

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO ESCOLA POLITÉCNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**SIMULAÇÃO NÚMERICA DE PROCESSOS DE
CONFORMAÇÃO SUPERPLÁSTICA E CORTE DE CHAPAS
METÁLICAS**

Carlos Augusto Prado Gonçalves

São Paulo

2011

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO ESCOLA POLITÉCNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

**SIMULAÇÃO NÚMERICA DE PROCESSOS DE
CONFORMAÇÃO SUPERPLÁSTICA E CORTE DE CHAPAS
METÁLICAS.**

Trabalho de formatura apresentado à Escola Politécnica da Universidade
de São Paulo para obtenção do título de Graduação em Engenharia

Área de Concentração: Engenharia Mecânica

Carlos Augusto Prado Gonçalves

Orientador: Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha

São Paulo

2011

FICHA CATALOGRÁFICA

Gonçalves, Carlos Augusto Prado

Simulação numérica de processos de conformação super-plástica e corte de chapas metálicas / C.A.P. Gonçalves. – São Paulo, 2011.

94 p.

Trabalho de Formatura - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Conformação mecânica 2. CAM 3. Método dos elementos finitos I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica II. t.

RESUMO

A modelagem e a simulação numérica de processos de conformação pode ser uma ferramenta útil para dimensionar ferramentas e calibrar parâmetros, e assim otimizar os processos. O método dos elementos finitos é uma alternativa para simular deformações não-lineares em condições especiais como a fratura e a superplasticidade. Assim, o objetivo do presente trabalho foi a validação de modelos de simulação MEF da conformação superplástica da liga Ti-6Al-4V e o desenvolvimento de um modelo de simulação calibrado do processo de corte de chapas metálicas. Foi ainda o de desenvolver uma abordagem adequada de aquisição de dados e da sua elaboração para o correto uso de um software de simulações por elementos finitos. A descrição da fratura dúctil é normalmente empírica, e a modelagem devem ser validada para cada aplicação em específico. Inicialmente, o modelo de fratura foi calibrado por uma otimização computacional por análise inversa do próprio processo. Então, se verificou que o modelo era função somente do material no campo de aplicação considerado. Depois, considerando o ambiente industrial, uma abordagem aproximativa por ensaios de tração foi escolhida para caracterização do modelo de fratura, e um fator de correção foi considerado com base na comparação com os resultados da análise inversa. Além disso, a sensibilidade dos resultados à alguns parâmetros de processo foi estudada para verificar a importância da precisão de aquisição. Em conclusão, foi verificado que o modelo MEF gerou resultados com erros menores do que a variância dos resultados experimentais somente para três dos cinco materiais usados, e um critério de aplicação do modelo foi proposto com base na ductilidade do material a ser simulado. Já, o ensaio de expansão hidrostática livre foi simulado com um algoritmo de controle de pressão para manter a taxa de deformação constante para que fosse comparado com resultados de simulações numéricas e dados experimentais do mesmo processo, mas com pressão controlada para manter a tensão constante. Em conclusão, características geométricas da peça formada apresentaram não mais que 10% de desvio nas comparações realizadas.

PALAVRAS CHAVE: corte de chapas, critério de dano, MEF, expansão fluídostática biaxial, superplasticidade

ABSTRACT

The modeling and numerical simulation of forming process can be a useful tool for projecting the forming/blanking tools and calibrate process parameters, thus optimizing the processes. The finite element method is an alternative to calculate nonlinear deformation under special conditions such as fracture and superplasticity. The objective of this study was the validation of FEM simulation models of the superplastic forming of Ti-6Al-4V and the development of a calibrated simulation model of the blanking process. For the blanking, was still to develop a calibrated model of the metals blanking process, and further was to develop a proper approach of data acquisition and elaboration for the correct use of a FEM software to help better perform the production project of the Italian company Panzeri S.p.a. The description of ductile fracture is normally empiric, and models have to be validated for a specific range of use. At first, the fracture model was calibrated by a computational optimization by inverse analysis of the process itself. Then, it was verified that the model was just function of the material for the range of application. Afterwards, considering the industrial environment, an approximate tensile test approach was chosen to calibrate the fracture model for other four materials, where a correction factor was considered based on the results comparison to the inverse analysis procedure. Furthermore, the sensibility of some process parameters data was studied to check the importance of acquisition precision. In conclusion, it was verified the model yields errors within the deviation of experimental results only for three of the five materials used, and an application criterion of the method was proposed, which was based on the material formability characteristics. For the superplastic forming, the bulge test was simulated with a pressure control algorithm to keep constant strain rate in order to compare with the same process results obtained both by FEM simulations and experimental data but with pressure controlled to keep constant stress. The final parts presented no more than 10% difference at geometric characteristic values.

KEYWORDS: Blanking, damage model, FEM, bulge test, superplasticity

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Zonas da superfície gerada pelo corte	3
Figura 2.1. Representação do processo de estampagem com corte	6
Figura 2.2. Estágios da evolução dos vazios a)nucleação; b)crescimento; c) coalescência, d)fratura (Simionato, 2010).....	9
Figura 2.3. Barras entalhadas usadas nos ensaios de tração (Simionato, 2010)	10
Figura 2.4 Alongamento equivalente na fratura em função dos valores de triaxialidade das tensões para o Al2024-T351 (Bao e Wierzbicky, 2004b)	11
Figura 2.5. Tensões agindo em um vazio (Simionato, 2010)	13
Figura 2.6. Alongamento de 650% em um ensaio de PbSn60 em condições superplásticas (Franchitti, 2007, p.4)	16
Figura 2.7. Gráficos logarítmicos da tensão pela taxa de deformação e sensibilidade à taxa de deformação pela taxa de deformação (Marc Volume A, p.194).....	20
Figura 2.8 Influência do tamanho de grão inicial na taxa de sensibilidade à deformação para o Ti-6Al-4V a 927°C. (Ghosh e Hamilton, 1982).....	21
Figura 2.9. Curvas experimental e simulada para deslocamento do punção no início da fratura em função do percentual da folga entre ferramentas de corte em relação à espessura da chapa. Simulações pelo MEF com Oyane modificado e calibrado pelo ensaio de tração uniaxial	30
Figura 2.10. Resultados de ensaios de tração uniaxiais da liga Ti-6Al-4V para diversas temperaturas (Lee et al., 1998).....	32
Figura 2.11. Modelo simplificado da geometria do “bulge test” livre (Aoura, 2004).....	33
Figura 2.12. Esquematização do procedimento experimental de caracterização reológica utilizado por Aoura(2004)	33
Figura 2.13. Técnica de mapeamento do campo de deslocamento através do sistema ótico de duas câmeras ARAMIS.	35
Figura 3.1 Norma ISO6892-1	36

Figura 3.2. Modelos de estampo usados na Panzeri S.p.a	39
Figura 3.3. Arestas de corte sendo medidas no microscópio	40
Figura 3.4. Geometria a ser simulada (Aoura, 2011)	42
Figura 3.5. Exemplo de um elemento de membrana com 4 nós	43
Figura 3.6. Identificação do contato no MARC para elementos de membrana (Marc Volume A: Theory and User Information, p. 554)....	44
Figura 3.7. Ilustração procedimento malha adaptativa do MSC MARC (Marc Volume A: Theory and User Information, p.580).....	45
Figura 3.8. Exemplo de como inserir as condições de simetria e fixação do prensa-chapas.....	46
Figura 3.9. Descrição do procedimento de otimização por análise inversa	48
Figura 3.10. Ilustração da configuração necessária para usar uma sub-rotina que implementa uma condição de carregamento	54
Figura 3.11. Ilustração de como compilar um arquivo de sub-rotina no MSC MARC antes de submeter à simulação	55
Figura 4.1. Diâmetro externo das arruelas do produto 1.....	61
Figura 4.2. Gráfico da análise inversa.....	62
Figura 4.3. a) 0,24 (D* obtido no ensaio de tração) b) 0,91 c) 1,44 d) 1,69 e) 1,9 f) 2,1.....	63
Figura 4.4. Resultado experimental de dupla superfície “polida”	64
Figura 4.5. Simulação inicial do produto 2, detalhe da medida de superfície “polida”	65
Figura 4.6. Simulação do produto 2 com tamanho de elementos reduzido.....	66
Figura 4.7. Passos para identificar onde começa a fratura	67
Figura 4.8. Simulação do produto 3: seção média de um dos lados do furo hexagonal.....	68
Figura 4.9. Simulação do produto 3: seção de um dos vértices do furo hexagonal.....	68
Figura 4.10. Simulação do produto 4	71

Figura 4.11. Seção da arruela formada por simulação MEF do produto 5	74
Figura 4.12. a) Simulação do produto 6 com folga de 0,72mm b) folga de 0,52mm.....	76
Figura 4.13. Simulação pelo MEF do produto 7	78
Figura 4.14. Problema de contato com a matriz.....	79
Figura 4.15. Contato entre a matriz e a chapa conformada.....	79
Figura 4.16. Malhas iniciais testadas na simulações: a) 200 elementos b) 450 elementos c) 800 elementos	80
Figura 4.17. Distribuição de espessura nas simulações a) 200 elementos b) 450 elementos c) 800 elementos.....	81
Figura 4.18. Comparação dos resultados de pressão[bar] em função do Tempo para a) MARC com 200 elementos com controle por taxa de deformação constante b) 450 elementos c) 800 elementos d) Abaqus com controle de pressão por tensão constante (linha preta) e por taxa de deformação constante (linha vermelha).....	82
Figura 4.19. Comparação dos resultados de espessura[mm] em função do tempo para a) MARC com 200 elementos com controle por taxa de deformação constante b) 450 elementos c) 800 elementos d) Abaqus com controle de pressão por tensão constante e dados experimentais.....	83
Figura 4.20. Comparação dos resultados de altura do centro da peça [mm] em função do tempo para a) MARC com 200 elementos com controle por taxa de deformação constante b) 450 elementos c) 800 elementos d) Abaqus com controle de pressão por tensão constante e dados experimentais.....	85
Figura 4.21. Resultado de taxa de deformação equivalente (s^{-1}) em função do tempo.....	87
Figura 4.22. Resultado de tensão equivalente de Von Mises (MPa) em função do tempo.....	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1. Condições necessárias para o fenômeno superplástico	17
Tabela 2.2. Diferenças chaves entre as características das deformações plástica e superplástica	18
Tabela 3.1 Especificações mecânicas dos materiais usados nos processos de corte.....	38
Tabela 3.2. Especificações da composição química dos materiais usados nos processos de corte	38
Tabela 3.3. Resultados dos ensaios de calibração reológica dos materiais usados no processo de corte	39
Tabela 4.1. Resultados experimentais e de simulação iniciais pelo MEF do produto 2.....	65
Tabela 4.2. Resultados experimentais e de simulação pelo MEF com tamanho de malha adequada	66
Tabela 4.3. Resultados experimentais e de simulação do produto 3.....	69
Tabela 4.4. Resultados experimentais e pelo MEF do produto 4.....	72
Tabela 4.5. Resultados do estudo de sensibilidade a força do prensa-chapas com o produto 4.....	72
Tabela 4.6. Resultados experimentais e numéricos do produto 5.....	74
Tabela 4.7. Comprimentos de superfícies “polidas” em função da folga entre ferramentas	75
Tabela 4.8. Resultados experimentais e pelo MEF do produto 6.....	77
Tabela 4.9. Resultados experimentais e pelo MEF do produto 7.....	78
Tabela 4.10 Resultados de espessura(mm) para as simulações	84
Tabela 4.11 Resultados de altura(mm) para as simulações.....	86
Tabela 4.12 Resultados da média temporal da tensão equivalente de Von Mises (MPa) para as simulações	88
Tabela 4.13. Resumo dos resultados das simulações	88

LISTA DE SÍMBOLOS

L_p	Comprimento da superfície “polida” total
D	Parâmetro de dano acumulado
D^*	Parâmetro de dano acumulado crítico
n	coeficiente de encruamento
K	parâmetro da lei de Hollomon ou Norton-hoff constante do material
ε	deformação
σ_H	Tensão hidrostática
σ_{eq}	Tensão equivalente de Von Mises
σ_i	Componentes principais de tensão $i = 1, 2, 3$
B, A	Parâmetros de material de critérios de fratura locais
σ_y	Tensão de escoamento
p	pressão hidrostática
$\dot{\varepsilon}$	taxa de deformação
m	expoente da sensibilidade à deformação
d	tamanho de grão
p	expoente do tamanho de grão
f_{ao} e f_a	frações de área inicial e instantânea de cavitação
φ	parâmetro de crescimento dos vazios
$[K]$	matriz de rigidez global
$\{u\}$	matriz deslocamento de todos os nós da estrutura
$\{F\}$	matriz carregamento de todos os nós da estrutura
$\{\ddot{u}\}$	vetor de acelerações nodais

$[C]$	matriz de amortecimento
$\{\dot{u}\}$	vetor de velocidades nodais
ξ	fração do amortecimento crítico do modo mais elevado
ω_{max}	máxima frequência natural do sistema.
τ	tensão de cisalhamento
μ	coeficiente de atrito
e_{domo}	espessura no centro da peça obtida por expansão fluídostática livre
e_{matriz}	espessura na borda da peça próxima à matriz
h	altura do centro da peça obtida por expansão fluídostática livre
p_{max}	pressão máxima no processo de expansão fluídostática livre

LISTA DE ABREVIATURAS

LCn	Latham Cockroft normalized
-----	----------------------------

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	REVISÃO DE CONCEITOS E LITERATURA	6
2.1	Descrição do processo de estampagem com corte.....	6
2.2	Mecânica da fratura	8
2.3	Critérios de dano	12
2.4	Propriedade superplástica	15
2.5	Modelos constitutivos	18
2.6	Métodos dos elementos finitos	22
2.7	Revisão da literatura	28
2.7.1	Processo de corte de chapas.....	28
2.7.2.	Expansão fluídostática superplástica.....	31
3	MÉTODOS EXPERIMENTAIS E DE SIMULAÇÃO	36
3.1	Materiais e métodos de caracterização	36
3.1.1	Experimentos para o corte em chapas	36
3.1.2.	Material para a conformação superplástica.....	41
3.2	Métodos de simulação pelo MEF	41
3.2.1	Criação das geometrias.....	41
3.2.2	Geração da malha	42
3.2.3	Condições de contato e atrito	44
3.2.4	Carregamentos e condições de contorno	45
3.2.5	Calibração do critério de dano por análise inversa.....	47
3.2.6.	Subrotina de controle da pressão constante por alimentação de espessura e tensão.....	49
3.3.	Hipóteses e plano de validação dos modelos.....	59
4	RESULTADOS	61
4.1.	Corte de chapas: validação com material constante	61
4.1.1.	Calibração inicial por análise inversa.....	61
4.1.2.	Validação da hipótese de calibração de D^*	64
4.1.3.	Conclusão Parcial e Hipóteses adicionais para mudança de material.....	69
4.2.	Corte de chapas: Validação do critério para caracterização corrigido.....	71
4.3.	Simulações do ensaio fluídostático livre.....	79
4.3.1.	Problema do contato com a matriz.....	79
4.3.2.	Resultados das simulações e comparação com dados da literatura.....	80
4.3.3.	Análises do perfil temporal de tensão equivalente e da taxa de deformação.....	86
4.3.4.	Resumo dos resultados finais das simulações de expansão fluídostática livre.....	88
5	CONCLUSÕES FINAIS	89
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	92

1. INTRODUÇÃO

Processos de conformação plástica e superplástica associados ou não a fratura do material são largamente utilizados para fabricação de componentes em diversos setores da indústria como o automotivo e o aeronáutico. De forma a obter-se uma peça com uma geometria especificada é necessária a caracterização do processo de fabricação, e assim os parâmetros de processo devem ser especificados, levando também em conta a otimização de custo e tempo de fabricação, precisão e confiabilidade de processo, entre outros.

Para conformações plásticas com fratura e conformação superplástica, a modelagem analítica explícita é muito complexa, e para fugir da otimização dos parâmetros de processo por tentativa e erro, um método de cálculo como o método dos elementos finitos (MEF) pode ser utilizado de maneira eficaz.

Neste trabalho, simulações pelo MEF dos processos de corte de chapas e expansão fluidostática de um material superplástico foram realizadas e comparadas com ensaios experimentais do próprio processo com o intuito de se verificar a validade dos modelos matemáticos de caracterização dos processos e dos parâmetros usados no método, assim como verificar a influência da precisão de aquisição de dados, além de possibilitar o estudo da aplicabilidade dos processos.

Basicamente, o projeto foi dividido em duas partes:

- I. Modelagem do processo de estampagem com corte com enfoque especial no critério de fratura, descrição dos métodos de aquisição e elaboração dos dados experimentais, caracterização dos parâmetros de processos a serem implementados no MEF, e por fim, simulações no MEF e validação do método através da comparação com dados experimentais para os cinco materiais analisados.
- II. Através da caracterização dos parâmetros de processo e da aquisição de dados experimentais obtidos em trabalho anterior, será feita a simulação da expansão fluídostática livre do material Ti-6Al-4V em comportamento

superplástico e validação com os dados experimentais dos resultados obtidos pelo software de elementos finitos Msc Marc.

A primeira parte foi baseada no trabalho de formatura desenvolvido no fim do curso de “Master of science” na universidade Politecnico di Milano, em Milão, Itália. Realizado durante um estágio de 10 meses em uma empresa chamada Panzeri S.p.a., produtora de arruelas e produtos gerados por processos de corte em geral.

A parte II do projeto, sob orientação do Prof. Dr. Gilmar Ferreira Batalha, está sendo desenvolvida na Escola Politécnica da USP. Foi em colaboração com os trabalhos desenvolvidos para a empresa Embraer por Marinho(2011), Santos e Rissato (2011) que se tratam da realização de ensaios de expansão fluídostática para calibração do modelo reológico dos materiais Ti-6Al-4V e Pb-Sn nas condições ótimas de superplasticidade. As simulações MEF foram realizadas no software de simulações não-lineares da MSC chamado Marc, que já tem incluso uma interface gráfica chamada Mentat e foi fornecido pela Embraer.

A liga Ti-6Al-4V foi escolhida porque é de grande aplicação dentro dos projetos de interesse desenvolvidos pela Embraer na área aeronáutica, e Pb-Sn por apresentar superplasticidade à temperatura ambiente, sendo assim útil para validação de modelos. Por suas ótimas propriedades mecânicas em alta temperatura, resistência à corrosão e principalmente, a capacidade de exibir comportamento superplástico é uma das ligas de Titânio mais utilizadas na indústria aeronáutica.

Na Panzeri S.p.a, devido à aplicação de certas arruelas a funções específicas como cames, existe uma maior necessidade no controle das características das superfícies geradas pelo corte (arestas de corte). A superfície, em geral apresenta três regiões, especificadas na figura 1.1. Para a maior parte das aplicações era necessário controlar um comprimento mínimo para superfície “polida”, que será chamado neste trabalho de L_p , e um valor máximo para a profundidade na zona de fratura (rugosa).

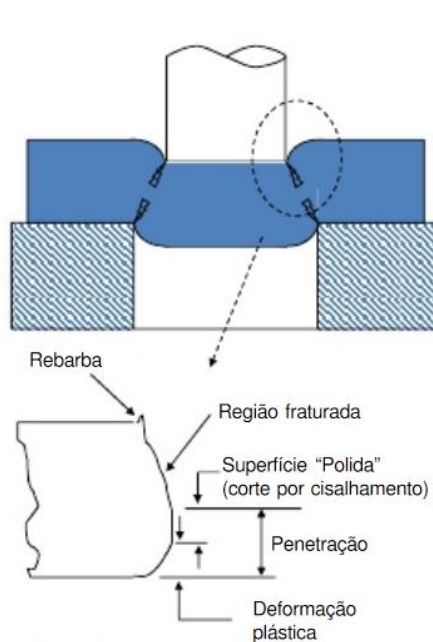


Figura 1.1. Zonas da superfície gerada pelo corte

Mesmo sendo o processo de corte de chapas uma técnica muito utilizada, ela ainda não é completamente compreendida. Devido à complexidade dos esforços e do fenômeno de fratura envolvido, uma abordagem analítica é muito difícil. Então, longos processos de tentativa e erro na escolha dos parâmetros de processo são comuns, principalmente na escolha dos mais influentes que são a folga entre ferramentas de corte, raios das arestas de corte, lubrificação e velocidade. Para evitá-los, modelos empíricos baseados em considerações energéticas são normalmente usados para previsão da fratura. Esses modelos consideram que a fratura se inicia quando o dano acumulado no material atinge certo valor limite, que no presente trabalho é chamado de D^* .

O software de elementos finitos utilizado na parte 1 se chama Forge, distribuído na Itália pela Enginsoft, possui uma interface gráfica que é pré e posprocessador, e também o solver. Esta interface é bem especializada para processos de conformação plástica, e possui também sub-rotinas com critérios de dano, empíricos em sua maior parte, cujos parâmetros devem ser calibrados experimentalmente.

Nesse contexto, definidos os processos a serem simulados, se limitaram as geometrias, os materiais e as características de processo. Então, o trabalho a ser

desenvolvido era a criação de um método de aquisição de dados dos parâmetros de processo através de ensaios experimentais e a sua posterior elaboração.

Devido ao fato de o critério de dano, aplicado neste trabalho, ser empírico, sua aplicação é muito específica, e assim o ensaio de caracterização do material mais adequado seria o próprio processo de estampagem. Porém, devido ao contexto industrial envolvido, foi escolhido o ensaio de tração uniaxial.

Devido a esta escolha, hipóteses e correções no critério de fratura foram feitas, e através da comparação dos resultados obtidos nas simulações pelo MEF com dados experimentais foi possível avaliar a validade e aplicabilidade dos critérios de dano e das hipóteses feitas no modelo, e também avaliar a sensibilidade dos resultados à precisão de aquisição dos valores dos parâmetros de processo.

O processo de expansão fluídostática considerado é do tipo livre (bulge test) com estampo circular, a conformação da chapa ocorre por argônio em pressão que pressiona a chapa contra um estampo.

Sabendo que o fenômeno do comportamento superplástico de um material ocorre somente para certo intervalo de taxa de deformação aplicada, então para que o processo ocorra em condições ótimas, a pressão exercida pelo fluido deve ser controlada, e algoritmos de controle de pressão em função da deformação e do tempo são normalmente usados.

O modelo de ensaio proposto por Marinho(2011) é uma otimização do modelo proposto por Aoura(2004). Baseado em sua hipótese de ensaios de caracterização reológica à tensão constante, Aoura(2011) propôs um modelo de controle de pressão do fluido no software ABAQUS que mantivesse a tensão equivalente constante durante as simulações pelo MEF.

Assim, neste trabalho de formatura será analisada a validade dos modelos de simulação do MARC comparando os resultados com os dados experimentais e os resultados dos modelos no ABAQUS obtidos por Aoura. A maior diferença entre os modelos seria que no Marc um algoritmo de controle de pressão que mantém a taxa de deformação constante foi adotado.

Os resultados escolhidos para análise foram: pressão aplicada em função do tempo, distribuição de espessura da peça final e evolução temporal da tensão equivalente, da taxa de deformação e da altura, todas medidas no domo da peça.

É importante ressaltar que a validação dos modelos de simulação não é limitado à somente um material, assim em colaboração ao estudo de Santos e Rissato (2011) simulações dos ensaios experimentais realizados para o Pb-Sn foram realizadas e apresentaram resultados coerentes e foram validados pelos experimentais, estes encontram-se esclarecidos no trabalho de Santos e Rissato,

2. REVISÃO DE CONCEITOS E LITERATURA

2.1. Descrição do processo de estampagem com corte

O processo de corte de chapas é largamente utilizado na indústria de massa e é normalmente usado como um dos processos de conformação que o produto precisa para chegar a sua forma final. Chapas que variam de 0.1mm de espessura até 10mm são o campo de aplicação usual. É um processo de deformação plástica a frio que acaba com uma fratura que deve ser controlada, e é uma combinação de cisalhamento e coalescência de vazios. Uma representação esquemática do processo em sua forma mais simples é esquematizada a seguir:

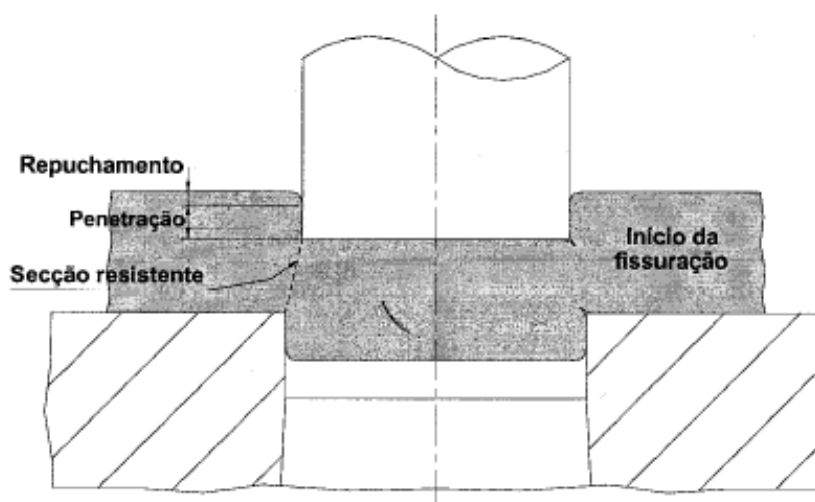


Figura 2.1. Representação do processo de estampagem com corte

A chapa é colocada entre a matriz e o punção, e durante o processo um prensa-chapas pressiona a chapa contra a matriz, de forma a mantê-la sempre em contato com a matriz. O processo pode ser dividido em quatro estágios distintos que caracterizam a forma da superfície gerada pelo corte e estão relacionadas com a

qualidade do produto final, e também caracterizam o perfil da força aplicada pela prensa.

