cunhada, com o objetivo de verificar-se o estado de tensões introduzido por cada processo, e avaliar-se como foram afetadas pelo tamboreamento, além da verificação do processo mais atrativo as eliminações das regiões mais externas que detêm estados de tensão trativos, segundo a simulação por elementos finitos para a válvula.

3.5.1 - Medida dos perfis cunhados e tamboreados.

Essa medida foi efetuada tanto para a peça que sofreu o processo de cunhagem no qual obteve-se o chanfro por deformação mecânica, quanto para a peça tamboreada.

Para a regulagem da altura da ferramenta e obtenção da altura do chanfro entre 0,07 e 0,40mm, foi feita a medida sucessiva de chanfros cunhados numa máquina para medida de perfis de cantos *Contracer*, Mitutoyo, modelo CBH-400, ver Figura 3.9.

Essa máquina é composta pelos seguintes componentes:

1- Ponta Stylus, que toca a peça e se move sobre o perfil do canto ;
2- unidade motriz X-Z responsável pelo movimento da ponta de medição em X;
3- dispositivo de posicionamento, onde a peça a ser medida é disposta;
4- computador que, através de software específico, gera o perfil medido pela ponta durante seu movimento;
5- base da máquina para o ajuste da posição X-Y da peça.

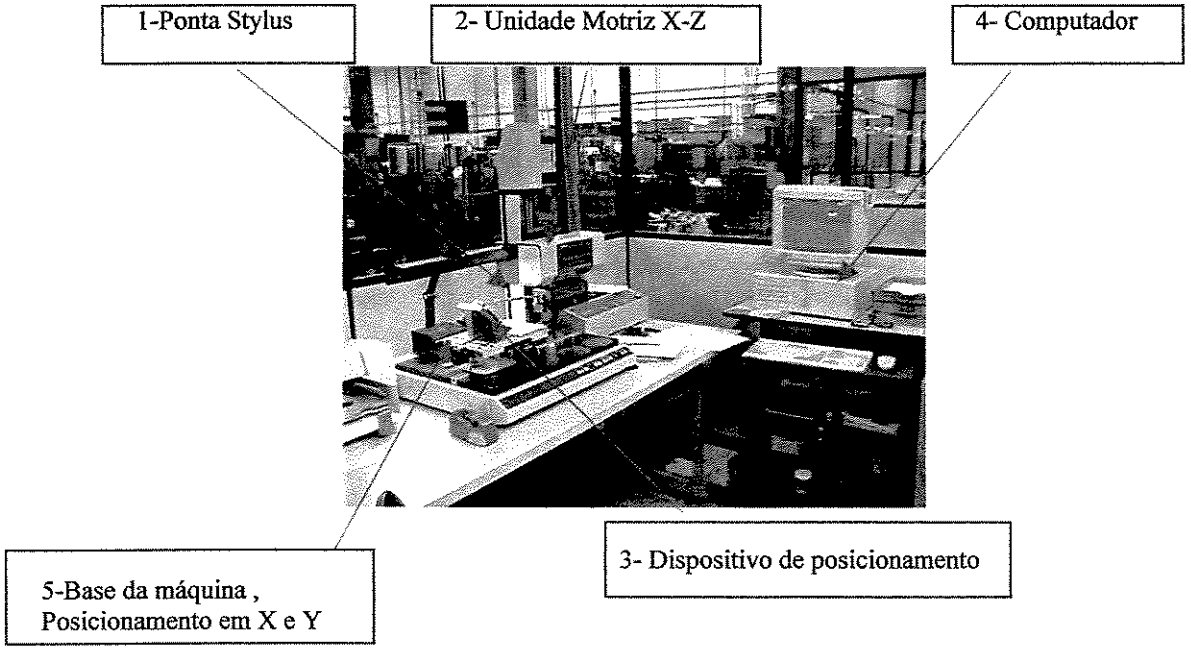


Figura 3.9 – Equipamento de medida de perfis de cantos *(Contracer)*

A peça é montada no dispositivo de posicionamento num ângulo de aproximadamente 45° (determinado pela base). A ponta, fabricada em carboneto de Tungstênio, transita pela região da aresta através do movimento da Unidade Motriz X-Z, traçando automaticamente o perfil do canto na tela do computador por intermédio do software do sistema. Após o delineamento da aresta, o operador do equipamento mede através de uma escala de fundo, as dimensões da figura ou para o caso de um raio de canto, define a circunferência que melhor se ajusta ao perfil.

3.6- Análise de Elementos Finitos (MEF)

A simulação objetivou especificamente o estudo da morfologia de tensões e deformações da seção transversal durante o processo de corte, bem como durante o processo de cunhagem da chapa e da válvula.

A simulação também foi importante para fornecer dados de tensões e deformações durante esses processos, para a análise dos critérios de falha aplicáveis à condição prática de corte por estampagem.

A análise de elementos finitos foi efetuada no laboratório de conformação mecânica da UNICAMP, onde foi utilizado o software SUPERFORM versão 2002. Esse software é específico para trabalhos de simulação de processos de deformação plástica a frio e a quente de materiais metálicos.

A simulação levou em consideração todos os parâmetros dos ensaios mecânicos e de estampagem realizados no laboratório de ensaios mecânicos do DEMA-FEM da UNICAMP. Sendo, E = 210 000 MPa e $\nu = 0{,}30$ para comportamento elástico e $\nu = ½$ para comportamento plástico. O coeficiente de Poisson foi determinado experimentalmente somente para a porção elástica, sendo a porção plástica assumida como sendo ½ (incompressível), normalmente encontrado na literatura.

Todos os elementos das ferramentas foram fielmente copiados da condição real tendo sua devida consideração no modelo. Todos os elementos que não o material a analisar foram considerados perfeitamente rígidos e geometricamente corretos. Essa condição foi adotada por não se conhecer detalhadamente as propriedades mecânicas do material empregado na construção do punção e matriz da ferramenta, o que mereceria um tempo maior para seu levantamento e medição. Da mesma forma, não se analisou a fundo as prováveis possibilidades de erros geométricos e não se mediu os presentes na ferramenta. Optou-se então, para maior facilidade de modelamento, sabendo-se dos erros introduzidos, pela adoção de um punção e matriz como elementos perfeitamente rígidos e geometricamente corretos. Essa hipótese foi assumida para se obter um modelo de maior

simplicidade e por se acreditar que tais erros não são de grande representatividade no processo de análise da tensão residual.

O coeficiente de atrito considerado foi o de Coulomb de 0,3, o mesmo utilizado para operações de trefilação com pouca lubrificação.

Para a condição de corte e de deformação por cunhagem da chapa de UHB-15N20 com 1,5mm de espessura foi utilizada uma malha de elementos quadráticos axi-simétricos com trinta e oito nós na direção da espessura da chapa, conforme pode se observar na Figura 3.10.

Já para o corte e deformação por cunhagem da válvula dinâmica foram mantidos dez nós na direção da espessura da chapa.

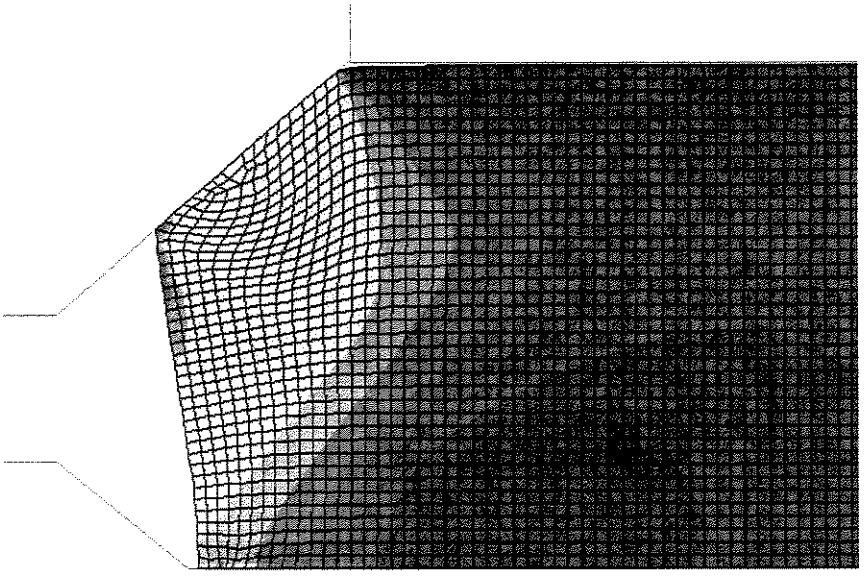


Figura 3.10 – Configuração da malha para o material UHB-15N20 para a operação de cunhagem.

Como se trata de um processo de estampagem simétrico, somente um lado do material foi simulado de forma bidimensional, além da não utilização do remalhamento na simulação pois, numa análise preliminar, verificou-se que apesar de obter-se um melhor

delineamento na morfologia do estado de tensão, havia pouca diferença na intensidade das tensões resultantes, a qual não justificaria o estudo nessa condição. Objetivou-se dessa forma a diminuição do tempo de processamento sem prejudicar os resultados.

Preliminarmente à simulação dos processos a serem efetuados para o estudo da tensão residual, foi efetuada a simulação de uma condição básica de flexão para a análise de tensões residuais obtidas pelo modelo numérico. Simulou-se a deformação plástica de uma barra circular de 20mm de diâmetro por 100mm de comprimento bi-apoiada em 70mm com carregamento pontual em sua região média, numa condição semelhante à da Figura 2.16 do Capítulo 2. O material simulado foi um aço baixo carbono SAE-1020 com suas propriedades elastoplásticas já disponíveis no software. O coeficiente de atrito de Coulomb foi adotado igual a 0,3 e uma carga aplicada de 8,5kN. Foi utilizada uma malha de elementos quadráticos, com distanciamento de 0,50mm entre os nós. Os resultados obtidos mostraram-se condizentes com a teoria relativa a esse tipo de deformação, conforme descrita no Capítulo 2. Essa simulação prévia foi efetuada no intuito da validação do software para trabalhar com tensões residuais.

Para o processo de corte por estampagem a velocidade de corte adotada na simulação pode ser considerada baixa, e da mesma ordem de grandeza dos ensaios em laboratório. Com isso, como a diferença entre os resultados da curva de força versus deslocamento do punção dos ensaios laboratoriais não foi significativa, conforme verifica-se no Capitulo 4.4 (Resultados dos ensaios de corte por estampagem), adotou-se a curva de velocidade de trabalho do software para trabalhos de deformação a baixas taxas de carregamento, sem se preocupar com a evolução da velocidade de deformação no decorrer do processo.

O critério de escoamento utilizado na simulação foi o de von Mises para materiais isotrópicos, (de acordo com nos resultados obtidos da análise da textura do material descrita no Capítulo 4.3.2, (Anisotropia), tanto para a simulação da operação de corte por estampagem como a de cunhagem do material. Esse critério foi selecionado por ser

aplicado com sucesso na maioria dos estudos de cortes por estampagem, e de deformação plástica, pela sua facilidade de manipulação.

A tensão equivalente de von Mises, no estudo por elementos finitos, após o relaxamento do carregamento do punção nos processos de corte e cunhagem, foi considerada como a intensidade de tensão no material a ser comparada com os valores encontrados por difração de raios-X.

Outra maneira de se efetuar este tipo de análise seria a determinação do tensor de tensão de maior relevância na deformação plástica, como por exemplo a comparação da tensão ortogonal τ_{xy} com a tensão obtida na difratometria para o processo de corte por estampagem. Esse método no entanto não foi aplicado por considerar-se o processo de conformação plástica de tal complexidade que não seria prudente a determinação de seu estado de tensões pela atribuição de somente uma tensão ortogonal ou principal como representativa de tal estado, principalmente para o processo de cunhagem.
Mesmo assim, as direções das tensões principais (co-senos diretores) foram determinadas para a verificação das tensões principais que mais contribuem na determinação da tensão equivalente ou residual.

A determinação do estado de tensão por elementos finitos forneceu dados importantes na análise das superfícies de fratura no ensaio dinâmico.

A desvantagem verificada na simulação foi a de não possuir ferramentas para a determinação das trincas durante o processo de corte por estampagem, além de não se obter um nível de deformação efetiva preciso a ser acrescido no processo adicional de cunhagem. Além disso, não há a possibilidade de que os processos sejam simulados em série, havendo a necessidade de determinar-se um novo arquivo de simulação sem a importação de dados da simulação prévia. Essas deficiências, principalmente na obtenção do gradiente de deformação efetiva ao longo da seção cortada, fazem com que o modelo perca sua precisão, e consequentemente seja associado a aproximações, condição essa considerada quando da passagem da deformação efetiva média do material cortado por estampagem para a nova

simulação de cunhagem. A deformação da operação de estampagem inserida no modelo de processo de cunhagem foi de 0,26.

Para a determinação do estado de tensão do material, trativo ou compressivo, foi efetuada pela comparação numérica entre as tensões principais 1 e 3 aliada a comparação com os resultados obtidos por difratometria de raios-X. Essa comparação, aliada à fractografia das superfícies de fratura fizeram com que os métodos sejam validados.

3.6.1- Simulação do ensaio de fadiga da válvula dinâmica

A simulação do ensaio de durabilidade foi efetuada na válvula dinâmica para se determinar quais seriam as regiões ou pontos de maior tensão sob deformação. Considerou-se na simulação a deformação empregada pela máquina de fadiga, e suas devidas condições construtivas, tais como; ponto e forma de aplicação da carga, tipo e geometria e localização do apoio, (Figura 3.12 e 3.13) alem de se considerar a válvula na condição de corte por estampagem sem qualquer processo adicional nesse trabalho proposto. Não foram consideradas as características dinâmicas do sistema, tais como freqüência e/ou vibrações, sendo a simulação efetuada de maneira estática.

O resultado da simulação, ou seja, a região identificada como o inicio da falha foi comparada às superfícies de fratura das válvulas para a verificação da base teórica do modelo e também no intuito de se identificar algum erro de forma e/ou construção da máquina ou modelo o qual estivesse introduzindo algum erro no sistema.

A malha utilizada foi à mesma do modelamento dos processos de deformação plástica, em relação às suas características de quantidade, tipo e disposição dos nós sobre a superfície da válvula. Já as características mecânicas do material tais como elasticidade e plasticidade foram retiradas do ensaio de tração, conforme demonstrado no Capitulo 2.

3.7- Difração de Raios-X

Essa técnica foi utilizada na avaliação da deformação remanescente no material devido à mudança da distância interplanar na superfície trabalhada. A amostra foi analisada ao longo de 90° de sua espessura para a amostra cunhada e em 180° para a chapa cortada por eletroerosão e para a cortada por estampagem . Devido a sua pequena espessura (1,5mm) e para uma região a ser analisada extrema, no caso da peça deformada um chanfro de 0,25mm, e peça tamboreada um raio de 0,07 a 0,10mm foi desenvolvido um método alternativo ao usual, $sin^2\psi$. Algumas medidas foram efetuadas utilizando o método de $sin^2\psi$ no laboratório de caracterização de materiais da Universidade Federal de São Carlos (UFScar) utilizando-se um difratômetro de marca Siemens, modelo D 5.000, porém os resultados não foram condizentes com valores aplicáveis. A variação do ângulo psi fez com que o feixe difratado apresenta-se uma intensidade muito baixa dificultando a detecção dos picos, mesmo quando planos de baixos índices de Miller como o (110) foram medidos.

Com os problemas levantados, a utilização de um novo método se fez necessário. Foi estabelecida uma maneira alternativa de medir a amostra com relação ao feixe de raios-X incidentes, e realizada a medida da distância interplanar para pontos da amostra cujos planos cristalográficos são paralelos à sua superfície. Foi feita uma variação angular em relação ao seu eixo próprio, e o ângulo psi foi mantido a 0° (zero graus). Com essa geometria, a normal aos planos difratantes a cada ângulo de giro da amostra na direção do chanfro, sempre está no plano de incidência, satisfazendo a lei de Snell para a reflexão. Esse método que utiliza a variação das distâncias interplanares é freqüentemente utilizado para a medida da tensão residual de filmes finos, (SCARMINIO, 1988).

A utilização dos passos descritos acima, disposição da amostra de maneira precisa e com variações angulares ao longo da secção a ser analisada e análise de tensão residual pela distância interplanar, como ficará evidente neste trabalho, mostra que a difração de raios-X é uma técnica viável na determinação de tensões residuais de peças de pequena área e com geometria complicada. As amostras analisadas por difração de raios-X foram as produzidas nas condições estampada, cortada por eletroerosão, cortada por eletroerosão e após

tamboreada e cortada por estampagem e após, cunhada. A medida foi efetuada para as amostras que possuíam espessura de 1,5mm já que o fator limite do método está na área da região a ser medida. Utilizou-se para as medidas das amostras, um difratômetro Philips 1710 utilizando-se radiação de $Cu_{K\alpha}$, (1,5405 Å) e utilizou-se um monocromador de grafite para feixe difratado.

O giro das amostras foi efetuado conforme descrito na (Figura 3.11), os planos medidos (110) são aqueles paralelos à superfície da amostra e cuja normal é perpendicular à direção do feixe incidente.

Para a amostra cunhada foi verificado somente seu estado de tensões ao longo de 90 graus de um dos seus cantos.

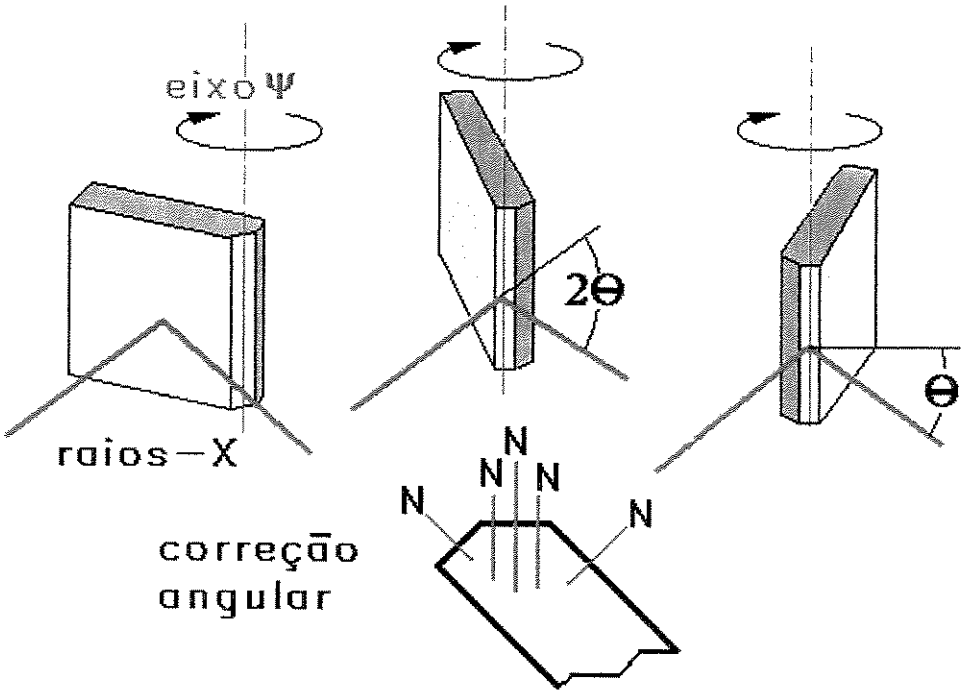


Figura 3.11 – Posicionamento da amostra na análise por difração de raios X.

A medida por difração das amostras cunhadas se deu pelo mesmo método de disposição da amostra na condição somente cortada, ou seja, apesar da figura acima dispor aparentemente de somente um movimento de rotação da amostra em relação ao feixe incidente, esta sofreu um movimento adicional de translação, que objetivou a disposição da

superfície do chanfro perpendicular a direção do feixe e na exata posição para a difração. Esta medida visa o posicionamento dos planos perpendiculares à face do chanfro, determinando assim a variação da distância interplanar dos planos (110) somente na direção z.

Como é sabido, os planos (310) são os mais indicados na medida de tensões residuais de aços pelo alto ângulo de Bragg. Para esse caso em particular, devido a grande dispersão dos resultados verificada na medição dos planos (310) de baixa intensidade, utilizou-se o plano (110).

Na análise das amostras deve-se considerar dois sistemas de coordenadas, a primeira denominada CX, coordenadas em relação ao feixe de raios X e uma segunda relativo a amostra, CS. Os três eixos ortogonais x, y e z da amostra encontram-se dispostos de tal forma ao z encontrar-se perpendicular ao chanfro da amostra estando os eixos subsequentes x e y paralelos ao plano. As coordenadas CX devem encontrar-se no mesmo plano das coordenadas da amostra (sem nenhuma defasagem angular) sendo seu eixo z também perpendicular a face do chanfro. A medida adotada e descrita previamente da inversão da rotação da amostra e/ou sua translação se deu de tal forma a alinhar o sistema de coordenadas CX e CS. Esta medida tem por objetivo evitar um estado complexo de tensão devido à medição dos planos (110) sob uma defasagem angular o que levaria a um estado de tensão complexo de estado triaxial e de difícil análise.

A avaliação das amostras tomou como base que a condição cortada por eletroerosão e da superfície laminada apresentaria um valor referencial em relação à distância interplanar, considerada referencial. O resultado desta medição verificada através da variação do ângulo 2θ (44,456°) determinou a variação interplanar, deformação física.

Pela coleta da variação dos valores de θ, a tensão residual foi calculada por meio das relações elásticas entre tensão e deformação. Estas equações que correlacionam tensões e suas respectivas deformações são chamadas Equações Constitutivas. Por meio do princípio da superposição foi determinada a deformação produzida por mais de um componente de tensão fazendo uso das propriedades mecânicas do material, tais como

módulo de elasticidade e coeficiente de *Poisson*. Esta metodologia baseia-se num estado de tensão planar (σ_z=0) do qual é determinada a tensão média da região muito próxima da superfície deformada, cerca de 5,0·m. Essa profundidade de medição, de 50μm, é determinada pelo método de difração de raios-X, ou seja a interação dos fótons com a rede cristalina, outros métodos tais como difração de Neutrons conseguem uma maior profundidade, porém esse método não foi utilizado nesse trabalho.

As equações utilizadas estão descritas no Capítulo 2, item 2.4.5. Para o cálculo das tensões foi considerada a média das tensões paralelas (σ_x e σ_y, no sistema de coordenadas CS e CX descrito no Capítulo 2) na superfície deformada como a tensão residual presente no material. O fato de assumir-se as tensões σ_x e σ_y como iguais introduz erros no modelo muito embora acreditou-se que a diferença entre esses valores não seria elevada e não comprometeria os resultados encontrados.

3.8 - Ensaio de fadiga

O ensaio de fadiga foi efetuado em válvulas dinâmicas no intuito de validar peças nas condições, somente estampadas, cunhada e tamboreada.

A máquina utilizada ensaia simultaneamente duas peças e foi desenvolvida na Associated Spring do Brasil.

Durante o ensaio aplica-se uma condição de engastamento em uma extremidade e um carregamento localizado próximo à extremidade oposta. Esse carregamento é do tipo flexão alternada reversa sendo as faces submetidas ciclicamente a esforços trativos e compressivos, como mostram as Figuras 3.12 e 3.13.

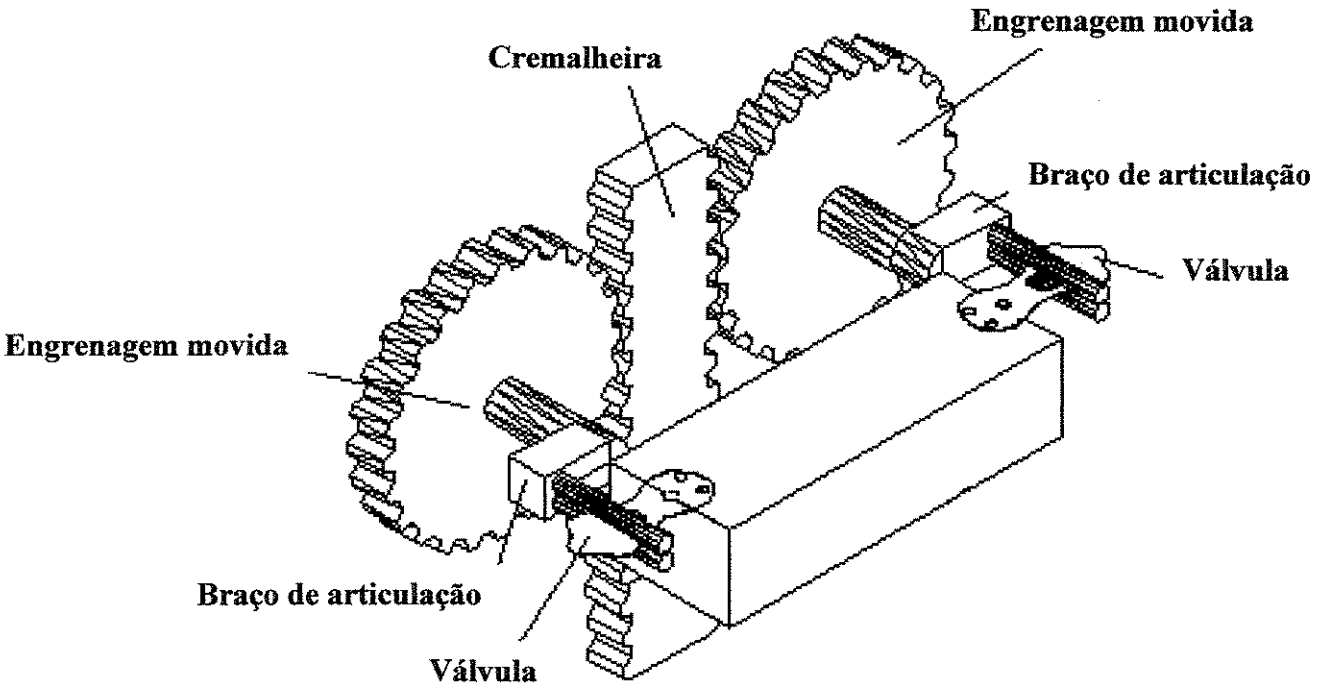


Figura 3.12 – Esquema de funcionamento da máquina de ensaio de fadiga.

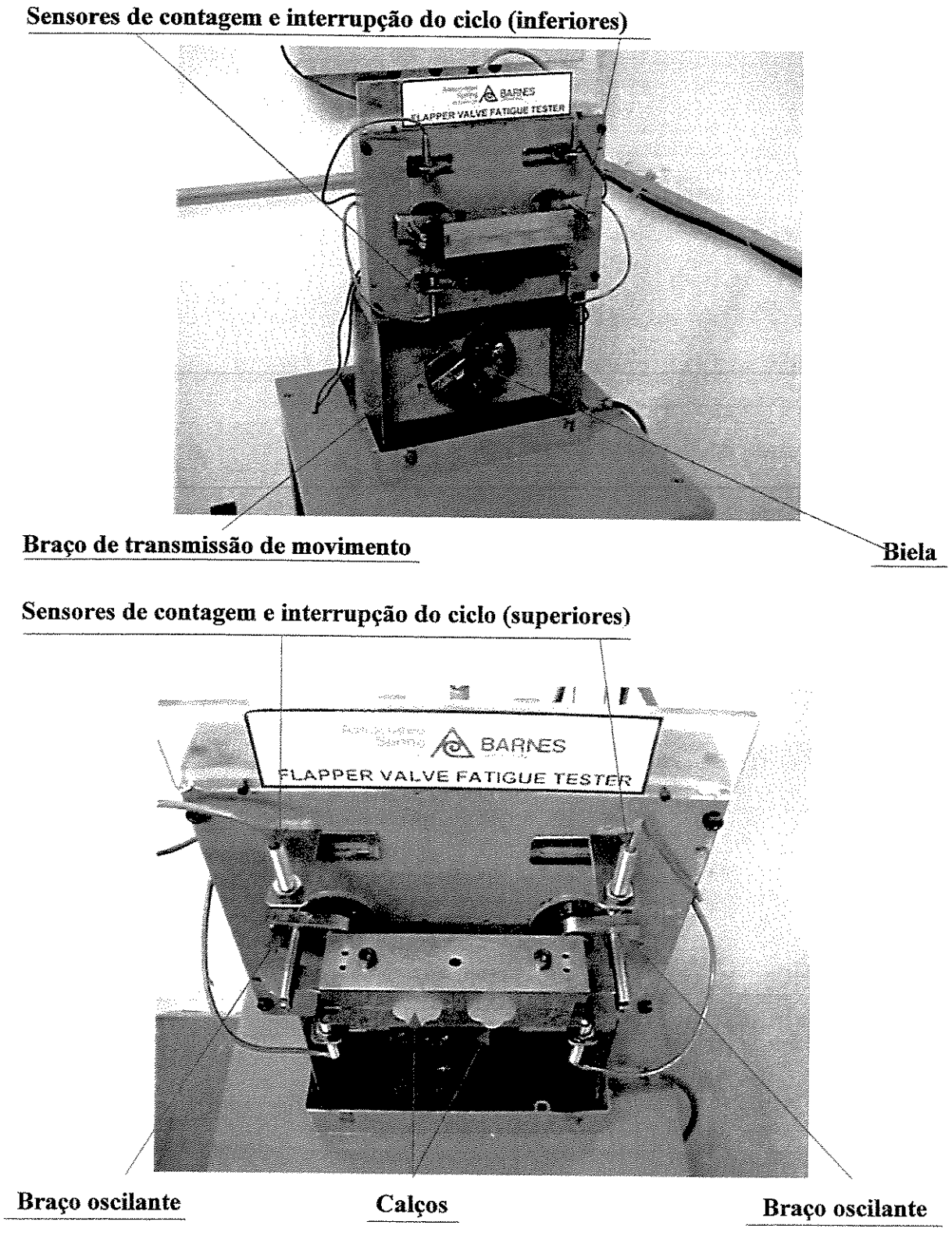


Figura 3.13 – Componentes principais da máquina de fadiga.

