



FCTUC FACULDADE DE CIÊNCIAS
E TECNOLOGIA
UNIVERSIDADE DE COIMBRA

DEPARTAMENTO DE
ENGENHARIA MECÂNICA

Simulação numérica do processo de estampagem a quente

Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia
Mecânica na Especialidade de Produção e Projeto

Numerical simulation of the warm deep drawing process

Autor

Patrick Marques da Cunha

Orientadores

Professora Marta Cristina Cardoso de Oliveira

Mestre João Miguel Peixoto Martins

Júri

Presidente	Professor Doutor Diogo Mariano Simões Neto Professor Convidado da Universidade de Coimbra
Vogal	Professor Doutor José Luís de Carvalho Martins Alves Professor Auxiliar da Universidade do Minho
Orientador	Professora Doutora Marta Cristina Cardoso de Oliveira Professora Auxiliar da Universidade de Coimbra

Coimbra, Julho de 2016

"One thing I have learned in a long life: That all our science, measured against reality, is primitive and childlike - and yet it is the most precious thing we have."

Albert Einstein, 1972

À Célia, Salvador, Ricardo e Inês

Agradecimentos

O trabalho que aqui se apresenta só foi possível graças à colaboração e apoio de algumas pessoas, às quais não posso deixar de prestar o meu reconhecimento.

*À Professora Doutora Marta,
pela orientação nesta dissertação e pelo seu elevado conhecimento científico.*

*Ao Mestre João Martins,
pela disponibilidade e esclarecimento de dúvidas que surgiram ao longo do trabalho.*

*Ao Professor Doutor Luís Menezes,
pelas discussões e sugestões referentes a este estudo.*

*Ao Engenheiro Pedro Barros e ao Professor Doutor Diogo Neto,
pelas ajudas ao longo do trabalho.*

*Ao Pedro Carvalho e ao Tomás Neves,
pelo companheirismo e conselhos ao longo deste período.*

*Aos meus amigos,
pelo convívio e pela boa disposição.*

*Aos meus pais,
por me encorajarem a chegar sempre mais longe.*

*À Inês,
por todo o apoio e carinho que sempre me deu.*

O meu sincero agradecimento a todos.

Resumo

Atualmente, o processo de conformação de chapas metálicas assume uma grande importância na indústria automóvel. As ligas de alumínio têm sido cada vez mais utilizadas neste setor, uma que vez permitem a redução de massa dos componentes. Contudo, as ligas de alumínio são conhecidas por apresentarem uma formabilidade limitada e retorno elástico superior aos aços convencionais. Estas duas desvantagens são críticas para o processo de estampagem e têm limitado a sua aplicação. Neste contexto, o processo de estampagem a quente tem sido sugerido como alternativa para superar estas dificuldades, uma vez que o aumento da temperatura tem um impacto bastante positivo na formabilidade e no retorno elástico.

O presente estudo tem como objetivo avaliar a influência da temperatura no processo de estampagem da liga de alumínio AA5086-H111. Após a seleção dos modelos constitutivos e respetiva identificação dos parâmetros, realizaram-se simulações, com o programa DD3IMP, do processo de estampagem de uma taça circular para as temperaturas de 20°C, 150°C e 240°C. Foram avaliados vários parâmetros, tais como a evolução da força do punção, a evolução da temperatura do esboço, o perfil das orelhas de estampagem, e a evolução da espessura ao longo de várias direções. Para além disso, foi avaliado o retorno elástico, com recurso ao corte de um anel na parede vertical da taça cilíndrica. Também foi realizada uma análise dos algoritmos de acoplamento disponíveis no DD3IMP, para resolver o problema termomecânico.

O algoritmo de acoplamento de dupla previsão apresenta o melhor compromisso entre precisão de resultados e custo computacional. Em relação ao modelo constitutivo, o critério de plasticidade apresenta uma maior influência do que a lei de encruamento nos parâmetros analisados. Os resultados obtidos mostram que o aumento da temperatura no processo de estampagem permite reduzir a força aplicada pelo punção. Também o retorno elástico diminui com o aumento da temperatura.