Os estágios podem ser descritos:

- I. Inicialmente, parte do material é “puxado” pelo punção e se deforma plasticamente curvando-se sobre a ferramenta e formando a área de estiramento.
- II. Quando certo deslocamento do punção é atingido, a fratura por cisalhamento se inicia, formando assim uma superfície lisa e paralela ao deslocamento da ferramenta. E que pode mostrar algum desgaste devido ao atrito com a superfície lateral do punção.
- III. Depois de certo ponto, a coalescência dos vazios pode-se tornar mais importante do que o cisalhamento, e fratura dúctil podem ocorrer nas vizinhanças da matriz e do punção. Essa fratura se propaga através da chapa na direção da ferramenta oposta, e geralmente se deseja que seja o mais tarde possível. Devido à natureza do processo de fratura, a superfície gerada é muito irregular e rugosa.
- IV. Rebarbas podem ser formadas no final do processo, no lado oposto ao punção.

Se as trincas formadas nas arestas de corte do punção e da matriz não se encontrem no meio do caminho, uma dupla formação de superfície polida pode ocorrer.

O parâmetro de processo que exerce mais influência no controle dessa fase é a folga entre a matriz e o punção. Essa pode variar entre 1% a 10% da espessura da chapa, mas tem um valor ótimo que depende fortemente do material, ou se o desgaste das ferramentas de corte é limitado. Basicamente, determina quais as proporções de importância do cisalhamento ou do crescimento e coalescimento de vazios no processo de fratura. Geralmente, pequenas folgas geram maiores valores de L_p (superfície “polida”), no entanto, também maior é o desgaste da ferramenta.

2.2 Mecânica da fratura

Altas deformações associadas a falha fazem a modelagem do processo de corte ser complicada. Os mecanismos de fratura podem ser divididos em fratura dútil ou frágil. Na fratura frágil, somente uma pequena dissipação de energia ocorre com o crescimento da trinca.

A fratura dútil é causada por defeitos microscópicos no material que induzem vazios. O mecanismo desse tipo de fratura é baseado na formação e na coalescência dos vazios, é caracterizado por altas deformações plásticas antes e depois da propagação da fratura. A iniciação, crescimento e coalescência dos vazios então, é altamente influenciada pela deformação plástica. Brokken (1971) constatou que sob altas valores de pressão hidrostática os vazios podem iniciar nas inclusões das deformações por cisalhamento. Logo, é possível assumir que a fratura depende da história de deformação ao qual o material foi submetido.

A evolução do vazio é caracterizada pelos seguintes três estágios, conforme ilustrados na figura 2.2.

a)Nucleação

Nucleação dos vazios ocorre próxima a inclusões ou outras imperfeições presentes no material (matriz). A deformação do material provoca uma concentração de tensões nas proximidades dessas imperfeições. Em um ponto crítico durante o processo de deformação, estas concentrações causam a nucleação de um vazio no material.

b)Crescimento

Sob a influência da continua deformação plástica, os vazios podem crescer. A taxa de crescimento de um vazio é regida pela história de tensões e deformações aplicadas. Em especial, a tensão hidrostática tem uma forte influência sobre a taxa de crescimento.

c) Coalescência

Em determinada fase do processo de crescimento dos vazios, a deformação se tornará localizada nos ligamentos entre vazios vizinhos, causando falha nesses ligamentos, e assim os vazios coalescem. Assim, o início da coalescência define o início da fratura dúctil.

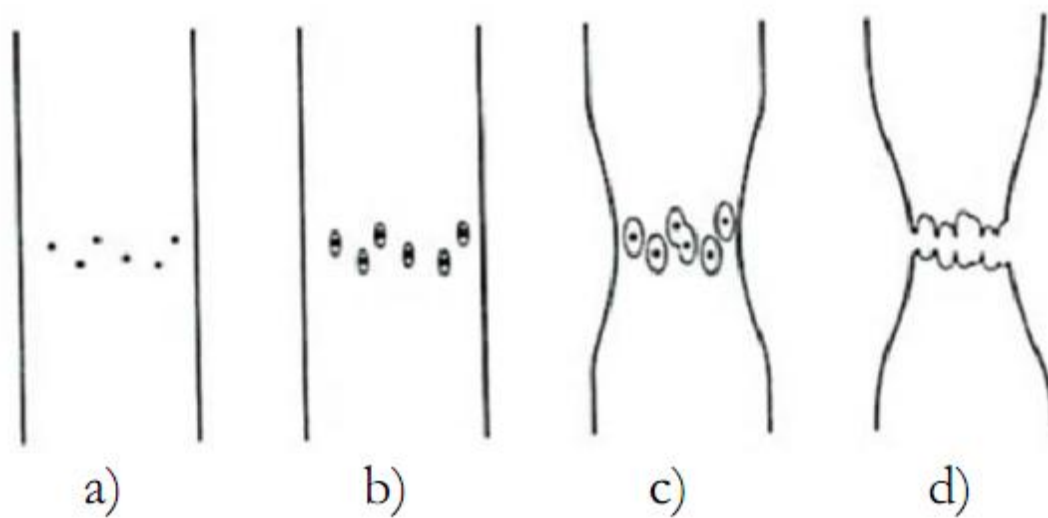


Figura 2.2. Estágios da evolução dos vazios a)nucleação; b)crescimento; c) coalescência, d)fratura (Simionato, 2010)

O efeito da pressão hidrostática sobre a evolução dos vazios foi profundamente investigado na literatura científica. Bridgman (1952) mostrou que os materiais carregados com altas tensões de compressão se tornam mais dúcteis. Com ensaios de tração em cuja pressão da câmara de ensaio variava de 0 a 2700MPa, o autor demonstrou que quanto mais elevada era pressão mais elevado era o alongamento máximo. Na literatura técnica a tensão hidrostática é muitas vezes substituída por um parâmetro adimensional mais útil, a triaxialidade das tensões, conforme eq. 1.

$$\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \quad (1)$$

$$\sigma_H = \frac{I_1}{3} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (2)$$

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{I_2} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2} \quad (3)$$

$$\sigma_i, i = 1, 2, 3 \quad (4)$$

No caso dos ensaios de tração uniaxiais, barras entalhadas (figura 2.3) apresentam maiores valores de triaxialidade de tensões do que as barras de seção constante. Baseando-se nisso, Hancock e Mackenzie (1976) e Holland(1990) mostraram as de seção constante apresentam maior valor de alongamento antes da ruptura do que as entalhadas.



Figura 2.3. Barras entalhadas usadas nos ensaios de tração (Simionato, 2010)

Estudos mais recentes, feitos por Bao e Wierzbicky(2004a) analisaram a dependência da triaxialidade das tensões na fratura. Os autores testaram a capacidade de oito diferentes critérios de dano para capturar essa dependência, e para cobrir o intervalo de valores possíveis de triaxilidades a seguinte campanha de testes foi feita:

- Valores negativos de triaxilidades no intervalo de -0.3 a 0 foram investigados através de ensaios de compressão uniaxial
- Baixos valores de triaxilidades no intervalo de 0 a 0.4 foram investigados através de ensaios de torção (cisalhamento puro) e ensaios com tensões de tração e cisalhamento combinados

- Altos valores de triaxialidades no intervalo de 0.4 a 0.95 foram investigados através de ensaios de tração uniaxiais em barras entalhadas

Todos estes testes foram realizados em Al2024-T351, e são mostrados na figura 2.4, que mostra o alongamento equivalente na falha em função dos valores de triaxialidade. O trabalho mostrou que a fratura dúctil é governada por diferentes mecanismos de falha para as diferentes faixas de valores de triaxialidade das tensões considerados. A falha por cisalhamento é responsável pela fratura na faixa de $[-0,3; 0]$, enquanto a coalescência dos vazios controla a fratura para os valores mais altos $[0,4; 0,95]$. A fratura no intervalo central $[0; 0,4]$ (caso do processo de corte de chapas simples) parece depender de ambos os mecanismos de coalescência e cisalhamento, assim, o autor denominou este comportamento de "modo misto".

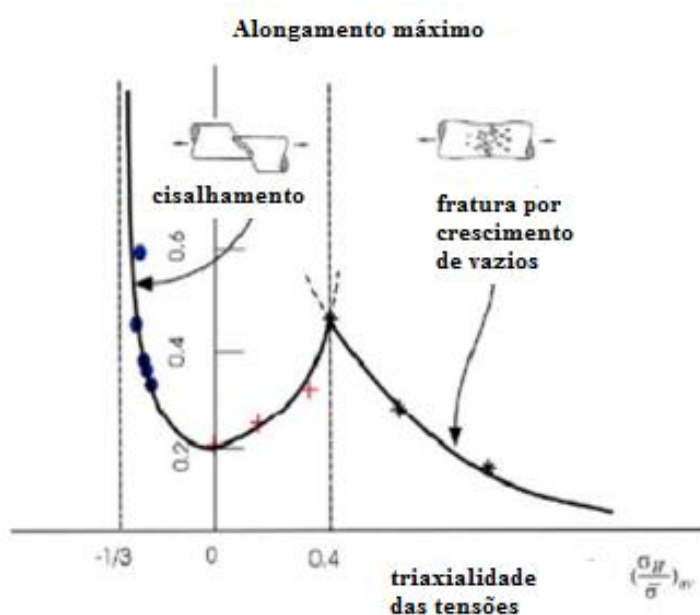


Figura 2.4 Alongamento equivalente na fratura em função dos valores de triaxialidade das tensões para o Al2024-T351(adaptado de Bao e Wierzbicky, 2004b)

Surpreendentemente uma espécie de ponto de corte parece existir para valores de triaxialidade das tensões onde abaixo do qual a fratura dúctil nunca ocorre, segundo estudo (Bao e Wierzbicky, 2004b).

2.3. Critérios de dano

A descrição da fratura é dependente das características do material, do estado de tensão, da história de deformação e dos parâmetros do processo. Sua descrição é particularmente difícil, dada à sensibilidade aos estados de tensão e deformação, aos parâmetros do processo, à complexidade dos fenômenos de crescimento dos vazios e às variações nas propriedades micro estruturais que ocorrem durante o processo.

Um critério geral para a fratura dúctil de metais ainda não foi estabelecida. E é provável que jamais será descoberto. O dano é uma quantidade interna e seria difícil ser medido diretamente. Por outro lado, o dano em um material é um processo cumulativo.

Neste contexto, o objetivo principal de um critério de dano é a previsão da iniciação e evolução da fratura, com base na história de tensões e deformações que o material sofre durante o processo. Então, é proposto estabelecer um parâmetro significativo que descreve a quantidade de dano no material durante a deformação, o parâmetro de dano D , assim quando a fratura ocorre D atinge seu valor crítico D^* .

Muitos modelos de critérios de dano já foram propostos até agora como Rice; Tracey (1969), Oyane(1969), Cockroft; Latham(1968) , Oh et al(1979) e Goijaerts (2000). Em comum, o parâmetro crítico de dano tem de ser determinado experimentalmente através de ensaios adequados, em condições bem definidas e controladas. Posteriormente, o modelo de danos calibrado está pronto para ser usado na previsão da fratura de um determinado processo alvo, sob as diferentes condições que caracterizam, mas que não pode ser generalizado sem validações para processos muito diferentes. Atualmente, códigos de elementos finitos comerciais fazem ampla utilização desses critérios de dano, e geralmente muitas opções são dadas de modo que o usuário possa encontrar o critério mais adequado para um certo processo.

Existem dois tipos de abordagens na previsão de danos: a mecânica contínua da fratura e abordagens locais. As abordagens locais podem ser divididas em modelos de crescimento de vazio e critérios empíricos.

Essas classes podem ainda ser distinguidas conforme o método utilizado para sua implementação no MEF. Para as abordagens locais, dano e plasticidade são completamente desacoplados durante as iterações. Neste caso, o dano é calculado no pós-processamento e as propriedades do material não são diretamente afetadas pela evolução do dano durante o cálculo. Ao contrário, para os métodos de mecânica contínua da fratura, as propriedades do material a cada iteração de cálculo são modificadas dependendo da quantidade total de dano calculado.

O principal problema a ser enfrentado é que não existe um modelo de dano geral capaz de prever o local da fratura e sua propagação, na verdade isso depende de condições de trabalho específicas. Por esta razão, um certo critério pode ser a melhor previsão em uma condição particular e a pior em uma diferente.

Modelos de crescimento de grão

Os modelos baseiam-se em processo de dano progressivo, que aumenta até que a fratura se inicia. Eles originam-se no conhecimento sobre os fenômenos de crescimento dos vazios em microescala, como ilustrado na figura 2.5. Em geral, uma função da triaxialidade é integrada na história de deformação, como resultado de sua influência sobre o fechamento ou ampliação de pequenas cavidades, o que limita ou estimula o crescimento de trincas. Esta integral é limitada por atingir um valor crítico D^* , experimentalmente determinado.

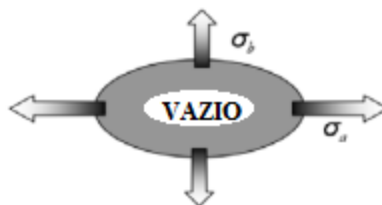


Figura 2.5. Tensões agindo em um vazio (adaptado de Simionato, 2010)

Exemplos clássicos foram formulados por Rice; Tracey (1969) e Oyane(1969). Rice e Tracey introduziu uma função da triaxialidade das tensões para descrever o crescimento de uma vazio esférico, como mostrado na eq.5. Já Oyane propôs um

modelo em que o crescimento dos vazios começasse em um valor crítico de deformação, que dependia da natureza do material e da pressão hidrostática, como mostrado na eq 6.

$$D = \int_0^{\varepsilon_f} B_1 \exp\left(B_2 \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon \quad (5)$$

$$D = \int_0^{\varepsilon_f} \left(1 + A \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) d\varepsilon \quad (6)$$

As constantes A, B₁ e B₂ são valores determinados experimentalmente, que são dependentes do material.

Modelos empíricos

Pela simplicidade, e para evitar exaustivas análises de microestrutura e matemáticas, alguns critérios empíricos foram desenvolvidos com base na verificação experimental. Sabendo que a fratura depende do histórico de tensão-deformação para um certo material, isso significa que o critério pode ser baseado em hipóteses de acumulação de energia.

O critério de Freudenthal supõe que a fratura se inicia quando o trabalho específico produzido atinge um valor crítico, ver eq. 7, valor que depende apenas do material. Do ponto de vista matemático é expresso como o trabalho por unidade de volume produzido durante a deformação plástica:

$$D = \frac{1}{\sigma_y} \int_0^{\varepsilon_f} \sigma_{eq} d\varepsilon \quad (7)$$

Vale lembrar que a tensão de escoamento σ_y é usada para considerar somente a parte plástica da energia acumulada.

Cockroft; Latham(1968) tentaram demonstrar a validade deste critério executando ensaios de tração em barras. No entanto, foi observada uma forte dependência do

histórico da primeira componente da tensão principal durante a deformação, para ocorrência de fraturas, e eles assim propuseram outro critério, que é a eq.8:

$$D = \int_0^{\varepsilon_f} \sigma_1 d\varepsilon \quad (8)$$

Confirmado por Gouveia; Martins; Rodriguez (2000), para materiais com boa conformabilidade, o valor crítico de dano apresenta uma dependência muito elevada na tensão principal de maior valor.

Com base nessas formulações, outros autores propuseram algumas modificações, a fim de melhorar a precisão do critério. Em caso de estados de tensões diferentes da tensão de tração uniaxial, Oh et al(1979) modificou a fórmula de Cockroft e Latham, normalizando a tensão principal máxima pela tensão equivalente.

$$D = \int_0^{\varepsilon_f} \frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}} d\varepsilon \quad (9)$$

Considerando a hipótese de que a tensão de cisalhamento seja a principal razão para a falha, a formulação de Tresca pode ser usada, definido como o raio exterior do círculo de Mohr eq. 10.

$$D = \frac{1}{\sigma_y} \int_0^{\varepsilon_f} \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} d\varepsilon \quad (10)$$

Uma vantagem adicional dos critérios de dano empíricos propostos é a necessidade de somente um ensaio de calibração do único parâmetro experimental, o valor crítico de dano dependente do material e do processo alvo.

2.4 Propriedade superplástica

Certos materiais policristalinos em algumas condições específicas podem atingir altas deformações antes de se romper mesmo quando submetidos a tensões modestas. O fenômeno superplástico é definido quando alguns materiais apresentam ductilidade

acima do convencional quando sofrem uma dada solicitação. Como exemplo, o alongamento máximo que se é possível obter com uma solicitação trativa pode chegar a 1000%. A figura 2.6 representa um corpo de prova que passou por um ensaio de tração em condições de superplasticidade e um outro não ensaiado, se verifica que em certas condições de taxa de deformação, temperatura e microestrutura o alongamento chegou a 650%.



Figura 2.6. Alongamento de 650% em um ensaio de PbSn60 em condições superplásticas (Franchitti, 2007, p.4)

Existem diversos tipos de mecanismos responsáveis pela superplasticidade, e assim o fenômeno superplástico pode ser classificado como estrutural, por transformação de fase ou ciclagem térmica. Sendo que estes dois últimos tipos ocorrem em situações muito específicas e não serão tratados neste trabalho.

De modo que o tipo estrutural possa ocorrer, a microestrutura do material deve ser favorável, assim algumas condições oportunas no processo de conformação são necessárias, como colocado na tabela 2.1.

Tabela 2.1. Condições necessárias para o fenômeno superplástico

MICROESTRUTURA DO MATERIAL	CONDIÇÕES DE PROCESSO
Pequeno tamanho de grão (menor ou igual a $10\ (\mu\text{ m})$)	- Temperaturas maiores ou iguais à metade da temperatura de fusão - Baixas taxas de deformação (de 10^{-2} a 10^{-6} s^{-1})

Uma grande desvantagem do processo industrial de conformação superplástica é a condição de baixa taxa de deformação necessária, cujo intervalo de valores ótimos depende basicamente do material utilizado e pode fazer o tempo total de conformação variar de 2 minutos até 2 horas, dependendo da complexidade da peça que se quer formar.

Diferentemente da deformação plástica, onde o movimento de discordâncias gera um aumento da anisotropia, isto é, aumenta a orientação preferencial dos grãos sabe-se que deformação atribuída ao movimento de discordâncias pode ser considerada muito pequena na deformação superplástica, isto é o processo de encruamento não ocorre de maneira significativa (SUERY; MUKHERJEE, 1985 apud SOLOSANDO, 2010). Isso porque na superplasticidade estrutural o mecanismo predominante é a rotação e a translação dos grãos em um processo difusivo associado.

Na tabela 2.2., adaptada de Chandra (MOHAMED; LANGDON, 1976), especificam-se as diferenças chaves nas deformações plástica e superplástica.

Tabela 2.2. Diferenças chaves entre as características das deformações plástica e superplástica

Deformação Superplástica	Deformação Plástica Clássica
Apresenta alta sensibilidade à taxa de deformação e comportamento inelástico.	Não apresenta dependência da taxa de deformação e comportamento inelástico.
O efeito do encruamento é secundário.	O efeito do encruamento é predominante.
Diminuição da anisotropia (textura) do material ao ser conformado. O material apresenta orientação randômica após a deformação.	Aumento da anisotropia ao ser conformado (orientação preferencial do material na direção da deformação plástica).
A falha ocorre devido à nucleação e crescimento de microcavidades que surgem devido a rotação e translação dos grãos, gerando instabilidade plástica.	A falha ocorre devido à nucleação e crescimento de microcavidades, devido à presença de porosidade, impurezas e/ou presença de partículas de 2ª fase com resistência maior que a da matriz do material, gerando instabilidade plástica.

Para a deformação plástica sabe-se que a tensão de escoamento é inversamente proporcional à raiz quadrada do tamanho de grão. Entretanto, essa relação não é válida quando o fenômeno estudado é a superplasticidade. Um grão maior apresenta maior dificuldade em sofrer movimentos de rotação e translação, então entende-se o porque do tamanho de grão ser diretamente proporcional à tensão de escoamento quando o fenômeno em questão é a superplasticidade.

2.5 Modelos constitutivos

Existem diversos fatores que podem exercer influência na determinação das tensões de fluxo atuantes numa peça sob conformação superplástica. Deformação, velocidade de deformação, tamanho dos grãos e temperatura influenciam diretamente nos mecanismos de difusão, rotação, translação, crescimento e deformação dos grãos e que caracterizam a conformação e também o problema de cavitação, que posteriormente será tratado com um pouco mais de detalhe.

Um modelo constitutivo muito utilizado para descrever a superplasticidade é dado pela eq.(11)

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \cdot \dot{\varepsilon}^m \cdot d^p \quad (11)$$

Onde σ é a tensão, K é uma constante do material e engloba efeitos de temperatura e algumas características de microestrutura, ε é a deformação plástica verdadeira, n é o expoente de encruamento, $\dot{\varepsilon}$ é a taxa de deformação, m é o expoente da sensibilidade à deformação, d é o tamanho de grão e p é o expoente do tamanho de grão.

Este considera a deformação pelo movimento de discordâncias (encruamento), a “resistência” ao deslizamento dos contornos de grão (considerado pelo expoente m), e considera também o tamanho do grão e um expoente de sensibilidade ao tamanho do grão. Desconsidera a necessidade da modelagem do processo de fusão, e considera a influência da temperatura implícita no parâmetro K .

Um modelo mais simples considera que o encruamento pode ser desprezado, pois é sabido que nas condições de ótima superplasticidade os grãos apresentam alongamento desprezível. Desconsidera-se também o crescimento dos grãos, pois o processo de conformação deve ser controlado para que ocorra mínimo crescimento. Então, a eq(11) pode ser reduzida à eq(12):

$$\sigma = K \cdot \dot{\varepsilon}^m \quad (12)$$

Nota-se que para essa simplificação pode-se supor que mantendo a taxa de deformação constante em um experimento a tensão esperada seria mantida constante, a não ser por variações dos parâmetros K e m durante o processo.

O gráfico tensão por taxa de deformação apresenta comportamento sigmoidal, conforme ilustra a figura 2.7 (a). Verifica-se que na região (II), a sensibilidade da tensão à taxa de deformação é maior do que a obtida nas regiões denominadas por (I) e (III), por isso quando se deseja obter a máxima

superplasticidade, a obtenção do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação (m) na região II é fundamental. Isto é devido ao mecanismo que rege o processo de deformação nessa região, que é dado pelo deslocamento dos contornos de grão acompanhado por difusão, e assim a tensão gerada depende da velocidade que esses deslocamentos ocorrem. É válido ressaltar que o valor de (m) varia principalmente devido à temperatura e ao tamanho dos grãos, como indicado na figura 2.7.(b).

Nota-se que é possível fazer uma boa aproximação linear da curva logarítmica da tensão pela taxa de deformação na região II, e a definição do coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação (m) é dado pelo coeficiente linear dessa reta. Além disso, nota-se que nessa região o coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação é maximizado, e para a maior parte dos materiais superplásticos esse valor varia entre 0.4 e 0.9.