A freqüência empregada nos ensaios foi de 19,5 s^{-1} e o critério de análise foi baseado no número de ciclos que levaram a fratura das válvulas.

O ensaio foi projetado para uma tensão de ensaio 2,5 vezes superior à tensão de uso das válvulas. O ajuste da máquina foi definido com base nas expressões (3.7) e (3.8).

A máxima tensão de flexão sob o engastamento da peça nas bases é determinada como sendo

$$\sigma f = \frac{6.F}{b_v t_v^2} \qquad (3.7)$$

para uma carga igual a

$$F = \frac{fd.E.b_v t_v^3}{4.L_v^3} \qquad (3.8)$$

sendo F a carga aplicada (N), b_v a largura da amostra na região do engaste (mm), t_v a espessura da amostra (mm), E o módulo de elasticidade do material (MPa) e L_v a distância do ponto de aplicação da carga até o engaste (mm) e f_d o deslocamento da válvula em flexão (mm).

As amostras foram montadas na máquina para ensaio de fadiga de forma alternada, ensaiando-se sucessivamente duas peças em cada condição, (estampada, cunhada e tamboreada).

Foram ensaiadas 18 amostras em cada condição e os dados obtidos foram tratados estatisticamente para análise da média, e para a verificação da dispersão desses dados em relação a média, pelo cálculo do desvio padrão de cada amostra.

O ensaio de fadiga proposto não é o ideal para representar as condições de uso da válvula estudada, de modo que se tem buscado outros tipos de máquinas que se baseiam em fadiga de impacto para a validação desses processos e materiais.

Esse tipo de máquina não está disponível para os fabricantes dos compressores, de modo que se optou por usar o ensaio de flexão alternada reversa sob condições de carregamento extremas.

A vantagem do ensaio efetuado é a existência de uma máquina disponível e que apresenta uma boa confiabilidade dos resultados. Deve-se salientar que esse tipo de ensaio não é de todo inadequado para a avaliação e validação das válvulas, já que alguns fabricantes ainda o adotam como meio de análise.

Os resultados obtidos em equipamentos de teste de durabilidade de válvulas, nos quais as válvulas sujeitas à flexão alternada reversa ou impacto, são sensíveis à determinação do aumento da vida em fadiga com a variação dos parâmetros de processo. Baseado nessa consideração adotou-se a máquina disponível ao ensaio ao invés de se desenvolver um novo equipamento.

A análise das superfícies de fratura que seguem, facilitam o estudo análise em relação a minimização ou eliminação de estados trativos no material.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1 – Análise dos materiais

Primeiramente, é apresentada e discutida a análise microestrutural dos materiais com o objetivo de sua caracterização quanto à espectrofotometria, composição química e análise microestrutural, para revelar o tamanho de grão, e o tamanho e forma das inclusões, também para a identificação das fases presentes.

Posteriormente, é feita a caracterização mecânica pelos ensaios de tração obtendo-se os valores do módulo de elasticidade (YOUNG), o coeficiente de *Poisson* e dados de sua resistência mecânica e ductilidade, tais como anisotropia pela determinação dos valores de R e ΔR, e obtida a equação de Holloman para a região de deformação plástica.

4.2 – Análise microestrutural

4.2.1.- Composição química

O material analisado foi um aço UHB-20C, alto carbono similar ao SAE-1095 temperado e revenido. A análise química da amostra mostrou os elementos químicos apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1- Análise da composição química da amostra de UHB-20C (% em massa)

Elemento	*C*	*Mn*	*Si*	*P*	*S*	*Cr*	*Ca*	*Ni*
Quantidade	0.97	0.47	0.26	0.017	0.0029	0.12	0.0025	0.012

Os valores encontrados na análise por espectrofotometria mostraram-se muito próximos aos descritos no catálogo do fabricante, com exceção do valor de Fósforo encontrado acima do valor máximo de 0,015%. Outros elementos tais como o Cromo e o Níquel, apesar de não serem descritos no catálogo, encontram-se presentes no aço.

4.2.2 – Metalografia

A - Tamanho de grão

O material UHB-15N20 foi analisado para a determinação do tamanho de grão austenítico através de microscópio óptico, como mostra a Figura 4.1, e de acordo com

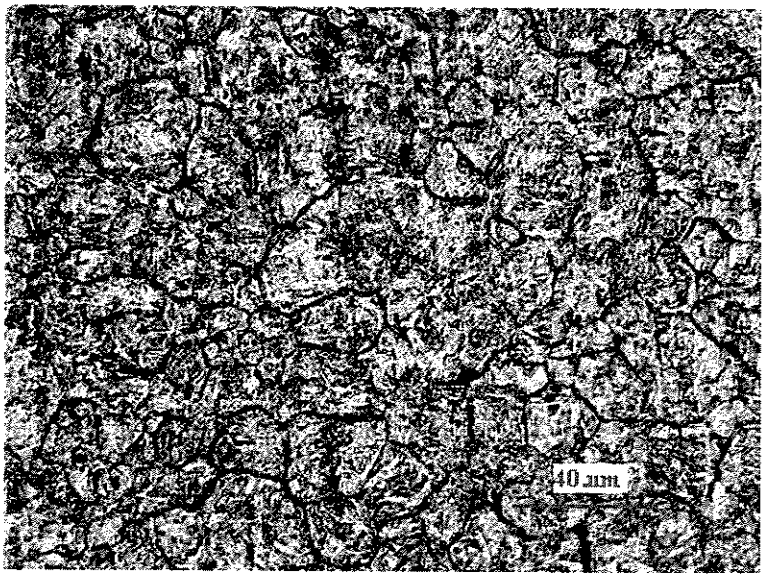


Figura 4.1 – Microscopia óptica mostrando o tamanho de grão do material UHB-15N20.

a norma ASTM E112-88. O material apresentou um tamanho de grão medido opticamente da ordem de 20µm o que corresponde a um tamanho de grão ASTM de número 8.

Trata-se de um material de grão fino, de grande importância para as propriedades mecânicas e de fadiga do material.

B – Forma, composição química e distribuição das inclusões

Como mostra a Figura 4.2, as inclusões apresentaram-se numa quantidade mínima, com pequenas dimensões e bem dispersas no material. Elas correspondem ao grau Série Fina Tipo A1 da norma (NBR-9208/1995).

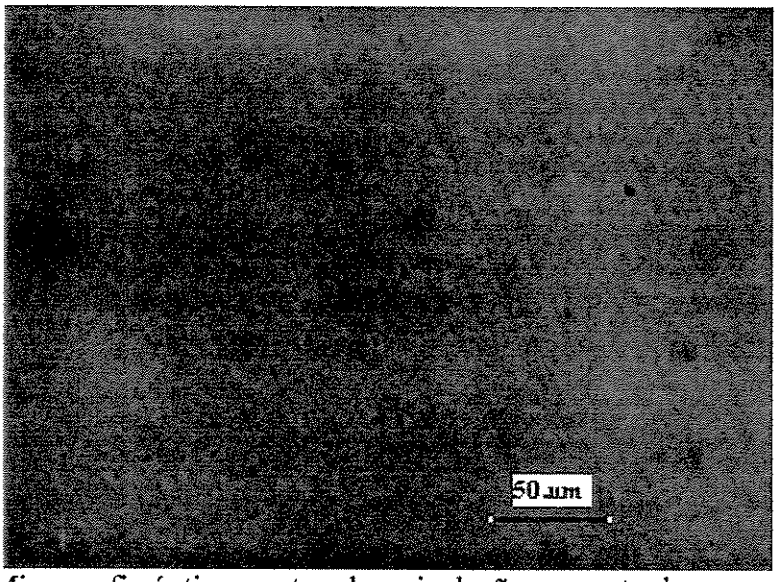


Figura 4.2 – Micrografia óptica mostrando as inclusões encontradas no material UHB-20C.

Com o analisador de imagens determinou-se uma área de 0,013% referente a inclusões predominantemente globulares. Esses resultados demonstram a elevada qualidade metalúrgica do material analisado.

A Figura 4.3 apresenta a composição química encontrada ao analisar-se a borda de uma dessas inclusões.

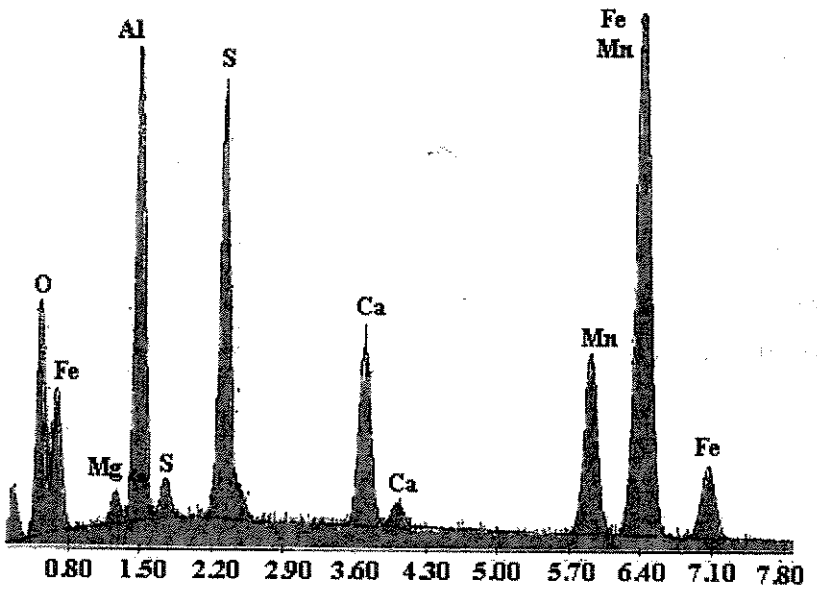


Figura 4.3 – Análise dos elementos químicos da borda de uma inclusão presente no aço UHB 20C.

Isto significa que o material analisado apresenta diversos elementos utilizados como dessufurantes e desoxidantes como é o caso do Alumínio e do Manganês, além do Cálcio, elemento utilizado para se obter uma condição de geometria esférica das inclusões e melhorar suas propriedades de resistência a grandes deformações mecânicas. Isto evita que o seu rompimento seja sob carregamento durante a laminação ou em serviço. O rompimento de uma inclusão gera um ponto intensificador de tensões no qual poderá haver a nucleação de uma trinca que resultará na falha do material ou componente mecânico.

C – Identificação das fases

Os materiais analisados para a aplicação em válvulas, seja o UHB 15N20 ou o UHB 20C, apresentaram a mesma microestrutura, martensítica revenida fina em toda sua extensão. Essa microestrutura é característica de materiais que requerem altas propriedades mecânicas com elevada resistência à fadiga, como mostra a Figura 4.4.

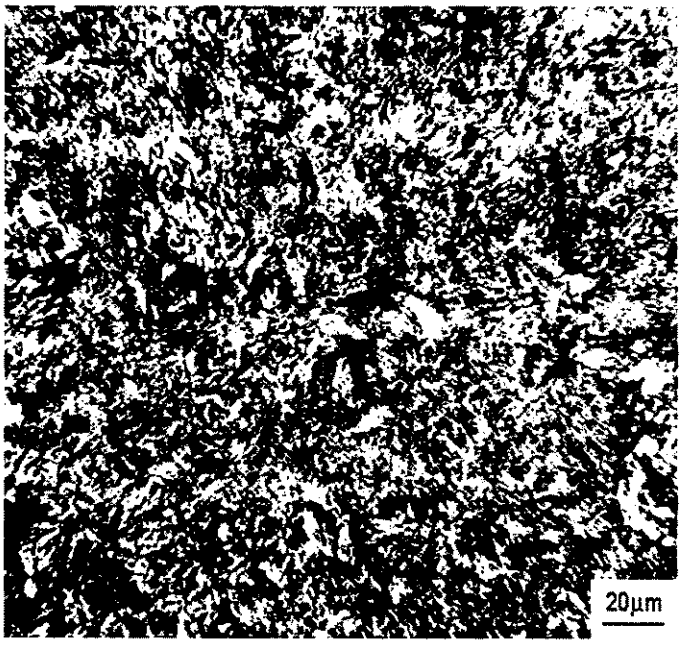


Figura 4.4 – Microestrutura martensítica revenida do aço UHB 15N20.

4.3- Propriedades Mecânicas

4.3.1 - Ensaio de tração

A Tabela 4.2 abaixo apresenta os resultados obtidos no ensaio de tração para os materiais UHB-15N20 e UHB-20C.

Tabela 4.2- Propriedades mecânicas dos materiais analisados

Material	Direção	N	E (MPa)	ν	σo (MPa)	σt (MPa)	A	Z
UHB-15N20	Lamin	3	210000	0.3	1400	1520+/-10	6,0	11
UHB-20C	Lamin	3	210000	0.3	1700	1960+/-10	5,0	3

O material UHB-15N apresentou um limite de resistência à tração médio de 1520 MPa para as amostras medidas, ou seja, exatamente o valor apresentado em catálogo, enquanto o UHB-20C, um limite médio de 1960 MPa, um pouco acima do valor de catálogo. O material UHB-15N20 apresentou um alongamento (A) abaixo do descrito pelo fornecedor, enquanto que para o material UHB-20C, obteve-se um valor maior do que o do catálogo.

Pelos valores obtidos, pode-se verificar que se tratam de materiais de alta resiliência, característica de importância para os materiais de aplicação dinâmica, como molas e válvulas, e também podem ser caracterizados como materiais idealmente elásticos, se considerados os valores obtidos para A e Z.

4.3.2 – Anisotropia

Os índices de anisotropia obtidos são apresentados na Tabela 4.3 abaixo.

Tabela 4.3- Tabela representativa dos coeficientes de anisotropia.

	R			ΔR		
Material	0°	45°	90°	0°	45°	90°
UHB-15N20	0,926	0,929	0,952	0,010		
R		0,934				

Nota-se a pouca diferença entre os valores do coeficiente de anisotropia médio R nas diferentes direções de análise, muito próximas a um e planar igual a 0, o que estaria classificando o material como isotrópico. Para os valores alcançados pode-se afirmar que

Se trata de um material sem textura, com as propriedades mecânicas muito similares em todas as direções.

4.3.3 – Equação de Holloman

A Tabela 4.4 apresenta as expressões de Holloman obtidas para os materiais analisados, segundo o procedimento apresentado no Capítulo 3.

Tabela – 4.4- Equação de Holloman

MATERIAL	EQUAÇÃO
UHB-15N20	$\sigma = 1900.\varepsilon^{0,0487}$
UHB-20C	$\sigma = 2300.\varepsilon^{0,0487}$

Pode-se observar que essas expressões apresentam valores elevados de K e um pequeno valor de *n*.

A equação de Holloman foi determinada e utilizada para a simulação por elementos finitos para o material cortado sob baixa taxa de carregamento.

Foram efetuados ensaios de tração para velocidades de carregamento da ordem de até 45mm/seg e não se verificou variação alguma na curva tensão versus deformação. Não foi possível determinar a equação de Holloman para a alta taxa de carregamento empregada para a prensa eletromagnética utilizando-se a máquina de tração, pois seu valor é muito elevado, cerca de 1986 s^{-1}, (Tabela 4.5, Capítulo 4). Outra alternativa seria a simulação por elementos finitos de uma taxa de carregamento compatível com o equipamento, porém o software não é flexível o bastante para contemplar a determinação prévia da velocidade ou taxa de carregamento do processo. Devido a esses fatos não foi possível a simulação pelo método de elementos finitos (MEF) para a operação de corte por estampagem para a prensa eletromagnética (alta taxa de carregamento).

4.4 – Resultados dos ensaios de estampagem

4.4.1- Curva força versus deslocamento do punção

Verifica-se pela Figura 4.5 que há uma região de baixa força de penetração para uma alta deformação no início do processo, devido à flexão inicial da chapa na entrada da matriz e, em seguida, um comportamento linear até a fratura final, em 0,395mm. Desprezando-se a flexão inicial, e estendendo-se essa curva para sua interseção no eixo do deslocamento, pode-se considerar que houve uma penetração de 0,195mm na espessura da chapa de 0,30mm, para que houvesse a fratura, ou seja, aproximadamente 65% da espessura da chapa.

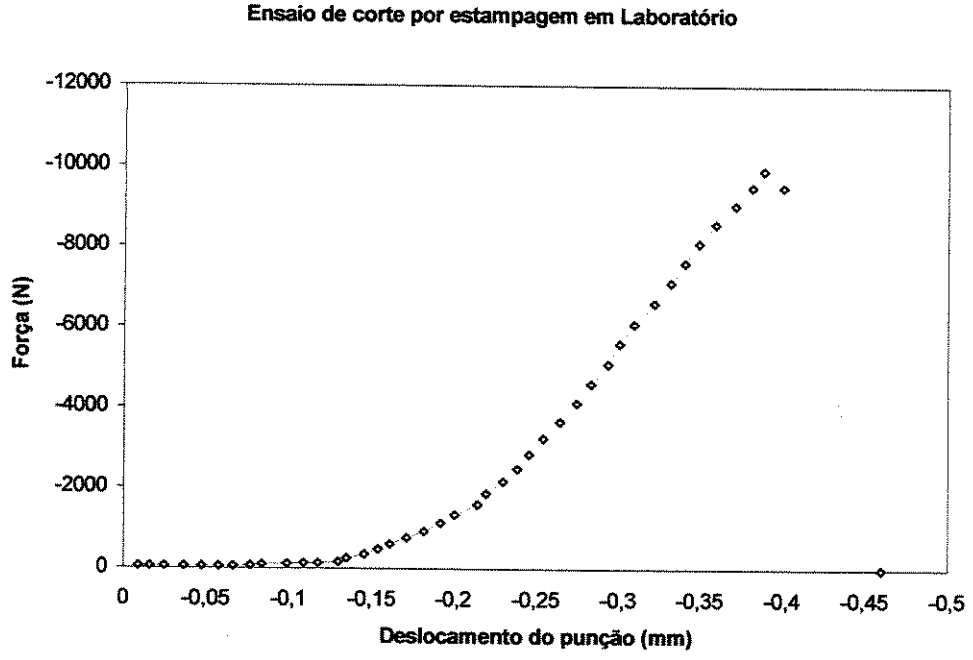


Figura 4.5- Curva força de corte por estampagem versus penetração do punção do material UHB-20C.

Os ensaios de estampagem realizados nas velocidades de 15 e 30mm/s apresentaram curvas muito similares da força de corte em relação ao deslocamento do punção. No intuito

de reavaliar a similaridade de comportamento do material nessas velocidades de estampagem, foi efetuado um ensaio de tração adicional para velocidades de até 45mm/seg., o que comprovou o resultado obtido pelo ensaio de estampagem.

O gráfico da figura 4.5 apresenta-se diferente daquele mencionado na Figura 2.4 do Capítulo 2. Essa diferença pode ser atribuída ao tipo de material empregado no ensaio, para o caso da Figura 2.4 um material dúctil, o que acaba por resultar um bom delineamento e por conseqüência entendimento das fases presentes no processo de corte por estampagem. Além disso, o gráfico da figura 4.5, não apresenta o mesmo nível de deformação plástica inicial apresentado na Figura 2.4 por não possuir sujeitador na ferramenta.

4.4.2 - Análise da influência da taxa de carregamento para as diferentes prensas

Foram medidas as velocidades e acelerações das máquinas de estampagem, prensa excêntrica mecânica e eletromagnética para a verificação da energia disponível ao corte em cada uma delas. Essas máquinas foram estudadas para a determinação do comportamento elasto-plástico do material, e das taxas de carregamento.

Os resultados medidos das velocidades de estampagem de cada máquina conforme as Figuras 4.6 a 4.9 mostram-se significativos em relação as velocidades de estampagem de cada máquina, ou seja, 0,024 m/s para a prensa excêntrica mecânica, enquanto que 0,596 m/s para a eletromagnética. Esta diferença gera uma taxa de carregamento de 80 s^{-1} e 1986 s^{-1} para uma chapa de 0,30mm de espessura, cortada na estampagem de válvulas, conforme mostra a Tabela 4.5, que segue.

Tabela 4.5 – Características das máquinas envolvidas no corte por estampagem

Máquina	**Aceleração (m/s^2)**	**Velocidade máxima (m/s)**	**Velocidade de impacto (m/s)**	**Taxa de carregamento (s^{-1})**
Prensa Excêntrica Mecânica	17,82	0,292	0,024	80
Prensa Eletromagnética	87,10	0,596	0,596	1986

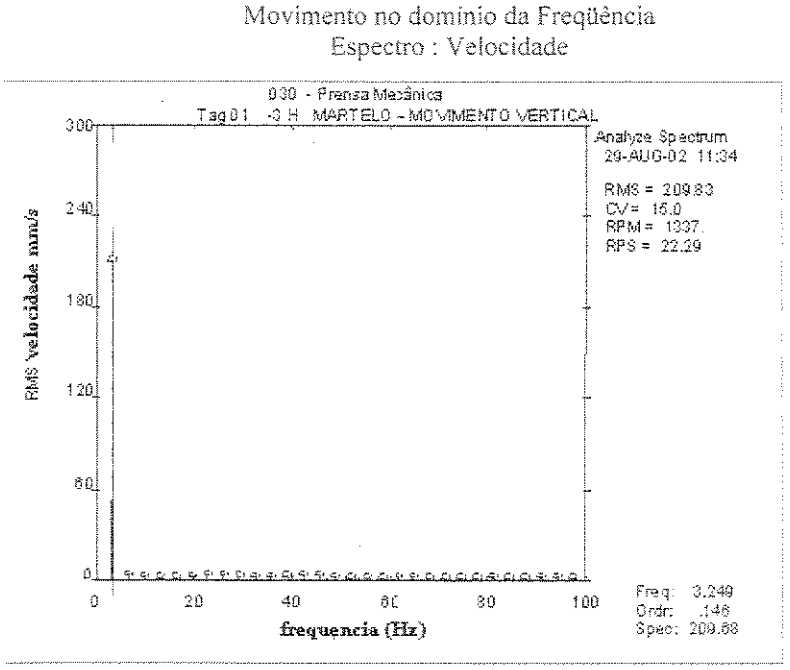
As Figuras 4.6 a 4.9 apresentam as acelerações e velocidades dos martelos para cada prensa durante seu movimento no corte. A Figura 4.10 apresenta a variação da velocidade em função do curso para cada prensa. Deve-se frisar que o princípio de fornecimento de energia de cada máquina é bem distinto, como descrito no Capítulo 3.

A Figura 4.6a mostra a velocidade máxima obtida pelo martelo da prensa excêntrica mecânica no domínio da freqüência. Na Figura 4.6b tem-se a variação dessa velocidade com o tempo, para uma freqüência de 200 ciclos por minuto. Os resultados obtidos da velocidade no domínio da freqüência e no tempo não se mostram iguais devido à imprecisão do instrumento. Esse fato também é verificado no gráfico da aceleração do martelo da prensa eletromagnética, mostrado na Figura 4.9.

A prensa eletromagnética foi mantida numa velocidade de trabalho de 90 ciclos por minuto. Para essa máquina em particular, o ciclo de trabalho não está intimamente ligado com a velocidade do seu martelo durante a operação de corte por estampagem, pois para cada ciclo, o martelo é mantido em sua posição inicial (ponto máximo superior) de tal forma a carregar os eletroímãs. Essa espera é efetuada automaticamente pela máquina fazendo parte do ciclo de seu movimento. Esse equipamento apesar de apresentar uma alta taxa de carregamento quando comparado ao primeiro, não traz vantagens competitivas em relação à velocidade de produção, além do que, necessita de uma proteção acústica e um isolamento do sistema de alimentação da fita metálica devido a vibração e ruído proveniente da operação de estampagem. A diferença de vibração das máquinas é facilmente identificada pela comparação entre as curvas de aceleração em relação à freqüência e ao tempo.

Outro fato a ser considerado é que a prensa eletromagnética aparentemente não dispõe do mesmo equilíbrio dinâmico da prensa excêntrica mecânica, o que pode ser verificado pela variação das amplitudes da velocidade e aceleração durante seu ciclo de trabalho. Optou-se neste trabalho pela descrição das velocidades e acelerações máximas aproximadas verificadas durante o processo.