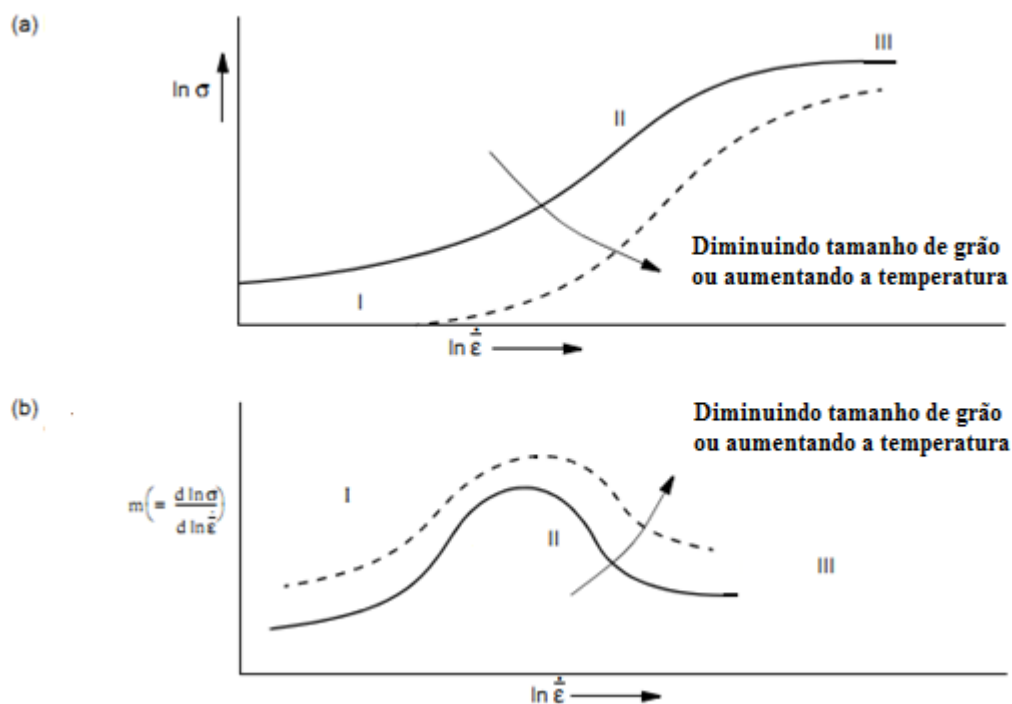


Figura 2.7. Gráficos logarítmicos da tensão pela taxa de deformação e sensibilidade à taxa de deformação pela taxa de deformação (adaptado de Marc Volume A, p.194)

Controle do tamanho dos grãos

Sabe-se que as tensões dependem do tamanho dos grãos, e mais especificamente, que o mecanismo de superplasticidade depende desse tamanho, e exemplificando na figura 2.8, o tamanho de grão influencia no coeficiente de sensibilidade à taxa de deformação do Ti-6Al-4V a 927°C. Então, o controle do tamanho de grãos e um modelo para seu crescimento pode ser útil.

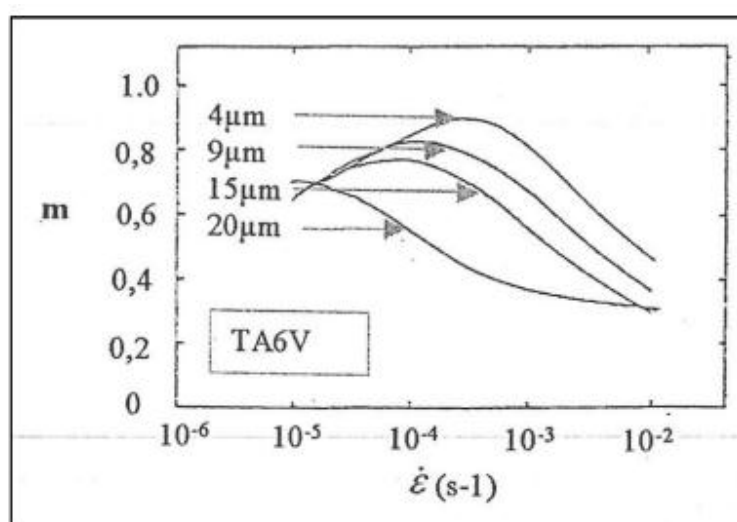


Figura 2.8 Influência do tamanho de grão inicial na taxa de sensibilidade à deformação para o Ti-6Al-4V a 927°C. (Ghosh e Hamilton, 1982).

A presença de uma microestrutura bifásica dificulta o crescimento dos grãos durante a deformação. Partículas de segunda fase distribuídas de maneira homogênea na matriz permitem que a ancoragem dos grãos ocorra, assim dificultando o crescimento dos grãos. (CHOKSHI; MUKHERJEE; LANGDON, 1993 apud SOLOSANDO, 2010)

Para modelar o crescimento dos grãos, este pode ser entendido como composto por duas parcelas: dinâmica e estática. A estática segue a cinética do crescimento das partículas quando se leva em consideração a exposição à temperatura. Já, a dinâmica

depende dos deslocamentos e deformações de grão no tempo, dependente do material considerado e é geralmente analisado de forma empírica.

Cavitação

A cavitação é a formação de vazios no material durante a deformação. O processo de cavitação é composto pela nucleação, crescimento e coalescimento das cavidades. A nucleação ocorre principalmente em locais concentradores de tensões como pontos triplos e interfaces entre grãos de mesma fase e partículas de segunda fase. O mecanismo de crescimento de tais cavidades é dado basicamente por difusão de lacunas direcionada para as cavidades ou por deformação plástica ao redor delas, representado pela eq.(13).

$$f_a = f_{ao} \cdot \exp(\varphi \cdot \varepsilon) \quad (13)$$

Onde f_{ao} e f_a são as frações de área inicial e instantânea de cavitação e φ é o parâmetro de crescimento dos vazios, e é função da sensibilidade à taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$).

É um dos principais responsáveis pela fratura prematura e degradação do material. Este tipo de defeito está diretamente relacionado ao mecanismo de escorregamento de grãos.

Para ligas de Ti-6Al-4V se observa que não há ocorrência de cavitação (SHERBY; WADSWORTH, 1989), isso pela similaridade de resistência entre a matriz e as partículas de segunda fase na temperatura em que a superplasticidade é alcançada.

2.6 Método dos elementos finitos

As equações diferenciais que governam os fenômenos físicos são na maior parte dos casos de solução difícil, e na prática inviáveis. Historicamente, os métodos de

resolução para esses problemas era uma discretização do problema e uma resolução aproximada por séries de Fourier. A idéia base é aquela de que conhecidas as condições de contorno, as equações matemáticas que governam o problema são expressas em funções dos pontos de discretização do domínio, denominados nós dos elementos, e assim nos domínios contínuos entre os nós é possível aproximar o andamento da solução verdadeira por uma função conhecida, geralmente polinomial. Assim, ao invés de equações diferenciais, é possível obter um sistema de equações algébricas que aproximam o comportamento do problema e que tem dimensão tão grande quanto o número de elementos utilizados.

No geral, para se obter uma solução aproximada próxima da real, sistemas muito grandes devem ser usados, e por isso, historicamente, o método de elementos finitos se tornou cada vez mais eficiente conforme os recursos computacionais disponíveis foram crescendo.

Formulações

Na montagem do sistema de equações algébricas a ser resolvido, para cada elemento do domínio se calcula a matriz de rigidez, isto é, a matriz que relaciona as forças aplicadas a cada nó com os deslocamentos desse nó. As várias matrizes locais calculadas previamente são então alocadas em uma matriz de rigidez global do corpo discretizado. E um sistema de equações algébricas pode ser obtido no seguinte formato:

$$[K].\{u\} = \{F\} \quad (14)$$

Onde $[K]$ é a matriz de rigidez que engloba todos os elementos da estrutura discretizada (matriz de rigidez global), $\{u\}$ é a matriz deslocamento de todos os nós da estrutura, $\{F\}$ é a matriz carregamento de todos os nós da estrutura.

Vale ressaltar que a relação entre a matriz de deslocamentos nodais $\{u\}$ e a matriz de carregamento nodal $\{F\}$, pode ser linear ou não. E que essa relação, tanto na

conformação superplástica quanto na conformação plástica com fratura que ocorre na estampagem pode ser linear ou não.

O modo como esses deslocamentos (variáveis independentes das equações) são descritos depende do tipo de formulação escolhida, que pode ser:

- Lagrangeana
- Euclidiana
- Lagrangeana - Euclidiana.

Na formulação Lagrangeana, as coordenadas de cada nó são dependentes do tempo e das coordenadas iniciais (variáveis independentes) e o observador é solidário com o elemento, e então a malha se move juntamente com a estrutura, ou seja, quando a estrutura sofre uma deformação a malha também sofre. Já na formulação Euclidiana, as velocidades são função das coordenadas dos pontos físicos e do tempo, e o observador é solidário ao sistema inercial fixo. O material se move passando por um volume de controle, ou seja, a malha, que se encontra sempre na mesma posição e a massa, energia do material e o momento são transportados de elemento para elemento. Na solução Euclidiana calcula-se o movimento do material através de elementos cujo volume é constante. A solução arbitrariamente Lagrangeana – Euclidiana pode ser utilizada quando há interação entre estrutura sólido-líquido ou sólido-material sob grandes deformações. (BORTOLUSSI, 2001)

Na formulação Euclidiana é aceitável admitir o escoamento de um material metálico como sendo análogo ao escoamento de um fluido não-newtoniano, já que se admite que as deformações elásticas sejam muito pequenas.

No processo de estampagem com corte a formulação Lagrangeana é utilizada tanto para a chapa quanto para o ferramental. Tal formulação é utilizada na chapa devido à deformação sofrida na espessura do material ser pequena, quando comparada com as deformações sofridas nas demais regiões; já no ferramental também se utiliza tal formulação por se considerar que ele sofra deformações de natureza elástica e não plástica. Já para o processo de expansão fluídostática de um

material superplástico a formulação utilizada também é Lagrangeana quando as deformações plásticas sofridas na espessura são pequenas.

Então, a equação derivada do princípio dos trabalhos virtuais pode ser integrada utilizando diversos métodos de integração, esses métodos podem ser classificados como:

- Integração explícita
- Integração implícita

No método explícito o sistema de equações são as próprias equações dinâmicas do sistema e essas são desacopladas.

$$[M].\{\ddot{u}\} + [C].\{\dot{u}\} + [K].\{u\} = \{F\} \quad (15)$$

Onde $[M]$ é matriz de massa da estrutura discretizada, $\{\ddot{u}\}$ é o vetor de acelerações nodais, $[C]$ é a matriz de amortecimento, $\{\dot{u}\}$ é o vetor de velocidades nodais, $[K]$ é matriz de rigidez, $\{u\}$ é o vetor de deslocamentos nodais e $\{F\}$ é o vetor de forças nodais aplicadas.

O método de resolução das equações se baseia no método das diferenças centradas, onde a grande vantagem ao utilizar esta equação é que a atualização da matriz de rigidez não ocorre a cada passo de iteração, ou seja, a cada incremento. Isto facilita na convergência. Porém, a solução explícita é condicionalmente estável, e sua convergência é regida pela eq(16) (DESHMUKH, 2003), além que pode apresentar grande demora na convergência quando se deseja utilizar a velocidade real de conformação.

$$\Delta t \leq \frac{2[(1+\xi^2)^{0.5} - \xi]}{w_{max}} \quad (16)$$

Onde ξ é a fração do amortecimento crítico do modo mais elevado e w_{max} é a máxima frequência natural do sistema.

Já, no método implícito se a simulação do tipo estática é realizada um sistema de equação é gerado e pode ser descrito de forma matricial conforme a eq.(17).

$$[K].\{u\} = \{F\} \quad (17)$$

O cálculo dos deslocamentos nodais é feito de maneira iterativa, ou seja, os cálculos dos deslocamentos nodais são realizados passo a passo e o método de Newton-Raphson é utilizado para verificar se o resíduo da solução é menor do que o resíduo adotado.

A cada incremento, para um dado deslocamento, a matriz de rigidez é atualizada e novamente determina-se qual o novo campo de deslocamentos nodais para um tempo $(t+\Delta t)$. Este tipo de solução pode ser demorado devido à reconstrução da matriz de rigidez se o passo for pequeno. Apesar de demorada esta solução é muito boa quando se deseja realizar a simulação de conformação plástica levando-se em conta a elasticidade do material. A seguir tem-se um melhor detalhamento de como se realiza uma análise não linear pelo método implícito. (BORTOLUSSI, 1996 apud SOLOSANDO, 2010).

De acordo com o método de Newton Raphson, a eq. (17) pode ser reescrita conforme apresentada pela eq. (18).

$$[K_i].\{\Delta u_i\} = \{F^a\} - \{F_i^r\} \quad (18)$$

Onde $\{F^a\}$ é a matriz das cargas nodais aplicadas, $\{F_i^r\}$ é a matriz das forças de retorno das cargas aplicadas, $\{\Delta u_i\}$ é a matriz variação dos deslocamentos nodais e $[K_i]$ é a matriz de rigidez. Todas as grandezas citadas anteriormente, exceto a matriz $\{F^a\}$, são instantâneas.

Esse sistema é resolvido através dos seguintes passos:

1º passo: tem-se o valor da matriz de deslocamentos nodais calculada da iteração anterior num dado instante t

2º passo: calcula-se a matriz de rigidez e a matriz das forças de retorno das cargas aplicadas em função da matriz de deslocamento nodal calculada anteriormente.

3º passo: a matriz de variação de deslocamentos nodais é calculada

4º passo: adiciona-se a matriz de deslocamentos nodais à matriz variação de deslocamentos nodais obtendo-se o valor de deslocamento da próxima iteração que ocorrerá num instante $t + \Delta t$.

Dois critérios confirmam a convergência: o primeiro verifica que se o incremento nos graus de liberdade é menor que um determinado grau de tolerância e o segundo verifica se o resíduo do balanço de forças atinge um determinado valor de tolerância.

Critério de dano

A implementação dos critérios de dano mencionados previamente na parte teórica pode ser feito através de duas formas. Para os critérios de mecânica contínua do dano as propriedades do material se alteram com o dano acumulado, mas para os critérios locais, plasticidade e dano não são acoplados e o cálculo do dano acumulado pode ser feito em um pós processamento.

No MEF, o cálculo do critério é realizado para cada elemento, e o mecanismo de fratura é realizado através do cancelamento de elementos que superam o valor crítico de dano a cada iteração do processo.

2.7. Revisão da literatura

2.7.1 Processo de corte de chapas

No processo de corte de chapas uma hipótese normalmente aceita na modelagem da relação tensão-deformação na região plástica é usar a lei de encruamento de Hollomon, onde tensão não dependeria de temperatura nem de taxa de deformação. Isto é baseado no fato de que o processo a temperatura ambiente, muito abaixo da temperatura de recristalização dos materiais. Esta hipótese foi encontrada também em Hambli; Reszka(2002) , Gouveia; Martins; Rodriguez(2000), Simionato(2010) e em Hatanaka; Iizuka; Yamaguchi; Takakura(2003) .

Na simulações pelo MEF, normalmente mais de um critério de dano é testado, de modo a comparar sua eficiência para variações conhecidas de materiais, folgas entre ferramentas de corte e raio e lubrificação dessas mesmas ferramentas. Como mencionado antes, dependendo dos parâmetros de processo, um critério pode fornecer melhores resultados do que outros. Devido a esta limitação, na literatura é muito comum que os autores proponham modelos corrigidos com base nos existentes, a fim de melhorar os resultados de uma aplicação em específico.

Com o intuito de validar o uso do ensaio de tração para caracterizar o modelo de fratura dúctil para um aço inoxidável 13 % Cr, nomeado X30Cr13 (DIN17006), Goijaerts; Govaert; Baaijens(2000) compararam o uso de ambas caracterizações do modelo de fratura pelo processo real e por ensaio de tração, considerando simulações pelo MEF do processo real realizadas para cinco diferentes folgas entre ferramentas de corte. Consideraram também, simulações pelo MEF do próprio ensaio de tração, mas impondo uma de pressão externa a peça ensaiada através da pressurização da câmara de ensaio, assim simulando variações do estado de triaxialidades das tensões na peça através da nova componente de tensão gerada pela compressão.

A validação foi realizada comparando os valores simulados pelo MEF com os reais para duas saídas características do processo: a força máxima e deslocamento do

punção no início da fratura. A força máxima do processo é importante quando o desgaste e a duração das ferramentas de corte são considerados. Por outro lado, o deslocamento do punção no início da fratura determina em grande parte a forma das arestas de corte.

Constatou-se que os critérios de dano Oyane e Rice & Tracey forneceram melhores resultados nas simulações cujos parâmetros do modelo de dano foram caracterizados em processo real. No entanto, para a caracterização por ensaio de tração nenhum modelo foi capaz de prever corretamente a falha quando a câmara de ensaio foi pressurizada. Assim, um novo modelo (Oyane modificado pelo autor, eq 19) foi utilizado para considerar também a tensão equivalente dentro da integral do dano e, em seguida, mesmo com a variação de triaxilidade imposta.

$$D = \int_0^{\varepsilon_f} \left(1 + A \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \right) \varepsilon^B d\varepsilon \quad (19)$$

Para determinar o valor crítico D^* , em primeiro lugar, um ensaio de tração foi realizado, à pressão ambiente, e a espessura do pescoço após fratura foi medida. Então, o ensaio de tração nas mesmas condições foi simulado pelo MEF até o momento em que esta espessura de pescoço foi alcançada. Assim, como o histórico de tensão-deformação, D^* pôde ser determinado.

Com D^* determinado, o critério foi aplicado ao processo real e os resultados são os da figura 2.9.

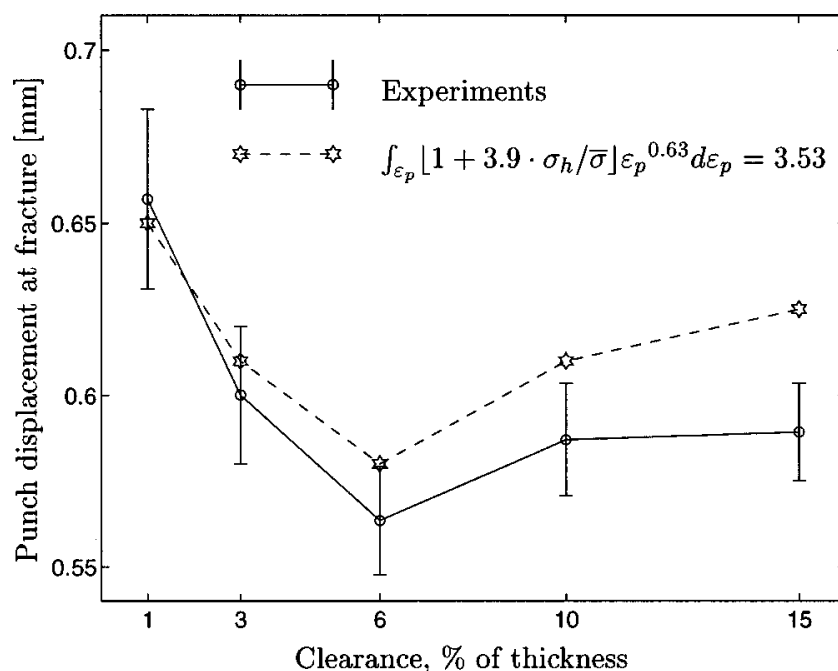


Figura 2.9. Curvas experimental e simulada para deslocamento do punção no início da fratura em função do percentual da folga entre ferramentas de corte em relação à espessura da chapa. Simulações pelo MEF com Oyane modificado e calibrado pelo ensaio de tração uniaxial (Goijaerts; Govaert; Baaijens, 2000)

Em conclusão, pôde-se afirmar que para o material investigado, a critério pelo processo real fornece resultados muito bons dentro do erro experimental. Já a abordagem por ensaio de tração, o mais favorável para a indústria, produz resultados dentro da margem de variação do processo real para percentuais de folgas de ferramenta de até 6% da espessura, quando um novo critério é proposto.

Em outro trabalho de continuação, mais uma vez Goijaerts; Govaert; Baaijens(2001), investigaram o uso do critério anterior em cinco diferentes metais, usando as mesmas abordagens de caracterização do critério de dano e da reologia do material. Neste caso, concluiu-se que para as variações de parâmetros do processo considerado, D^* era função somente do material.

Outra forma comum de calibrar o valor crítico D^* é por uma técnica de análise inversa usando o MEF diretamente, Hambli; Reszka(2002) realizou diversas simulações com o intuito de minimizar uma função objetivo que reduz a diferença entre a curva de força-deslocamento punção calculada pelo MEF e a experimental

conforme D^* varia. Realizando para diversos critérios conhecidos, verificou-se que Cockroft Latham, Rice Tracey e Oyane foram critérios válidos, uma vez que o computador convergiu para uma solução.

Sabendo que a aplicação industrial do processo é muitas vezes realizada em altas velocidades, isso pode gerar importantes efeitos térmicos e viscosos no comportamento do material. Brokken(1971) realizou diversas análises mudando a velocidade do punção em escalas muito grandes, a fim de verificar a sua influência sobre a curva de força de corte e a distribuição de temperatura na peça.

Verificou-se que apenas uma variação muito grande da velocidade do punção provoca alterações sensíveis nos parâmetros característicos do processo, variações menores que a realidade dos processos de corte de chapas.

2.7.2. Expansão fluídostática superplástica

No estudo do Lee e outros (LEE et al., 1998 apud MARINHO,2011) foi utilizada uma liga comercial Ti-6Al-4V na forma de chapas. A liga foi submetida a um processo de refinamento de grão que resultou em um tamanho de grão final de $\approx 2,5 \mu\text{m}$. Observa-se que a tensão de escoamento diminui e m aumenta com o aumento da temperatura e que a condição ótima para o comportamento superplástico foi a 900°C e taxa de deformação constante de $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$. Essa condição ótima foi baseada em uma série de ensaios de tração uniaxiais para diversas temperaturas, figura 2.10, cujo interesse era maximizar o valor de m .

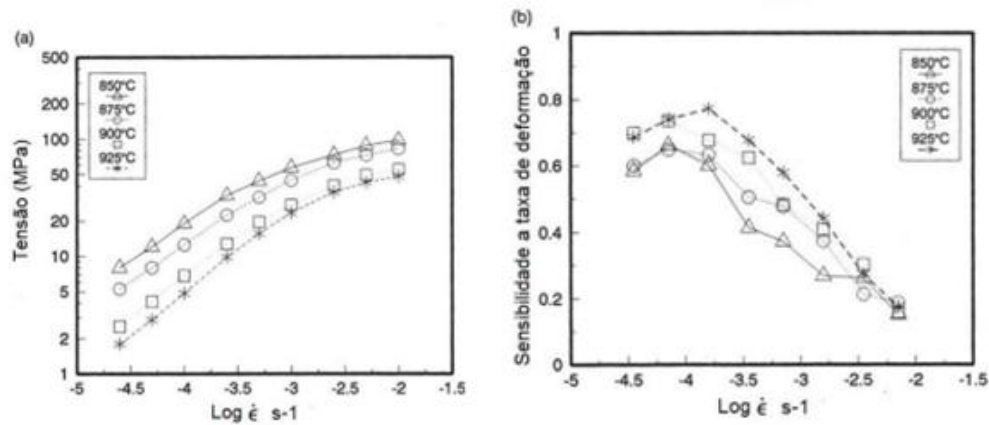


Figura 2.10. Resultados de ensaios de tração uniaxiais da liga Ti-6Al-4V para diversas temperaturas (Lee et al., 1998)

Já Carrino e outros (CARRINO ET ALL, 2000) na otimização do perfil de pressão para minimizar o tempo de processo, uma simulação do bulge de uma liga Ti-6Al-4V foi realizada pelo MEF, e na temperatura de 880°C as propriedades do material em superplasticidade foram $K = 5267 \frac{N \cdot s^{0.15}}{mm^2}$ e $m = 0,85$ para uma taxa de deformação constante de $\dot{\epsilon} = 1,5 \cdot 10^{-4} s^{-1}$.

Baseado em considerações geométricas, a relação entre a pressão necessária para realizar um ensaio de expansão fluídostática livre à tensão constante, depende dos parâmetros do ensaio de acordo com a seguinte relação:

$$p(h) = \frac{4 \cdot \sigma_{eq} h e(h)}{h^2 + R_0^2} \quad (20)$$

Onde os parâmetros da equação podem ser representados através da figura 2.11.

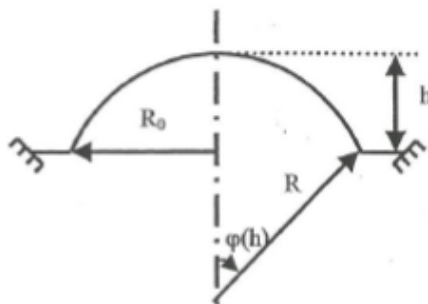


Figura 2.11. Modelo simplificado da geometria do “bulge test” livre (Aoura, 2004)

Aoura(2004) realizou ensaios à tensão constante para 4 diferentes tensões de forma a poder aproximar um polinômio do quarto grau para determinar a função da espessura em função da altura h e assim relacionar a tensão e a taxa de deformação e caracterizar reologicamente o material, como ilustrado na figura 2.12.