(a)



(b)

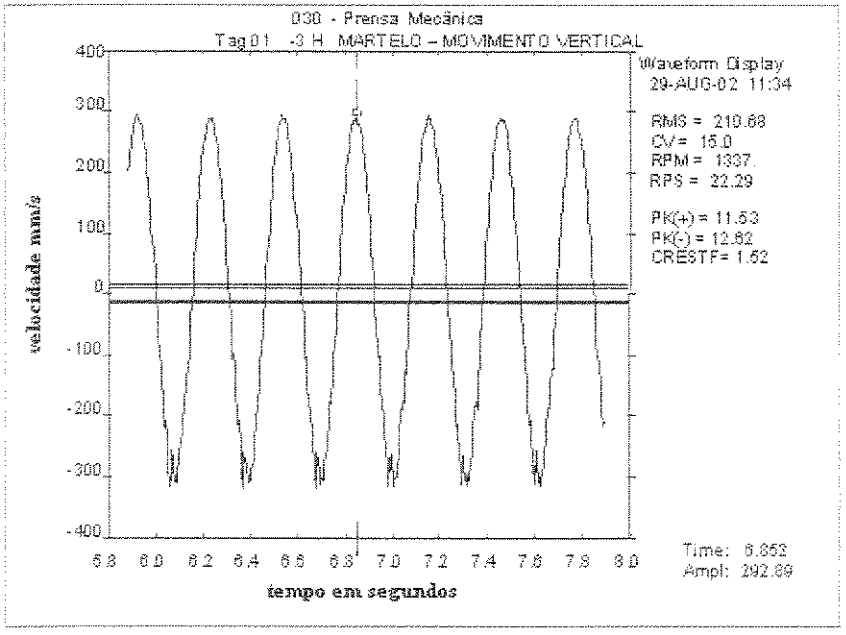
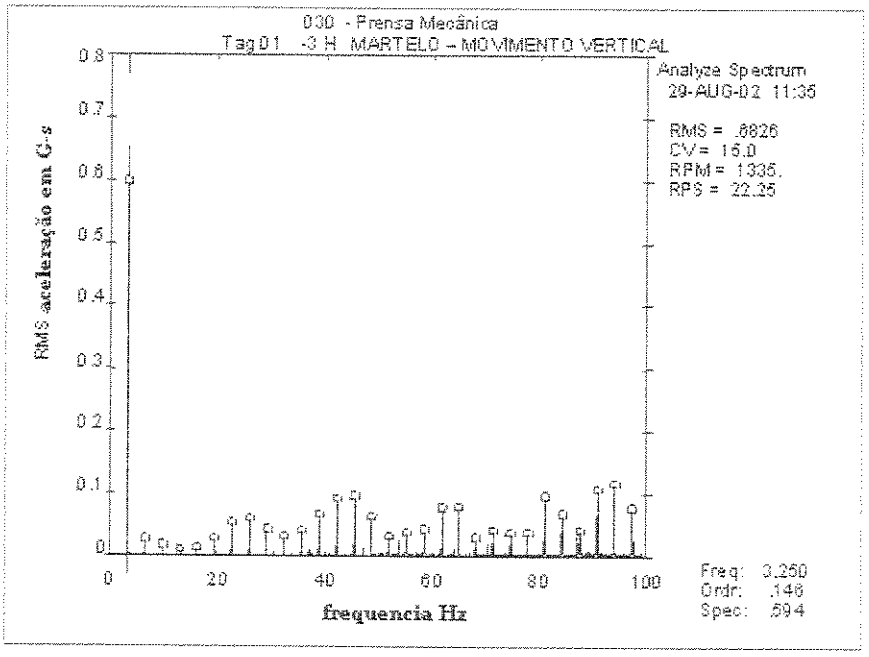


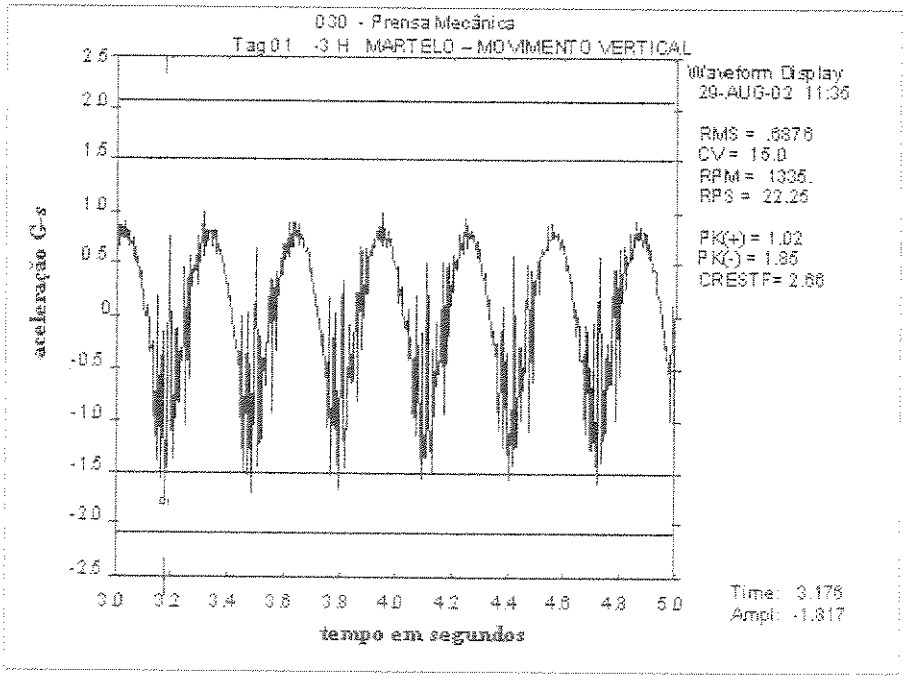
Figura 4.6 – Medidas efetuadas em prensa excêntrica mecânica – velocidade (mm/s)

(a)



Movimento no domínio da Freqüência
Espectro : Aceleração

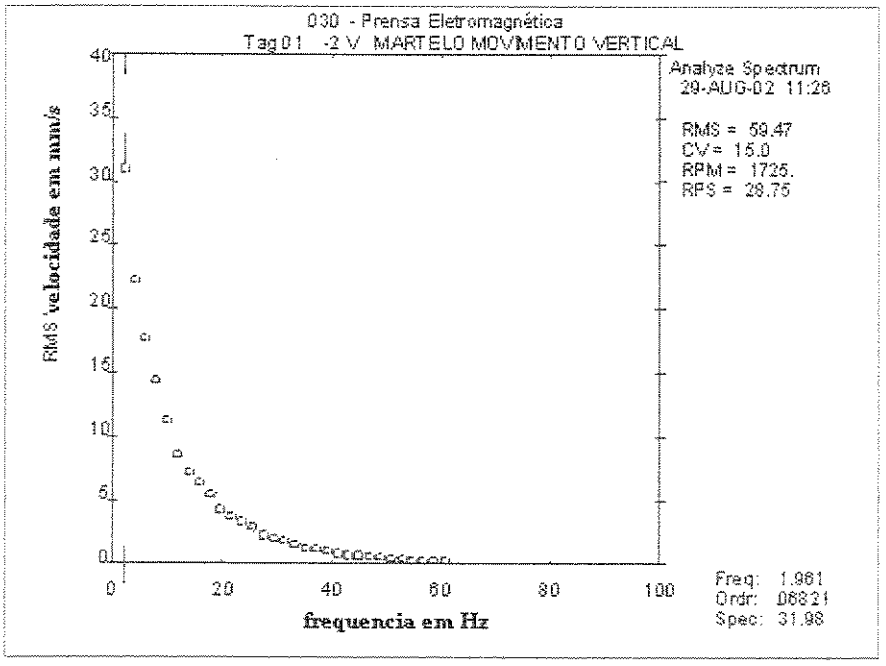
(b)



Movimento no domínio do Tempo
Forma de Onda : Aceleração

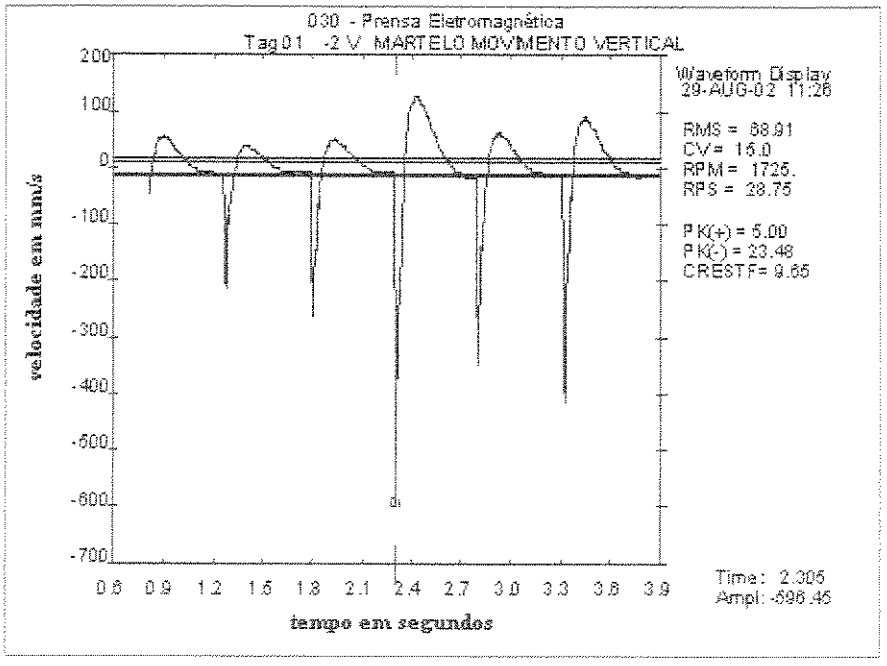
Figura 4.7 – Medidas efetuadas em prensa excêntrica mecânica – aceleração (G-s)

(a)



Movimento no domínio da Freqüência
Espectro : Velocidade

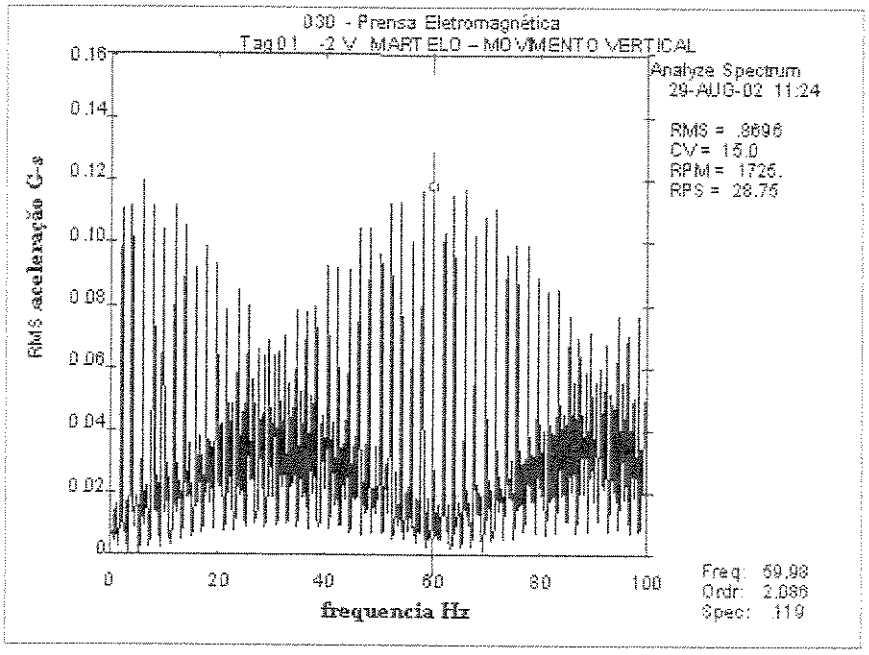
(b)



Movimento no domínio do Tempo
Forma de Onda : Velocidade mm/s

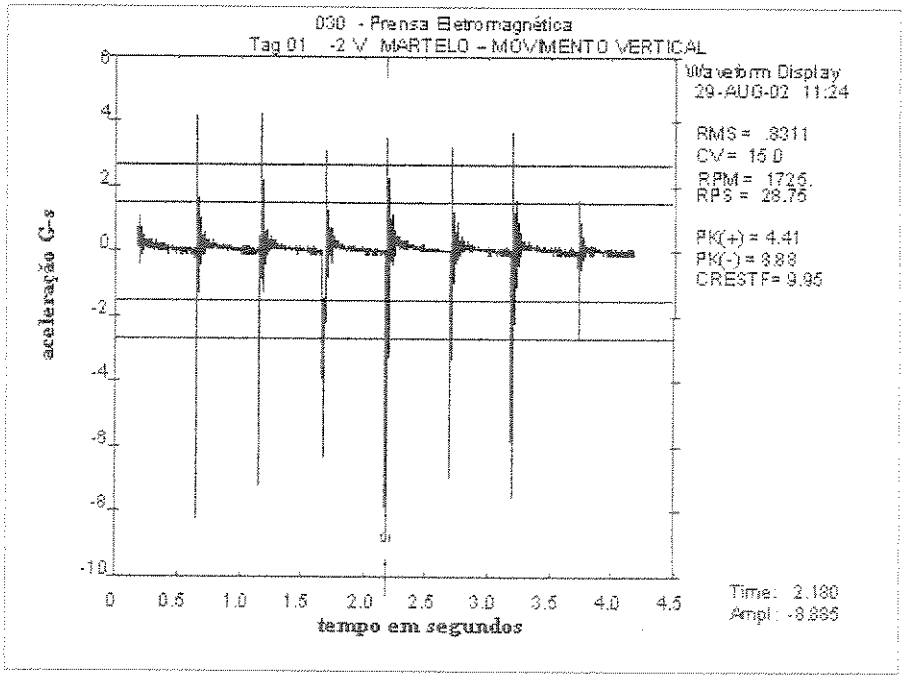
Figura 4.8 – Medidas efetuadas em prensa eletromagnética – velocidade (mm/s)

(a)



Movimento no domínio da Freqüência
Espectro : Aceleração

(b)



Movimento no domínio do Tempo
Forma de Onda : Aceleração

Figura 4.9 – Medidas efetuadas em prensa eletromagnética – aceleração (G-s)

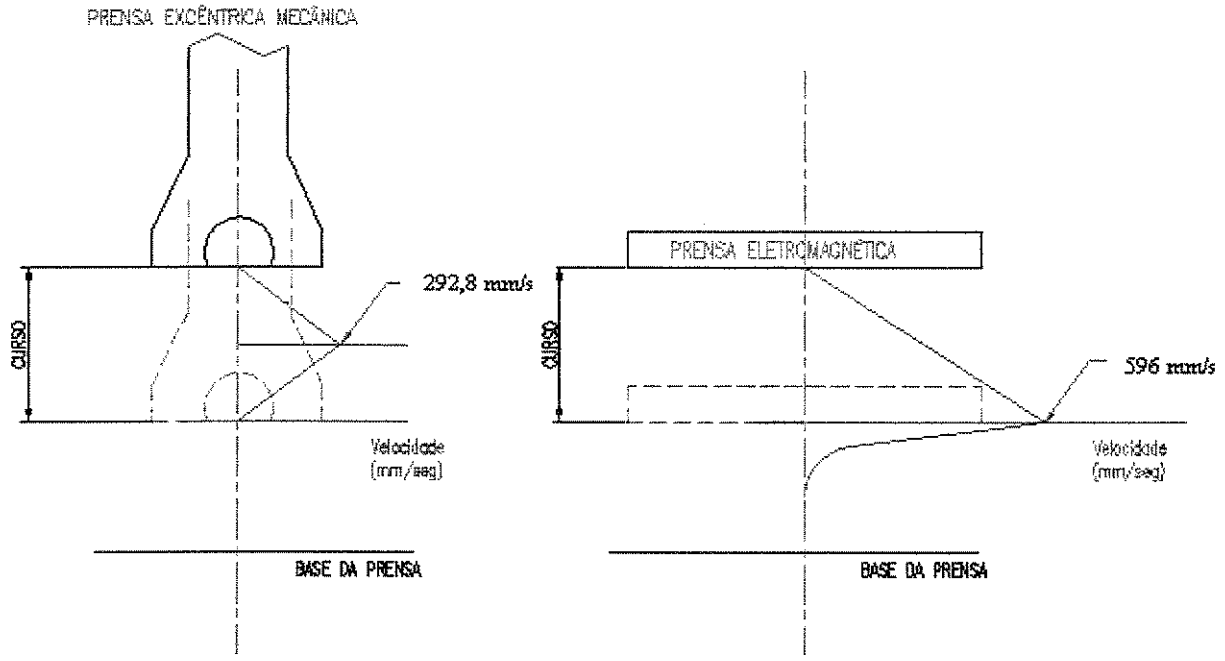
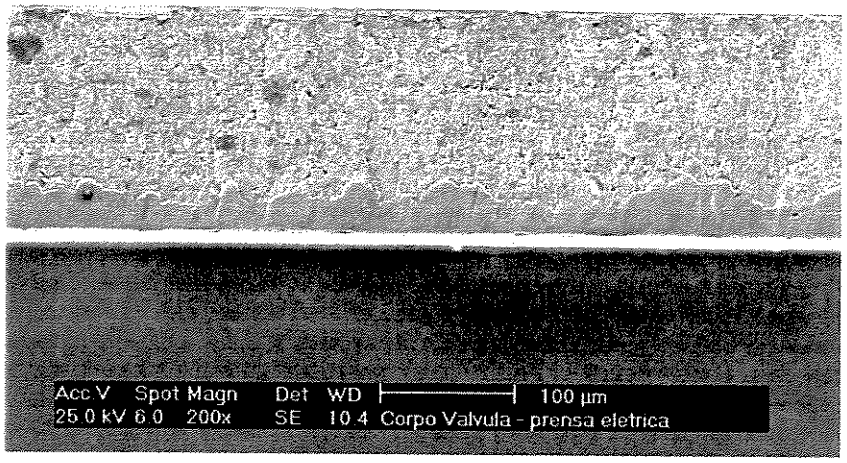


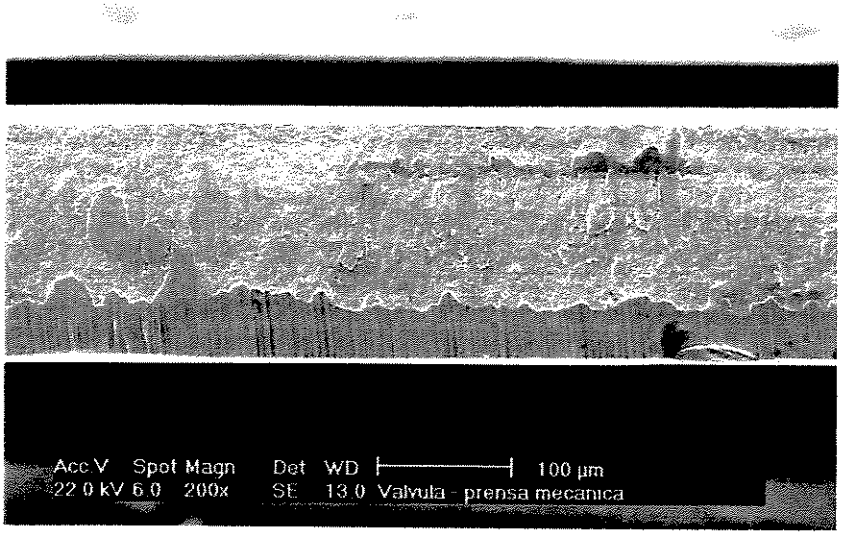
Figura 4.10 – Representação da variação da velocidade de cada prensa durante a operação.

Verifica-se pela Figura 4.10, o grande diferencial de energia disponibilizado pelas máquinas durante o processo de corte. Essa energia é parcialmente absorvida pelo material durante a operação de corte e a energia remanescente é absorvida ou pelo sistema mecânico da prensa no caso da prensa excêntrica mecânica, ou por meio de amortecedores, no caso da prensa eletromagnética.

A alteração da tenacidade do material devido a mudança da taxa de carregamento faz com que ele apresente variações em seu comportamento plástico que podem ser representadas pela curva de escoamento $\sigma = K.\varepsilon^{n}$, pois passa a apresentar diferentes valores para K e para n.



(a)

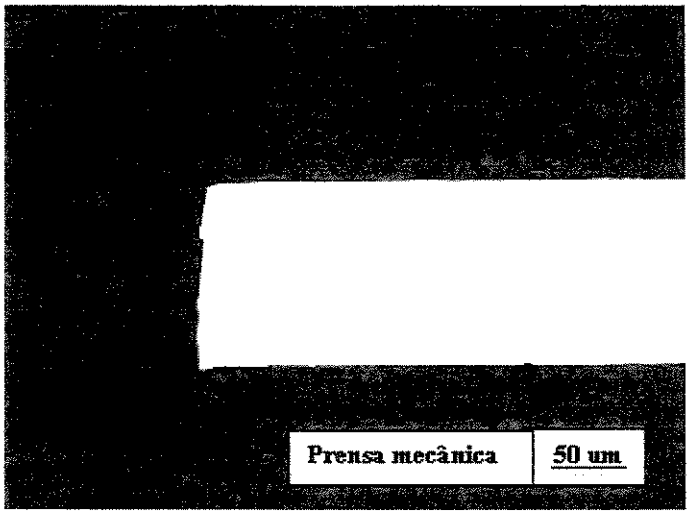


(b)

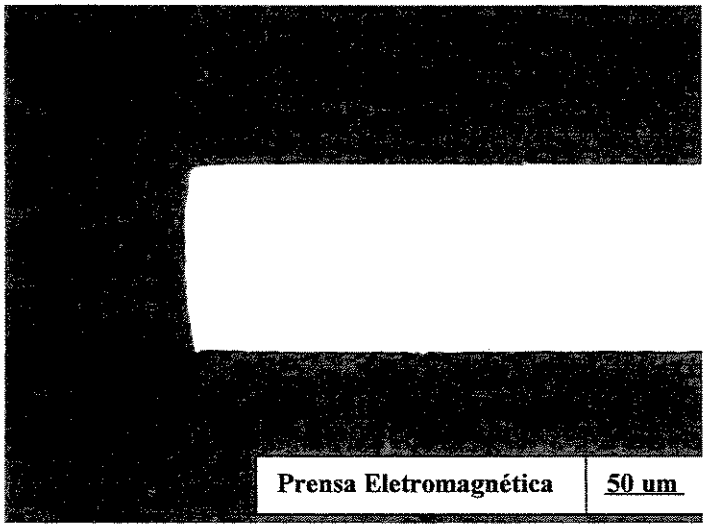
Figura 4.11 - Superfícies de fratura devido ao corte em; (a) alta taxa de carregamento, prensa eletromagnética e (b) baixa taxa de carregamento, prensa mecânica.

Pela análise das superfícies de fratura , Figuras 4.11 e 4.12, verifica-se uma menor região cisalhada para um menor nível de amassamento da superfície de corte do material estampado em prensa eletromagnética como mostra a Figura 4.11a, o que normalmente acontece para altas taxas de carregamento. Nesse caso, o material não se deforma do mesmo modo como a baixas taxas de carregamento (prensa mecânica) em que há uma

maior pressão do material cortado sobre o punção durante seu retorno, após o corte, gerando o amassamento verificado na Figura 4.11b.



(a)



(b)

Figura 4.12 - Secção transversal das superfícies de fratura para corte em; (a) baixa taxa de carregamento, prensa mecânica, e (b) alta taxa de carregamento, prensa eletromagnética.

As Figuras 4.12a e 4.12b das seções transversais dos materiais mostram uma condição de corte mais homogênea proveniente da prensa eletromagnética com uma aparente menor e mais uniforme deformação no início da penetração do punção (zona de

dobramento), e uma rebarba menor na região de ruptura. A maior uniformidade na região de entrada do punção pode ser resultante de uma energia térmica concentrada durante o momento da sua entrada. Como a simulação não foi efetuada para a maior taxa de carregamento, devido a não possibilidade da determinação de Holloman ou mudança do parâmetro velocidade do processo, as características térmicas que esse processo pode gerar não foram possíveis de serem analisadas.

Estudos (ZHAO e GRAY, 1996), (LEE e LAM, 1996) relativos ao comportamento dos materiais de alta resistência mecânica sob torção, determinam que as condições de corte adiabático se dão para níveis de taxas de carregamento acima de $1000s^{-1}$, para uma diminuição da deformação à fratura da ordem de 50%. Neste trabalho, assumiu-se que os materiais estudados apresentam o mesmo comportamento do material AISI 4340 temperado e revenido, ensaiado por torção pelos autores, principalmente pelo fato da prensa eletromagnética apresentar uma taxa de carregamento maior do que o valor limite mínimo descrito naqueles estudos.

Assumindo-se uma condição de corte adiabático para o material cortado na prensa eletromagnética, considerando a revisão bibliográfica e a análise das superfícies de fratura, seria aplicável termos um estado de tensão teórico diferenciado aos materiais cortados sob baixas taxas de carregamento. Esse último apresentaria um limite de resistência a tração e um alongamento característicos diferentes do material sob corte adiabático, que apresentaria uma maior resistência mecânica e menor tenacidade, determinado pela diminuição do alongamento a fratura.

Para o material sob corte adiabático pode-se obter uma condição desfavorável do estado de tensão residual, ou seja, uma alta intensidade de tensão trativa, concentrada numa relativa pequena extensão da seção transversal desse material. Para essa condição, normalmente aplicam-se processos adicionais abrasivos, como o de tamboreamento, para remover essa extensão de material tornando o componente estampado adequado para sua aplicação.

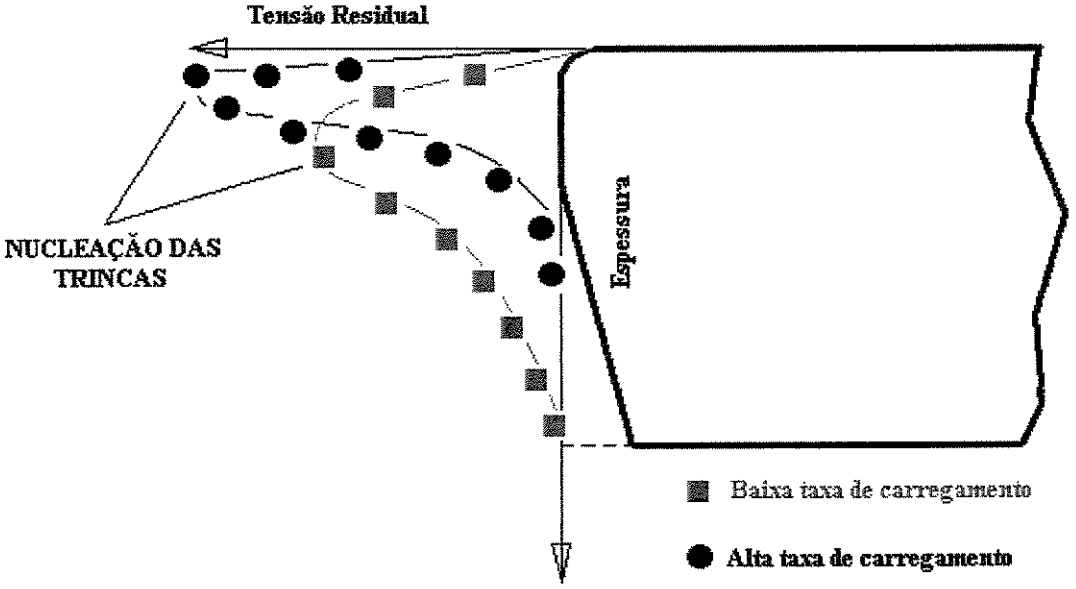


Figura 4.13 – Análise teórica da influência da taxa de carregamento na tensão residual.

A Figura 4.13 mostra a provável curva da variação da tensão residual para taxas de carregamento distintas, de acordo com a bibliografia consultada. Deve-se ressaltar que a forma dessa curva, ou seja, seu comportamento exponencial negativo após a nucleação das trincas durante a operação de corte, foi traçada de acordo com as medidas do perfil da variação da tensão de residual do material UHB 15N de maior espessura, quando medido por difratometria, como está mostrado no item 4.7.1.

À primeira vista para um componente somente estampado e sob condição de aplicação dinâmica, o material cortado sob menor taxa de carregamento apresentaria uma maior vida em fadiga, mesmo porque sua intensidade de tensão trativa seria bem inferior à observada para a maior taxa. Já para o caso de podermos aplicar um processo adicional abrasivo para a remoção desse estado de tensões, o material relativo à maior taxa de carregamento teria uma maior vida em fadiga. Isto se dá, pelo fato de apresentar uma região de menor intensidade de tensão trativa restrita a uma porção da seção do produto, o que não ocorre para o material estampado na menor taxa de carregamento, que apresenta, mesmo que de forma decrescente, tensões trativas ao longo de toda sua seção.

Apesar de assumir-se a condição de corte adiabático, e considerar-se as análises das superfícies de fratura, uma análise mais apurada com ensaios de torção para taxas de carregamento variáveis poderia ser efetuada. Esse tipo de ensaio não foi realizado por não haver no mercado para este tipo de material, uma geometria cilíndrica favorável ao ensaio, além de, não se dispor de máquinas de ensaio para os níveis de taxa de carregamento necessárias e que representem as condições empregadas no processo de corte.

4.4.3- Resultados dos chanfros medidos após a cunhagem

O material UHB-15N cunhado apresentou um chanfro de aproximadamente 0,25mm como definido no item 3.4.4.A, mostrado na Figura 4.14.

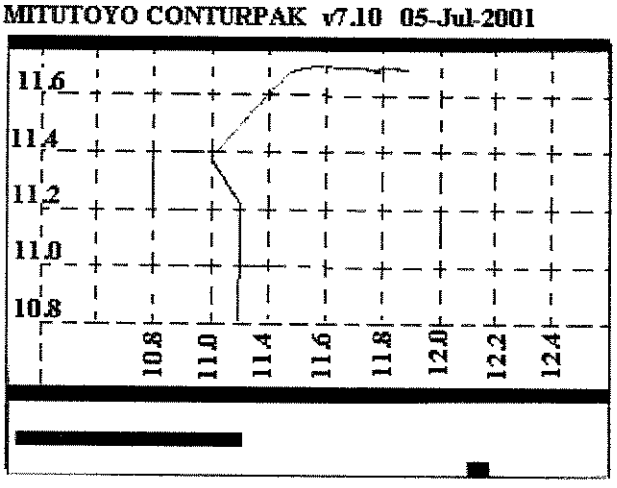


Figura 4.14- Medida do chanfro pelo ("contracer") (chapa cunhada).

Já a válvula apresentou um chanfro de aproximadamente 0,10mm como mostrado na Figura 4.15.