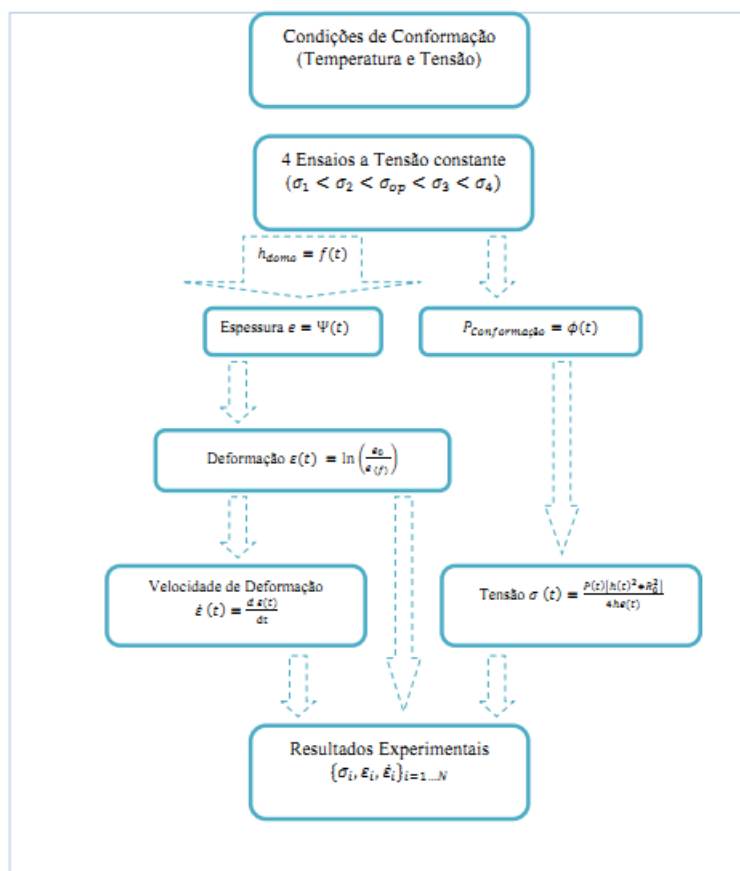


Figura 2.12. Esquematização do procedimento experimental de caracterização reológica utilizado por Aoura(2004)

Aoura(2004) mantendo uma tensão constante de $\sigma = 9,84MPa$ para uma taxa de deformação ótima de $\dot{\epsilon} = 1,05 \cdot 10^{-4} s^{-1}$. na temperatura de $925^{\circ}C$ as propriedades do material em superplasticidade foram $K = 17100 \frac{N.s^{0,19}}{mm^2}$ e $m = 0,81$.

Posteriormente, Aoura(2011) propôs simular pelo MEF o ensaio expansão fluídostática livre com os parâmetros já calibrados, utilizando um algoritmo de controle de pressão proposto que a cada iteração seria corrigida de acordo com o desvio da tensão medida em relação à tensão ótima, assim mantendo a tensão constante durante a simulação, e comparou com os dados experimentais medidos do ensaio e com simulações usando o algoritmo de controle de pressão do Abaqus que mantém a taxa de deformação constante.

Já o estudo de Marinho(2011) será uma otimização do trabalho de Aoura(2004) através da realimentação dos valores medidos experimentalmente ($\sigma(t)$ e $\epsilon(t)$) a cada instante um processo de controle da pressão é feito com a eq.(20) e nenhuma hipótese de aproximação da espessura ou da tensão será feita.

De forma a não alterar as características mecânicas do material no teste, e tornar possível o processo de medição em altas temperaturas, a medição dos parâmetros é feita através de um sistema ótico de medição ARAMIS da GOM (Brunswick, Alemanha). ARAMIS é um sistema muito avançado para análise de formação Ótica 3D, com alta resolução temporal e de medida, assim como alta exatidão, fornece como medidas as coordenadas 3D de posicionamento, velocidade e aceleração, e cuja técnica é exemplificada na fig. 2.13.

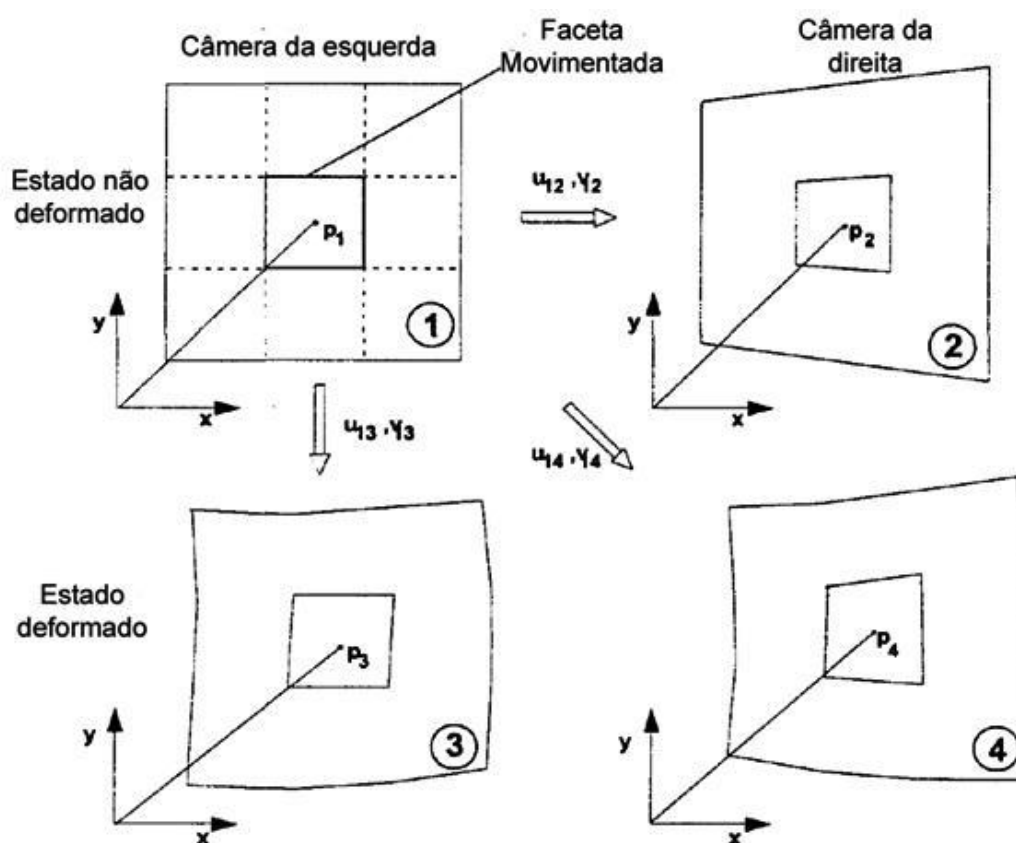


Figura 2.13. Técnica de mapeamento do campo de deslocamento através do sistema ótico de duas câmeras ARAMIS.

3 MÉTODOS EXPERIMENTAIS E DE SIMULAÇÃO

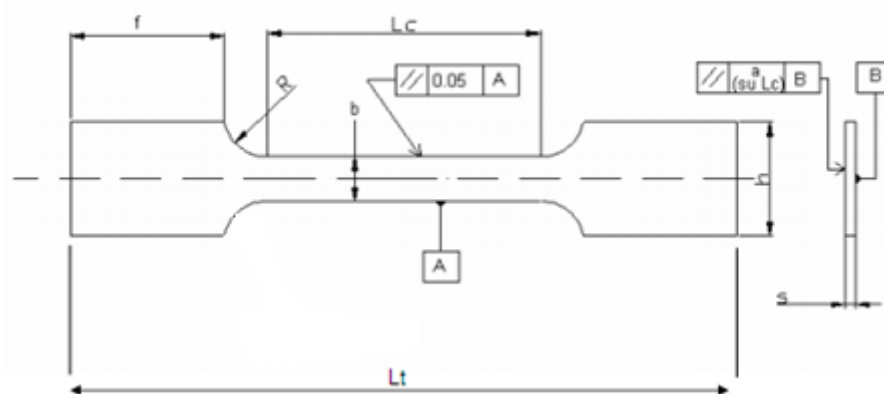
3.1 Materiais e métodos de caracterização

3.1.1. Experimentos para o corte em chapas

Caracterização dos materiais

Como já mencionado anteriormente o ensaio de tração uniaxial foi escolhido para caracterização do material pela simplicidade, e pelo fato de que este ensaio já era procedimento padrão para todos os materiais que entram na empresa. De forma a obter um número aceitável de desvio dos parâmetros a caracterizar, inicialmente um número de 5 ensaios foi admitido para calibrar os parâmetros de um certo material.

Os corpos de prova foram preparados de acordo com o regulamento padrão ISO6892-1(2009), conforme especificado na figura 3.1.



s [mm]	b [mm]	k [mm]	Lo [mm]	Lc [mm]	Lt [mm]	R _{min} [mm]	h [mm]	f [mm]	a [mm]
6	15	5.65	54	73	(123)	16	25	40	0.03
		11.3	107	126	(176)			40	0.04

Figura 3.1 Norma ISO6892-1

Com os ensaios realizados, os arquivos com os dados do material foram caracterizados pelos dois parâmetros da lei de Hollomon, ver eq. 20, módulo de Young e o intervalo de deformações onde há trabalho plástico.

$$\sigma = K. \varepsilon^n \quad (21)$$

Devido à ampla conformabilidade dos materiais e de um estudo rápido realizado com diversos critérios (Rice Tracey, Oyane, Latham Cockroft normalizado), o método de Latham Cockroft normalizado foi escolhido por apresentar melhores resultados e ser muito fácil de caracterizar, desde que apenas um parâmetro precisa ser calibrado. Como já citado anteriormente, para materiais com uma boa conformabilidade o valor de dano crítico onde há iniciação da fratura apresenta uma dependência muito elevada na primeira componente das tensões principais.

Materiais

Os materiais a serem tratados foram cinco diferentes aços com percentuais de baixo carbono, quatro laminados a frio, um recozido, e suas especificações são apresentadas nas tabelas 3.1. e 3.2.

Tabela 3.1 Especificações mecânicas dos materiais usados nos processos de corte

Código Material	Norma	Descrição	Alongamento máximo (%)	Tensão de ruptura (Mpa)	Tolerância na espessura (mm)
1	UNI EN 10132	C45, recozido, laminado a frio	25	490-590	±0,060
2	UNI EN 10139	DC01+C490 laminado a quente	28	490-590	±0,10
3	UNI EN 10025	S275 (Fe430) laminado a frio	37	430-560	±0,25
4	UNI EN 10132	C45, laminado a frio	16	690-790	±0,15
5	UNI EN 10132	C45, laminado a frio	22	590-690	±0,075

É importante notar na tabela 3.1. que os dois últimos materiais apresentaram **os menores alongamentos máximo.**

Tabela 3.2. Especificações da composição química dos materiais usados nos processos de corte

Composição material.	%C	%Mn	%Si	%S	%Cu	%Ni
material 1	0,43-0,49	0,6-0,8	0,15-0,3	0,035(max)	0,4(max)	0,4(max)
material 2	0,1(max)	0,2-0,4	0,6(max)	0,04(max)	---	---
material 3	0,18(max)	1(max)	0,6(max)	0,05(max)	0,2(max)	---
material 4	0,43-0,49	0,6-0,8	0,15-0,3	0,035(max)	0,4(max)	0,4(max)
material 5	0,43-0,49	0,6-0,8	0,15-0,3	0,035(max)	0,4(max)	0,4(max)
Composição	%Al	%V	%Mo	%Cr	%P	
material 1	0,05(max)	0,05(max)	0,1(max)	0,3(max)	0,035(max)	
material 2	---	---	---	0,2(max)	0,04(max)	
material 3	---	---	---	0,2(max)	0,05(max)	
material 4	0,05(max)	0,05(max)	0,1(max)	0,3(max)	0,035(max)	
material 5	0,05(max)	0,05(max)	0,1(max)	0,3(max)	0,035(max)	

Tabela 3.3. Resultados dos ensaios de calibração reológica dos materiais usados no processo de corte

	K	n	D* (LCn)
material 1	878,5	0,24	0,24
desvio	±30,3	±0,021	±0,041
material 2	774,3	0,13	0,247
desvio	±24,9	±0,014	±0,057
material 3	678,0	0,13	0,328
desvio	±47,5	±0,01	±0,081
material 4	813,6	0,044	0,145
desvio	±98,3	±0,004	±0,002
material 5	756,0	0,0665	0,206
desvio	±30,6	±0,011	±0,042

É importante notar na tabela 3.3. que os dois últimos materiais apresentaram **coeficientes de encruamento muito menores** que os outros.

Caracterização do prensa-chapas

O dispositivo prensa chapas, ilustrados na figura 3.2, tem a função de evitar que a chapa dobre excessivamente. Grandes ângulos de flexão causariam uma fratura mais dependente da coalescência dos vazios e menos do cisalhamento, resultando em menores L_p .



Figura 3.2. Modelos de estampo usados na Panzeri S.p.a

Sendo assim, foi necessário a caracterização adequada dos prensa-chapas, e essas foram feitas por ensaios de compressão, e implementadas no software por regressões lineares das funções experimentais obtidas.

Outros parâmetros

Os comprimentos característicos das arestas de corte nos experimentos foram medidos através de microscópios de precisão, como ilustrado na figura 3.3., para obterem-se os desvios de produção, inúmeras peças foram medidas, número que variou de acordo com a imprecisão associada de cada processo analisado.

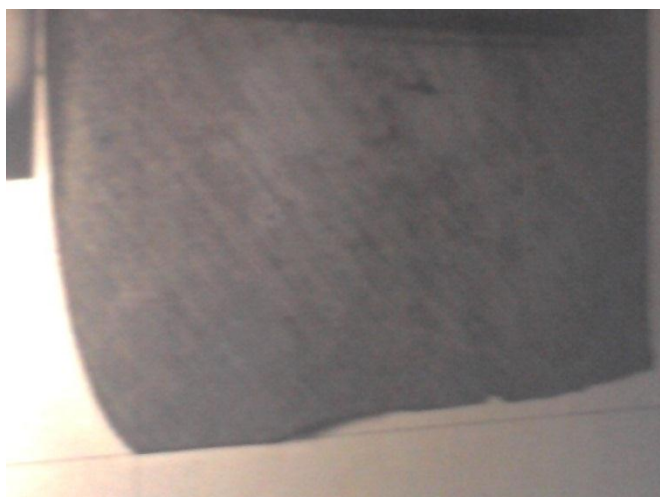


Figura 3.3. Arestas de corte sendo medidas no microscópio

Os atritos foram modelados pela lei de Coulomb, sendo que no software havia alguns modelos de atrito prontos, já calibrados de acordo com descrições gerais da lubrificação presente. Como a medição do atrito experimental era difícil, não foi possível neste contexto. Assim, o atrito presente foi qualitativamente analisado nos experimentos.

Como a caracterização de materiais não considerou a velocidade do processo, esta não foi medida. Além disso, como já comentado, as variações de velocidade entre os processos não provocam mudanças sensíveis nos parâmetros característicos

destes, uma volta que modelos já foram calibrados em uma condição próxima da real.

Dados necessários para avaliar a distribuição de temperatura foram usados da biblioteca de software para materiais similares.

3.1.2. Material para a conformação superplástica

Recuperando os dados mencionados na revisão da literatura para a liga Ti-6Al-4V, Aoura(2004) mantendo uma tensão constante de $\sigma = 9,84MPa$ para uma taxa de deformação ótima de $\dot{\epsilon} = 1,05 \cdot 10^{-4}s^{-1}$ na temperatura de 925°C calibrou o modelo reológico que será utilizado neste trabalho, e os parâmetros são:

$$K = 17100 \frac{N.s^{0.15}}{mm^2} \quad (22)$$

$$m = 0,81 \quad (23)$$

3.2 Métodos de simulação pelo MEF

3.2.1 Criação das geometrias

Inicialmente para criação de um modelo considerações sobre a geometria podem simplificar o problema físico de forma a tornar a modelagem no âmbito dos elementos finitos mais simples e eficiente.

Para um problema simétrico, a consideração de somente uma parte das geometrias pode tornar o modelo mais simples, e assim malhas menores e menos complexas podem ser geradas, diminuindo o tempo de cálculo.

A geometria escolhidas para as simulações é a expansão fluídostática livre com matriz circular, fig.3.4:



Figura 3.4. Geometria a ser simulada (Aoura, 2011)

Esta poderia ser simplificada em 2D, mas é preferível que se mantenha a 3D para que possam ser incluídos efeitos de anisotropia do material em um trabalho futuro aproveitando as simulações sem a necessidade de grandes mudanças. No caso 3D, $\frac{1}{4}$ de modelo foi usado, devido a simetria.

Como o presente trabalho tem o intuito de reproduzir as mesmas condições de caracterização do material usadas por Aoura (2004) e simulação numérica (Aoura, 2011) para que os resultados pudessem ser comparados, a geometria usada foi a mesma, e é caracterizada por:

Uma matriz circular de diâmetro externo de 290mm, diâmetro interno de 180mm e raio de 10mm nas bordas. Corpo de prova de espessura 1,25mm e diâmetro 290mm.

3.2.2 Geração da malha

No método dos elementos finitos a geração da malha representa um passo muito importante na modelagem da simulação. As considerações gerais que mais influenciam na exatidão desse processo, são as dimensões dos elementos, o tipo de elemento e o refinamento de malha em regiões críticas. Em linhas gerais, o refinamento de malha melhora a precisão dos resultados até um certo ponto, e a otimização desse refinamento para obtenção de resultados otimizados é um processo

de tentativa e erro. No presente trabalho três tamanhos de malha foram simuladas e seus resultados comparados.

Em um modelo 3D, os tipos de elementos que podem ser usados são de membrana, casca ou sólido. Podem apresentar geometrias triangulares ou retangular. A interpolação entre pontos pode ser linear ou quadrática. Devido ao menor número de nós os elementos de membrana podem reduzir o tempo de processamento sem comprometer os resultados obtidos no caso do bulge test (SOLOSANDO, 2010). O elemento de membrana é preferido em relação ao de casca, também devido a maior facilidade de tratamento das condições de contato. Por apresentarem estado plano de tensões, membranas não apresentam nenhuma rigidez à flexão ou cisalhamento, e o efeito de flexão é desconsiderado. Na superplasticidade como geralmente a espessura é negligenciável, elementos de membrana são adequados.

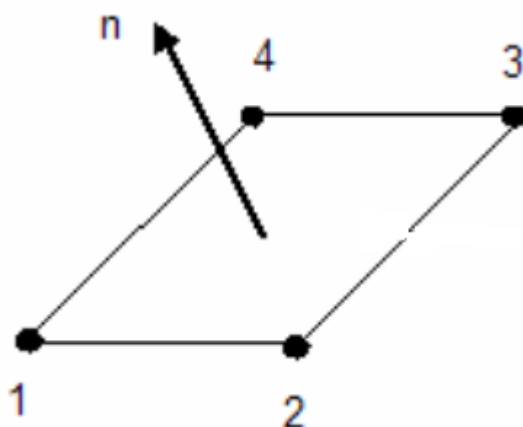


Figura 3.5. Exemplo de um elemento de membrana com 4 nós (Adaptado de Deshmuck, 2003)

Uma malha com elementos de interpolação quadrática geralmente pode apresentar menos elementos do que quando se usa interpolação linear. Mas quando se usam malhas adaptativas (alteram a sua configuração durante o processo de simulação para se adaptar a geometrias complexas) o uso de interpolação quadrática pode gerar tempos de cálculo muito altos, pois uma grande quantidade de elementos é necessária.

seria conformada. Uma solução para esse problema, é a malha adaptativa, ilustrada na figura 3.7.

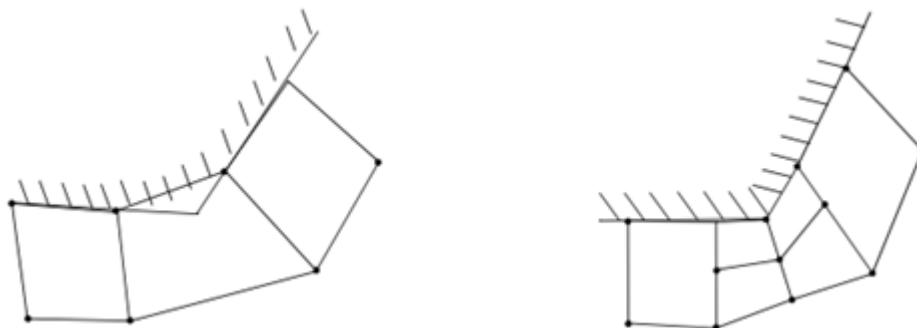


Figura 3.7. Ilustração procedimento malha adaptativa do MSC MARC (adaptado de Marc Volume A: Theory and User Information, p.580)

Já o atrito, como este é influenciado por diversos fatores como materiais usados nas ferramentas e na peça, desgaste da ferramenta e lubrificação, os modelos utilizados se baseiam na formulação de Coulomb representado pela eq.(24), onde o coeficiente de atrito deve ser avaliado de maneira experimental nas condições reais de processo.

$$\tau \leq \mu \cdot p \quad (24)$$

Onde τ é a tensão de cisalhamento, μ é o coeficiente de atrito e p é a pressão de contato normal.

Aoura (2004) variou μ em um certo intervalo e minimizando o erro dos resultados de simulações pelo MEF com dados experimentais, encontrou um valor $\mu = 0,1$ para as condições experimentais usadas.

3.2.4 Carregamentos e condições de contorno

No caso do bulge test, o prensa-chapas imobiliza completamente o deslocamento das bordas da chapa a ser conformada, e essa condição é imposta não elementos através da fixação dos deslocamentos dos elementos de fronteira. Quando

há simetria, e o modelo é simplificado. Outra condição de contorno necessária é a fixação dos elementos nas fronteiras de simetria, de forma que os elementos não possam ultrapassar os planos de simetria. Essas condições são ilustradas na figura 3.8.

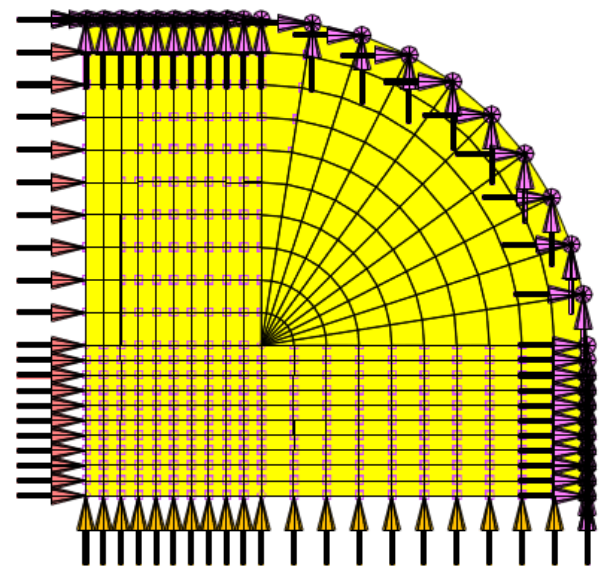


Figura 3.8. Exemplo de como inserir as condições de simetria e fixação do prensa-chapas

Sendo a chapa fixada a matriz, o carregamento que leva a conformação é exercido por um fluido em pressão. Destaca-se que no software MSC MARC existe a possibilidade de programar a pressão como sendo sempre normal a superfície deformada a cada processo de iteração (“follower force”).

Inicialmente, pressões constantes eram usadas devido à facilidade de implementação, e a superplasticidade era atingida no controle de outros parâmetros como temperatura e microestrutura. Porém como a condição de superplasticidade depende muito da taxa de deformação assim como os modelos reológicos dos materiais são calibrados para um intervalo muito restrito em torno dessa taxa. Se essa varia muito em experimentos com pressão constante, não é possível otimizar valores de alongamento máximo nessas condições nem mesmo confiar nos parâmetros reológicos usados.

Então, para otimizar as condições de superplasticidade, um controle da taxa de deformação no ponto crítico de forma a mantê-la constante pode ser aplicado através da variação da pressão ao longo do experimento.

Nos elementos finitos uma estratégia de controle normalmente aplicada é baseada na relação entre taxa de deformação necessária $\dot{\epsilon}_{ótima}$ e taxa de deformação máxima nos elementos observada $\dot{\epsilon}_{máx}$ em alguns dos elementos selecionados. No Abaqus caso tal relação, ultrapasse limites pré-definidos a pressão do próximo incremento é alterada de forma proporcional em intervalos discretizados da relação entre as taxas, a fim de manter a relação constante.

Já no software MSC MARC a pressão do próximo instante é alterada de forma diretamente proporcional a relação entre as taxas. Além disso um parâmetro chamado CUTOFF fator é um parâmetro de 0 a 1 que indica qual a porcentagem do número total de elementos que serão selecionados para fazer a média do $\dot{\epsilon}_{máx}$ observado nos elementos com os maiores valores de taxa de deformação. Este parâmetro geralmente é variado entre 0,7 e 0,9. Exemplificando, caso fosse 0,9, isso significaria que 10% dos elementos seriam usados para compor a média $\dot{\epsilon}_{máx}$. Portanto quanto maior o valor do cutoff factor, maior seria a oscilação de pressão, mas menor seria o intervalo de variação da taxa de deformação. Nos casos que serão apresentados, o valor de 0.8 foi usado.

Apesar de este não ser o algoritmo de pressão da caracterização do material que foi usado nos procedimentos experimentais, as simulações com este algoritmo serão executadas de forma a servirem de comparação com os resultados experimentais e com os resultados numéricos de outro modelo que mantém a tensão constante, para assim verificar se existem diferenças significativas nos resultados ao se usar diferentes algoritmos.

3.2.5 Calibração do critério de dano por análise inversa

Um método alternativo para adquirir o valor crítico do critério de dano é baseado em uma otimização das saídas características do processo, como ilustrado na figura 3.9.

Em primeiro lugar, o erro do comprimento de superfície “polida” (L_p) simulada em relação ao experimental foi escolhido como a característica a ser otimizada, pois é o resultado mais influenciado pelo valor crítico, e que melhor caracteriza o momento em que a falha ocorre, além de poder facilmente ser medido de forma precisa nos experimentos.

Em seguida, supôs-se que variando o valor crítico em um certo intervalo seria possível encontrar um mínimo do erro. Assim depois de executar as simulações, um estudo sobre os resultados poderiam ajudar a descobrir que essa otimização era válida e somente um mínimo era encontrado.

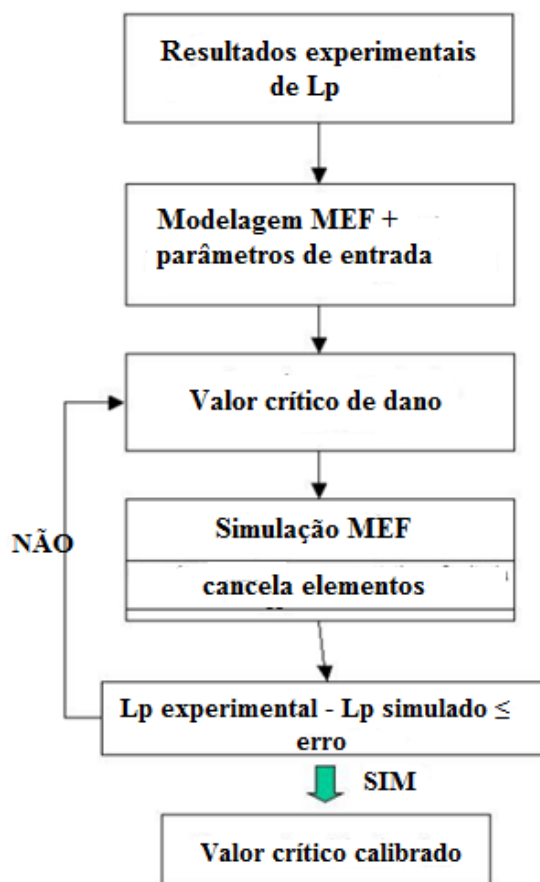


Figura 3.9. Descrição do procedimento de otimização por análise inversa

Vale notar, que essas mesmas conclusões podem não ser obtidas em outros critérios, o que foi realmente verificado neste trabalho, mas detalhes desse estudo não serão colocados aqui.

3.2.6. Subrotina de controle da pressão constante por alimentação de espessura e tensão

De forma a colaborar com o trabalho desenvolvido por Marinho um estudo da implementação do controle de pressão proposto por ele no método dos elementos finitos no Marc foi realizado.

O software MSC Marc possui uma interface gráfica que possibilita a configuração dos dados de entrada de forma mais intuitiva, essa se chama MSC Mentat. No Mentat, as condições de carregamento podem ser configuradas através da entrada de parâmetros nas rotinas já configuradas e disponíveis na biblioteca do Marc em formato de programação do tipo FORTRAN. No caso da conformação superplástica a pressão aplicada tem intensidade variável que deve ser controlada para se obter a condição de superplasticidade necessária. O Marc possui em sua biblioteca uma rotina de controle de pressão, que altera a intensidade da pressão a cada iteração de forma a manter a taxa de deformação de alguns elementos sempre próxima de um valor alvo que deve ser fornecido.

Caso o controle de pressão devesse ser função de outros parâmetros de processo, o Marc não possui rotinas prontas aplicáveis ao Mentat. Nesse caso seria possível acoplar qualquer código FORTRAN como sub-rotina. Estas, para o ponto de vista de programação, funcionam como se o usuário construísse uma função com os argumentos disponibilizados pela sub-rotina. No volume D da documentação do MSC.Marc são apresentadas os tipos de sub-rotinas possíveis de serem implementadas, suas funções, entradas e saídas.

A linguagem de programação Fortran tem uso muito corrente em programação de software de elementos finitos, no caso da versão 2010 do Marc, a linguagem Fortran compatível seria a Fortran 77, que não é a mais recente, mas apresenta poucas diferenças em relação à atual Fortran 2003. Quanto à sua programação, a sintaxe e a estrutura do código são muito similares à linguagem C. Certas particularidades existem como: a primeira linha mostra um comentário com a numeração das colunas do programa. Nenhuma instrução pode ser colocada nas primeiras sete colunas. As colunas de 1 até 5 são destinadas para rótulos e indicação de comentário. A coluna 6 é usada para marcar a instrução da linha de cima continua. Qualquer caractere utilizado da coluna 73 em diante é ignorado.

Como todo programa FORTRAN, a sub-rotina deve ser compilada. A interface com o compilador só pode ser feita pelo pacote da Microsoft Visual Studio .NET versão até 2005. Como o Visual Studio não possui compilador Fortran acoplado, um compilador externo é necessário, e apenas compiladores Fortran da Intel são permitidos pelo software da MSC. No caso do MSC.Marc 2010, as versões 10.1 e 11.0 do compilador Intel Fortran são as recomendáveis, sendo que as versões mais atualizadas que estas não funcionariam. Mais detalhes podem ser encontrados no release guide do MSC.Marc 2010.

Considerando o caso das instalações disponíveis na USP dos softwares necessários, tentativas de compilar sub-rotinas no Marc foram frustradas e depois de uma consulta ao suporte da MSC descobriu-se que havia problemas nas variáveis de ambiente do sistema operacional Windows. Durante a compilação, o MSC.Marc pede alguns arquivos e não encontra o caminho dos mesmos.

O MSC.Marc diz quais são esses arquivos faltantes no arquivo de saída da análise. Acessível quando ao submeter uma simulação, a opção “log file” abre este arquivo de saída. O Marc mostra somente um arquivo que ele não consegue acessar por vez. Para concertar o problema, deve-se configurar as variáveis de ambiente, vá em iniciar, digite “variáveis” no campo de busca de arquivos e aparecerá a opção “editar variáveis de ambiente”. E depois selecione a opção: “variáveis de ambiente”. Ao fim, adicione o caminho do arquivo que o software não consegue acessar, nas variáveis de sistema PATH, LIB e LIBPATH.

Programação da sub-rotina

Com todos os problemas de interface solucionados, o ato de programar a sub-rotina é feita no ambiente do Visual Studio 2005 (com o compilador Intel acoplado). Entretanto a compilação da sub-rotina, que será uma função que chama parâmetros de uma rotina principal, não pode ser feita no Visual Studio, a não ser uma rotina principal esteja acoplada.

O problema proposto seria o de programar um sub-rotina que implementasse a seguinte eq. (25) proposta por Marinho modificada de eq.(20):

$$p(t) = \frac{4.\sigma_{eq}(t).h.e(t)}{h^2 + R_o^2} \quad (25)$$

De acordo com o manual do Marc 2010 volume D, a sub-rotina a ser utilizada seria a FORCEM. Esta sub-rotina permite configurar entradas de carregamentos não uniformemente distribuídos, e especificar magnitudes de pressão como função da posição ou do tempo. Sendo que no presente caso, essa intensidade deve ser função de variáveis de pós-processamento (tensão equivalente de Von Mises e espessura do elemento), uma sub-rotina chamada ELMVAR deve ser chamada dentro da FORCEM para recuperar dados de pós-processamento a cada integração do processo.

A carga distribuída é convertida consistentemente em cargas nodais equivalentes. Essa conversão é feita usando numericamente certo número de pontos de integração.

A definição da estrutura da FORCEM depende se os elementos usados são 2D ou 3D, para o caso de 3D, tem-se:

```
SUBROUTINE FORCEM (P,X1,X2,NN,N)
```

```
IMPLICIT REAL *8 (A-H, O-Z)
```

```

DIMENSION X1(3), X2(3), N(10)

COMMON/MARC_BCLABEL/CDUM,BCNAME

CHARACTER*32 CDUM,BCNAME

user coding

RETURN

END

```

Sendo que “DIMENSION X1(3)” significa inicializar um vetor de 3 elementos para X1.

Onde os parâmetros de entrada requeridos são:

X1(3) é a posição (x,y,z) do ponto de integração

NN é a quantidade de pontos de integração por incremento

N(1) é o número de elementos

N(2) é o parâmetro que identifica o tipo de carregamento

N(3) e N(4) não são usados

N(5) é o índice do carregamento distribuído, e pode ser usado para identificar qual carregamento está sendo definido, se por exemplo, mais de um for usado.

N(6) = 0 se pressão convencional

= 1 se usuário retorna mais de uma componente de

N(7) identifica o número de elementos usados internamente.

N(8) não é usado.

N(9) identifica casos de carregamentos CID.

N(10) é o número de condições de contorno se uma tabela de dados

Sendo que esses parâmetros de entrada são fornecidos pela própria rotina principal do programa de elementos finitos, e podem ou não ser todos usados para definir o carregamento no código do usuário.

Já as saídas necessárias são:

P que é a intensidade da carga definida pelo algoritmo do usuário

X2(3) é vetor que descreve a direção do carregamento.

Para escrever o código do usuário dentro da FORCEM, sendo a intensidade dependente das variáveis tensão equivalente e espessura dos elementos, a única parte crítica seria aquela de obter essas variáveis dentro da função a cada integração, e isso pode ser feito através da subrotina ELMVAR.

A ELMVAR é chamada através do seguinte código:

```
-----
CALL ELMVAR (ICODE,M,NN,KCUS,VAR)
-----
```

Esta linha de comando como mostrada acima deve entrar no código do usuário na FORCEM. As entradas devem ter valores declarados no FORCEM. Entradas e saídas são:

ICODE é o código da variável de pós-processamento que se quer obter

M é o número de elementos que o usuário quer saber o valor da variável

NN é o número de pontos de integração

KCUS é sempre igual a 1 para elementos contínuos

VAR é valor obtido da variável requerida

No caso que se deseja programar os valores de ICODE da tensão equivalente de Von Mises é 17 e da espessura é 20 (Manual do Marc, volume C).

Assim, com a sub-rotina programada, durante a configuração da simulação no Mentat, primeiramente na imposição das condições de contorno (“boundary conditions”), quando ao criar uma nova condição do tipo “face load” no menu estrutural, ao invés de selecionar a opção “superplasticity control” a opção “user sub. FORCEM” deve ser selecionada, como ilustrado na fig. 3.10.



Figura 3.10. Ilustração da configuração necessária para usar uma sub-rotina que implementa uma condição de carregamento

Assim, o programa entende que todas as condições necessárias para caracterizar o carregamento serão fornecidas no arquivo que será compilado na seção final de execução da simulação (menu “JOBS” do Marc). Como ilustrado na fig. 3.11.

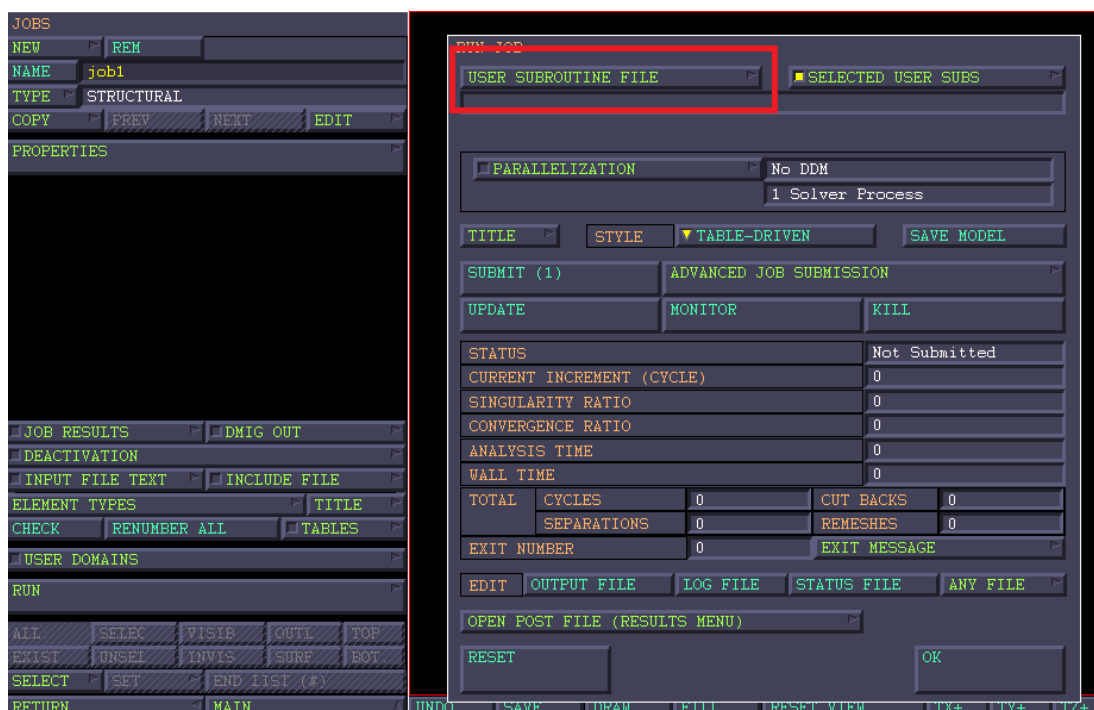


Figura 3.11. Ilustração de como compilar um arquivo de sub-rotina no MSC MARC antes de submeter à simulação

Um exemplo obtido no site da MSC, no endereço http://www.mscsoftware.com/support/prod_support/marc/subroutine/spf.f, descreve como seria a formulação atual do controle da pressão para conformação superplástica cujas características foram descritas anteriormente na página 48 deste presente trabalho. Parte desse programa, que seria a sub-rotina FORCEM, será mostrado a seguir:

```

subroutine forcem(ptot,x1,x2,nn,nnx)
c
      implicit real*8(a-h,o-z)
c
      include '../common/concom'
      include '../common/nzrol'
      include '../common/dimen'
      include '../common/array2'
      include '../common/arrays'
      include '../common/space'
      include '../common/heat'
      include '../common/creeps'
      include '../common/strtgy'
      include '../common/dyns'
      include '../common/far'

```

```

      include '../common/iautcr'
c
      common /spf/ fa, fm, pmin, pmax, target, pst, incres, porn, matl,
+gstot, emin
      dimension nnx(2)
c
      if(nfff.eq.0) then
        if(inc.gt.0) incres = inc
        pnew      = pmin
        ptot      = porn*pmin
        lastinc = inc
        nfff = 1
        go to 999
      endif
c
c-----
c      return the same value for p if the same inc
c-----
c
      if(lastinc.eq.inc) then
        ptot = porn*pnew
        go to 999
      end if
c
      lastinc = inc
      if(inc.eq.1) time0 = timinc
c
c-----
c-----
c      calculate the average strain rate, the maximum incremental
strain,
c      the maximum incremental displacement, and the maximum total
c      displacement
c      this works for out-of-core and for all element types
c
c      eavg = average strain rate
c      emax = maximum strain rate
c      dtot = maximum total displacement
c      dmax = maximum incremental displacement
c-----
c-----
c
c      eavg = 0.0d0
c      emax = 0.0d0
c      nx   = 1
c
c      do 10 i1=1,numel
c
c      mmx = i1
c      if(ielsto.eq.0) nx = i1
c      if(ielsto.eq.1) call wrat3(vars(ielsbn), nelsto, mmx, 0, numel)
c      lofrx = (nx - 1)*nelstr
c      loffx = (nx - 1)*nelsto
c
c      kitypx = ints(iitype + loffx)
c      if(kitypx.eq.0) go to 10
c      itypx  = iabs(kitypx)
c
c      ishxlx = ints(iishl + itypx - 1)

```

```

      ktpx = 1
      if(ishelx.eq.1) ktpx = nseqst
c
      j1 = lofrx + ieprat
      do 5 i2=1,nstres
      j2 = j1 + (i2 - 1)*neqst - 1
      do 3 i3=1,ktpx
      fac1 = vars(j2 + i3)
      etot = etot + fac1
      elavg = elavg + fac1
      if(emax.lt.fac1) emax = fac1
      3 continue
      5 continue
c*****
c lines added to include cut-off strain rate...
c elstrn = element strain-rate
c
      elstrn = elavg/dfloat(nstres*ktpx)
      if(elstrn.ge.emin)then
      actstrn = actstrn + elstrn
      kelact = kelact + 1
      end if
      elavg = 0.0d0
c*****
      10 continue
c
      if(ielsto.eq.1) call wrat3(vars(ielsbn),nelsto,nnx(1),0,numel)
c nnx(1) poderia ser o número de elementos usados para calcular a
média de taxa de deformação, que está sendo chamado de outra rotina
c
      etot = etot/dfloat(nstres*ktpx*numel)
      if(emax.ge.emin)then
      eavg = actstrn/kelact
      else
      eavg = etot
      end if
c
      dmax = 0.0d0
      do 50 i1=1,numnp
      j1 = idxs + (i1 - 1)*ndeg - 1
      j2 = idxst + (i1 - 1)*ndeg - 1
      do 40 i2=1,ncrd
      fac1 = dabs(vars(j1 + i2))
      fac2 = dabs(vars(j2 + i2))
      if(dmax.lt.fac1) then
      dmax = fac1
      dtot = fac2
      endif
      40 continue
      50 continue
c
c-----
c---
c calculate a new value for pressure based on desired strain
rate
c-----
c---
c
      call stress1(eavg,target,stress)

```

```

sra    = starget/stress
pnew   = sra*pnew
if(pnew.ge.pmax) pnew = pmax
if(pnew.le.pmin) pnew = pmin
if(inc.eq.1    ) pnew = pmin
ptot = porn*pnew
c
  if (matl .eq. 1)then
    write(0,1001)
inc,pnew,target,starget,eavg,stress,emax,dmax,timinc
    write(6,1001)
inc,pnew,target,starget,eavg,stress,emax,dmax,timinc

1001 format('      increment number      = ',11x,i5,/,
1          '      pressure              = ',e16.6,/,
2          '      target strain rate    = ',e16.6,/,
3          '      target stress         = ',e16.6,/,
4          '      average strain rate   = ',e16.6,/,
5          '      average stress        = ',e16.6,/,
6          '      maximum strain        = ',e16.6,/,
7          '      maximum displacement = ',e16.6,/,
8          '      time step             = ',e16.6)
    elseif (matl .eq. 2) then
write(7,1002) inc,pnew,target,starget,eavg,savg,emax,dmax,
1            timinc,gstot
write(6,1002) inc,pnew,target,starget,eavg,savg,emax,dmax,
1            timinc,gstot
c
1002 format('      increment number      = ',11x,i5,/,
1          '      pressure              = ',e16.6,/,
2          '      target strain rate    = ',e16.6,/,
3          '      target stress         = ',e16.6,/,
4          '      average strain rate   = ',e16.6,/,
5          '      average stress        = ',e16.6,/,
6          '      maximum strain        = ',e16.6,/,
7          '      maximum displacement = ',e16.6,/,
8          '      time step             = ',e16.6,/,
9          '      grain size            = ',e16.6)
    end if
999 continue
    return
    end

```

Nota-se que a localização do ponto de integração x1, o vetor direção da pressão x2, o número de pontos de integração por incremento não estão sendo usados dentro do código, e nnx, ao invés de ter 10 componentes, foi dimensionado com somente 2.

3.3. Hipóteses e plano de validação dos modelos

De forma a resumir as hipóteses feitas e a estratégia de simulação do processo de corte de chapas alguns resultados serão já comentados nesta seção.

Com os valores críticos de dano do Latham Cockroft normalizado já estabelecidos em ensaios de tração para os materiais considerados. Um primeiro processo foi escolhido e simulado com o D^* do material. Porém, os resultados obtidos (em termos de L_p) por aplicação direta do D^* calibrado por ensaios de tração subestimaram excessivamente os experimentos. Assim, como ponto de partida deste trabalho, para esse primeiro processo, uma análise inversa foi executada, a fim de calibrar corretamente o critério de dano.

Com esta análise foi possível calibrar corretamente o valor de D^* para o processo de corte de chapas para o primeiro material.

Então, foi necessário verificar se D^* é apenas função do material quando somente os processos de corte de chapas são considerados, isto é, se as variações dos parâmetros de processo considerados alterariam o valor de D^* . Assim, mantendo o material constante (mesmo lote), outros processos de corte foram simulados. Estes processos apresentam valores diferentes de folga entre ferramentas de corte, raio das arestas de corte, lubrificação, material de ferramenta, velocidade de processo e geometria da peça fabricada.

Em particular a razão entre a folga entre ferramentas de corte e a espessura da chapa não variaram relevantemente (mais ou menos dez por cento), mantendo valores próximos de triaxilidade das tensões nos diversos processos.

Comparando os resultados simulados pelo MEF com os dados experimentais, validou-se que D^* pode ser aproximado como somente função do material. Em seguida, um método simples para obter D^* para os outros materiais foi necessário. Para calibrá-lo diretamente do ensaio de tração, um critério de correção foi proposto, que será melhor explicado adiante. Então, com D^* corrigido obtido, comparou-se os resultados simulados pelo MEF com os dados experimentais.

Além disso, as sensibilidades dos resultados aos parâmetros do processo foram testados, a fim de entender melhor a importância da precisão de aquisição de dados. Os parâmetros do processo testados foram folga entre ferramentas, parâmetros reológicos do material, rigidez e pré-carga do prensa-chapas.

4 RESULTADOS

4.1. Corte de chapas: validação com material constante

4.1.1. Calibração inicial por análise inversa

Primeiramente, uma breve descrição do produto:

Produto 1

Geometria simulada: Disco Ø 44 mm, espessura de 5,1 milímetros

Material: C45, laminado a frio e recozido (material 1)

Diâmetro punção Ø 43, 61 mm

Diâmetro matriz Ø 43, 05mm

O L_p (comprimento de superfície “polida”) médio medida a partir de experimentos foi $1,37 \pm 0,22$ mm (obtido medindo 24 arruelas, cujos exemplos são dados na Figura 4.1)



Figura 4.1. Diâmetro externo das arruelas do produto 1

Então, para o estudo Cockroft Latham normalizado, o valor crítico D^* obtido dos ensaios de tração foi tomado como referência. Em seguida, simulações de múltiplos desse número feitas, e a relação entre D^* e L_p foi analisada, como mostra a figura 4.2.

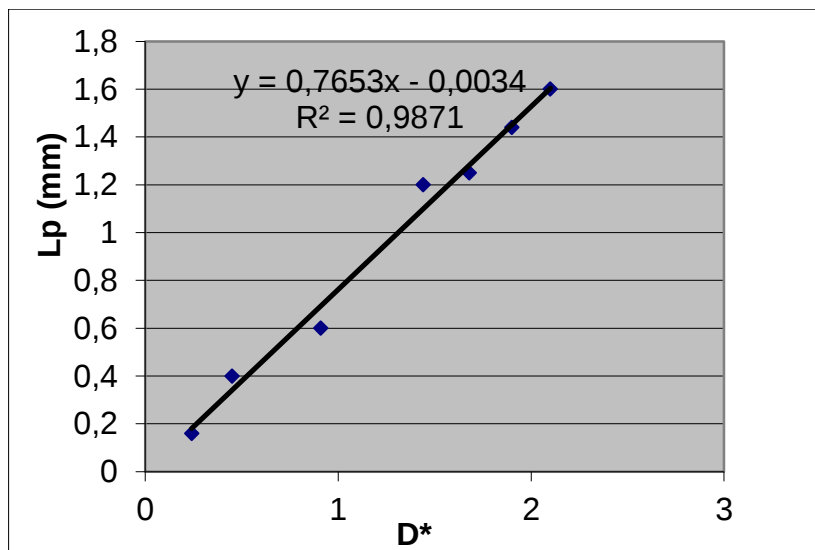


Figura 4.2. Gráfico da análise inversa

Verificou-se uma dependência muito elevada de L_p ao valor crítico D^* na vizinhança do valor experimental de L_p (1,37 mm). Portanto, foi possível minimizar o erro, e estimar o valor crítico D^* como 1,79 para este material no processo de corte considerado.