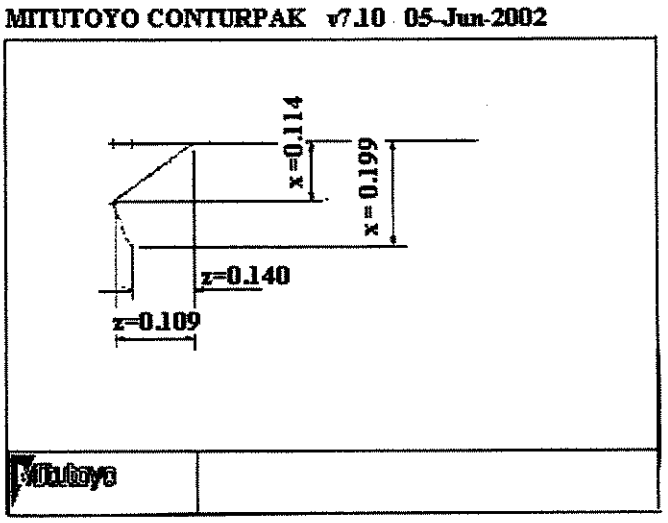


Figura 4.15- Medida do chanfro pelo "contracer" (válvula)

Observa-se na Figura 4.14 e Figura 4.15 que há uma protuberância no lado esquerdo do chanfro deformado. Essas deformações observadas na região mais baixa da chapa na direção de sua espessura, são geradas pelo punção após a operação de cunhagem , e na válvula, em sua borda e nos dois furos.

4.4.4 - Tamboreamento

Pode-se verificar na Figura 4.16 um raio bem homogêneo proveniente dos processos de tamboreamento A e B, e que representa cerca de 22% da espessura da chapa de 1,5mm.

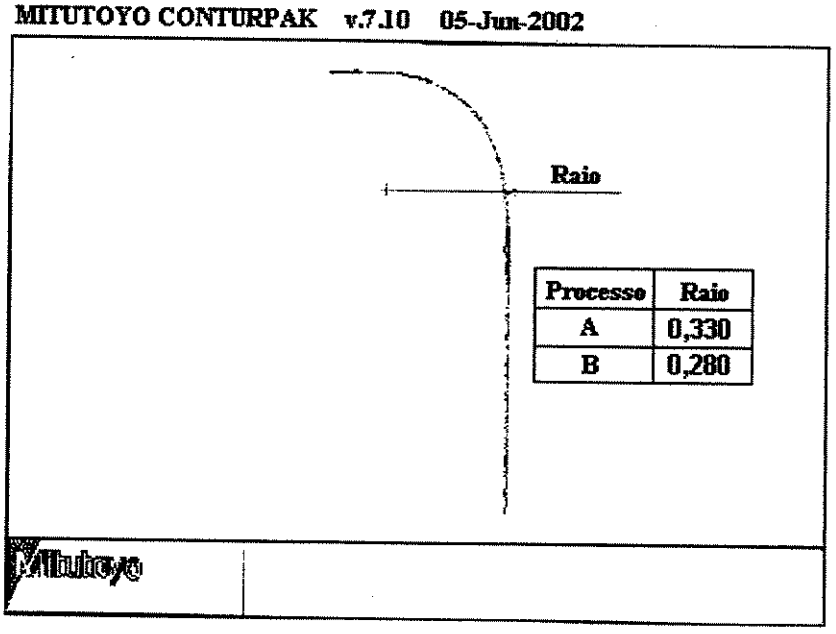


Figura 4.16 – Raio de borda da chapa de 1,5mm somente tamboreada.

Já a eliminação das áreas de tensão residual trativa das válvulas pelo processo adicional de tamboreamento, pode ser verificada pelo arredondamento das bordas do chanfro que provavelmente apresentavam esse estado de tensão, mostrado na Figura 4.17.

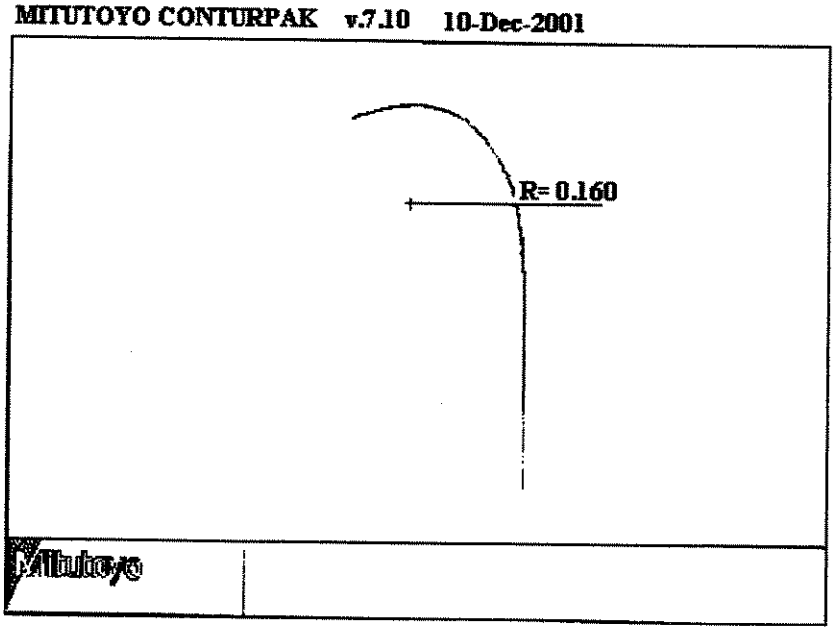


Figura 4.17 – Raio de borda da válvula cortada, cunhada e tamboreada.

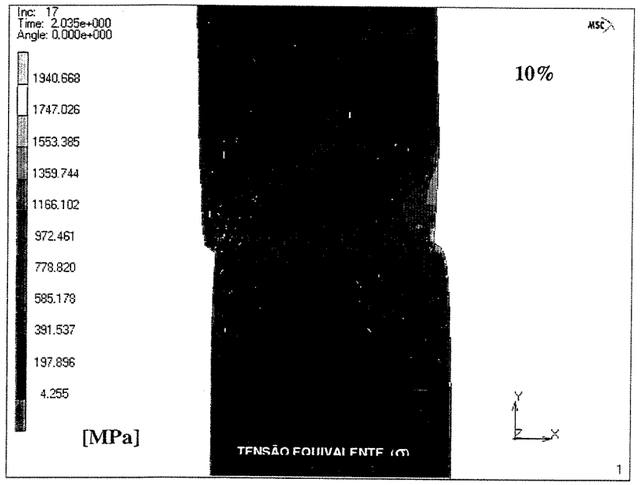
Provavelmente, os níveis de tensão residual compressiva presente na válvula chanfrada foram pouco influenciados pelo processo abrasivo, pelo fato de estarem bem distribuídos por toda a extensão do chanfro numa região bem ampla. Já as condições trativas encontradas nas regiões das extremidades do chanfro numa área bem restrita, conforme item 4.5.2, devem ter sido eliminadas pelo processo abrasivo, por serem de fácil acesso.

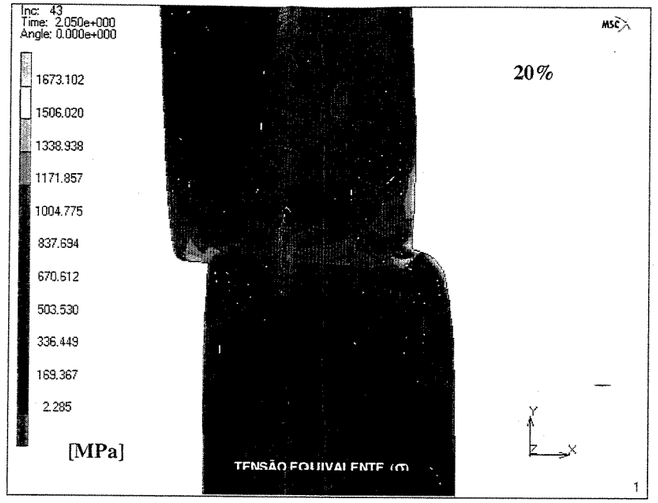
4.5 – Resultados da análise com o modelo de elementos finitos

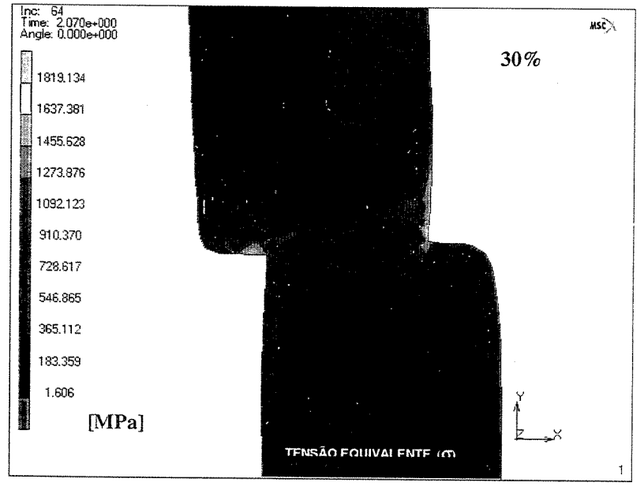
4.5.1 - Processo de corte por estampagem do material UHB-15N20

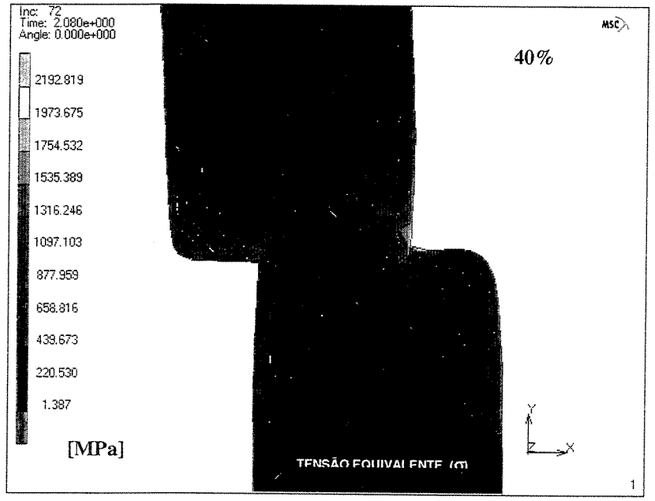
Na Figura 4.18 apresenta-se o processo de corte por estampagem para penetrações do punção de 10 a 60% da espessura da chapa. Pode-se verificar pela análise da alteração dos níveis de tensão durante a simulação no corte que, a tensão equivalente é extremamente alta mesmo para o início do processo na região próxima à ponta do punção e da entrada da matriz, o que é esperado por ser essa uma região de contato de alta concentração de tensões, o que leva à nucleação de trincas em ambas regiões.

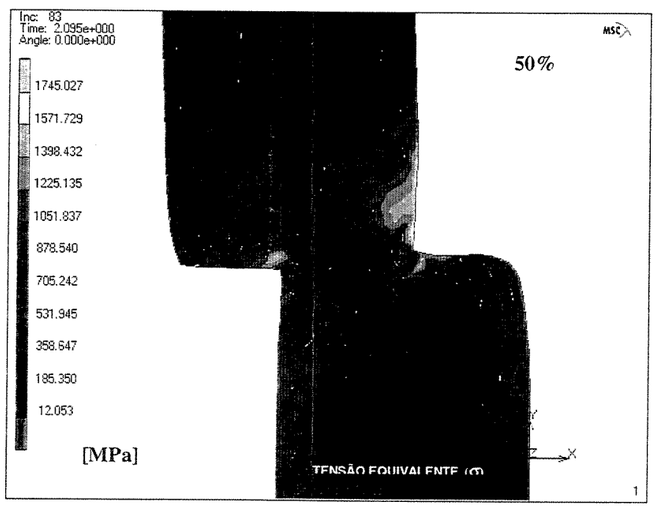
Pode-se afirmar teoricamente pela análise das figuras das simulações e pelos resultados da difratometria, item 4.7.1, que o nível de tensão deve apresentar-se elevado, porém não constante ao longo da seção do material, devido à nucleação de trincas durante o processo, o que não pode ser verificado, pois o software não pode prever o início das trincas, o que certamente aliviaria o estado de tensões imediatamente após sua nucleação. O software continua o processo de deformação do material não considerando nenhuma instabilidade mecânica que leve a falha durante o processo.











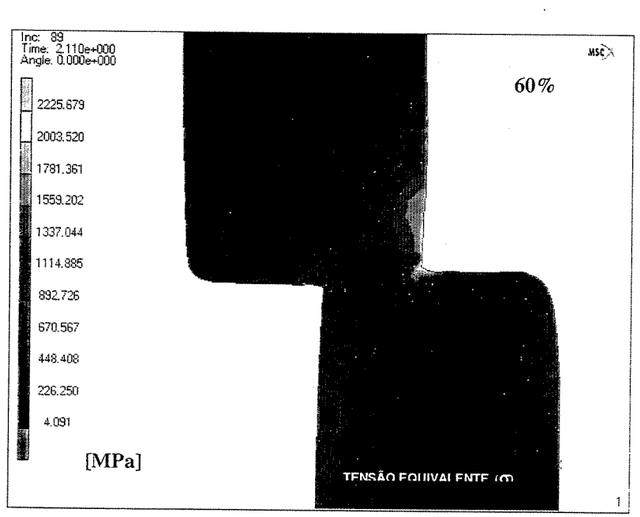


Figura 4.18- Alteração da tensão equivalente do material UHB-15N20 sob corte por estampagem (de 10 a 60% de penetração do punção).

Pode-se observar nas Figuras 4.18 e 4.19, na análise da evolução do estado de tensão durante o corte, que há um aumento gradual da tensão equivalente na ponta do punção e na entrada da matriz, o que se repete para a região mediana da espessura do material até aproximadamente 30% dessa espessura, havendo então um decréscimo dessa tensão até alcançar seu valor mínimo de 180MPa para 49% da espessura. A partir desse ponto, uma nova tendência de aumento com o deslocamento do punção, o que pode ser explicado pela ausência de um modelo de fratura para a simulação com o software empregado.

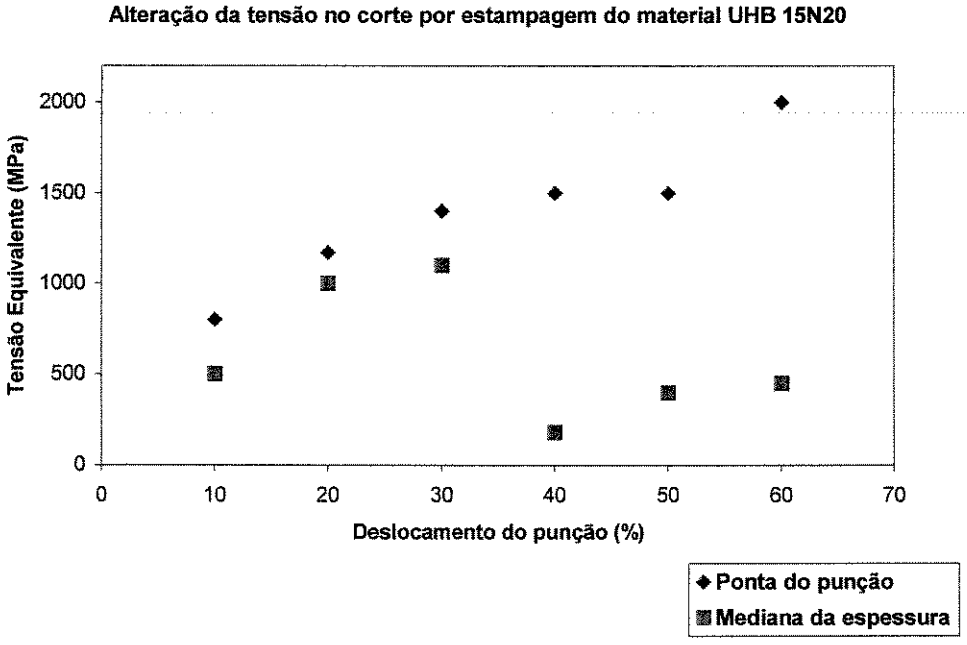


Figura 4.19 – Evolução das tensões durante o corte do material UHB-15N20.

Já o gráfico obtido da simulação por elementos finitos em relação à forca de estampagem versus a penetração do punção, Figura 4.20, apresenta a intensidade da força no punção muito próxima daquela obtida experimentalmente, além do deslocamento de relativo a deflexão da chapa quando do início do processo, já que esse gráfico apresenta uma forca de 157,6 kN, laboratório 150kN, deslocamento, 0,195mm, em laboratório 0,130mm, conforme Figura 4.5 do Capitulo 4.

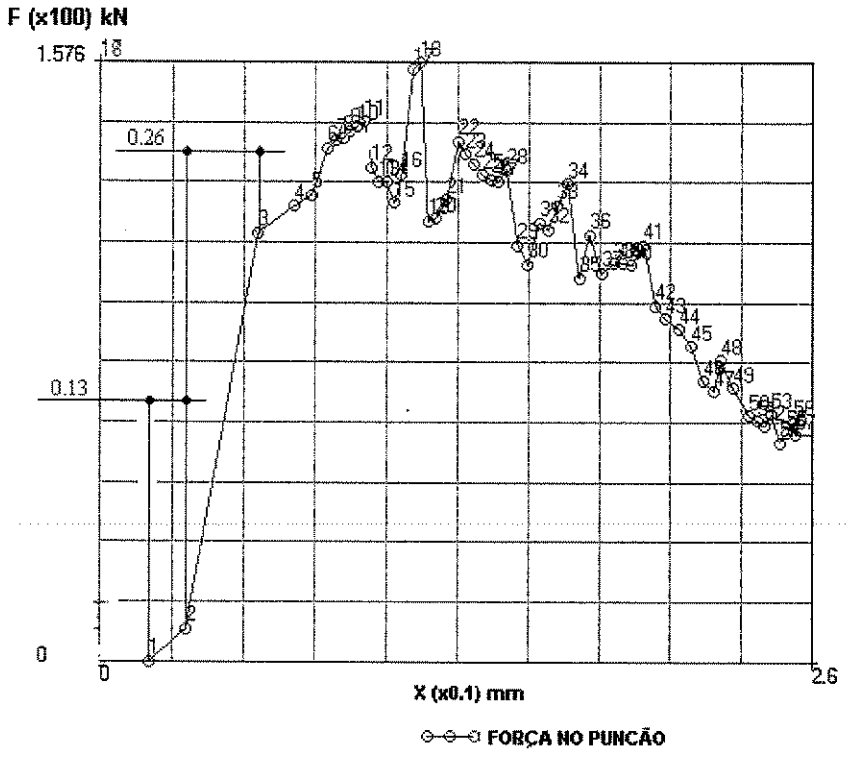


Figura 4.20 – Gráfico dos dados de força no punção versus seu deslocamento obtidos na simulação por elementos finitos (MEF).

Após essa fase, decorre uma condição linear de carregamento que se estende por 0,26mm e então uma instabilidade de carregamento ao longo do processo. O software não consegue prever a trinca, como mencionado no Capítulo 2, Figura 2.12, e assim continua o processo de deformação plástica durante a operação de corte. A condição de fragilidade do material quando da fratura não é possível de ser evidenciada por meio do MEF. A queda da força é devida à diminuição da seção resistente da chapa durante a deformação.

4.5.2- Processo de cunhagem do material UHB 15N20

A Figura 4.21 apresenta os resultados de tensões e deformações após a remoção das ferramentas de cunhagem.

Assume-se que a tensão residual é a própria tensão remanescente no material, e que pode ser representada pela tensão equivalente, o que é justificada por tratar-se de uma condição de estado, onde se considera a interação entre todas as tensões às quais o material é submetido, seja pela representação das tensões principais ou pelas tensões aplicadas em determinados planos. A adoção de uma condição diferente, como por exemplo, da maior tensão principal σ_1 ou σ_3 poderia mascarar esta interação das tensões, gerando um estado de tensões remanescentes inconsistente, o que é comprovado na prática pela simulação versus difração de raio X. A utilização deste método baseia-se na comparação entre os estados de tensão medidos por difração de raios-X e simulados no software.

As tensões de cisalhamento octaédricas e as deformações de cisalhamento são funções invariantes que descrevem uma curva de fluxo plástico independente do tipo de teste efetuado(Nadai, 1937), sendo assim, a função invariante mais utilizada e completa na descrição de deformações plásticas aplicadas nos materiais é a deformação e a tensão efetiva ou equivalente.

Assim, a tensão equivalente máxima verificada após a cunhagem é assumida como sendo a tensão residual, e o valor máximo de 1356 MPa normal ao chanfro, próximo ao ponto médio do chanfro, e a 45° de uma das faces.

Para a determinação da tensão equivalente ou residual poderia ser assumida a tensão σ_3 que seria a mais representativa, conforme mostra a Figura 4.21. Essa figura apresenta as direções das tensões do processo de cunhagem, na qual pode-se observar que a direção de σ_3 é a mesma assumida para a condição de estado planar no cálculo da tensão para o caso da difratometria, conforme Capítulo 3, item 3.7.

No caso da simulação por elementos finitos temos o valor de σ_3 igual a 1200MPa e para a tensão residual medida por difratometria um valor de 1555MPa, conforme Capítulo 4, item 4.7.1, ou seja, uma diferença de 30% nos valores absolutos. Por outro lado, se considerarmos a tensão equivalente (1356MPa) tem-se uma diferença de 15%.

Tabela 4.6 – Ângulos das tensões principais do processo de cunhagem do material UHB-15N20.

Ângulos	σ_1	σ_2	σ_3
X	72°	162°	90°
Y	17°	72°	90°
Z	90°	90°	0°

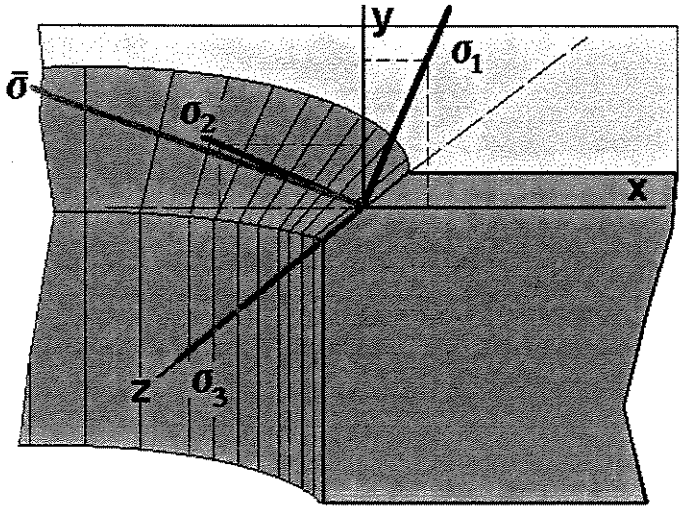


Figura 4.22 – Representação das tensões presentes no processo de cunhagem do material UHB-15N20

Como a condição de estado da tensão remanescente (trativa ou compressiva) não pode ser determinada pela tensão equivalente, uma análise do estado das tensões principais é necessária, e assim foi assumido no modelo.

A análise das tensões principais é necessária principalmente quando se tratam de componentes solicitados ciclicamente.

Neste trabalho, propõe-se a verificação do estado de tensões pela análise das tensões principais máximas (σ_1) e mínimas (σ_3).

As tensões residuais são predominantemente compressivas em torno da região mediana do chanfro, o que pode ser verificado pela análise das tensões principais σ_1 e σ_3.

O máximo valor trativo é observado nas extremidades do chanfro onde teoricamente os níveis de tensão e deformação são elevados. Para estas regiões, verifica-se tensões σ_1 da ordem de +2600 MPa, σ_2 de +1400 MPa, e σ_3 de +1000 MPa, ou seja, trata-se de um estado de tensões trativo e localizado, o que, sob do ponto de vista da durabilidade dinâmica, preocupante.

Para facilitar a análise foi efetuado um mapeamento da seção transversal normal ao chanfro, e também paralelo à face do chanfro, como mostra a Figura 4.23.

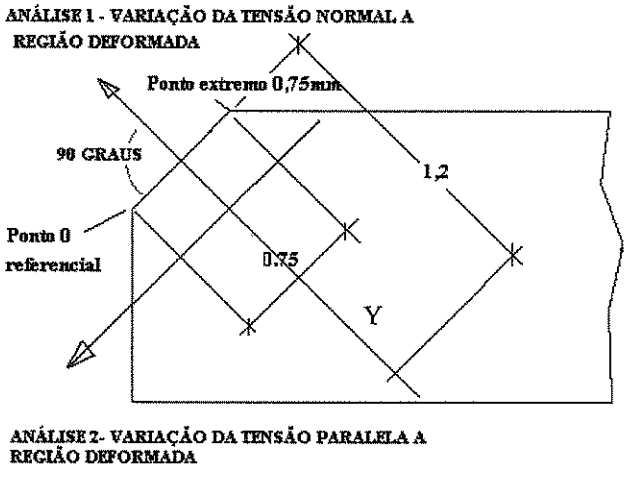


Figura 4.23- Regiões definidas para a análise dos resultados da simulação.

Observa-se na Figura 4.24 que a tensão mínima σ_3 é muito elevada e compressiva na superfície deformada, de valor -1250 MPa e se mantém constante por uma extensão de 0,5mm, até decrescer para um patamar ainda compressivo de -150 MPa a 1mm de distância da face.

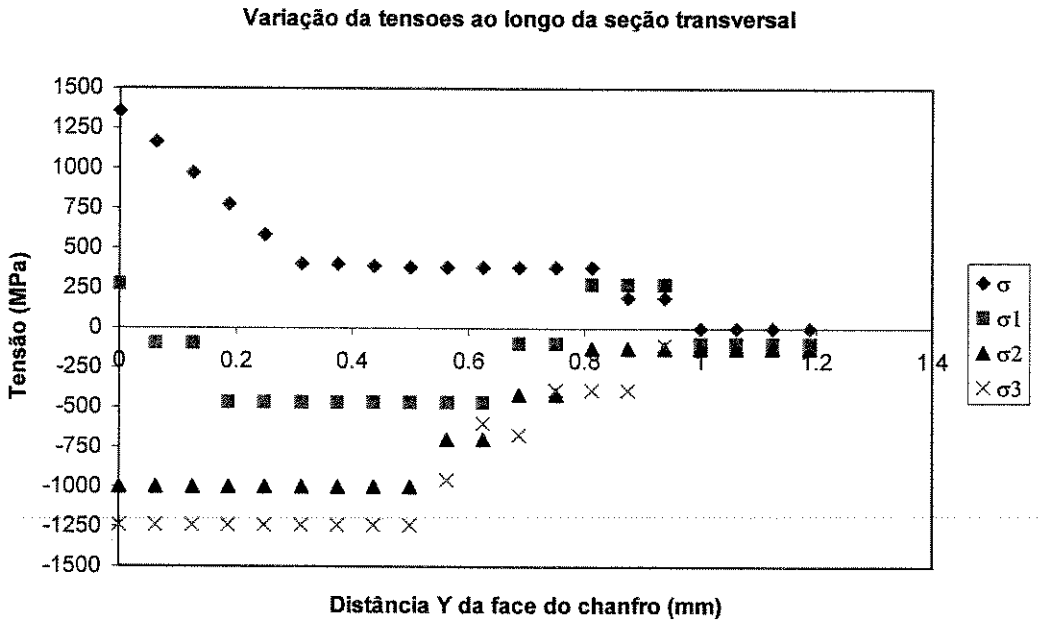


Figura 4.24- Análise 1 - Variação das tensões ao longo da face deformada.

Essa tensão máxima é preponderante para determinar o alto valor de tensão equivalente próximo da superfície, sendo que neste caso, a tensão equivalente representa quase que totalmente a própria tensão residual, pois é responsável por grande parte de sua intensidade. Nota-se que a tensão equivalente decai com o distanciamento da face deformada e com o aumento da tensão principal σ_1.

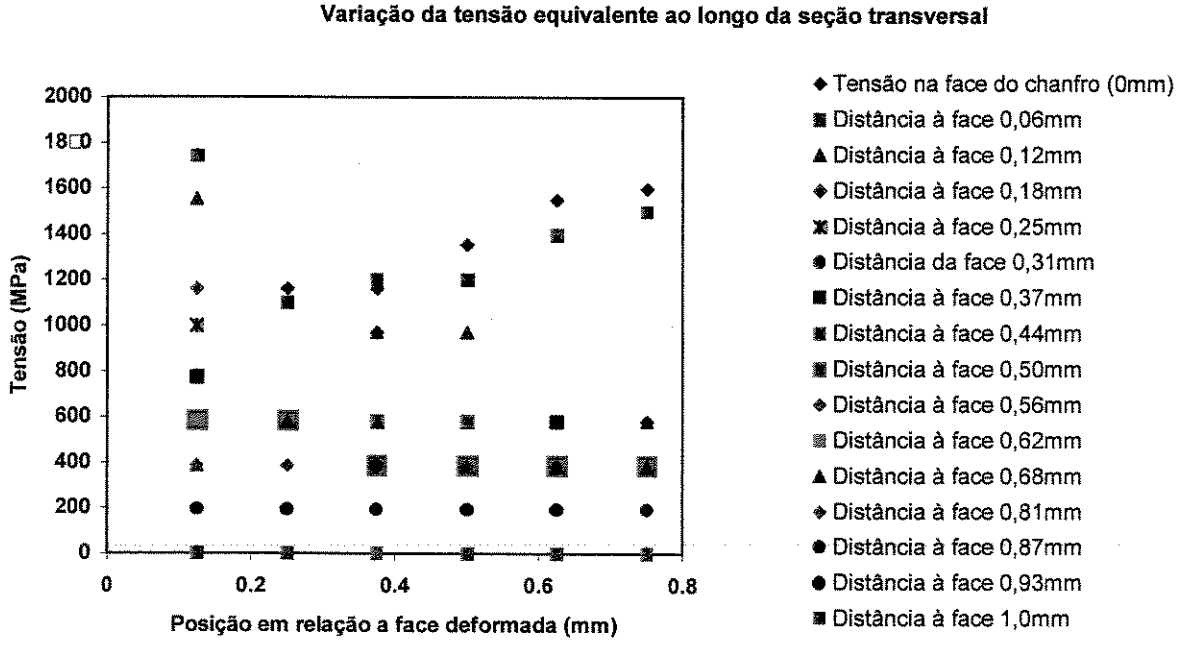


Figura 4.25- Análise 2- Variação da tensão equivalente ao longo da seção transversal paralelamente a face deformada.

A tensão equivalente medida paralelamente à superfície deformada mostra uma tendência de maiores níveis para uma das extremidades do chanfro, devido ao movimento do punção para empurrar o material de uma extremidade para a extremidade oposta. Isto pode ser verificado pela análise da deformação plástica efetiva na Figura 4.21e que apresenta os maiores níveis de deformação para a extremidade oposta do chanfro em relação à entrada do punção.

Outra observação importante é que na superfície cunhada, a tensão residual apresenta-se aproximadamente da forma simétrica, com seu valor máximo no ponto médio de deformação, e é decrescente para as extremidades.

Também se observa uma tendência de menor tensão residual para o extremo do chanfro do lado da entrada do punção, ponto extremo 0,75 da (Figura 4.23) pois a entrada do punção é normal à superfície da chapa e não à superfície do chanfro.

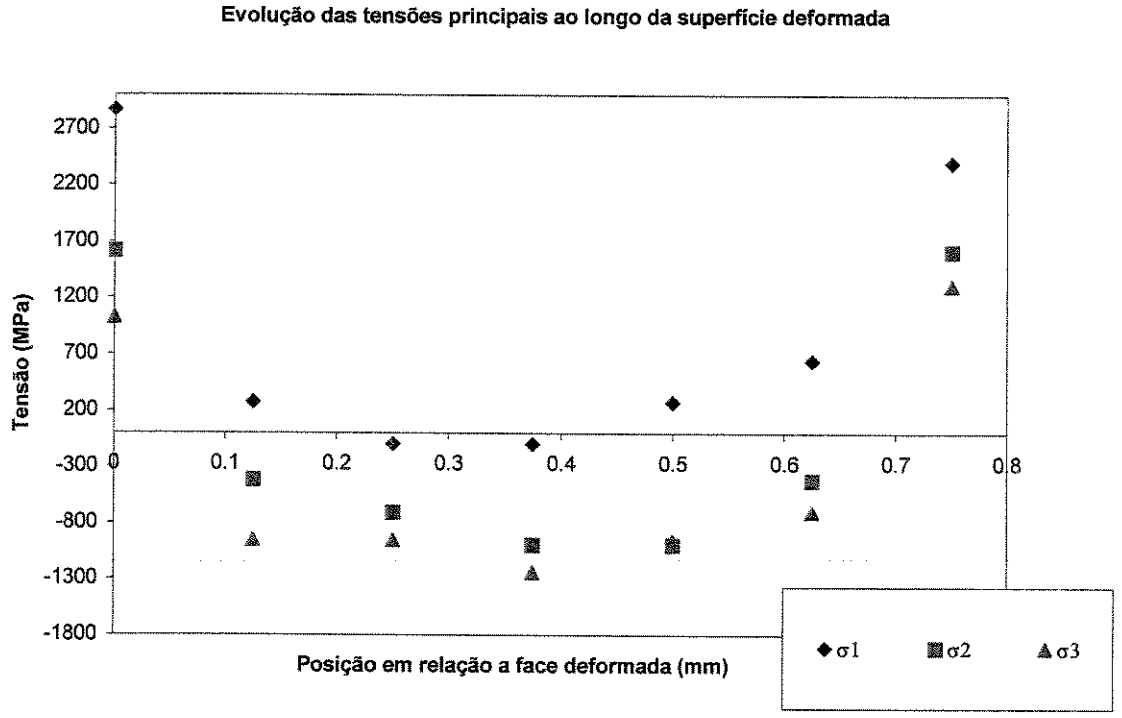


Figura 4.26- Análise 3- Variação das tensões principais na face da região deformada, paralela à superfície.

As tensões principais apresentam-se ao longo da face deformada com uma forma similar a tensão equivalente, ou seja, apresentando o ponto de máxima tensão aproximadamente na região mediana da superfície do chanfro. A tensão principal σ_1 apresenta-se compressiva na região central do chanfro e compressiva nas extremidades. Já a tensão σ_3 é que a apresenta a maior parcela de tensão compressiva das tensões principais quase que por toda a extensão da região deformada.

Esses resultados caracterizam um estado de tensão compressivo para o material deformado em quase toda a sua extensão e em profundidades consideráveis. Por outro lado destaca-se a presença de um estado trativo bem localizado e de grande intensidade e que abrange uma pequena região nas extremidades da superfície cunhada, o que pode ser prejudicial para o comportamento dinâmico das válvulas cortadas e cunhadas.

4.5.3 - Processo de corte por estampagem, material UHB 20C (simulação MEF)

Os resultados da simulação de corte por estampagem são apresentados na Figura 4.27 para uma penetração do punção da ordem de 80%.

Já a Figura 4.28 mostra a mudança dos valores das tensões ao longo do processo para as regiões medianas da espessura do material, e próximas à ponta do punção e à entrada da matriz.

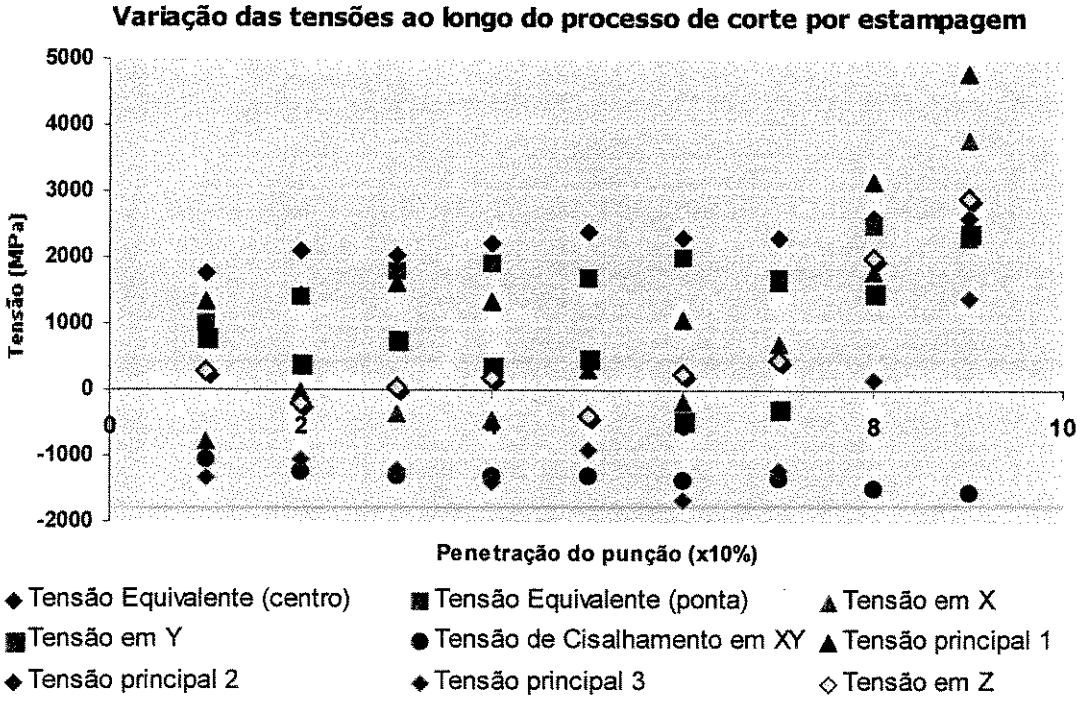


Figura 4.28- Variação das tensões ao longo do processo de corte por estampagem

Analisando-se esses resultados, conclui-se que a simulação caracteriza o processo de corte por estampagem como sendo uma operação na qual a tensão equivalente está diretamente relacionada ao cisalhamento do material, o que pode ser verificado pela análise do comportamento crescente da tensão de cisalhamento τ_{xy}, ver a Figura 4.28.

O cálculo dos co-senos diretores das tensões principais resulta no conhecimento da tensão ortogonal que mais contribui para o processo de corte por estampagem. Os valores dos ângulos calculados por meio da determinação dos co-senos diretores para cada uma das tensões principais são mostrados na Tabela 4.7 e Figuras 4.29 que seguem.

Tabela 4.7 – Ângulos das tensões principais do processo de corte por estampagem .

Ângulos	σ_1	σ_2	σ_3
X	42°	135°	90°
Y	132°	45°	90°
Z	90°	90°	0°

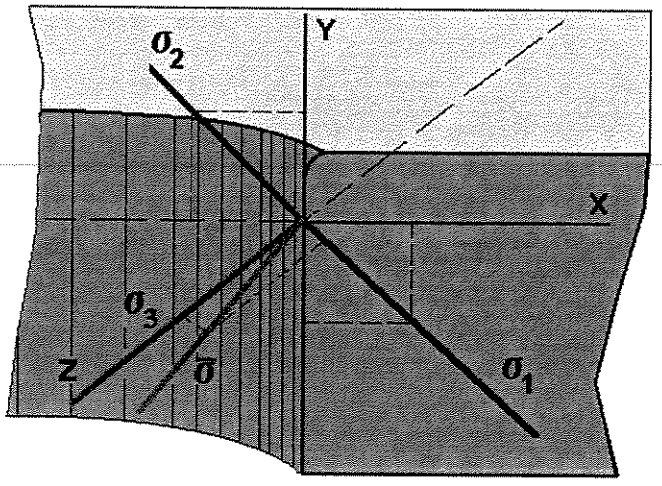


Figura 4.29 – Representação dos ângulos das tensões principais da Tabela 4.7 do processo de corte por estampagem do material UHB-20C. (Vista geral da chapa cortada com eixos ortogonais e tensões)

Verifica-se pela análise da Tabela 4.7 e da Figura 4.29 que uma das tensões que mais contribuem na determinação da tensão principal σ_1 é a tensão de cisalhamento τ_{xy} como é de se esperar para um processo de corte por estampagem que é caracterizado por ser um processo de cisalhamento.

As curvas de tensão equivalente próxima à ponta do punção e na mediana da espessura do material diferem dos resultados da primeira simulação para o material UHB 15N de espessura 1,5mm, mostrados na Figura 4.19. Enquanto há um decréscimo da tensão na mediana da espessura para a primeira simulação, ocorre um aumento da tensão

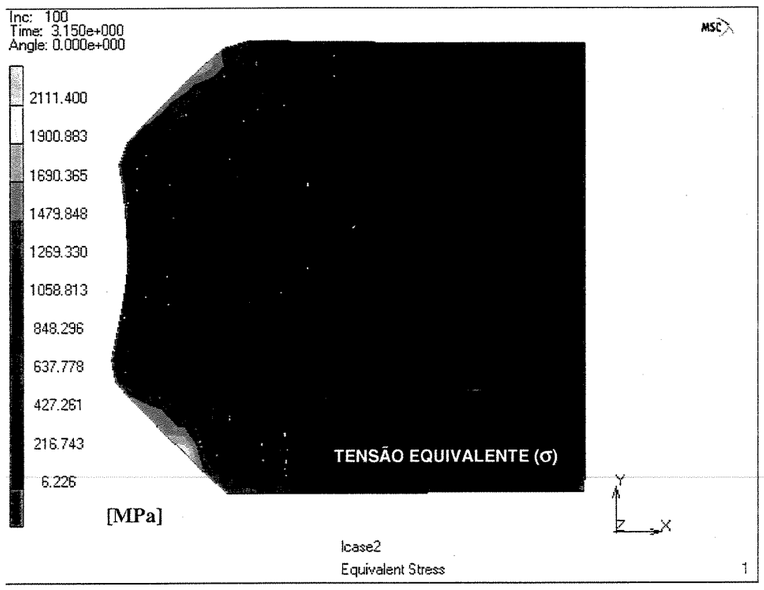
equivalente na simulação do material UHB 20C, tanto próximo à ponta do punção como na mediana da espessura.

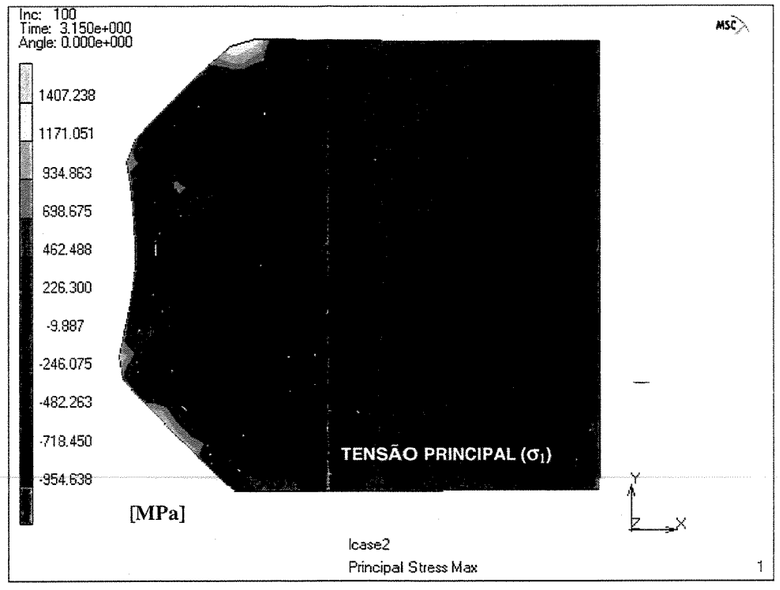
Já para esse modelo, onde a simulação é efetuada para a chapa de menor espessura (válvula), a maior intensidade de tensão encontra-se na mediana da espessura da matriz (Figura 4.28) ao invés da ponta do punção e entrada da matriz, como verificado no modelo da chapa de maior espessura.

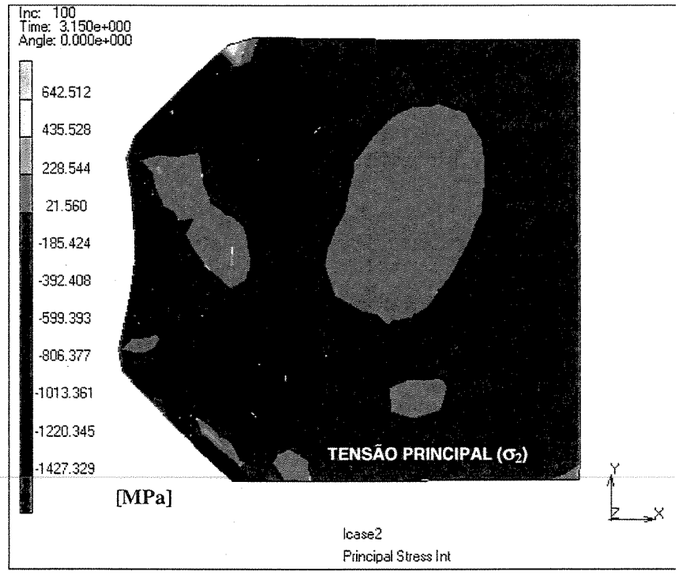
Os materiais estudados, como já descrito, pertencem à mesma classe e por conseqüência suas propriedades mecânicas e comportamento plástico são bem similares. A grande diferença está na rigidez já que até mesmo os parâmetros de processo, tais como folga de corte e tipo de ferramenta, foram mantidos. Essa rigidez, determinada pela diferença na espessura, pode estar contribuindo para a diferenciação do estado de tensão durante a simulação do processo de corte por estampagem. Dessa forma, o estudo do critério de fratura para a determinação do ponto de falha foi realizado para válvulas de pequenas espessuras com o material UHB 20C, pelo fato de que a caracterização do processo foi realizada em grande parte para este material.

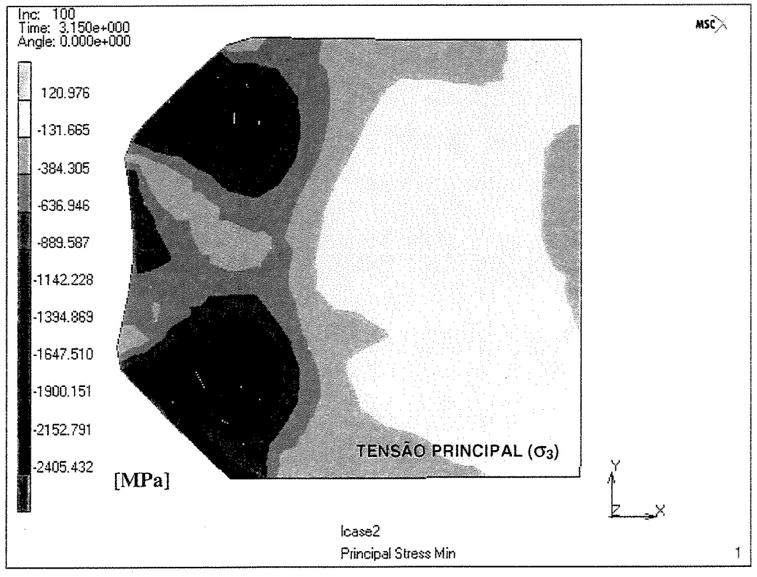
4.5.4- Processo de deformação plástica da válvula em UHB-20C

A válvula cunhada apresenta uma condição de estado compressivo de tensões quase que na sua totalidade como verificado pela análise das tensões principais mostrados na Figura 4.30. Assim, o mesmo estado de tensão encontrado no material mais espesso deformado, ver Figura 4.21, também é verificado na válvula cunhada.









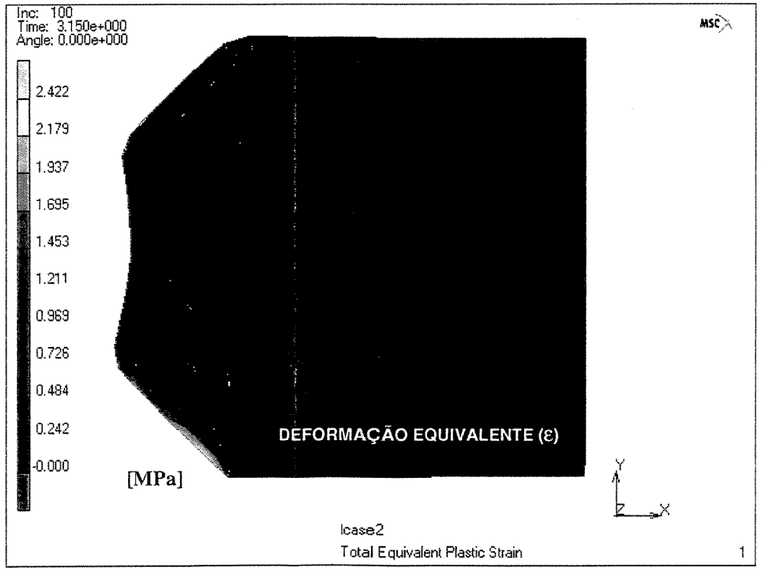


Figura 4.30- Tensões de uma válvula deformada em ambos os cantos.

A região trativa é verificada na superfície superior do chanfro, com σ_1 da ordem de +1170 MPa sendo uma região bem restrita, como verificado na simulação da cunhagem do material de maior espessura.

A assimetria das tensões ao longo da seção transversal ocorre devido as condições de processo impostas, pois o material foi deformado em série, ou seja, uma extremidade de cada vez, o que resultou em deformações heterogêneas. Mesmo assim, trata-se da condição real de deformação à qual o produto foi submetido.

4.5.5 – Ensaio de fadiga

O resultado da simulação por elementos finitos do ensaio dinâmico se mostrou bem condizente com a teoria relativa à resistência dos materiais e aos dados de projeto relativos a intensificadores de tensão.

Verifica-se pela figura 4.31 que a deformação aumenta do ponto de aplicação da força, pinos de arraste, até a base de apoio da válvula.

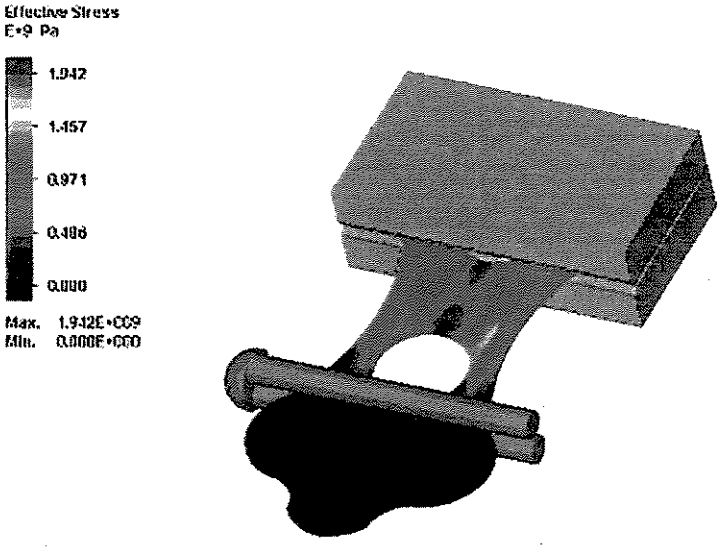


Figura 4.31 – Válvula deformada no ensaio de fadiga.

Já na Figura 4.32, verifica-se a maior tensão como aquela localizada na extremidade do furo interno da válvula e em seu contorno tem-se seu menor estado de tensão.

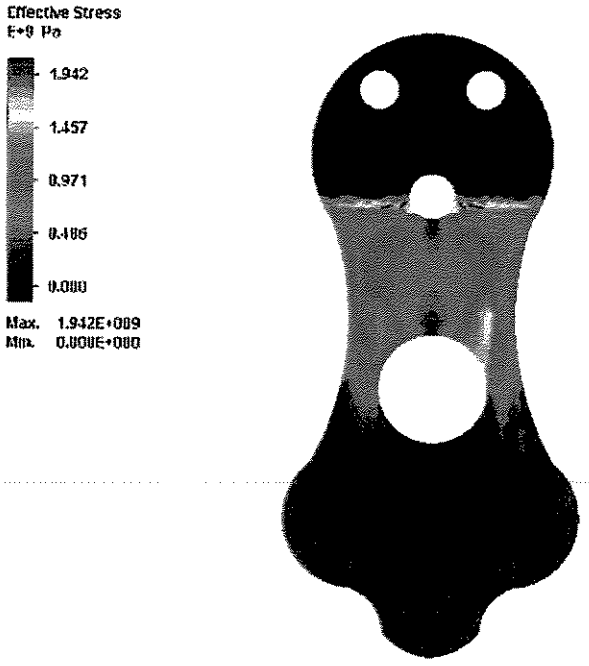


Figura 4.32 – Tensão efetiva da válvula do ensaio de fadiga.

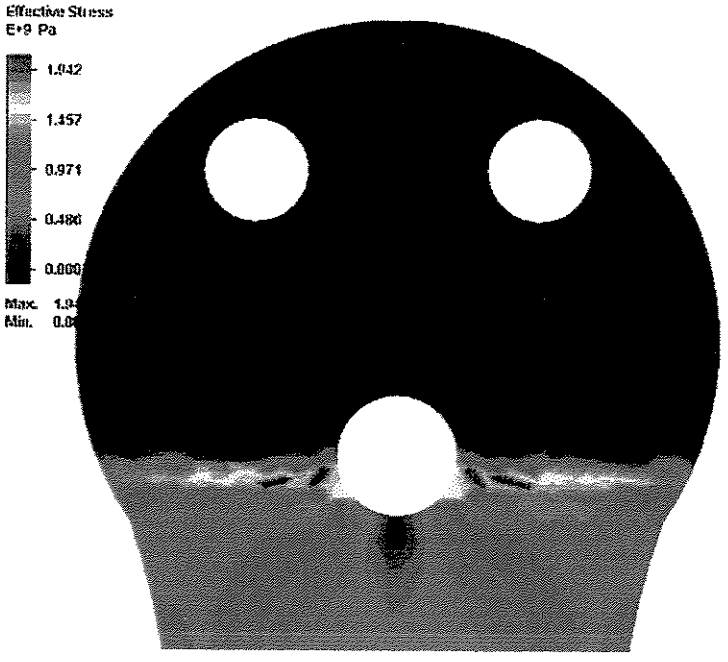


Figura 4.33 – Ampliação da região de maior tensão efetiva da válvula dinâmica.

Verifica-se pela figura 4.33 uma tensão de aproximadamente 1900MPa na extremidade do furo menor e uma tensão de aproximadamente 1400 MPa na região próxima ao contorno da válvula. Esses níveis de tensão estão bem próximos ao limite de resistência a tração do material e evidencia a teoria dos níveis de tensão esperados para esse tipo de ensaio mecânico que são intensificados pela presença do furo central.

As fractografias mostradas neste Capitulo 4, evidenciam o estado de tensão apresentado na simulação e confirmam a tendência do gradiente de tensão ao longo da seção da válvula através da analise da nucleação e propagação da trinca e região de ruptura.

Aparentemente pela análise da Figura 4.31 não se observa a presença de um furo e nem tão pouco seu estado de tensão, o que é explicado pelo fato de haver um raio bem delineado na região de engaste que acaba por permitir a deformação da válvula nessa região. O que aparentemente seria um furo completamente engastado não o é, o que faz com que a válvula apresente tensões elevadas nessa região.

Nos ensaios laboratoriais de estampagem assumiu-se que a fratura ocorre para a penetração do punção igual a 65% do corte total, que corresponde a um deslocamento do punção de 0,395mm conforme apresentado na Figura 4.5.

Para o modelo de Freudenthal, empregou-se o procedimento descrito no item 2.3 utilizando-se os valores de tensão e deformação equivalente obtidos na simulação por MEF, obtendo-se resultados para C_1, como segue.

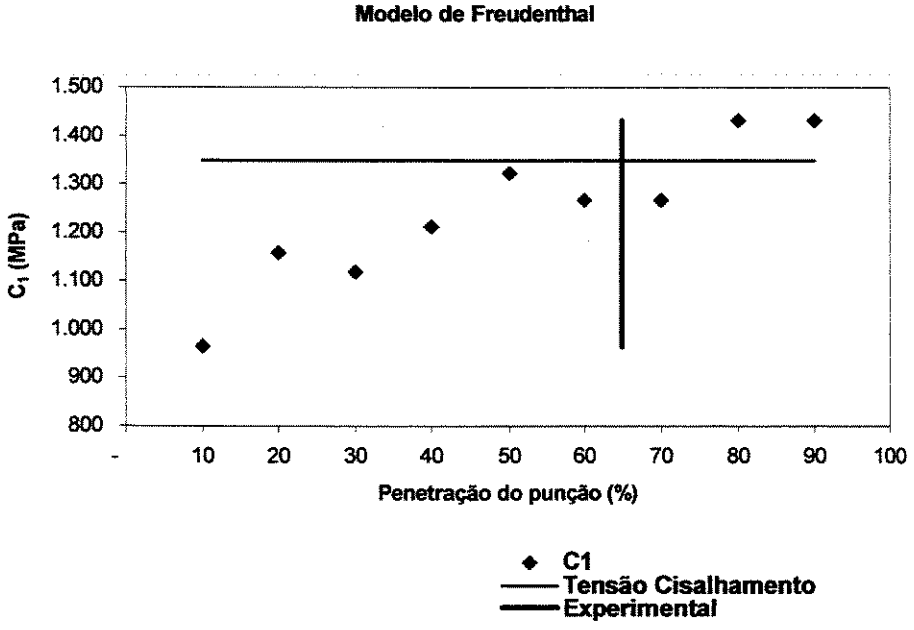


Figura 4.35 – Modelo de fratura de Freudenthal.