É importante notar que o D_c^* calibrado no processo real apresentou valor 7,46 vezes maior que o D_t^* calibrado no teste de tração ($D_t^*=0,24$).

As simulações são ilustradas na Figura 4.3.

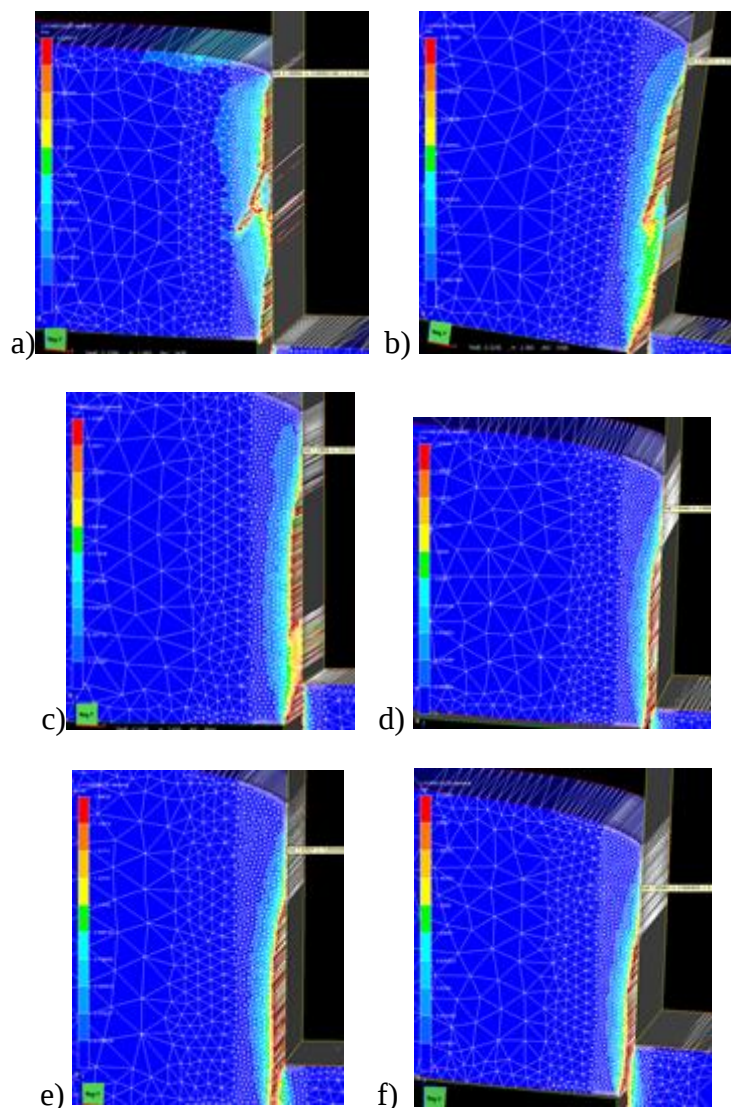


Figura 4.3. a) 0,24 (D^* obtido no ensaio de tração) b) 0,91 c) 1,44 d) 1,69 e) 1,9 f) 2,1

Nos experimentos, algumas arruelas mostraram em algumas pequenas áreas a ocorrência de dupla superfície polida, como ilustrado na figura 4.4. Esse fenômeno também foi verificado nas simulações pelo MEF quando D^* foi 1,44. Considerando que os parâmetros sofrem pequenas variações durante o processo, especialmente quando as ferramentas não estão centradas, os danos acumulados em diferentes partes da arruela pode apresentar alguma variação. Assim, o fenômeno de dupla superfície "polida" foi simulado de maneira coerente.

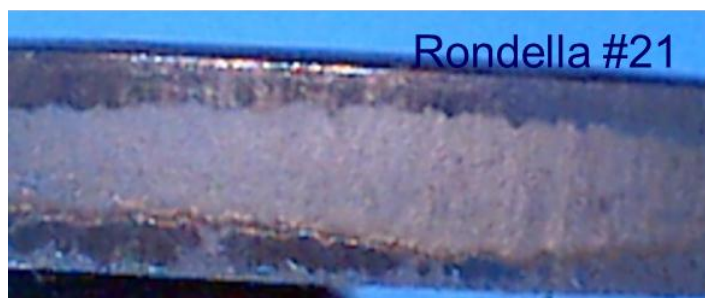


Figura 4.4. Resultado experimental de dupla superfície “polida”

4.1.2. Validação da hipótese de calibração de D^*

Como já verificado na literatura, a hipótese de que o parâmetro do critério de dano a ser calibrado pode ser aproximado como função somente do material pode ser considerada válida em certas condições. Para testar esta dependência, foi conveniente testar a calibração por análise inversa do primeiro processo em outros processos de corte similares que usavam chapas do mesmo material.

Além disso, foi também interessante para testar a mudança de simulação 2D para 3D, a fim de verificar a robustez e o erro do software ao criar malhas 3D adaptativas. As malhas criadas dentro do sólido no processo iterativo de malhas adaptativas não foram geralmente boas, muito piores do que em 2D.

Então, um outro processo foi simulado:

Produto 2

Geometria simulada: Disco Ø 22 mm, espessura de 3,4 mm

Material C45 laminado a frio e recozido (o mesmo do produto 1)

Diâmetro Punção Ø21, 9 mm

Diâmetro Matriz Ø21, 3 mm

Devido à simetria do disco, foi simulado novamente em 2D, e os resultados são apresentados na figura 4.5. e na tabela 4.1.:

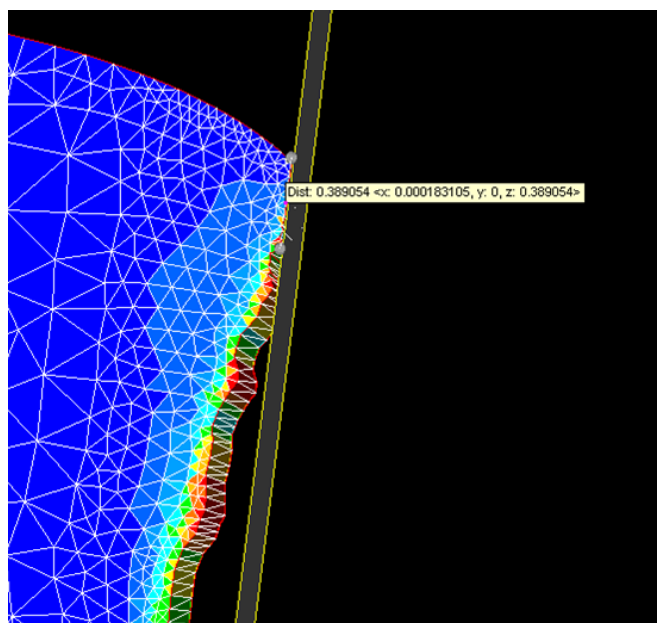


Figura 4.5. Simulação inicial do produto 2, detalhe da medida de superfície “polida”

Tabela 4.1. Resultados experimentais e de simulação iniciais pelo MEF do produto 2

Produto 2	Lp(mm)	Profundidade máxima na zona de fratura (mm)
Média experimental	0,54	0,19
Erro	0,06	0,04
% erro	12	19
Número de peças medidas	7	7
Forge	0,39	0,28
%Erro	-28	+47

Notou-se que o erro do resultado obtido na simulação era mais que o dobro do desvio experimental. Porém a identificação de Lp foi difícil e imprecisa pelos elementos de malha terem sido muito grandes. Então, novas simulações foram feitas com elementos menores e menor passo de deslocamento do punção entre as iterações, e os resultados são mostrados na figura 4.6 e na tabela 4.2.

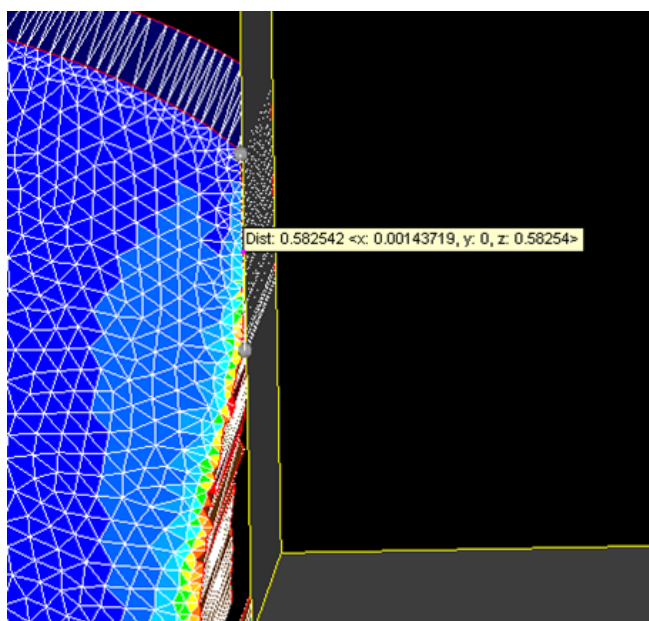


Figura 4.6. Simulação do produto 2 com tamanho de elementos reduzido

Tabela 4.2. Resultados experimentais e de simulação pelo MEF com tamanho de malha adequada

Produto 2	Lp(mm)	Profundidade máxima na zona de fratura (mm)
Média experimental	0,54	0,19
Erro	0,06	0,04
% erro	12	19
Número de peças medidas	7	7
Forge	0,58	0,21
%Erro	+7	10

Desta vez os resultados mostram alguma congruência. Os resultados obtidos na simulação foram valores dentro do intervalo de desvio experimental.

No processo real, a transição da superfície “polida” para a zona de fratura é de fácil reconhecimento. No MEF, ao invés, a discretização da malha é de ordem muito superior à discretização microestrutural do material. Então, somado o efeito de cancelamento dos elementos, no MEF é mais difícil distinguir o início da zona de fratura. A análise deve ser feita pensando em continuidade: os valores críticos avaliados nos elementos que estão na vizinhança das ferramentas de corte precisam

ser levados em conta, uma vez que a trinca será formada apenas quando a maior parte dos elementos nas proximidades terá seu valor D perto de D^* .

Esse processo é ilustrado na figura 4.7, onde três etapas consecutivas são mostradas. Na primeira etapa que, existem alguns elementos com dano calculado próximo ao valor crítico. Na segunda, vê-se que mais elementos tem valores de dano próximos ao crítico em uma área que poderia formar uma trinca. Finalmente na terceira, a trinca já está formada. Assim, L_p é medido como o deslocamento do punção na segunda etapa.

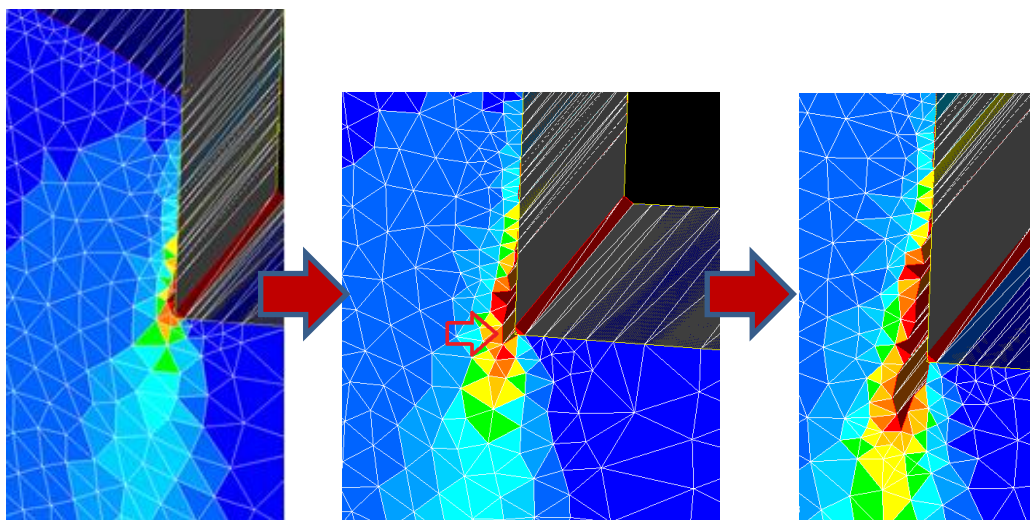


Figura 4.7. Passos para identificar onde começa a fratura

Produto 3

Geometria simulada: Furo hexagonal excêntrico Ø 16,25 mm, espessura de 3 mm

Material C45 laminado a frio e recozido (o mesmo do produto 1)

Diâmetro Punção Ø16,36 mm, vértices do hexagono com raio de 0,5mm

Diâmetro Matriz Ø17, 3 mm

As simulações foram em 3D pois nesse caso não havia simetria. Neste caso a malha foi um problema devido ao número muito alto de elementos, somado ao fato de serem sólidos e a malha ser adaptativa.

Considerando que o fato do furo ser excêntrico não influencia consideravelmente nos resultados (baseado em testes experimentais), assim somente um quarto de modelo foi usado para reduzir o número de elementos. Mesmo assim, setenta e sete horas foram necessárias para a simulação, que começou com cem mil elementos e terminou com quatro centos mil elementos.

Os resultados estão especificados nas figuras 4.8 e 4.9. e na tabela 4.3.

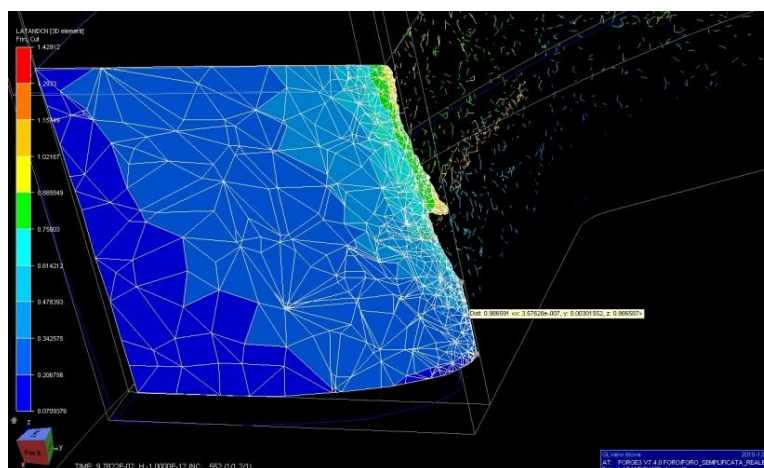


Figura 4.8. Simulação do produto 3: seção média de um dos lados do furo hexagonal

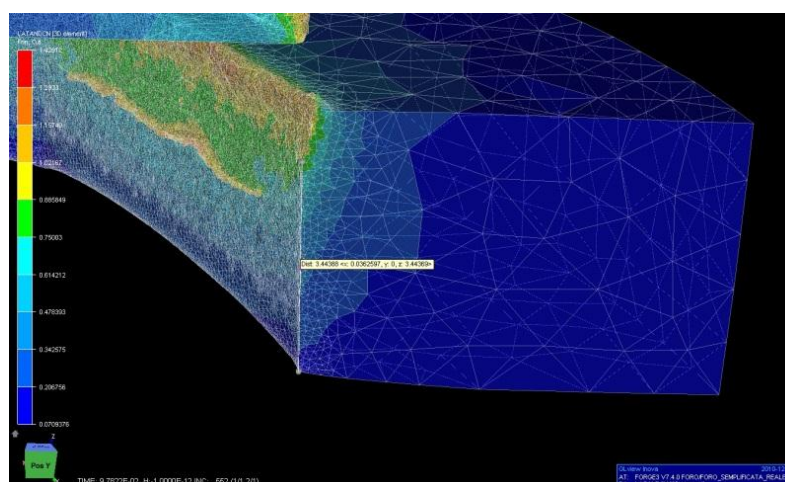


Figura 4.9. Simulação do produto 3: seção de um dos vértices do furo hexagonal

Tabela 4.3. Resultados experimentais e de simulação do produto 3

Produto 3	Lp(mm) médio do meio das arestas do hexágono	Lp (mm) nos vértices do furo hexagonal	Profundidade máxima na zona de fratura (mm)
Média experimental	0,65	2,95	0,20
Erro	0,05	0,5	0,06
% erro	8	17	30
Número de peças medidas	11	8	11
Forge	0,72	3,27	0,24
%Erro	+9	+10	+20

Dupla formação de superfície “polida” foi verificada nos experimentos e foi igualmente verificada na simulação pelo MEF, como é visto na figura 4.8.

Nota-se que a geração de malha automática do Forge, quando em 3D gera malhas de qualidade muito inferior às malhas 2D, isso porque os elementos não são regulares, mas muito deformados, e seu índice de qualidade de malha baseado na proporção entre a maior e a menor aresta do elemento é muito mais baixo no caso 3D. Esse índice assume valores de 0 a 1, sendo que valores considerados ótimos são os acima de 0,7. Nos exemplos mostrados até agora, as simulações 2D apresentaram valores sempre acima de 0,8 , já a 3D apresentou o valor mínimo de 0,3.

Porém considerando o desvio de produção, os resultados de simulação das arestas de corte alcançados pelo MEF foram satisfatórios.

4.1.3. Conclusão Parcial e Hipóteses adicionais para mudança de material

Os resultados do MEF apresentaram erros de mesma ordem que os desvio de processo, e assim validaram a hipótese de que para pequenas variações dos parâmetros de processo, sendo o material constante, D^* é constante.

Foi possível ver que o uso do critério Latham Cockroft normalizado apresentou correspondência linear entre D^* e L_p para o primeiro material considerado.

Na etapa seguinte, outros processos que envolvem diferentes materiais foram tratados. Consideram-se ainda pequenas variações dos parâmetros de processo, especialmente a proporção entre folga de ferramentas e espessura da chapa, desta forma o valor de triaxialidade das tensões seria mantido praticamente constante.

A fim de usar diretamente os ensaios de tração para a caracterização do critério de dano nos outros materiais, sem a necessidade de análises inversas, algumas hipóteses adicionais foram necessárias.

Primeiramente, o valor critério de dano crítico foi suposto apenas a função do material. Foi também proposto o uso de um fator de correção linear a ser aplicado ao D_t^* obtido pelo ensaio de tração, para que pudesse ser usado para o processo de corte. Fator que seria constante para todos materiais, e seria definido pela eq. (26), cujos parâmetros foram obtidos com os resultados do primeiro material utilizado (material 1).

$$\frac{D_{corte}^*}{D_{tração}^*} = 7,46 \quad (26)$$

O valor crítico de dano do ensaio de tração é diferente do real principalmente por causa da mudança de triaxialidade. Essa significa a proporcionalidade entre tensões axiais e de cisalhamento e implica a mudança na importância da fratura por cisalhamento na fratura por coalescência de vazios. O valor de triaxialidade é função principalmente da proporção entre folga de ferramentas e espessura da chapa, e sabendo que este parâmetro não está variando significativamente entre os processos de corte como varia entre um ensaio de tração e um processo de corte, justificou parcialmente a hipótese feita.

Além disso, os materiais que estão sendo utilizados apresentaram características semelhantes em termos de coeficiente de encruamento e alongamento máximo, por isso as formas dos gráficos tensão-deformação foram similares. Portanto, seria de esperar que o critério LCn apresentaria relação linear semelhante entre D^* e L_p para os outros materiais considerados.

4.2. Corte de chapas: Validação do critério para caracterização corrigido

As características reológicas e de dano dos materiais que serão utilizadas nesta seção foram já previamente mostradas no seção de materiais e métodos.

Produto 4

Geometria simulada: Disco Ø 31 mm, espessura de 5,3 mm

Material Fe430 laminado a frio (material 3)

Diâmetro Punção Ø29,84mm

Diâmetro Matriz Ø30,82mm

As simulações foram executadas em 2D e são ilustradas pela figura 4.10 e tabela 4.4.

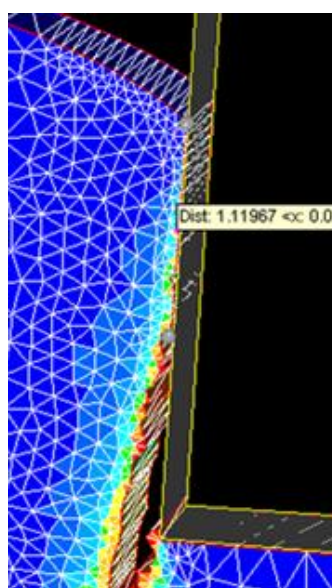


Figura 4.10. Simulação do produto 4

Tabela 4.4. Resultados experimentais e pelo MEF do produto 4

Produto 4	Lp(mm)	Profundidade máxima na zona de fratura (mm)
Média experimental	1,05	0,42
Erro	0,23	0,11
% erro	22	27
Número de peças medidas	19	15
Forge	1,11	0,4
% Erro	6	-5

Observa-se que os resultados da simulação pelo MEF estão dentro do intervalo experimental medido.

Sensibilidade dos resultados aos parâmetros de prensa-chapas

Uma análise de sensibilidade dos resultados à força do prensa-chapas foi realizada. Essa foi motivada pela imprecisão dos ensaios de caracterização dos parâmetros de rigidez e pré-carga, pois a velocidade máxima permitida pela máquina de testes era muito menor que a real, e somente variando a velocidade de teste no intervalo disponível foram verificados desvios de até 25% nestes parâmetros da força.

Assim, dois testes adicionais foram realizados considerando mais ou menos vinte por cento nos parâmetros de rigidez e pré-carga, e os resultados são especificados na tabela 4.5.

Tabela 4.5. Resultados do estudo de sensibilidade a força do prensa-chapas com o produto 4

Produto 4	Lp(mm)	Profundidade máxima na zona de fratura (mm)
Média experimental	1,05	0,42
Erro	0,23	0,11
% Erro	22	27
Número de peças medidas	19	15
Forge, +20% de força	1,10	0,39
Forge, -20% de força	1,06	0,43
% Erro, +20% de força	5	-7
% Erro, -20% de força	1	2

Verificando os resultados é possível ver que eles não são fortemente dependentes da força aplicada pelo prensa-chapas. É provável que seja porque os ângulos de flexão da chapa não foram exagerados em ambos os casos, se eles fossem, provavelmente os resultados não seriam semelhantes. Se a flexão é excessiva, mais importância à fratura extensional (coalescência dos vazios) seria dada, e menor L_p seria obtido.

Resume-se que é aceitável ter imprecisão no teste de caracterização blankholder tão grande quanto 20%, desde que o prensa-chapas seja bem projetado, isto é, aplique força o suficiente para que não exista flexão considerável.

Produto 5

Geometria simulada: Furo hexagonal excêntrico Ø 16,2 mm, espessura 3,8 mm

Material Fe490 laminado a frio (material 2)

Diâmetro Punção Ø16,34mm

Diâmetro Matriz Ø16,91mm

Por ser um furo hexagonal, a simulação foi 3D. Novamente apenas um quarto de arruela foi simulado como com o produto 3, a fim de ser possível usar um tamanho menor de elementos de malha.

Neste caso, foi dada atenção especial a um parâmetro: o atrito. Na prensa utilizada neste processo, não existia um dispositivo de lubrificação, em contraste com os últimos exemplos onde havia. Assim, o arquivo "oil.tpf" sugerido pelo fabricante do software para a aplicação em específico e usado até este ponto foi alterado para "no_oil.tpf". Significando ainda o mesmo modelo de atrito mas com os coeficientes do modelo com maiores valores. Assim, a simulação executada é ilustrada através de uma seção escolhida no meio da aresta do hexagono, na figura 4.11, e os resultados medidos na tabela 4.6.