1- No modelo de Cockcroft, para a integração da equação 2.10, adotaram-se os valores da tensão principal σ_1 e da deformação equivalente obtidos na simulação por elementos finitos ao longo do processo de corte, obtendo-se valores para C_2 em função da penetração do punção, como apresentado na Figura 4.36.

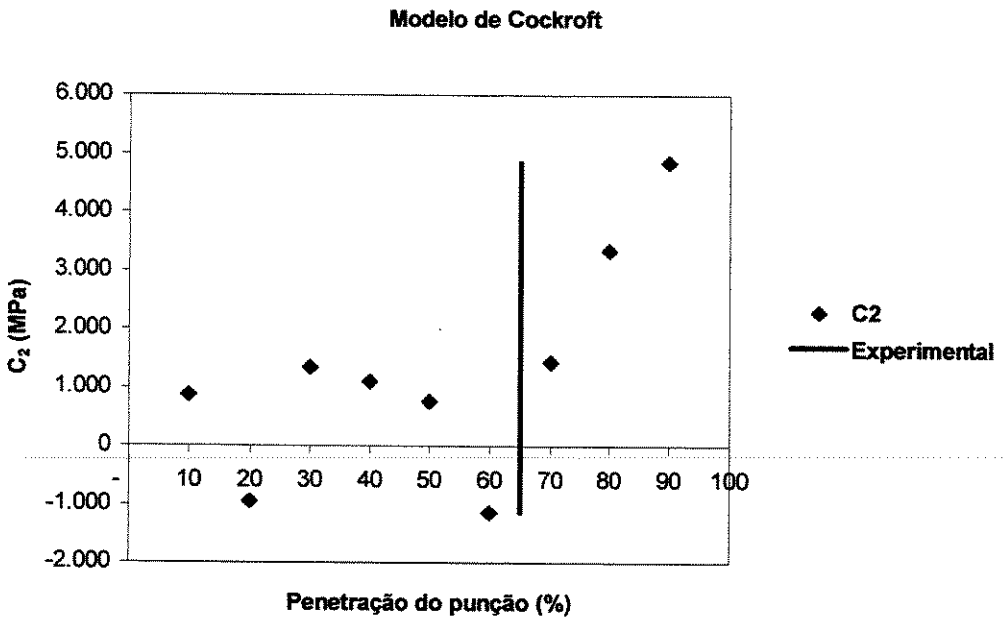


Figura 4.36 – Modelo de fratura de Cockroft

2- Para o modelo de Gurson que aparece na Figura 4.37, foram adotados os valores de tensão média, de tensão equivalente e a média das tensões normais obtidas na simulação ao longo do processo de corte por estampagem. As constantes adotadas, sugeridas pelo mesmo autor, foram a fração do volume de vazios mínima igual a 0,0031, q_1 igual a 1,5 e q_2 igual a 2,0. Nesse modelo foram obtidos resultados para ϕ que corresponde as constantes C dos outros modelos.

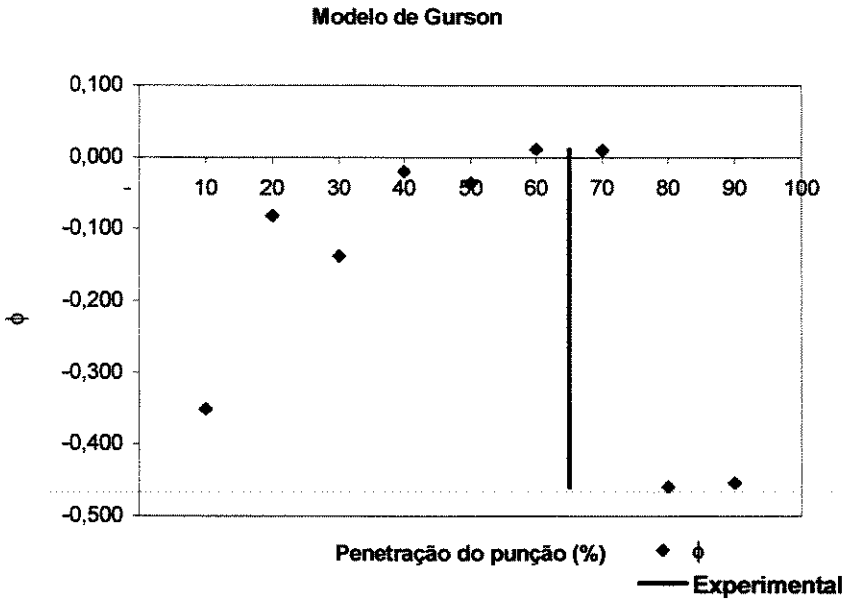


Figura 4.37 – Modelo de fratura de Gurson

3- Para o modelo de Thomason mostrado na Figura 4.38 foram determinados, primeiramente os raios dos vazios pela obtenção das deformações ε_1, ε_2 e ε_3 da simulação por elementos finitos, e pela adoção da fração do volume de vazios sugerido por Gurson. As constantes adotadas e sugeridas por Thomason foram α, igual a 0,1 e β igual a 1,2. Os valores de σ_1 e da tensão equivalente também foram obtidos da simulação numérica.

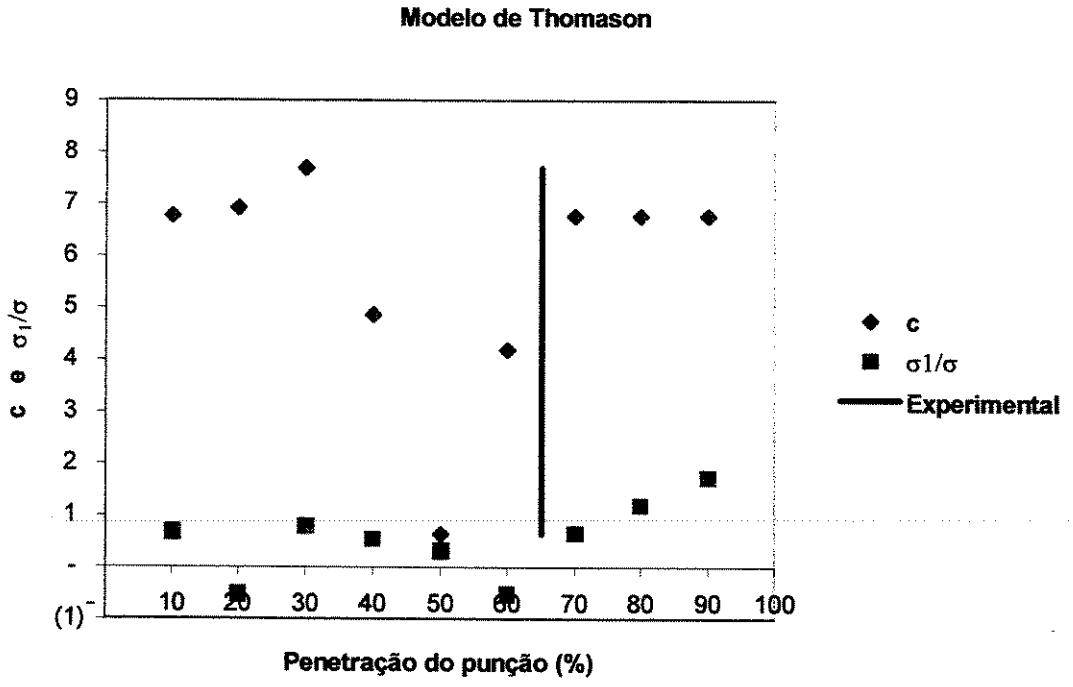


Figura 4.38 – Modelo de fratura de Thomason

4- Para o último modelo estudado, de Brozzo, mostrado na Figura 4.39, adotou-se os valores da tensão principal σ_1, das tensões principais para a determinação da tensão média e da deformação equivalente, todos também obtidos na simulação numérica que foram usados na expressão 2.11 para a obtenção de C_3.

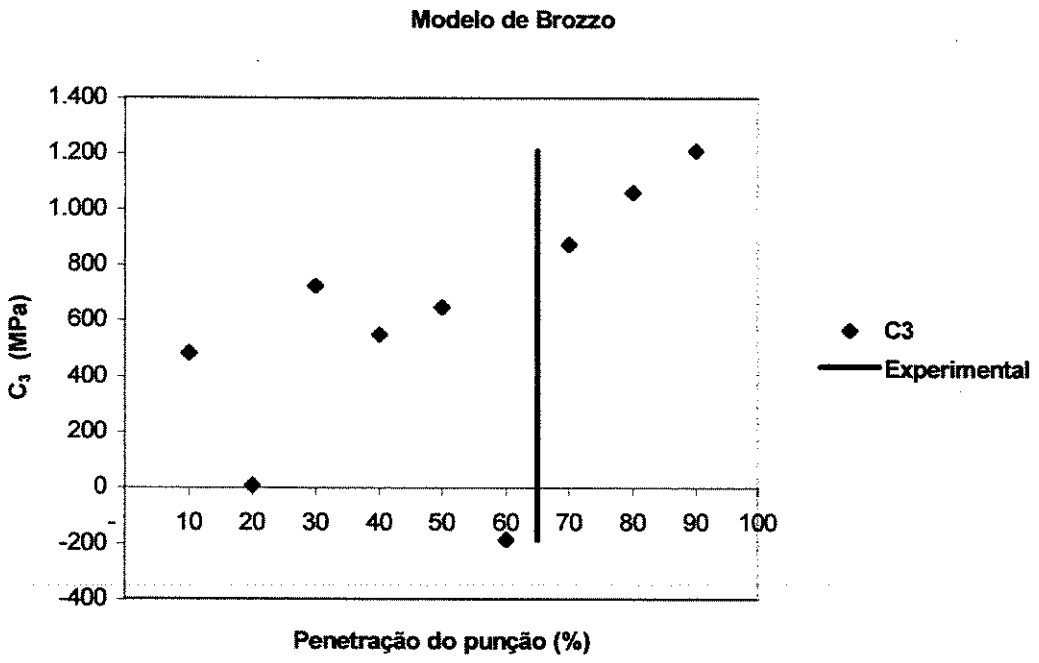


Figura 4.39 – Modelo de fratura de Brozzo

Para cada modelo foram assumidos critérios de fratura mediante algumas considerações e de acordo com as referências descritas no Capítulo2. Para o modelo de Freudenthal, assumiu-se que a fratura ocorreria quando da interseção entre as linhas de tensão de cisalhamento do material e da integral dos valores de C_1.

Já para o modelo de Cockcroft, assumiu-se a fratura do material para o valor de C_2 igual a zero conforme mostrado na Figura 4.36.

No modelo microscópico de Gurson, adotou-se a fratura do material quando o valor de ϕ tornou-se também igual a zero.

No modelo de Thomason, a fratura ocorre quando ocorre a igualdade entre a razão de σ_1/σ com os valores da coalescência de vazios determinada pela sua geometria conforme mostrado na equação 2.7.

O valor da penetração do punção à fratura é determinado também pela perda da integridade do material para um valor de C_3 igual a zero no modelo de Brozzo.

Nota-se que o modelo mais adequado para a determinação do momento da fratura é o modelo de Brozzo seguido pelo de Gurson. Ambos apresentam resultados de penetração crítica próximos do obtido experimentalmente. O primeiro, de Brozzo, considera que a tensão principal σ_1 no modelo está intimamente ligada ao cisalhamento imposto no processo de corte por estampagem e da tensão média determinada entre as tensões principais. E o segundo, de Gurson, considera um fator microscópio denominado fração do volume de vazios que, se não for levado em conta faz com que o ponto de início da falha, passe de 65% para 70% do deslocamento total.

A fração do volume de vazios não foi medida e sim adotada como sendo a de menor valor definido por Gurson para seu modelo, pois se considerou que um material de elevada qualidade metalúrgica como o aço UHB-20C deva apresentar uma pequena quantidade de vazios.

Um outro modelo que se mostrou satisfatório na previsão do momento da falha foi o modelo de Freudenthal, pois se obteve que o material romperá para uma penetração do punção da ordem de 75% do percurso total da espessura do material. Os modelos de Freudenthal e Cockroft apresentam quase a mesma dispersão dos valores em relação ao obtido experimentalmente. O modelo de Freudenthal apresentou um valor de 75% de penetração do punção para a fratura, enquanto que o de Cockcroft, 53%.

Já o modelo de Thomason, não prevê de maneira razoável o momento de falha do material ensaiado. Provavelmente, a diferença encontrada entre o resultado desse modelo (50%) e o resultado experimental (65%) se deve a dificuldade de determinação das condições geométricas dos vazios do material. Deve-se salientar que nenhuma medida das geometrias dos vazios foi realizada para os critérios de fratura, mesmo porque este não era o principal objetivo desse trabalho, de modo que adotou-se os valores recomendados para os modelos de Gurson e Thomason.

4.7- Estampagem do material UHB-15N20, comparação entre os resultados obtidos para tensão residual por difratometria e com MEF.

A Figura 4.40 apresenta os resultados de tensão residual obtidos por MEF e difratometria. Verifica-se uma diferença na evolução dos valores da tensão residual medida por difração de raios X, e os obtidos na simulação por MEF da amostra estampada ao longo de sua seção.

A tensão equivalente encontrada nas regiões da ponta do punção e no meio do material simulado pelo método de elementos finitos diferem consideravelmente entre si.

Há uma grande intensidade de tensão trativa identificada na região de entrada do punção para a amostra analisada na difração, seguida de um decréscimo gradual que teoricamente pode ser associado à região de propagação da trinca durante o cisalhamento com conseqüente relaxamento da tensão.

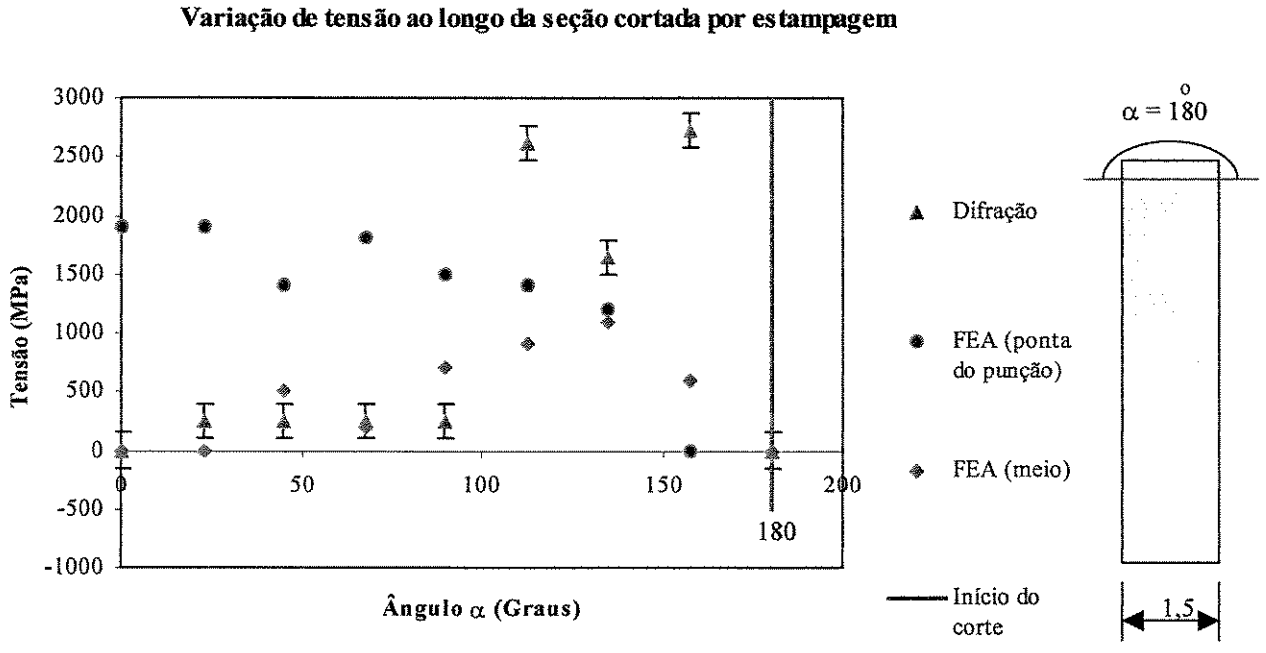


Figura 4.40 – Variação da tensão residual calculada para a difratometria e simulada por MEF para o material UHB-15N20 somente estampado.

A simulação por elementos finitos apresenta dois comportamentos bem distintos em relação à tensão equivalente, o primeiro, proveniente da região da ponta do punção que apresenta um aumento de sua intensidade até o final do processo, e um segundo, da região mediana da espessura do material, com um aumento do valor da tensão residual até aproximadamente um quarto da espessura da amostra seguido do decréscimo dessa tensão até o final da seção.

Esse segundo comportamento é similar àquele verificado na difratometria. Observa-se também que os valores da tensão equivalente obtidos na simulação são significativamente diferentes dos calculados através da difratometria, o que pode ser explicado pela ausência de um critério de fratura no modelo do MEF. Acredita-se que o comportamento similar da tensão residual verificado entre a região mediana da chapa simulada por MEF e a medida por raios-X, acontece pela maior contribuição da tensão τ_{xy} no comportamento plástico do material nesse tipo de processo de fabricação. Esse fato é reforçado pelos resultados obtidos dos critérios de fratura que revelaram que os modelos que levaram em consideração essa tensão ou sua contribuição, como é o caso de Brozzo, Freudenthal e Cockroft, foram os que mais se aproximaram do valor experimental encontrado.

O comportamento teórico é um aumento rápido da tensão na primeira zona de corte (dobramento) esperado, seguido pelo relaxamento dessa tensão na zona de cisalhamento, quando da ocorrência da nucleação das trincas nas regiões próximas da ponta do punção e da entrada da matriz.

O ponto localizado a aproximadamente 90° corresponde a uma região muito próxima à mediana da espessura da chapa, o que pelo ensaio de fratura em laboratório, corresponde ao ponto próximo à fratura final do material. Pode-se então ressaltar que a condição mais precisa na determinação do comportamento da tensão residual ao longo da seção transversal de peças estampadas é a medida por difração de raios-X, já a simulação pelo método de elementos finitos pode ser aplicada para casos nos quais onde não exista

um mínimo de área para análise pela difratometria, e nesse caso, deve-se considerar os resultados obtidos para a seção mediana.

4.7.1- Cunhagem do material UHB-15N20

Esse material após seu corte por estampagem, passou por um processo de cunhagem numa de suas bordas para a comparação da tensão residual obtida por difratometria com a tensão residual simulada numericamente, como mostra a Figura 4.31.

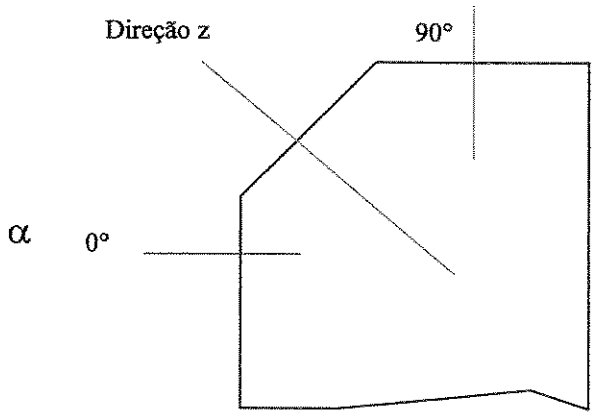
O maior nível de tensão residual encontrado por difratometria, como era de se esperar, está na região mediana do chanfro deformado e perpendicular a sua face, direção 33 da amostra, conforme mostra a Tabela 4.8.

Pelas medidas efetuadas, verifica-se um estado de tensões compressivo, determinado pelo decréscimo da distância interplanar (110) causado pela deformação plástica na cunhagem.

O valor máximo encontrado é de 1555 MPa, compatível com o nível de resistência mecânica do material e com o nível de deformação mecânica aplicada.

Tabela-4.8- Valores encontrados da variação do ângulo de difração e da tensão residual calculada.

α (posicionamento do feixe de raios-X)	*$(d_o-d_\beta)/d_o$ ou $[(\text{sen}\,\theta_n / \text{sen}\,\theta_i)-1]$*	*Tensão residual calculada (K1 x (d_o-d_f/d_o)) (MPa)*
0°	0,00	0,00
11,25°	-0,0017	-556.31
22,5°	-0,0034	-1090,27
33,75°	-0,0036	-1144,23
45°	-0,0049	-1555,05
56,25°	-0,0033	-1036,29
67,5°	-0,0037	-1191,44
78,75°	-0,0044	-1393,56
90°	-0,0000	0,00



Representação dos valores de α da Tabela 4.6

A alteração do estado de tensões pode ser verificada do gráfico da Figura 4.41 no qual nota-se seu caráter incremental em função da deformação plástica imposta. Os estados trativos identificados pela simulação não são verificados pela difratometria devido as imprecisões descritas previamente, especialmente às causadas pela dificuldade de posicionamento da amostra.

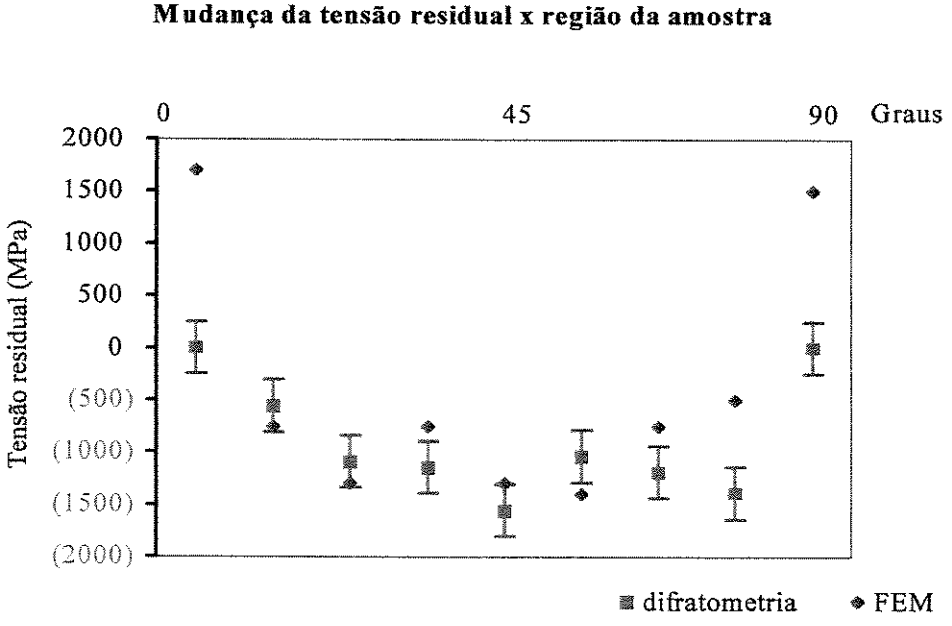


Figura 4.41 – Comparação entre a tensão residual medida e determinada por simulação (von Mises - tensão equivalente) para a cunhagem do material UHB-15N20.

A Figura 4.41 mostra os valores calculados a partir da difratometria e os simulados pelo MEF. A diferença entre o estado de tensões calculado e os verificados na simulação mostrou-se pequena como aconteceu no caso anterior de corte, sendo que a diferença entre esses resultados foi de aproximadamente 15%.

A diferenciação das coordenadas polares da amostra e do feixe incidente poderia incorrer numa condição de medida das distancias interplanares dos planos (110) de forma a se encontrar um estado triaxial de tensões e não planar, como assumido no item 3.7.

Outra característica que levaria à imprecisão do modelo seria a presença de textura, no entanto, somente materiais com pronunciada textura detêm uma menor tensão residual quando comparados a materiais isotrópicos (HEN, 2003). Como os resultados da medida da textura efetuada revelaram uma pequena orientação cristalográfica do material esta característica foi descartada.

Pela observação dos difratogramas, verifica-se que a curva da intensidade do feixe difratado para a direção [110] apresenta uma base estreita mesmo para o material deformado, o que permite concluir-se que não houve uma rotação dos planos cristalográficos, como é normalmente verificada em aços de baixo carbono sob deformação.

* Foram obtidos 48 difratogramas que não estão contidos no trabalho, mas em posse do autor.

4.7.2- Processos alternativos de tamboreamento do material UHB-15N20

A Figura 4.42 apresenta os valores calculados da tensão residual, (medidos por difração), provenientes dos processos de tamboreamento A e B. A posição angular segue a indicação da Figura 4.40.

Em peças obtidas por corte com o processo de tamboreamento A, além de apresentarem um menor estado de tensão trativo, também tiveram uma menor dispersão nos seus resultados, os quais são importantes para elevar a durabilidade do componente. As amostras provenientes dos processos A e B apresentam os raios de canto muito próximos, mas, não exatamente iguais, como mostra a Figura 4.16. A diferença entre os raios de borda não deve acarretar uma diferença considerável nos níveis de tensão residual dessas amostras, mesmo porque a variação volumétrica causada pelo tamboreamento pode ser desprezada sem que se incorra num erro significativo.

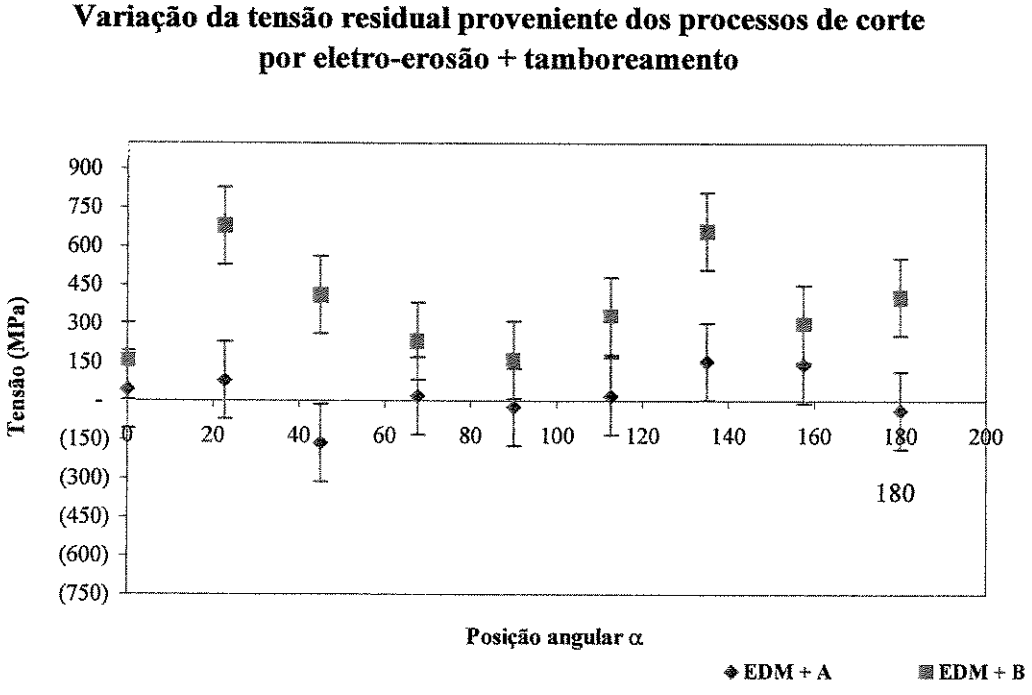


Figura 4.42 – Tensão residual obtida por difratometria ao longo da seção das amostras sob dois processos de tamboreamento.

A Figura 4.43 mostra os resultados da interação entre os processos de corte por estampagem e tamboreamento. Verifica-se uma alteração da tensão residual ao longo da seção medida bem parecida para o material somente estampado e aquele estampado e tamboreado sob o processo B.

Já o material estampado e tamboreado pelo processo A, apresenta níveis de tensão significativamente menores que os outros dois processos. A posição angular segue a indicação da Figura 4.40.