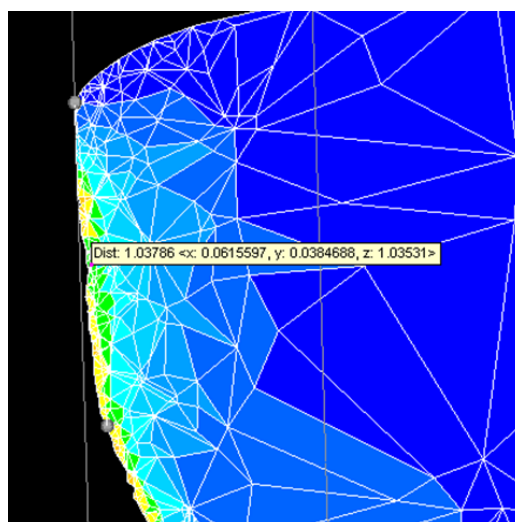


Figura 4.11. Seção da arruela formada por simulação MEF do produto 5

Tabela 4.6. Resultados experimentais e numéricos do produto 5

Produto 5	Lp(mm) médio do meio das arestas do hexágono	Lp (mm) nos vértices do furo hexagonal	Profundidade máxima na zona de fratura (mm)
Média experimental	1,36	2,21	0,30
Erro	0,11	0,46	0,09
% erro	8	21	29
Número de peças medidas	12	12	12
Forge	1,08	1,84	0,24
%Erro	21	17	21

Neste processo não existe prensa-chapas, pois a geometria não permite um dispositivo simples. Para corrigir a flexão da peça, no fim do curso do punção, a peça é comprimida contra a matriz. Como a simulação foi realizada até o ponto onde a arruela seria comprimida, a superfície polida apresentou-se inclinada em relação ao eixo do punção.

Notou-se que a simulação estimou um menor Lp do que a média experimental, e isso pode ter sido influenciado pela falta de prensa-chapas, que causou uma importância maior à fratura extensional por coalescência dos vazios.

Os resultados obtidos para a previsão de Lp foram satisfatórios mesmo não estando dentro do intervalo de desvio da parte experimental. Isso devido às

imprecisões de medição do próprio L_p , de calibração dos parâmetros de processo, da dificuldade de controle dos parâmetros experimentais e das simplificações do modelo de calibração.

Produto 6

Geometria simulada: Furo com chanfro Ø 13,3 mm, espessura 6,3mm

Material C45 laminado a frio (material 5)

Diâmetro Punção Ø13,73mm

Diâmetro Matriz Ø14,25mm

O material utilizado é um C45 como o material de referência para o caracterização do fator de correção, mas desta vez não é recozido. O coeficiente de encruamento é muito menor que o dos materiais anteriormente usados, assim a fratura esperada seria menos dúctil e as características da fratura poderiam diferir. O alongamento máximo é também muito reduzido, sabendo que o critério de dano é uma integral da tensão no intervalo de deformações pode se supor que o resultado de L_p poderia ser subestimado.

Neste processo, uma análise da sensibilidade à folga entre ferramentas foi feita, e duas condições de processo foram simuladas (tabela 4.7). Os experimentos produziram resultados interessantes e mostraram que é a sensibilidade de L_p à folga entre ferramentas.

Tabela 4.7. Comprimentos de superfícies “polidas” em função da folga entre ferramentas

Folga entre ferramentas de corte(mm)	L_p (mm)
0,72mm	1,43
0,52mm	2,73

As simulações pelo MEF foram executadas para os dois valores de folga e seus resultados são ilustrados na figura 4.12 e comparados na tabela 4.8.

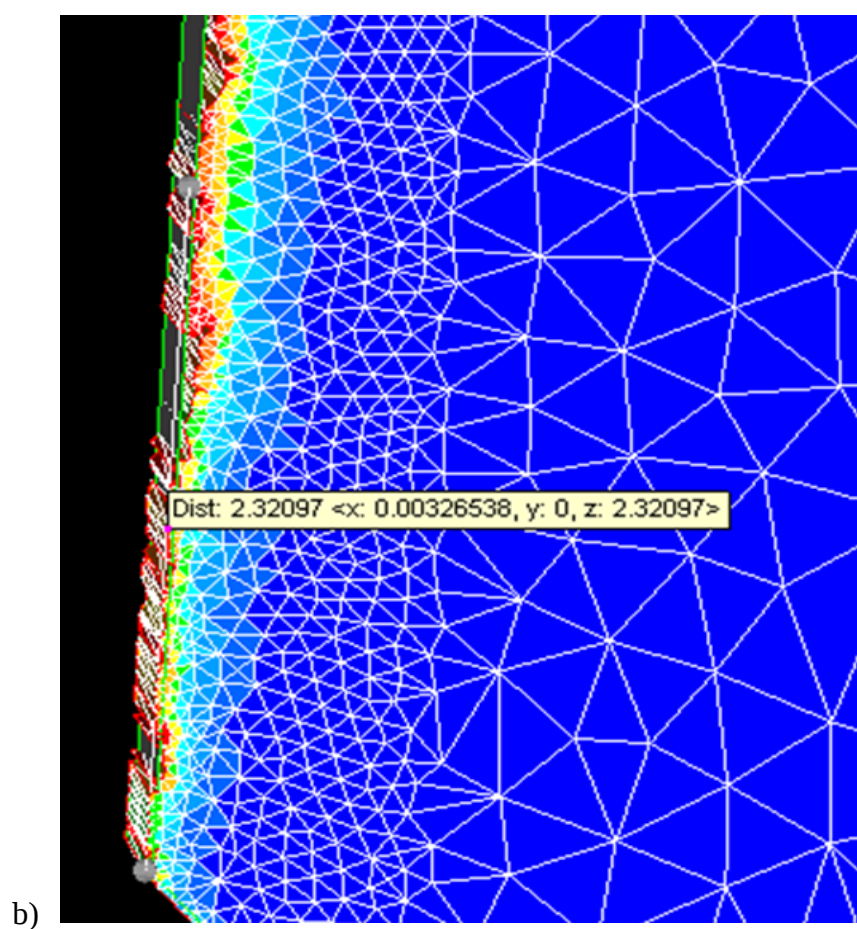
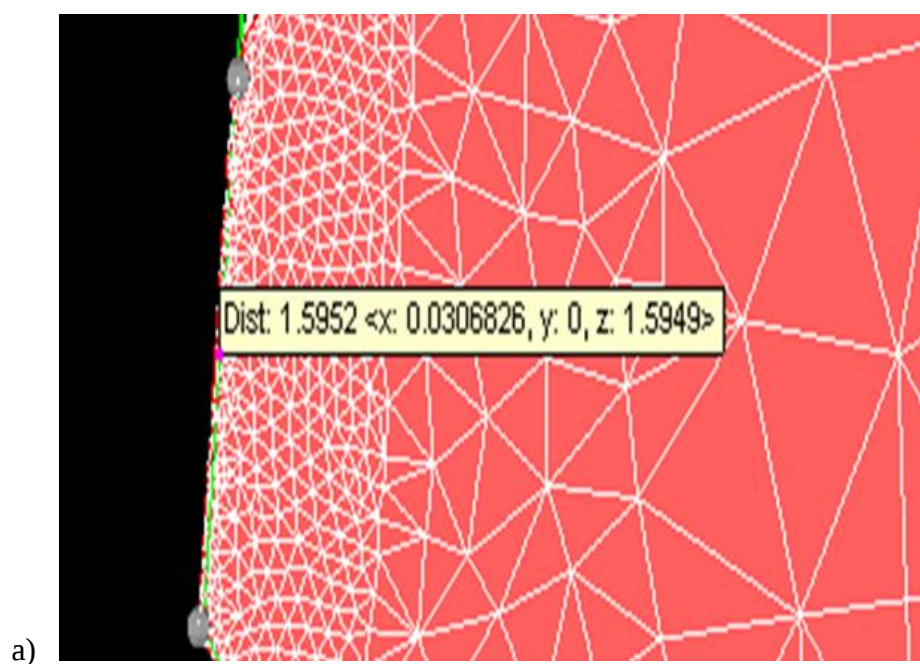


Figura 4.12. a) Simulação do produto 6 com folga de 0,72mm b) folga de 0,52mm

Tabela 4.8. Resultados experimentais e pelo MEF do produto 6

Produto 6	Lp (mm)
Média experimental	1,43; 2,73
Erro	0,5
% erro	19
Número de peças medidas	14
Forge	1,59 ; 2,3
%Erro	-11, ; 16

Neste caso os resultados simulados de Lp se mostram coerentes com a realidade. Porém, neste caso Lp foi também causado pelo forjamento do chanfro. As arestas de corte são geradas no corte, mas são modeladas no forjamento, portanto a geometria final é dependente da previsão de ambos processos.

Durante a simulação MEF observou-se que no corte a zona de fratura era muito antecipada e a maior parte da superfície “polida” foi formada no processo de forjamento, de difícil identificação, assim nenhuma medida precisa de Lp foi obtida no Forge. Ao contrário, na maioria dos experimentos o Lp foi formado no corte, cuja identificação é mais fácil, pois a superfície “polida” que vem do corte apresenta rugosidade muito menor do que a formada no forjamento.

Assim, neste caso concluiu-se que os resultados oferecidos pelo critério no MEF subestimaram a realidade.

Produto 7

Geometria simulada: Disco com chanfro Ø 45,95 mm, espessura 5mm

Material C45 laminado a frio (material 4)

Diâmetro Punção Ø44,85mm

Diâmetro Matriz Ø45,71mm

Neste caso, um material muito similar ao usado no produto 6 foi usado, para confirmar ou rejeitar as hipóteses sugeridas anteriormente.

A simulação foi realizada, e seus resultados são ilustrados na figura 4.13 e quantificados na tabela 4.9.

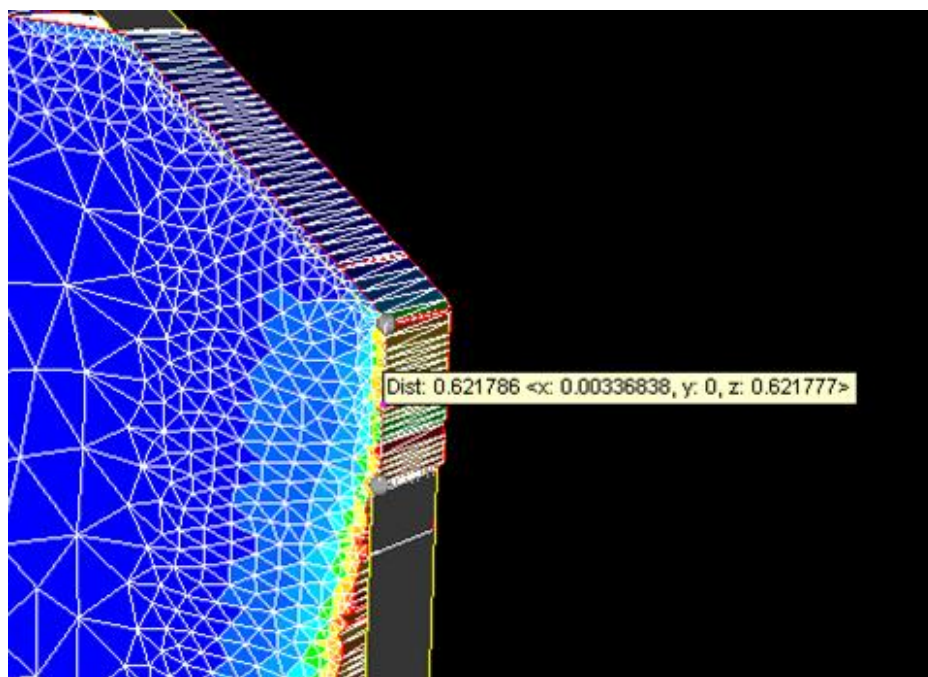


Figura 4.13. Simulação pelo MEF do produto 7

Tabela 4.9. Resultados experimentais e pelo MEF do produto 7

Produto 7	Lp (mm)	Profundidade máxima na zona de fratura (mm)
Média experimental	0,86	0,26
Erro	0,24	----
% erro	28	----
Número de peças medidas	10	2
Forge	0,62	0,4
%Erro	-28	35

Neste caso, as mesmas conclusões obtidas para o produto 6 foram sugeridas, ou seja, o critério está também subestimando Lp.

4.3. Simulações dos ensaios fluídostáticos livres

4.3.1. Problema do contato com a matriz

Conforme já mencionado a matriz possui um raio de borda, e nas primeiras simulações mesmo com refinamento de malha (400 e 900 elementos) esse raio de borda não era “percebido” pela chapa e essa se conformava penetrando demasiadamente na ferramenta. Como ilustrado na figura 4.14.

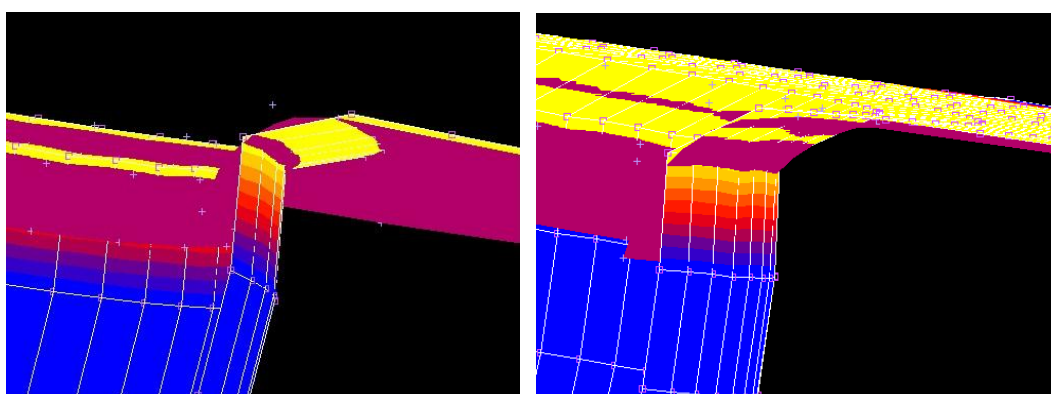


Figura 4.14. Problema de contato com a matriz

Para solucionar o problema, o recurso de malha adaptativa por contato foi utilizado nessa região crítica, e assim a geometria foi melhor seguida pela chapa, como ilustrado na fig. 4.15.

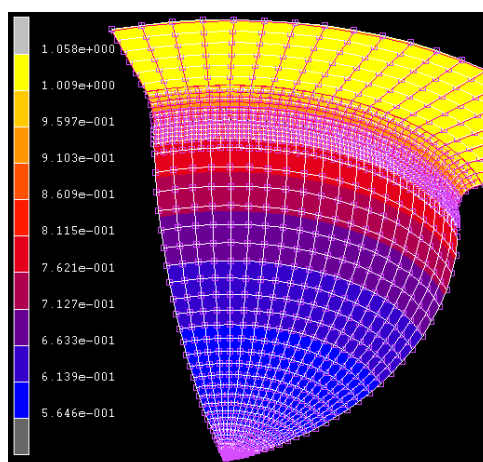


Figura 4.15. Contato entre a matriz e a chapa conformada

4.3.2. Resultados das simulações e comparação com dados da literatura

De forma a comparar os resultados com aqueles de Aoura, o critério de parada das simulações escolhido foi o de tempo total de processo, no caso, 7000s.

Como já mencionado, de forma a encontrar um tamanho de malha otimizado para o problema em questão, três malhas diferentes foram simuladas, que haviam número de elementos inicialmente iguais a 200, 450 e 800 elementos. E estas, são ilustradas na figura 4.16.

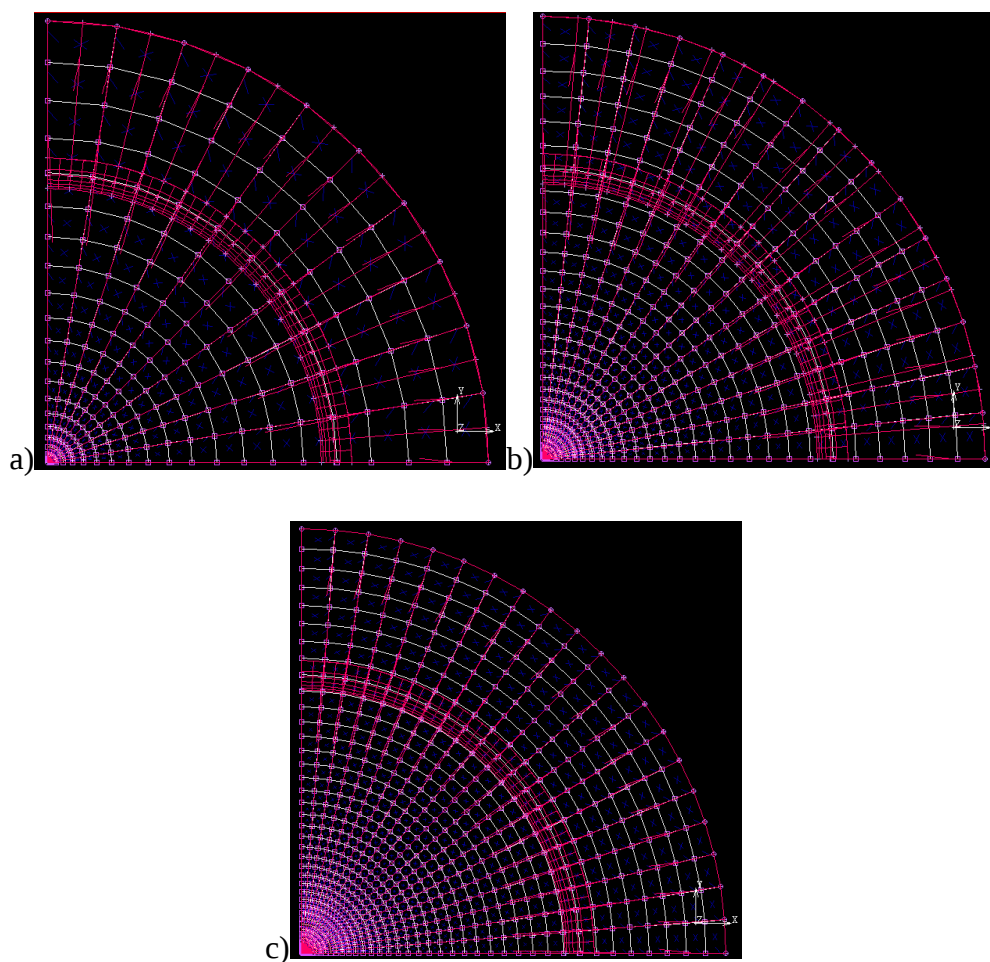


Figura 4.16. Malhas iniciais testadas na simulações: a)200 elementos b) 450 elementos c) 800 elementos

Vale ressaltar para trabalhos futuros que primeiramente, nós foram criados nas arestas radiais perpendiculares de fronteira e depois elementos foram criados baseando-se nesses nós. De forma a criar elementos menores no centro da peça e a manter a proporção das arestas dos elementos mais uniforme, a função bias com valores de $(-0,45; -0,45)$ foi usada ao criar os nós nas arestas.

Os resultados de distribuição de espessura dos nós na geometria deformada 3D são ilustrados na figuras 4.17 a, b e c:

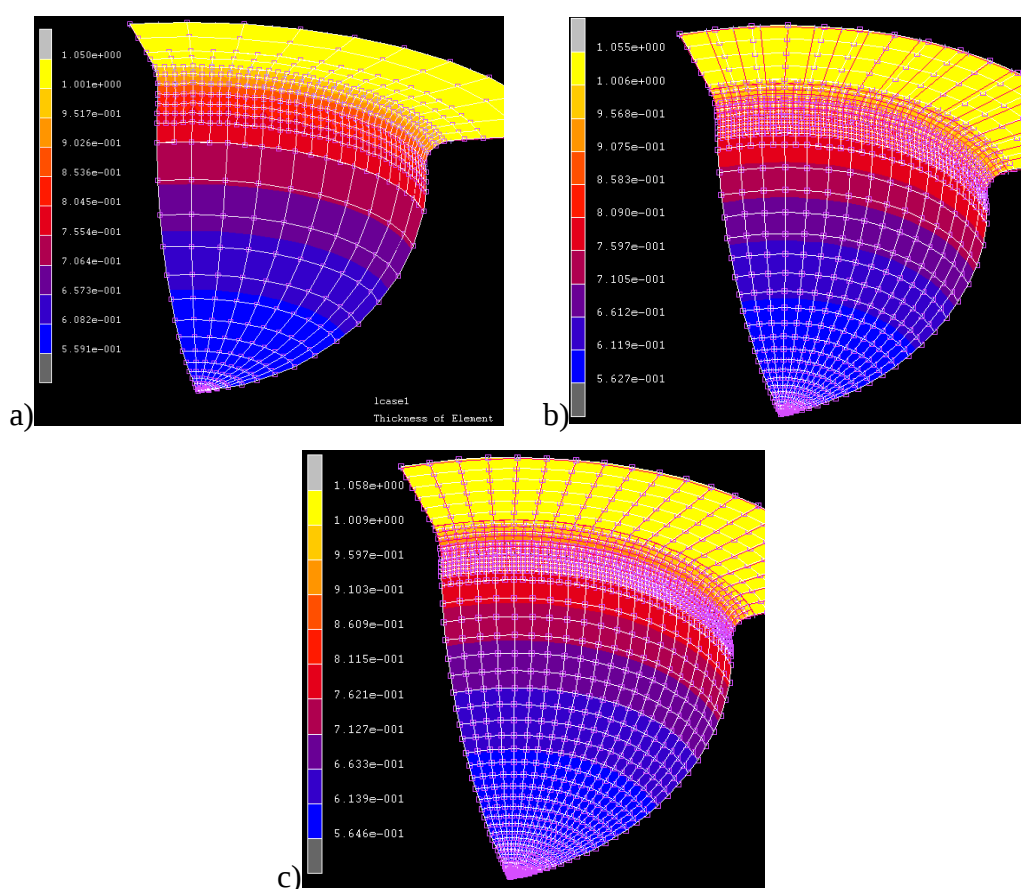


Figura 4.17. Distribuição de espessura nas simulações a)200 elementos b)450 elementos c)800elementos

Os resultados de pressão em função do tempo para as simulações no MARC e o resultado da simulação de Aoura(2011) são mostrados na fig. 4.18. Vale destacar o Aoura realizou dois tipos de simulação, com dois diferentes algoritmos de controle de pressão, sendo um de sua própria formulação para manter a tensão constante (fig.

4.18, d, linha preta) e outro que era já pronto no Abaqus para manter a taxa de deformação constante (fig. 4.18, d, linha vermelha).

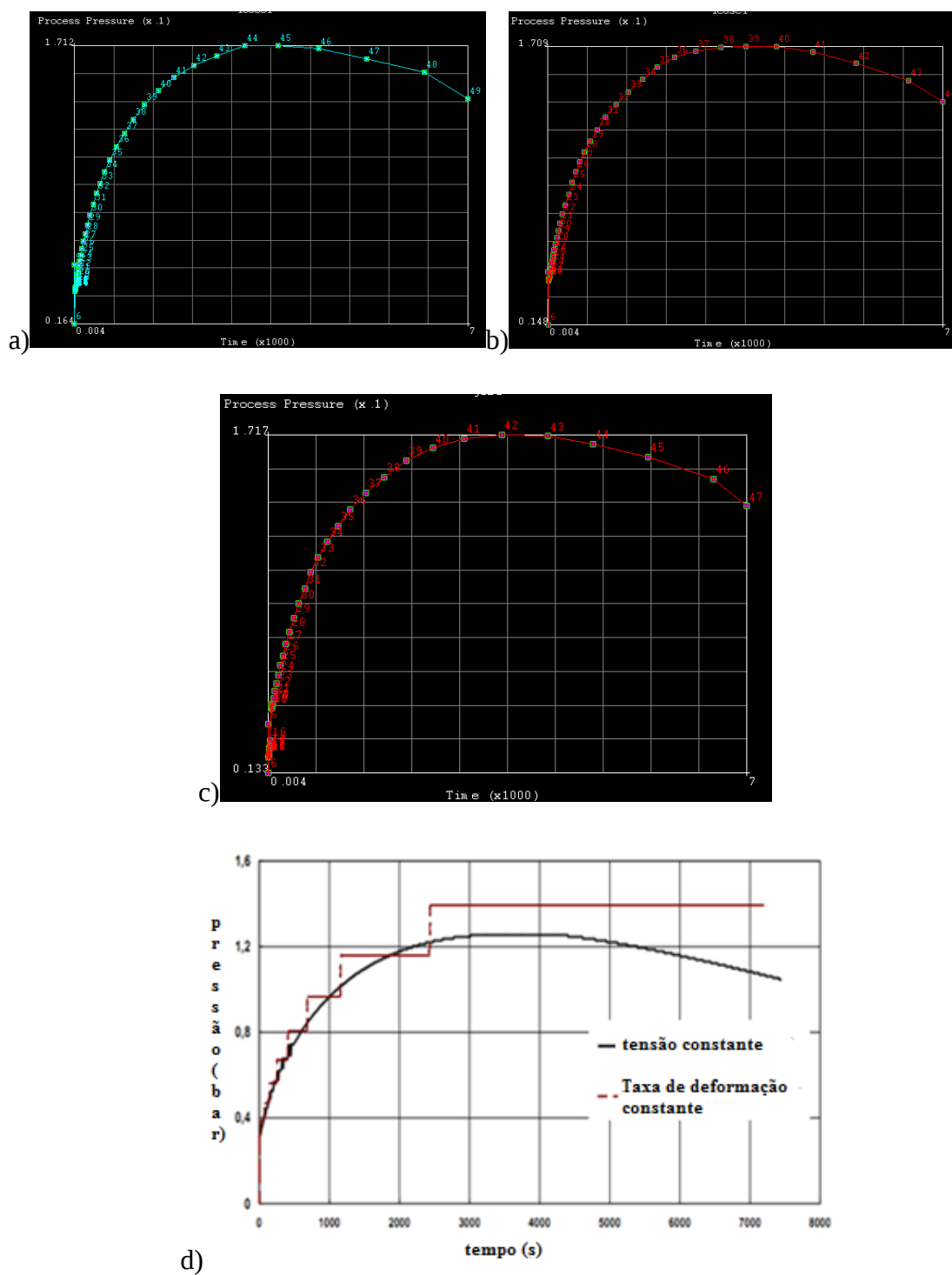


Figura 4.18. Comparação dos resultados de pressão[bar] em função do tempo para a) MARC com 200 elementos com controle por taxa de deformação constante b) 450

elementos c)800 elementos d) Abaqus com controle de pressão por tensão constante(linha preta) e por taxa de deformação constante(linha vermelha)

Verifica-se que os perfis de pressão são muito similares entre os resultados do algoritmo que mantém pressão constante de Aoura e resultados obtidos no MARC com seu algoritmo de taxa de deformação constante. Os pontos máximos de pressão ocorrem aproximadamente no instante 3500s em todas as simulações.