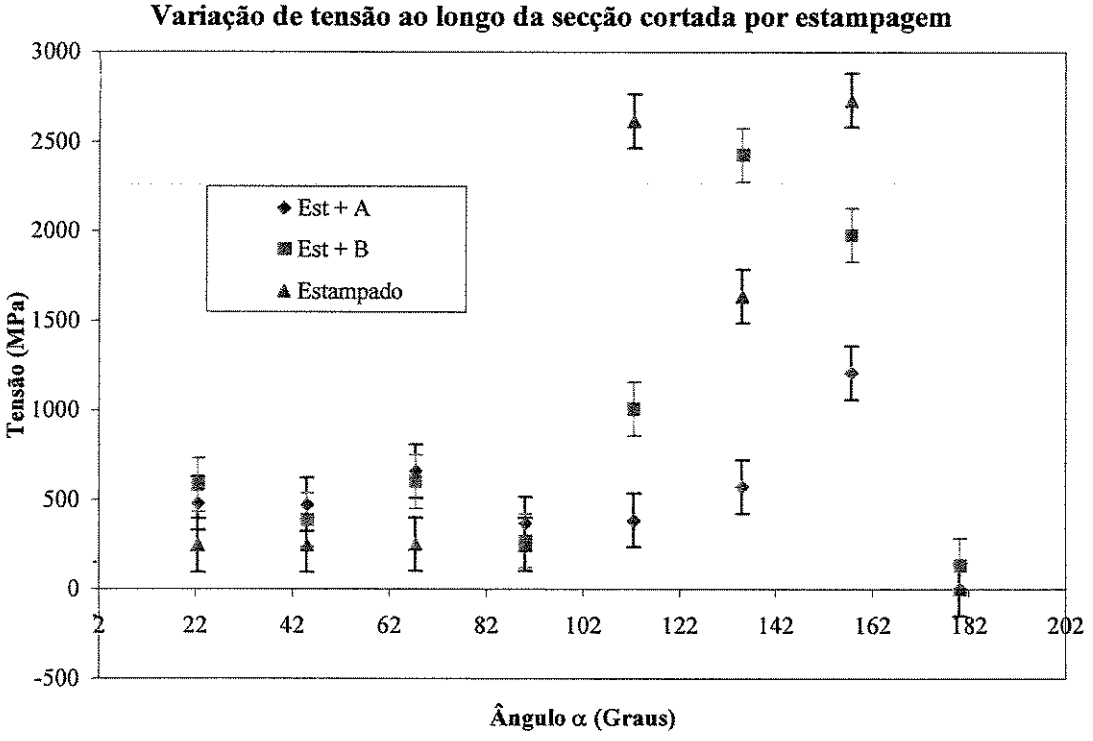


Figura 4.43- Variação da tensão residual ao longo da seção do material sob interações entre processos

Assim, verifica-se pelas medidas por difratometria de raios-X que a maior efetividade é verificada na adoção do processo A para a minimização ou eliminação dos estados de tensão trativos inerentes ao material somente estampado. A combinação desses processos pode trazer benefícios aos componentes dinâmicos por reduzir os estados de tensão trativos e mesmo para alguns casos introduzir estados de tensão compressivos, em função do estado de tensão prévio ao processo de tamboreamento.

4.8 – Resultados obtidos nos ensaios de fadiga e na fractografia

4.8.1- Ensaio de fadiga

Verifica-se pela análise da Figura 4.44 que a condição estampada, cunhada e tamboreada conferiu uma elevada vida do componente em fadiga, quando comparados aos demais processos, tanto no número de ciclos à fratura, quanto na dispersão relativa dos resultados, já que essa condição resultou numa durabilidade quase oito vezes maior que a condição somente estampada.

Os resultados mostram-se bem condizentes com a teoria desenvolvida até então, ou seja, como apresentada na Figuras 4.21 e 4.30, a condição cunhada prioriza esse estado de tensão compressivo. Essa condição conferiu um aumento considerável da durabilidade do componente como mostrado na Figura 4.44 quando comparada à condição de somente estampada. O tamboreamento adicional foi aplicado à condição de cunhada com o objetivo da eliminação ou minimização do estado de tensão trativo presente no material, verificada pela simulação. Essa diminuição do estado de tensão trativa é reforçada pela análise da amostra de material UHB-15N20 cortada por eletro-erosão e então tamboreada pelo processo A.

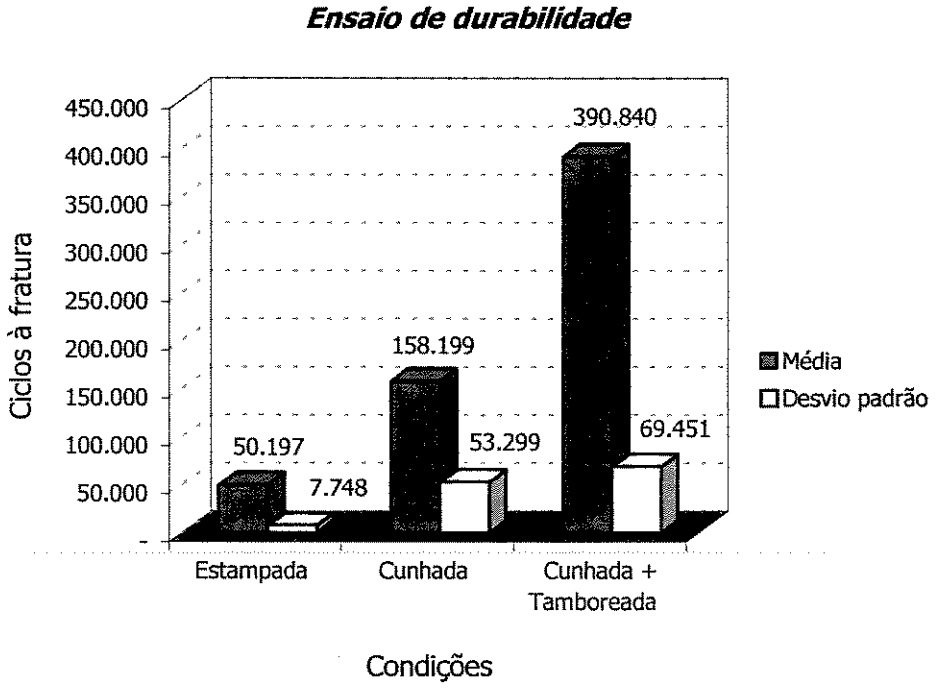


Figura 4.44 – Resultados verificados nos ensaios da válvula nas diversas condições.

A condição estampada e cunhada apesar de apresentar pontos localizados de tensões residuais trativos, verificados na simulação por MEF, mostrado na Figura 4.21, resultou num aumento da durabilidade em comparação a condição somente estampada, o que pode ser explicado pelo fato de que os materiais somente estampados apresentam tensões trativas em quase toda sua extensão na seção de corte, ver a Figura 4.40, que favorecem a nucleação e propagação de trincas.

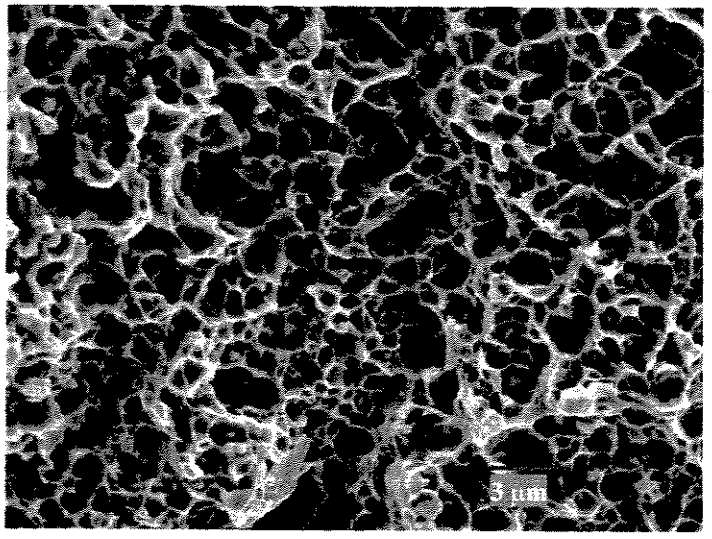
A condição cunhada apesar de aumentar a durabilidade do componente em cerca de três vezes, apresentou uma maior dispersão dos resultados, quase que sete vezes maior que o material estampado. Essa grande dispersão pode ser associada com a presença de altas tensões trativas remanescentes desse processo.

4.8.2 – Fractografia

A - Micromecanismo de fratura

Apesar de apresentar uma elevada resistência mecânica com pequena deformação à fratura, macroscopicamente, isso não é verificado microscopicamente. A análise das superfícies fraturadas provenientes dos ensaios de tração e do processo corte por estampagem apresentaram o mesmo micromecanismo alveolar de fratura, como mostra a Figura 4.45.

(a)



(b)

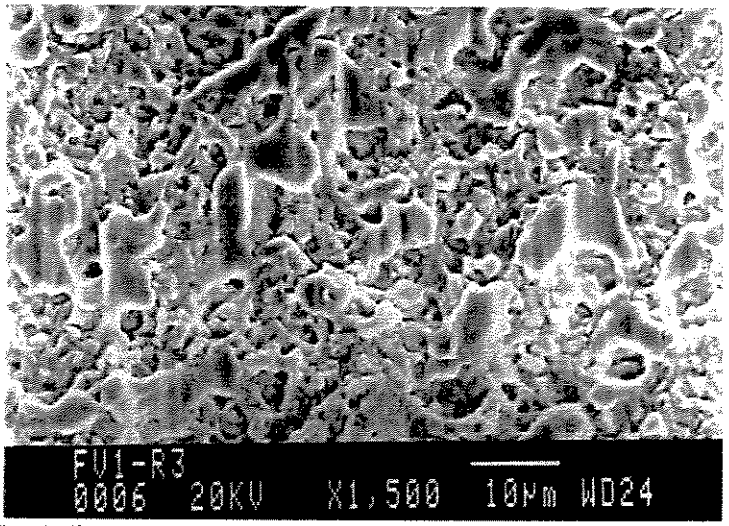


Figura 4.45 – Micromecanismo de fratura do material UHB 20C , (a) do ensaio de tração, (b) do ensaio de corte por estampagem (ruptura).

Assim, esse material apresenta um micromecanismo de fratura de caráter dúctil. Os alvéolos dispõem-se de maneira homogênea com um tamanho bem reduzido característico, próximo de 2 μm.

A superfície de fratura do material somente estampado apresentou-se com um grande amassamento após o rompimento, o que não impediu que o mesmo micromecanismo pudesse ser identificado para essa condição, como mostra a Figura 4.45 (b).

B - Fractografias do material rompido no ensaio de fadiga

As fractografias apresentadas na Figura 4.45 são provenientes de válvulas cortadas por estampagem e cunhadas de material UHB-20C. A figura 4.46 apresenta a posição das fractografias ao longo da secção da válvula testada para o melhor entendimento da evolução do fenômeno de fadiga na fratura.

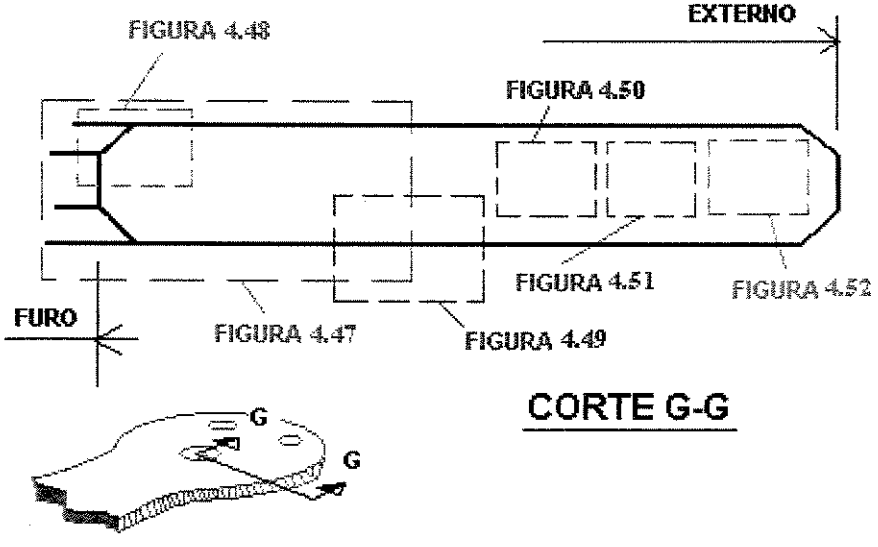


Figura 4.46 – Esquema representativo da posição das fractografias efetuadas da superfície de fratura da válvula cortada por estampagem e cunhadas.

Verifica-se que a válvula cortada e cunhada, Figura 4.47, apresenta dois pontos de nucleação de trincas: o primeiro, na região de maior tensão trativa identificada na simulação por elementos finitos (Figura 4.48), e uma segunda em que a nucleação partiu de uma trinca superficial da válvula, prévia ao ensaio de fadiga (Figura 4.47).

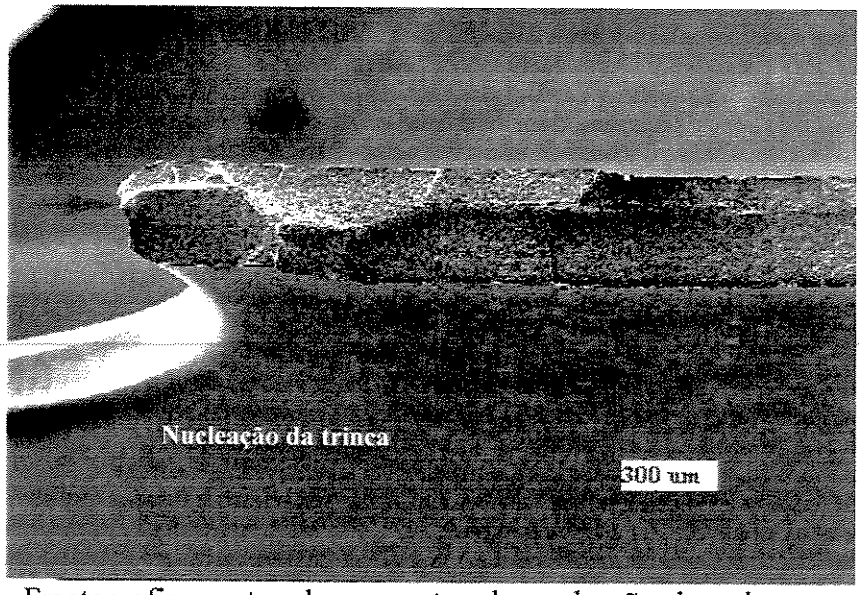


Figura 4.47 – Fractografia mostrando os pontos de nucleação das trincas para a válvula cortada por estampagem e cunhada.

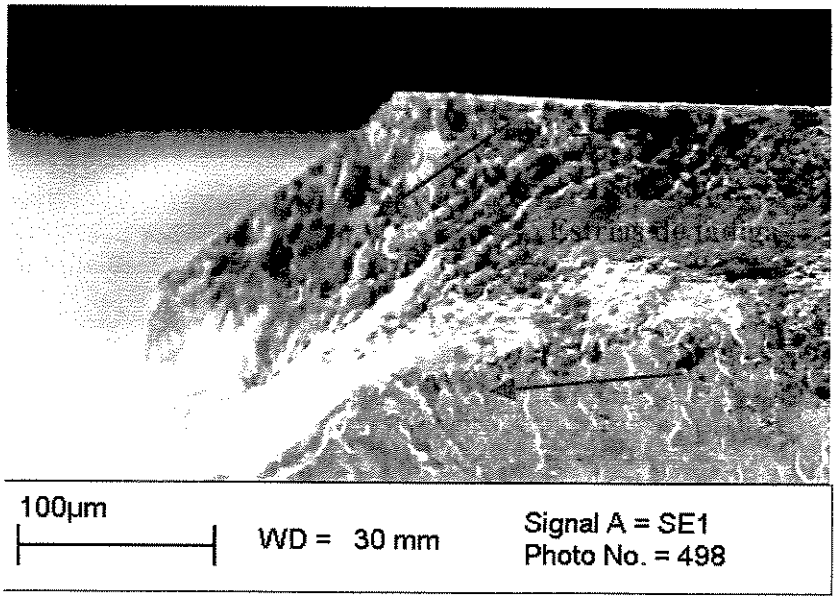


Figura 4.48 – Fractografia mostrando a nucleação da trinca na região da extremidade do chanfro da válvula.

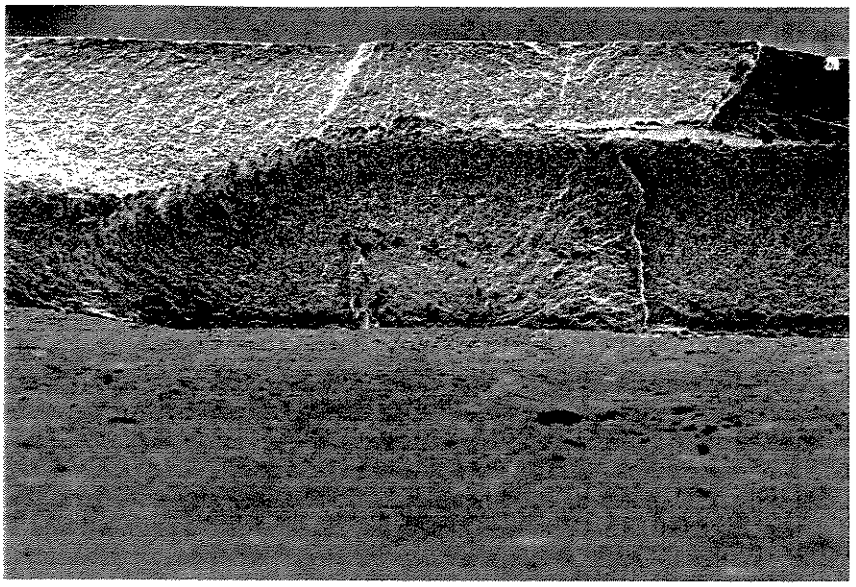


Figura 4.49 – Fractografia mostrando o ponto de nucleação da trinca numa trinca prévia presente na superfície da válvula.

A Figura 4.50 apresenta a região de propagação das trincas de fadiga. Nota-se a presença de estrias de fadiga nessa região que está localizada a aproximadamente 2/3 da largura da válvula no sentido do furo central para extremidade (externo da válvula).

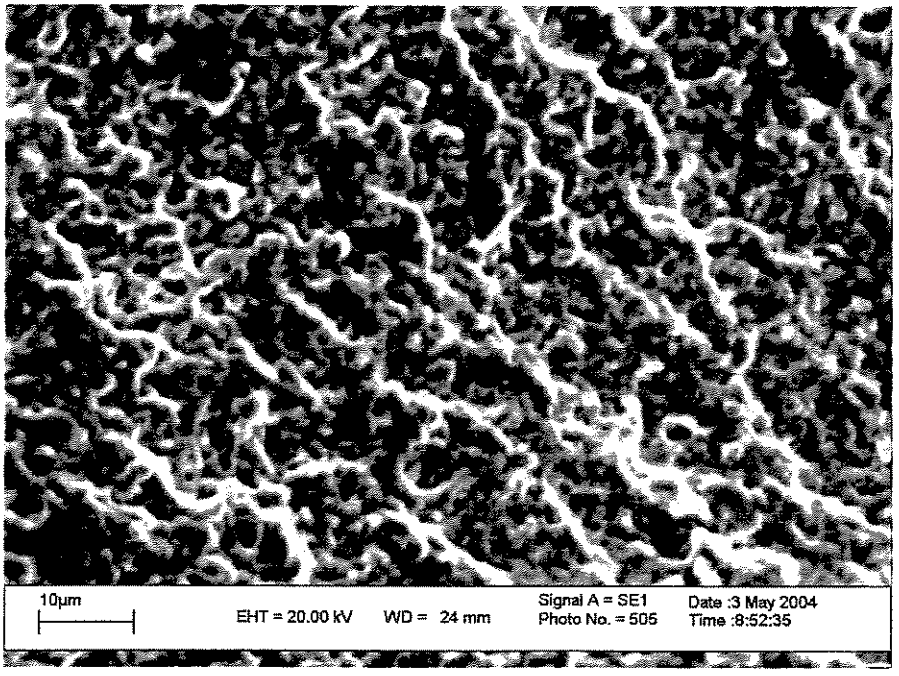


Figura 4.50 – Região de propagação da trinca de fadiga na superfície de fratura da válvula.

Na Figura 4.51, localizada a aproximadamente ¾ da largura da válvula no sentido do furo central para extremidade (contorno externo da válvula) nota-se a presença de uma mistura entre estrias de fadiga e o micromecanismo de fratura alveolar (dimples).

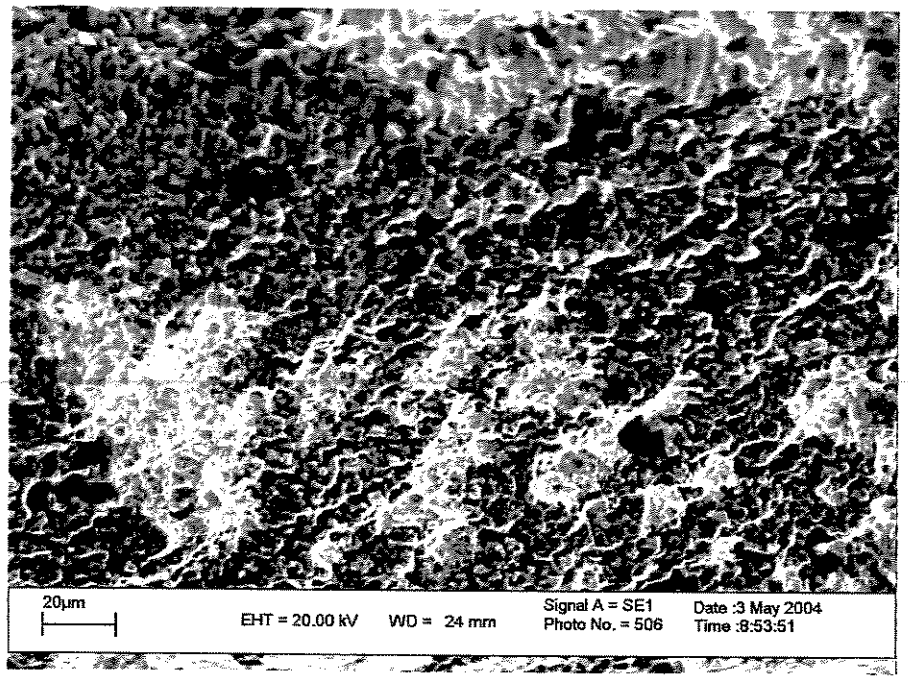


Figura 4.51 – Região de propagação com a presença de alvéolos.

A região seguinte, da Figura 4.52, apresenta a fratura final da válvula. Essa se encontra no contorno da válvula e é caracterizada pela presença do micromecanismo de fratura alveolar (dimples). Essa região está localizada a aproximadamente 80% da largura da válvula.

Na análise das fractografias da superfície de fratura das válvulas pode-se considerar que apesar da carga de ensaio ser elevada se comparada a aplicação da válvula (1,5 x σ) a fratura pode ser caracterizada por apresentar baixa sobrecarga e média concentração de tensão, conforme verifica-se no Capítulo 2, figura 2.23. Fato esse explicado pela grande região de propagação da trinca por fadiga e pequena região de fratura.

A fratura, se caracterizada por meio do Capitulo 2, é considerada como sendo proveniente de um ensaio de durabilidade em condição de carregamento de flexão pura, o

que não condiz o ensaio realizado, ou seja, flexão alternada. Esse fato pode ser explicado pela análise das simulações por MEF da válvula cunhada, ver Capítulo 4, Figura 4.27. Nessa figura verifica-se a não simetria da deformação para os dois chanfros. Esse fato ocorre devido a não deformação simultânea no processo, pois trata-se de um processo de cunhagem efetuado em duas etapas, um deformação para cada etapa. Essa diferença acaba por gerar uma diferença da morfologia das tensões dos chanfros que contribui para a não caracterização precisa da solicitação da válvula quando da análise de sua superfície de fratura em referência ao Capítulo 2.

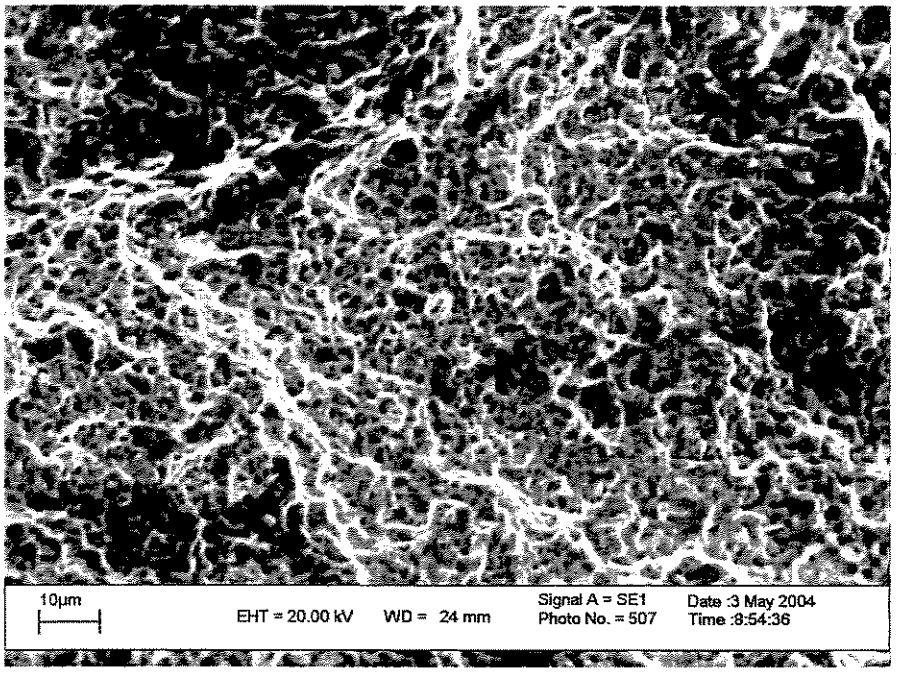


Figura 4.52 – Região de propagação com a presença de alvéolos.

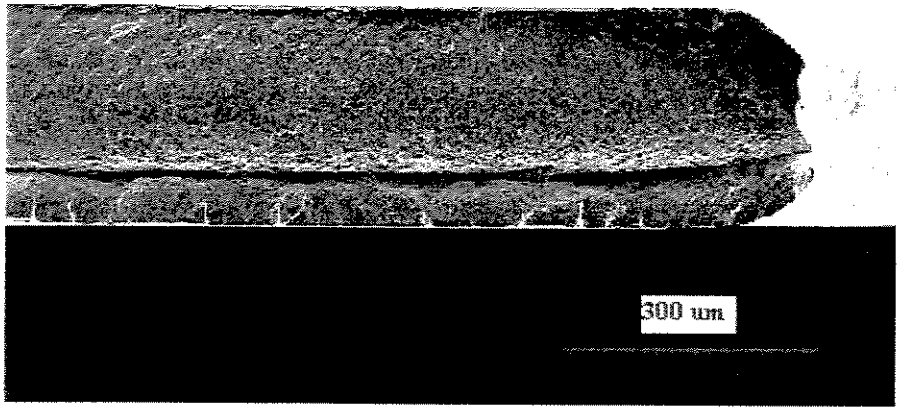
C - Fractografias do material estampado, cunhado e tamboreado pelo processo A e rompido no ensaio de fadiga.

Algumas válvulas passaram por um processo adicional de tamboreamento para a verificação de sua efetividade para o aumento da vida em fadiga do componente cortado por estampagem e cunhado. Essa verificação passou pela análise das suas superfícies de fratura por meio de fractografias.

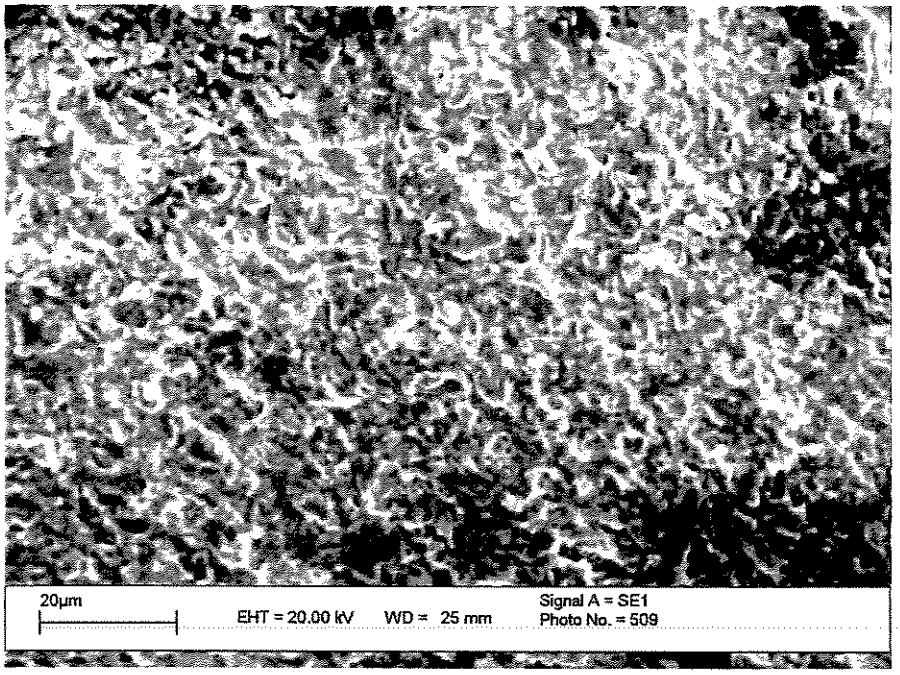
As Figuras 4.53 (a), (b) e (c) mostram as superfícies de fratura das válvulas. Pode-se verificar uma grande similaridade entre as superfícies de fratura comparável as válvulas sem o processo adicional de tamboreamento.

Aparentemente, o padrão fratura não foi alterado já que o início da falha ocorreu nas mesmas regiões das falhas dos ensaios anteriores, ou seja, tanto na região de maior tensão trativa, identificada pelo MEF, como para trincas presentes na superfície do material.

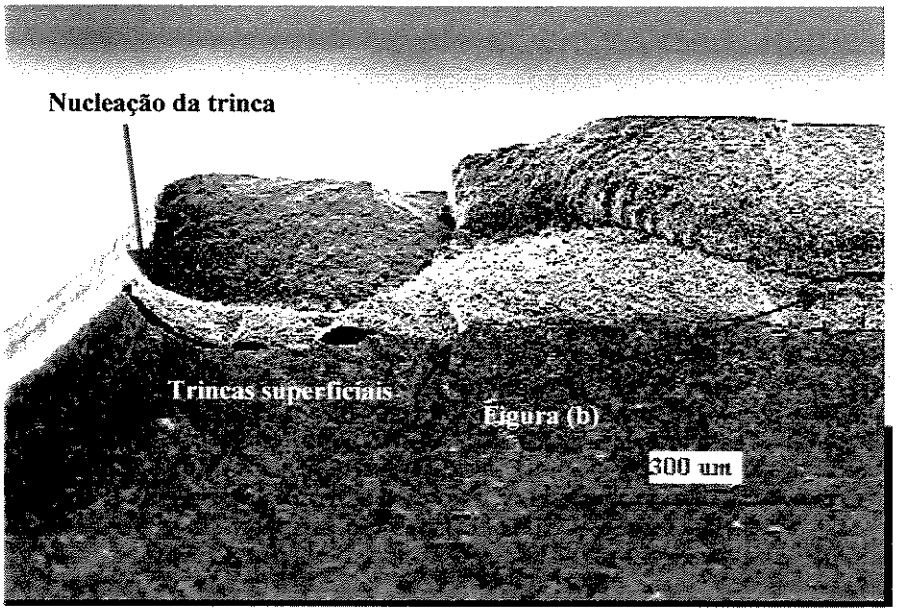
(a)



(b)



(c)



Figuras 4.53 – Fractografias (a), vista geral da superfície de fratura, (b) estrias de fadiga próximas a região do chanfro e (c) superfície de fratura com inicio em regiões de maior tensão trativa e em trincas superficiais.

A característica da fratura é muito similar as peças cortadas por estampagem e cunhadas em relação às proporções da largura da válvula que apresentam mesmos mecanismos de fatura. O mapeamento efetuado na figura 4.46 e descrito ao longo das figuras até a 4.53 reflete de maneira muito similar aos mecanismos de fratura ao longo de sua largura para a válvula com o processo adicional de tamboreamento.

Capítulo 5

Conclusões e sugestões para futuros trabalhos

5.1 – Corte por estampagem

- Apesar de macroscopicamente frágil, a fratura do material UHB-20C apresentou-se a 65% da espessura do material quando ensaiado em laboratório no processo de corte por estampagem, sob baixa taxa de carregamento. Esse fato revela a nucleação inicial das trincas na região da ponta do punção, e entrada da matriz e seu encontro no decorrer do processo. A análise da evolução da tensão residual ao longo da seção do material pela difratometria de raios-X reforça essa condição.

- A intensidade da tensão residual no material UHB-15N20 de espessura 1,50mm observada na simulação por MEF do corte por estampagem é próxima aos valores medidos de tensão por difratometria de raios-X.

- Apesar dos níveis de intensidade da tensão serem próximos, a simulação não descreve fielmente as fases do processo, e por conseqüência seu comportamento.

- A variação da taxa de carregamento resultou numa diferença apreciável da aparência da seção cortada do material UHB-20C. A maior taxa de carregamento foi responsável pela melhor qualidade de sua seção se comparada a menor taxa. Teoricamente temos

uma maior intensidade de tensão para a maior taxa de carregamento, porém, para uma região mais restrita da seção cortada.

- O processo de cunhagem traz benefício ao componente em relação ao aumento de sua resistência à fadiga, mesmo que, segundo o MEF, algumas regiões bem restritas apresentem tensões residuais trativas.

- A simulação por MEF do corte das chapas de UHB-15N20 com espessura 1,50mm e do material UHB-20C com espessura 0,20mm apresentou grande diferenciação do comportamento das tensões ao longo do processo, fato explicado pela rigidez de cada chapa, preponderante para o processo que utiliza ferramentas de guia fixa.

- Aparentemente todos os critérios de fratura estudados representam o processo de corte por estampagem de maneira razoável, apresentando os pontos de fratura próximos ao experimental.

- **5.2 – Método de elementos finitos**

O método proposto apresenta uma grande facilidade de manipulação por não envolver grandes custos laboratoriais.

A tensão efetiva e as principais mostraram-se confiáveis na determinação de tensões residuais de materiais que passaram por algum tipo de deformação plástica durante seu processo de fabricação.

Tem a desvantagem de não simular dois processos consecutivos, corte e cunhagem, devendo, a deformação resultante do processo de corte ser levada para a simulação do processo de cunhagem. Mesmo assumindo-se uma pré deformação do processo de corte para o inicio da simulação do processo de cunhagem, a deformação é inserida de maneira

homogênea em toda a secção do material, o que acaba por resultar uma certa imprecisão do modelo.

Outra desvantagem é que na operação de corte por estampagem não se simula a nucleação de trincas nos pontos de maior tensão trativa.

5.3 – Tensão Residual

- O método $sen^2\Psi$ foi primeiramente utilizado na medida da tensão residual mas apresentou valores muito aquém do razoável para o material em questão, próximos de 3500 MPa. Foi implementado então, um método alternativo para a determinação de tensões residuais usando a difratometria de raios-X para amostras cristalinas, que permite a medida de tensão em áreas pequenas.

- Os resultados encontrados por difratometria de raios-X e por elementos finitos mostraram-se bem próximos, evidenciando a efetividade dos métodos, tanto para a operação de corte por estampagem como para a cunhagem.

- Apesar da difratometria de raios-X apresentar valores próximos aos encontrados pelo MEF, ela apresenta incertezas. Uma das fontes de erro do método é a dificuldade no posicionamento da amostra de forma a garantir o perfeito alinhamento dos planos difratantes em relação ao feixe de raios-X, além da dificuldade em determinar o estado preciso de tensão inicial da amostra. Mediante essas considerações é importante afirmar que apesar do método apresentar valores próximos a obtido pelo MEF é pertinente a análise da tendência do nível de tensão ao invés dos valores absolutos.

- O processo de tamboreamento B apresenta pouca influência senão nenhuma no material numa condição de corte por estampagem, sendo o processo A mais efetivo na obtenção de tensão compressiva ou na minimização da trativa do corte. A condição de corte por eletroerosão e processo de tamboreamento subsequentes reforçam a condição de maior

efetividade do processo de tamboreamento A na mudança do estado de tensão do material.

5.4 – Fadiga

- Apesar da elevada resistência mecânica o material ensaiado apresenta um micromecanismo de fratura dúctil , alveolar;

- Como observado na simulação e na análise das superfícies de fratura, os pontos favoráveis a nucleação das trincas são as extremidades do chanfro cunhado.

- A melhor resistência à fadiga é atribuída a condição de interação entre processos de cunhagem e tamboreamento A pela combinação entre as tensões residuais compressivas e o alívio das tensões trativas pontuais.

5.5- Sugestões para futuros trabalhos

- Estudar mais a fundo o processo de comportamento deste material sob diversas taxa de carregamento e com ferramentas com sujeitador;

- Determinar à nível produtivo as influências dos desvios na construção de ferramentas para o processo idealizado, no tocante ao mapeamento de falhas em base aos erros de construção possíveis da ferramenta de corte e/ou deformação plástica;

- Avaliar o processo de tamboreamento mais a fundo no tocante a variação da sua efetividade com alteração dos parâmetros de processo;

- Prolongar a utilização do método de análise de tensões em componentes dinâmicos para a averiguação de sua efetividade, talvez para válvulas dos compressores de freios para caminhões.

Referências Bibliográficas

AL-HASSANI,S.T.S., The shot-peening of metals-mechanics and structures. SAE821452, *Soc. Automotive Engineers*, PA, USA, 4513-4525, 1982.

AL-OBAID,Y.F., A rudimentary analysis of improving fatigue life of metals by shot-peening . *J. Appl. Mech. ASME Trans.*,,57, 307-312, 1992.

ATKINS, A .G., MAI, Y.W. Elastic and Plastic Fracture, Wiley, New York 1985.

BASSIM, M. N., PANIC, N., High strain rate effects on the strain of alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology* . 92-93, 481-485, 1999.

BOLT, P.J., SILLEKENS, W.H. – Prediction of shape aberrations du to punching, shearing and slitting.. *Journal of Materials Processing Technology*. v.103, 87-94, 2000.

BORTOLLUSSI, R.- Simulação do processo de hidroconformação de tubos, Tese (Doutorado) 2001, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas- UNICAMP.

BREITLING, J., et al. - Process control in blanking. *Journal of Materials Processing Technology* . v.71, 187-192, 1997.

BRESSAN, J.D., VAZ, M.J. Journal of Materials Processing Technology, v 125-126, p.206-212, 2002..

BROKKEN, D., BREKELMANS,W.A M., BAAIJENS,F.P.T., Numerical modelling of the metal blanking process. *Journal of Materials Processing Technology* . V.83, 192-199,1998.

BROKKEN, D., BREKELMANS, W.A M., BAAIJENS, F.P.T. – Predicting the shape of blanked products: a finite element approach. *Journal of Materials Processing Technology*.v.103, 51-56, 2000.

BROZZO, P. DELUCA, B., RENDINA, R., - A new method for the prediction of formability limits in the metal sheets, sheet metal forming and formability, In: *Proceedings of the Seventh Bienal Conference of the International Deep Drawing Research Group.* 1972.

BURTI, M.. Methodology of Steel cleanliness assessment, Revenue de Metallurgie. V.97, n.6, 775-782, 1979.

CHAN, L.C. et al.- Experimental study on the shearing behaviour of fine-blanking versus cropping. *Journal of Materials Processing Technology*. 80-81, 126-130, 1998.

CHANG, T.M., SWIFT, H.W.- Shearing of metal bars. *Journal Inst. Metals*. 78-11, 1950.

CHEN, M., et al. – Strain rate sensivity of ductility and fracture behaviors in a Fe-28Al alloy. *Materials Science & Engineering A*, A239-240, 317-323 (1997)

CHIAVERINI, V. – Aços Carbono e Aços-liga., 3ª ed., 1971, São Paulo, ABM, Associação Brasileira de Metais Cap. XVI – Aços para molas, 231-239.

CICUTTI, C. – Optimization of calcium treatment to improve castability "Ironmaking Conference Proceedings", n.60, 1129-1140, 1995.

CLIFT, S.E. et al. – Fracture prediction in plastic deformation processes. *Int. J. Mech. Sci.* V.32, 1-17, 1990.

COCKROFT, M.G. LATHAM, D.J. – Ductility and workability of metals. J. Inst. Met., 96, p33, 1968.

COLLINS, J. A, Failure of materials in mechanical design. John Wiley & Sons, 1981.

CONGLETON, CHEN,W. – The fatigue life of 13% Cr turbine blad steel. Int. J. Fatigue, v.12, n.2, 91-98, 1990.

CULLITY, B. D. – Elements of X-ray diffraction. Addison-Wesley Publishing Company. 1978, Massachussets – USA.

DIETER, G. E.– Mechanical Mettalurgy. S.I. Metric edition, McGraw Hill Company, London 1988.

FALESKOG. J.C. GAO, X. SHIH, C.F. – Cell model for non linear fracture mechanics I micromechanics calibration. *Inst. J. Fracture*, 89, 1998.

FARRAHI, G.H., LEBRUN, J.L., COURATIN, D. – Effect of shot peening on residual stress on fatigue life of a spring steel. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, v.18, 211-220, 1995.

FAURA, F. , GARCIA, A, ESTREMS, M. – Finite Element analysis of optimum clearance in blanking process. *Journal of Materials Processing Technology.* V. 80-81, 121-125, 1998.

FORCELLECE, A, et al. – The evaluation of spring back in 3D stamping and coining processes, *Journal of Materials Processing Technology.* 80-81, 108-112, 1998.

FREUDENTHAL, F. A, - The inelastic behaviour of solids. Wiley, New york, 1950.

FUCHS, H.O, STEPHENS, R.I., - Metal Fatigue in Engineering, John Wiley & Sons, New York, 1980.

GAGNÉ, M. THIBALT, E., - Control of inclusion characteristics in direct cast steel billets, Canadian Metallurgical Quarterly. V. 38, 311-321, 1999.

GENZEL, C., et al. – Neutron and X-ray residual stress analysis of steel parts produced by cold forward extrusion and tube drawing. *Material Science and Engineeering*, A205, 79—90, 1996.

GLAESER, W. A., - Failure mechanics of reed valves in refrigeration compressors. *Wear*. 225-229, 918-924, 1999.

GOIJAERTS, A, M., et al. – Can a new experimental and numerical study improve metal blanking. *Journal of Materials Processing Technology*. V.103, 44-50, 2000.

GOODS, S.H. BROWN, L.M., The nucleation of cavities by plastic defoirmation. *Acta Metallurgica*, v.27, 1, 1979.

GOUVEIA, B.P.P.A, RODRIGUES, J.M.C., MARTINS, P.A F. – Ductile fracture in metalworking.: experimental and theoretical research. *Journal of Materials Processing Technology*. V.101, 52-63, 2000.

GOUVEIA, B.P.PA, RODRIGUES, J.M.C, MARTINS, P.A F. – Estudo teórico – experimental da ocorrência de fratura dúctil em processos de conformação plástica a frio. I conferência Internacional Forjamento/ Brasil (XVII Seminário Nacional de Forjamento) 1997.

GUROVA, T. et al. – Study of the residual stress state during the plastic deformation under uniaxial tension in a 5.0 Cr and 0.5 Mo Steel. *Scripta Materiallia*, v.36, n.9, 1031-1035, 1997.

GURSON, A, L. – Plastic flow and fracture behaviour of ductile materials incorporating void nucleation, growth and coalescence (Tese de Doutorado), Brow University 1975.

HAMBLI, R., POLIRON, A, - Finite element modelling of sheet-metal blanking operations with experimental verification, *Journal of Materials Processing Technology*.v.102, 257-265, 2000.

HE, S. et al. , Residual stress determination in cold drawn steel wire by FEM simulation and X-ray diffraction . Material Science & Engineering A, 101-107 (2003)

HERTZBERG, R. W., - Deformation and fracture, mechanics enginering materials, 3rd edition, John Wiley & Sons 1989.

HOSFORD, W.F., CADDEL, R.M., - Metal forming – Mechanics and Metallurgy , editora Prentice Hall, 364p, 1993.

HUANG, Y., - Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields, *Transactions of the ASME*, v.58, 1084, 1991.

JOHNSTON, W.G., GILMAN, J.J. – Dislocation velocities, dislocation densities, and plastic flow in lithium fluoride crystals, *Journal of Applied Physics*, v.30, 129-144, 1959.

JOHNSTON, W.G.- Yield points and delay times in single cristals, *Journal of Applied Physics*, v.33, 2716-2729, 1962.

JOHNSTON, W.G.- Letter to the editor, Stress dependence of dislocation velocity inferred from strain rate sensitivity, *Acta Materiallia*, v. 2, 317-318, 1963.

JUVINAL, R.C., MARSHEK, K.M., - Fundamentals of machine component design, 2nd edition, John Wiley & Sons, 1991.

KADKHODAYAN, M., ZHANG, L.C., - A simple algorithm for stamping circular plates by hemisferical punches, *Journal of Materials Processing Technology*, v.68, 33-38, 1997.

KLEPACZKO, J.R.,- Remarks on impact testing, *J. Mech. Phys. Solids*, v.46, 2139-2153, 1998.

KO, D., KIM, B., CHOI, J., - Finite element simulation of the shear process using the element-kill method. *Journal of Materials Processing Technology.* V.72, 129-140, 1997.

KOBAIASHI, M., MATSUI, T., MURAKAMI, Y., - Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening. *Int. J. Fatigue*, v.20, n.5, 351-357, 1998.

KOLMOGOROV, V.L., - A method for calculating the stress-strain state in the general boundary-value problem of metal forming – part 1, *International Journal of Solid Structures*, v.36, 1253-1262, 1999.

KRAUSS, G. – Principles of heat treatment of steel, Ohio, *American Society for Metals*, 1980.

LARSEN,K.,- Calcium modification of oxide inclusions. *Iron & Steelmaker*, v.17, n.7, 45-52, 1990.

LEE, W.S., LAM, H.F., - The deformation behaviour and microstructure evolution of high-strength alloy steel at high rate of strain, *Journal of Materials Processing Technology,* v.57, 233-240, 1996.

LEE, T.C., CHAN, L.,C., ZENG, P.F., -Application of finite element deformation method in the fine blanking process. *Journal of Materials Processing Technology.,* v.63, 744-749, 1997.

LEE, W.S., YEH, G.W., The plastic deformation behaviour of AISI 4340 alloy steel subjected to high temperature and high strain rate loading conditions. *Journal of Materials Processing Technology.*, v.71, 224-234, 1997.

LIDARDI, R., Efeitos da adição de nióbio, vanádio e titânio na microestrutura e propriedades mecânicas de aços eutetóides laminados a quente. Tese (doutorado), Campinas 1998, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, UNICAMP.

LU, J., RETRAINT, D.,- A review of recent development and applications in the field of X-ray diffraction for residual stress studies., *Journal of Strain Analysis*, v.33, n.2, 127-136, 1998.

LUKIN, K., GLENN, R.A, -Bragg's law and diffraction: how waves reveal the atomic structure of crystals., www.journey.sunsysb.edu/ProjectJava/Bragg/home.html.

MADAYAG, A,F., - Metal Fatigue: Theory and Design, John Wiley & Sons., New York, 1969.

MAINY, D., Morphological and Analytical Characterization of Inclusions: Relation with processing parameters and properties of use. *Materials Characterization*, v.36, 321-326, 1996.

MAITI, S.K., et al. – Assessment of influence of some process parameters on sheet metal blanking. *Journal of Materials Processing Technology.*, v.102, 249-256, 2000.

MAITI, S.K.– A numerical study on the edge-profile during shearing of bars using the principle of linear elastic fracture mechanics. *J. Mech. Design, Trans.*, ASME 104, 661-665, 1982.

MARTINS, J.A, - Propriedades de fadiga em alto ciclo de um aço baixo carbono microligado com titânio e nióbio em duas condições microestruturais distintas. Dissertação (Mestrado) 1998, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas-UNICAMP.

McCLINTOCK , F.A, - A criterion for ductile fracture by the growth of holes. *J. Appl. Mech.*, 35, 363, 1968.

MEURLING, F. et al. – Influence of carbide and inclusion contents on the plastic properties of high speed steels and tool steel. *Internatinal Journal of Fatigue*, v.23, 215-224, 2001.

MOSHKSAR, M.M., RAD, E.M. – Effect of temperature and strain on the superplastic behaviour of high-carbon steel. . *Journal of Materials Processing Technology.* V.83, 115-120, 1998.

MUHR, T., - On the design of valve spring in highly stressed combustion engines, Munich 1993, Tese (doutorado) College of Mining, Metallurgy and Earth Sciences of Rheinland – westphalia Technical University of Aachen.

MUROTANI, T. - Study on stress measurement of PVD coating layer. *Thin Solid Films.* 377-378, 617-620, 2000.

MURTAZA, G., AKID, R., - Modelling short fatigue crack growth in a heat-treated low alloy steel. *Int. J. Fatigue*. v.17, n.3, 207-214, 1995.

MURTY A.S.R, GUPTA U.C. and KRISHNA R.. A new approach to fatigue strength distribution for fatigue reliability evaluation. Int. J. Fatigue,v17,n.2,pp 85-89,1995.

NADAI, A, Journal of Applied Physics, vol. 8, 205, (1937)

NEEDLEMAN, A, TVEGAARD, V.,M, - An analysis of ductile rupture modes at a crack tip., *J. Mech. Phys. Solids*, 35, 151, 1987.

PARMAR, A, MELLOR, P. B., CHAKRABARTY, J., - A new method for the prediction of instability and limit strains in thin sheet metal. *International J. Mech.* Sci., v.19, 389, 1997.

PAN, C.L., WU, S., YU, W.W.- Strain rate and aging effect on the mechanical properties of sheet steels. *Thin-Walled Structures*, 39, 429-444, 2001.

RAFAJA, D., - Depth profile of residual stress in metal-ion implanted TiN coating. *Surface and Coating Technology*, v-92, 135-141, 1997.

RAGAB, A, R., SALEH, C,A,R., - Effect of void growth on predicting forming limit strains for planar isotropic sheet metals, *Mechanical of Materials* , v,.32, 71-84, 2000.

RAJENDER, S., SEKHON, G.S., - A low-cost modeller for two-dimensional metal stamping lay-outs, . *Journal of Materials Processing Technology.*, 84, 79-89, 1998.

RICE, J.R., TRACEY, D.M., On the ductile enlargement of voids in triaxial stress field. *I. Mech. Phys. Solids*, 17, 201-217, 1969.

SAITO, H., Desulfurization of steel with calcium alloy containing flux. *A Transaction ISIJ*, n.1, b14, 1983.

SAMUEL, M., - FEM simulations and experimental analysis of parameters of influence in the blanking process., . *Journal of Materials Processing Technology.*v.84, 97-106, 1998.

SCARDI, P., et al. – Residual stress in partially-stabilized zirconia TBCs: experimental measurement and modelling. *Surface and Coating Technology*, 94-95, 82-88, 1997.

SCARMINIO, J., - Propriedades mecânicas em filmes de Nb/Pd, Tese (doutorado), 1989. Instituto de Física Gleib-Wataglin, Universidade estadual de Campinas, UNICAMP.

SCHÜTZ, W. A history of fatigue. Engineering Mechanics. Vol4, N°2 , p 263-300, 1996.

SELLARS, C.M., TEGART, W.J.M, - Hot workability, *Int. Metallurgy*, r-17, 1-24, 1972.

SCHEY, J.A, - Introduction to manufacturing processes, 2nd ed. McGraw-Hill – New York. 1982.

γ

SHIGLEY, J.E., - Mechanical Engineering Design, 5th ed., McGraw-Hill, 1986.

SICOTTE, J., - Fatigue crack initiation and propagation in helical compression springs., Michigan, 1997. Dissertação (mestrado) – Metallurgical Colege, Rensselaer Polytechnic Institute.

SMITH, D., J., et al. – Experimental measurement and finite element simulation of the interaction between residual stresses and mechanical loading. *Int. J. of Fatigue*, v.23, 293-302, 2001a.

SMITH, D.J., et al. – Obtaining multiaxial residual stress distributions from limited measurement. *Material Science and Engineering*, A303, 281-291, 2001b.

SOEDEL, W., - Design and mechanics of compressors valves, Purdue University edition, 1984.

STEGEMAN, Y.M., et al. – An experimental and numerical study of a planar blanking process, . *Journal of Materials Processing Technology*.v.87, 266-276, 1999.

STÜWE, H.P., LES, P., - Strain rate sensibility of flow stress at large strains, *Acta. Mater.*, v.46, n.18, 6375-6380, 1998.

SULLIVAN, J.L., Fatigue life under combined stress, Machine Design, 125-127, 1979.

TAKUDA, H., et al. – Finite element analysis of limit strains in biaxial streching of sheet metals alloying for ductile fracture. *International Journal of Mechanical Sciences*, v.42, 785-798, 2000.

TAKUDA, H., et al. – Prediction of forming limit in bore-expanding of sheet metals using ductile fracture criterion, . *Journal of Materials Processing Technology.*, 92-93, 433-438, 1999.

TANNER, D., A, ROBINSON, J.S., - Residual stress prediction and determination in 7010 Aluminum Alloy Forgings, *Experimental Mechanics*, v.40, n.1, 75-82, 2000.

TAUPIN, E., et al. – Material fracture and burr formation in blanking results of FEM simulations and comparison with experiments, . *Journal of Materials Processing Technology.*v.59, 68-78, 1996.

THOMAS, W., OENOKI, T., ALTAN, T.- Process simulation in stamping – recent applications for product and process design, . *Journal of Materials Processing Technology.* V.98, 232 – 243, 2000.

THOMASON, P.F., - Ductile fracture of metals, Pergamon Pres, Oxford, 1990.

TODA, M., MIKI, T., - Analysis by rigid-plastic FEM simulation : prevention method of workpiece cracking during identation forging. *Nippon Steel Technical Report* , n.52, 37, 1992.

TVEGAARD, V., - Ductile shear fracture at the surface of a bent specimen, *Mechanics of Materials*, v.6, 53-69, 1987.

TVEGAARD, V., NEEDLEMAN, A, - Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallica*, v.32, n.1, 157-169, 1984.

TVEGAARD, V., - On localization in ductile materials containing spherical voids, *Int. J. Fracture*, 18, 237, 1982.

TVEGAARD, V., NEEDLEMAN A, LO, K.K., _Flow localization in the plane strain tensile test. *J. Mech. Phys.* Solids, 29, 115, 1981.

VAN HOUTTE, P., DE BUYSER, L., - The influence of crystallographic texture on diffraction measurement of residual stress, *Acta Metall. Mater.*, v.41, 323, 1993.

YOSHIDA , F., HINO, R., - Forming limit of Stainless Steel-Clad Aluminum sheets under plane stress condition, *Journal of Materials Processing Technology.*,v.63, 66-71, 1997.

ZAVAGLIA, C.A, - Confomabilidade plástica de fios de ouro na trefilação., Tese (doutorado), Campinas 1988, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, UNICAMP.

ZHANG, Z.L., THAULOW, C., ØDEGÅRD, J., A complete Gurson model appoach fo r ductile fracture, *Engineering Fracture Mechanics*, v.67, 155-168, 2000.

ZHAO, H., GRAY, G., - The testing and behaviour modelling of sheet metals at strain rates from 10^{-4} to 10^{4} s^{-1} . *Materials Science & Engineering A*, A207, 46-50, 1996.

ZHOU, Q., WIERZBICKI, T., - A tension zone model of blanking and tearing of ductile metal plates, *Int. J. Mech. Sci*, v.38, n.3, 303-324, 1996.

ZHU, Y.Y., CESCOTTO, HABRAKEN, A, M., - A fully coupled elastoplastic damage modeling and fracture criteria in metal forming processes, *Journal of Materials Processing Technology*.v.32, 197, 1992.