Os resultados de espessura, em [mm], dos elementos de um caminho em direção radial em função do comprimento do arco[mm] para as simulações no MARC e o resultado da simulação de Aoura(2011) de espessura em [mm] em função do ângulo (diretamente proporcional ao comprimento de arco) são mostrados na fig. 4.19.

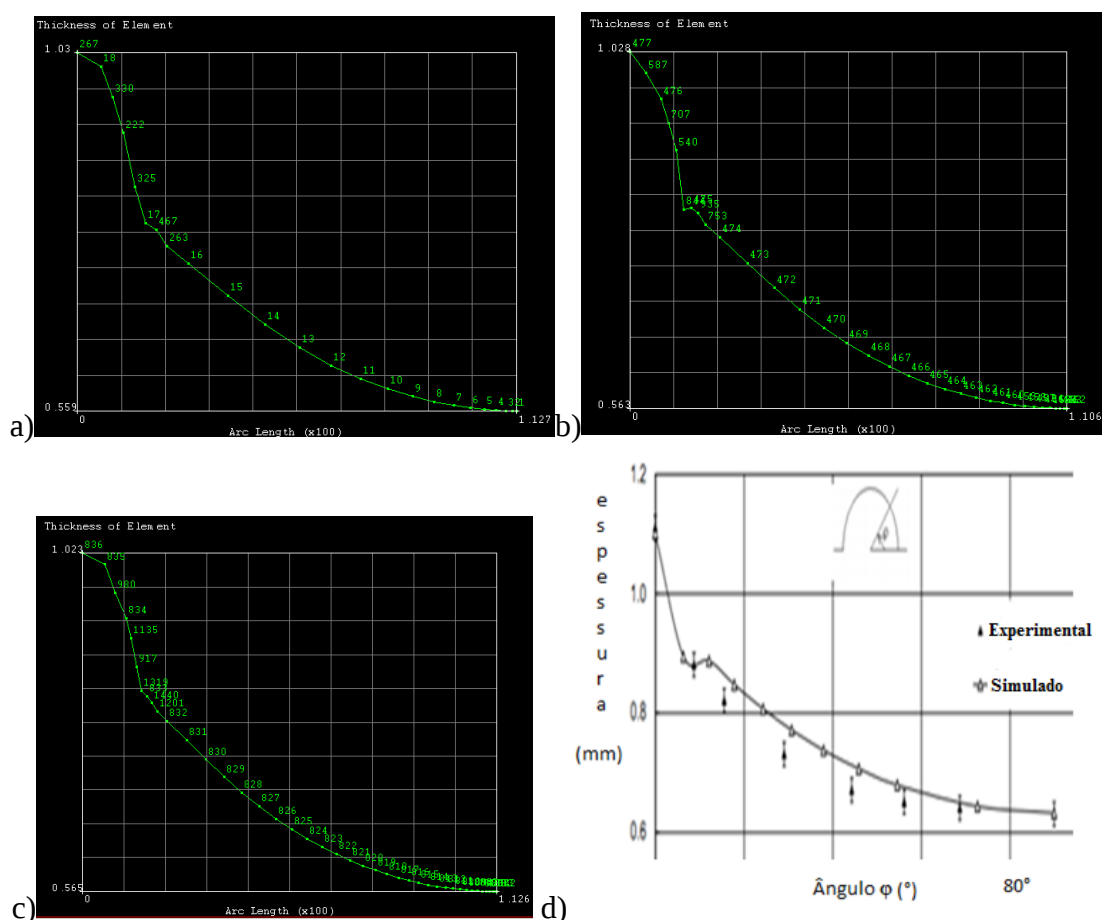


Figura 4.19. Comparação dos resultados de espessura[mm] em função do tempo para a) MARC com 200 elementos com controle por taxa de deformação constante b) 450

elementos c)800 elementos d) Abaqus com controle de pressão por tensão constante e dados experimentais

Observa-se que, a simulação de Aoura no Abaqus detectou uma curvatura da função espessura com um mínimo local no início do gráfico, comportamento que não foi detectado nas simulações do Marc. Isso pode ter ocorrido se a simulação de Aoura não tenha sido realizada com malha tão refinada quanto necessária próxima ao contato.

É importante mostrar os resultados de espessura nos pontos iniciais e finais dos gráficos na forma de tabela de forma a tornar a visualização mais clara, estes estão na tabela 4.10.

Tabela 4.10 Resultados de espessura(mm) para as simulações

	200	450	800	Literatura e experimental
$e_{\text{domo}}(\text{mm})$	0,56	0,56	0,56	0,62
$e_{\text{matriz}}(\text{mm})$	1,03	1,03	1,02	1,12

Os resultados de altura do centro da peça em função do tempo para as simulações no MARC e o resultado da simulação de Aoura(2011) para os mesmos parâmetros usados para comparação são mostrados na fig. 4.20.

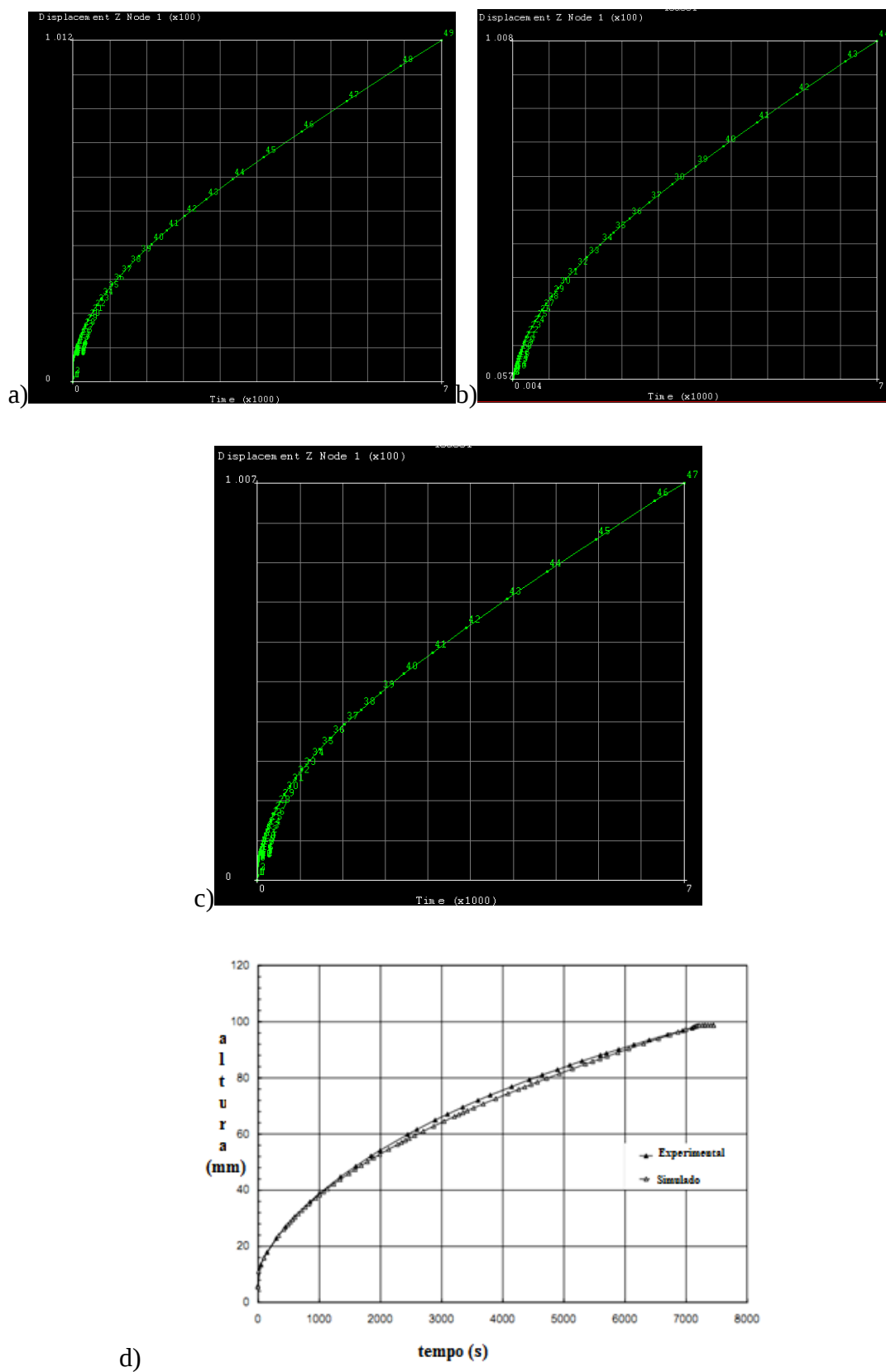


Figura 4.20. Comparação dos resultados de altura do centro da peça [mm] em função do tempo para a) MARC com 200 elementos com controle por taxa de deformação

constante b)450 elementos c)800 elementos d) Abaqus com controle de pressão por tensão constante e dados experimentais

Na tabela 4.11, os resultados de altura final são mostrados na mesma unidade[mm]:

Tabela 4.11 Resultados de altura(mm) para as simulações

	200	450	800	Literatura e experimental
h(mm)	101,2	100,8	100,7	96,5

4.3.3. Análises do perfil temporal de tensão equivalente e da taxa de deformação

Foi interesse verificar nas simulações como foi a variação da taxa de deformação no tempo, visto que um algoritmo de controle de pressão que busca manter a taxa de deformação constante foi usado. E também, foi verificado como foi a variação da tensão equivalente de Von Mises nessas simulações. Para monitoramento desses valores foram escolhidos alguns nós próximos ao centro da peça.

Mostrando somente para a malha mais refinada, temos a fig. 4.21 para a taxa de deformação e a fig. 4.22 para a tensão equivalente de Von Mises em [MPa]:

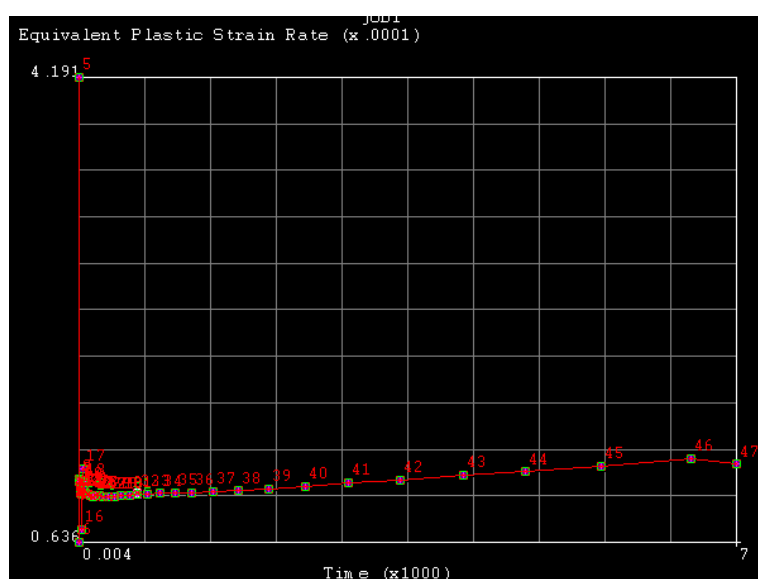


Figura 4.21. Resultado de taxa de deformação equivalente (s^{-1}) em função do tempo



Figura 4.22. Resultado de tensão equivalente de Von Mises(MPa) em função do tempo

Como esperado a taxa de deformação equivalente se manteve aproximadamente constante nas simulações em torno do valor programado para o algoritmo, que como mencionado anteriormente é $0,000105 s^{-1}$.

Já a figura 4.22. mostra que também a tensão equivalente de Von Mises se manteve praticamente constante, e os resultados de tensão média nos elementos pode ser visualizado na tabela 4.12.

Tabela 4.12 Resultados da média temporal da tensão equivalente de Von Mises (MPa) para as simulações

	200	450	800	Literatura e experimental
$\sigma(MPa)$	10,0	10,2	9,8	9,84

4.3.4. Resumo dos resultados finais das simulações de expansão fluídostática livre

Resumindo os resultados obtidos na simulação da conformação superplástica em uma tabela, temos a tabela 4.13.

Tabela 4.13. Resumo dos resultados das simulações

	200	450	800	Literatura e experimental
$e_{\text{domo}}(\text{mm})$	0,56	0,56	0,56	0,62
$e_{\text{matriz}}(\text{mm})$	1,03	1,03	1,02	1,12
$h(\text{mm})$	101,2	100,8	100,7	96,5
$\sigma(MPa)$	10,0	10,2	9,8	9,84
$p_{\text{max}}(\text{bar})$	1,7	1,7	1,7	1,25

5 CONCLUSÕES FINAIS

Para o primeiro material considerado, no estudo de análise inversa o valor crítico de dano do critério Latham Cockroft normalizado mostrou uma correlação linear com o atraso no início da fratura. Assim, foi possível através desse estudo encontrar o parâmetro do critério que minimizou o erro simulado.

Verificou-se que para os processos de corte considerados os parâmetros que exercem maior influência na reprodução correta das características das arestas de corte são os parâmetros reológicos do material, a calibração do critério de dano e a folga entre ferramentas de corte.

Considerando material constante, a alteração dos parâmetros dos processos de corte considerados não criou a necessidade de novas calibrações do critério de dano. Assim, generalizou-se D^* como apenas função do material para os processos que seriam considerados adiante, tal como proposto nas obras anteriores.

Notou-se notável sensibilidade do atraso da fratura (L_p) aos parâmetros reológicos de material e ao valor crítico do critério de dano. Caracterizações da força do prensa-chapas e do atrito também exercem influência nos resultados, mas seus modelos não precisam ser tão precisamente calibrados como os modelos reológicos e de dano.

Nas simulações em 3D, apesar dos longos cálculos e elementos de malha grandes, os processos foram reproduzidos quantitativamente e qualitativamente com sucesso.

A hipótese de um fator de correção constante para os processos considerados na calibração do parâmetro crítico do LC_n por ensaios de tração foi proposto. Então, observou-se que se as características de encruamento e alongamento máximo a fratura entre os materiais são semelhantes, mesmo que não sejam quimicamente iguais, a hipótese oferece uma previsão satisfatória da fratura.

Assim, o uso do critério de dano corrigido calibrado para o material 1, foi validado para os materiais 2 e 3. Mesmo se o alongamento máximo apresentado para o material 3 foi 48% maior que o valor de referência do material 1.

Ao invés, ao utilizar os materiais 4 e 5, os resultados pelo MEF subestimaram os experimentos. O erro na previsão do modelo de dano usado no MEF foi relacionado ao menor alongamento máximo e ao menor coeficiente de encruamento que eles apresentaram em relação ao material 1.

Como dito anteriormente, os critérios de dano de abordagem local são eficientes somente em condições específicas. Uma solução para a caracterização desses materiais 4 e 5 pode ser um estudo de um critério mais apropriado para eles, pois como visto na literatura o LCn funciona melhor para materiais com grande conformabilidade.

No que diz respeito às simulações do ensaio de expansão fluídostática livre realizadas no software MSC MARC, algumas conclusões e observações podem ser feitas.

Analisando-se os resultados dos refinamentos de malha, pôde-se notar que houve melhora somente em criar curvas mais suaves, mas que os limites de valores e as distribuições de características analisadas não se alteraram.

Comparando-se os gráficos de pressão no tempo gerados pelas simulações MEF observa-se que o algoritmo de controle de pressão por taxa de deformação constante do Marc produziu um perfil de pressão com um desvio muito menor em relação ao algoritmo por tensão constante criado por Aoura do que em relação ao algoritmo padrão do Abaqus que também controla a pressão para manter a taxa de deformação constante.

Foi útil notar que os gráficos de evolução temporal da tensão equivalente de Von Mises calculada em alguns nós próximos ao centro da peça se mantiveram praticamente constantes, isto é, apesar do controle de pressão ter sido realizado para manter taxa de deformação constante, a variação percentual da tensão durante o processo teve igual magnitude.

Finalmente comparando os dados experimentais e os resultados de simulação por ambos métodos de controle, pôde-se avaliar pequeno desvio em relação aos dados experimentais das características geométricas finais da peça em ambos métodos de controle , por exemplo, o parâmetro espessura final do centro da peça apresentou valor 10% menor na simulação do MARC em respeito à literatura.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AOURA, Y. **Contribution a la modélisation du comportement superplastique des alliages métalliques pour les procédés de mise en forme**. 2004. 152p. Tese (Doutorado) - École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Paris, França, 2004.

AOURA, Y. **Experimental Validation of Pressure Cycle for Superplastic Forming of Ti-6Al-4V alloys**, International Journal of Research and Reviews in Mechatronics Design and Simulation, Vol. 1, No. 2, June 2011.

BAO Y., WIERBICKY T., **On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space**. International Journal of Mechanical Sciences 46 (2004,a), pp.81-98

BAO Y., WIERBICKY T., **A Comparative Study on Various Ductile Crack Formation Criteria**, J. Eng. Mat. Tech., 126 (2004,b).

BORTOLUSSI, R. **Análise Numérica e Experimental da Hidroconformação de Produtos Tubulares**. 2001.147p. Dissertação (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, Campinas.

BORTOLUSSI, R. **Simulação do Processo de Estampagem Profunda de Corpos Cilíndricos Através do Método dos Elementos Finitos**. 1996.f-140. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, Campinas.

BRIGDMAN P. W, **Studies in Large Plastic Flow and fracture**, (1952), edited by McGraw-Hill.

BROKKEN, D, **Numerical modelling of ductile fracture in blanking**, Ph.D. Thesis, Eindhoven University of Technology, the Netherlands, 1971.

CARRINO L. ; GIULIANO G.. **Superplastic forming: Optimization of an industrial process using a finite element method**, European Congress on Computational Methods in Applied Sciences and Engineering, Barcelona, 11-14, 2000.

CHOKSHI, A.H.; MUKHERJEE, A.K.; LANGDON, T.G. Superplasticity in Advanced Materials. **Materials Science and Engineering R: Reports** v.R10, n. 6, p. 237-274, 1993.

COCKROFT M.G. ; LATHAM D.J. **Ductility and the Workability of Metals**. J. Inst. Met. 96 (1968) 33.

COCKROFT M.G. ; LATHAM D.J. (1986). **Ductility and the workability of metals**. Journal of the institute of metals, 96, 33–39.

DESHMUKH P. V., **Study of superplastic forming process using finite elements analysis**. 2003, 96p. Dissertação de mestrado, University of Kentucky, USA.

FRANCHITTI S **Analisi e modellazione dei processi di formatura superplástica**. 2007. 149p., Tesi di doutorado, Università degli studi di Cassino, Itália.

GOIJAERTS A.M., GOVAERT L. E., BAAIJENS F.P.T., **Prediction of ductile fracture in metal blanking**. Journal of Manufacturing Science and Engineering 122 (2000), pp.476-483.

GOIJAERTS A.M., GOVAERT L. E., BAAIJENS F.P.T., **Evaluation of ductile fracture models for different metals in blanking**. Journal of Materials Processing Technology 110 (2001), pp.312-323.

GHOSH, A. K.; HAMILTON, C. H. , **Influences of Material Parameters and Microstructure on Superplastic Forming**. Metallurgical and Materials Transactions A. v. 13A, n. 5, p. 733- 743, 1982.

GOUVEIA B.P.P.A., RODRIGUEZ J.M.C., MARTINS P.A.F, **Ductile fracture in metalworking: experimental and theoretical research** Journal of Materials Processing Technology 101 (2000), pp.52-63

HAMBLI R., RESZKA M., **Fracture criteria identification using an inverse technique method and blanking experiment**. International Journal of Mechanical Sciences 44 (2002), pp.1342-1361.

HANCOCK J. W., MACKENZIE A. C., **On the Mechanisms of Ductile Failure in High-Strength Steels Subjected to Multi-Axial Stress States**, J. Mech. Physics of Solids, 24 (1976), pp. 147-160.

HATANAKA N., YAMAGUCHI K., TAKAKURA N., T. IIZUCA, **Simulation of sheared edge formation process in blanking of sheet metals**. Journal of Materials Processing Technology 140 (2003), pp.628-634.

HOLLAND D., HALIM A., DAHL W., **Influence of Stress Triaxiality upon Ductile Fracture Propagation**, Steel Research, 61 (1990), pp. 504-506

HUMPHREYS F.J.; HATHERLY M. **Recrystallization and related annealing phenomena**, Elsevier, 24^a ed., p. 495 - 499, 2004.

International Organization for Standardization ISO 6892-1, Metallic materials -- Tensile testing -- Part 1: Method of test at room temperature, 2009.

LEE, J. H. Et al. **Microstructural evolution during superplastic bulge forming of Ti-6Al-4V alloy**. Materials Science and Engineering A, v. 243, p. 119–125, 1998.

MAMALIS, A.G.; MANOLAKOS, D.E.; BALDOUKAS, A.K. **On the finite-element modeling of the deep-drawing of square sections of coated steels**. Journal of materials processing technology, v. 58, p. 153-159. 1996.

MARC 2010 Volume A: Theory and User Information

MARINHO. E.P., **Análise da conformação superplástica através da instrumentação e controle do processo de fabricação de componentes aeronáuticos por expansão fluídostática biaxial**. 2011.138p. Plano de trabalho para Doutorado na Universidade de São Paulo, São Paulo.

MCCLINTOCK F. A., **A Criterion for Ductile Fracture by the Void Growth**. Trans. ASME, J. Appl. Mech. 17 (1968) 363.

MOHAMED, F.A.; LANGDON, T.G. The determination of the activation energy for superplastic flow. **Physics of Status Solidi (a)**, v.33, p.375, 1976.

OH S., CHEN C., KOBAYASHI S., **Ductile Failure in Axi-Symmetric Extrusion and Drawing**, J. Eng. Ind., 101 (1979), 36-44.

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

SANTOS L.R., GÓES L.A., **Desenvolvimento do ferramental de conformação superplástica e proposta de controle**. 2011. Trabalho de conclusão de curso da graduação, Universidade de São Paulo, São Paulo.

SHERBY, O.D.; WADSWORTH, J. **Recent advances and future directions**. Progress in Materials Science, Oxford, v.33, p.169-221, 1989.

SIMIONATO M., **Damage modelling in cold forging process chains**, Ph. D. Thesis, Università di Padova, Italy, 2010.

SOLOSANDO S.G. **Simulação do processo de superplasticidade pelo método dos elementos finitos**. 2010. 158p. Dissertação de Mestrado – Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo, São Paulo, Brasil.

YARLAGADDA, P.K.D.V.; GUDIMETLA, P.; ADAM, C. **Finite element analysis of high strain rate superplastic forming (SPF) of Al-Ti alloys**. Journal of Materials Processing Technology, v.130-131, p.469-476, 2002.