Palavras-chave: Processo de estampagem a quente, Retorno elástico, Simulação numérica, Algoritmos de acoplamento, Liga de alumínio.

Abstract

Nowadays, sheet metal forming process has a major importance in the automotive industry. Aluminum alloys has been increasingly used in this sector, since they allow weight reduction of the components. However, aluminum alloys are known for their low formability and for presenting springback values higher than conventional steels. Those two disadvantages are critical for the deep drawing process and are limiting their fields of application. To overcome this difficulties, the warm-forming process has emerged as alternative to the conventional process, since the increase of temperature has a positive impact in the formability and in the springback.

The present study aims to evaluate the influence of temperature in the warm-forming process of AA5086-H111 aluminum alloy. After the selection of the constitutive models and their parameters identification, numerical simulations were made, with the finite element solver DD3IMP, of the deep drawing of a cylindrical cup at temperatures of 20°C, 150°C and 240°C. Several parameters were evaluated such as the evolution of the punch force, the evolution of the blank temperature, the earing profile and the thickness profile along several directions. Moreover, springback was also evaluated, based on the trimming of a ring from the vertical wall of the cylindrical cup. An analysis of the coupling algorithms available in DD3IMP, to solve the thermomechanical problem, was also performed.

The staggered algorithm with double prevision presents the best compromise between results accuracy and computational performance. Regarding the constitutive models, the yield criterion presents a higher influence than the hardening law in the analyzed parameters. The numerical results shown that the increase of temperature in the warm-forming process leads to a reduction of the punch force. Also the springback decreases with increasing temperature.

Keywords Warm forming, Springback, Numerical simulation, Coupling algorithms, Aluminum alloy.

Índice

Índice de Figuras	xi
Índice de Tabelas	xv
Simbologia e Siglas	xvii
Simbologia.....	xvii
Siglas	xviii
1. Introdução.....	1
1.1. Processo de estampagem	1
1.2. A importância da simulação numérica.....	3
1.3. Conferência <i>Numisheet</i>	5
1.4. Retorno elástico	6
1.5. Instabilidades na liga de alumínio AA5086.....	7
1.5.1. Efeito Piobert-Lüders	7
1.5.2. Efeito Portvein-Le Chatelier.....	8
1.6. Objetivos e guia de leitura	9
2. <i>Benchmark Numisheet 2016</i>	11
2.1. Descrição das operações de conformação.....	11
2.2. Liga AA5086-H111	13
2.2.1. Ensaios de tração	13
2.2.2. Ensaios de corte	15
2.2.3. Ensaio de expansão biaxial.....	17
3. Simulação numérica	19
3.1. Leis de encruamento	19
3.1.1. Lei de Hockett-Sherby modificada.....	19
3.1.2. Lei de Voce com encruamento cinemático.....	21
3.2. Critérios de plasticidade.....	23
3.2.1. Critério de Hill'48	23
3.2.2. Critério de Barlat 91	25
3.3. Algoritmos de acoplamento	29
3.3.1. Iterativo.....	29
3.3.2. Explícito	31
3.3.3. Dupla previsão.....	32
3.4. Modelação do problema térmico	33
3.4.1. Transferência de calor	33
3.4.2. Calor gerado por deformação plástica	37
3.4.3. Calor gerado por atrito.....	37
3.5. Modelação das ferramentas e do esboço.....	37
3.5.1. Ferramentas	38
3.5.2. Esboço	39
4. Resultados e análise.....	41

4.1.	Algoritmos de acoplamento	41
4.2.	Processo de estampagem da taça cilíndrica	43
4.3.	Retorno elástico	55
4.4.	Tempo de computação	57
5.	Considerações finais.....	59
5.1.	Conclusões.....	59
5.2.	Perspetivas de trabalhos futuros	60
	Referências Bibliográficas	61

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Etapas do processo de estampagem (adaptado de (Manach et al.,2016)).	2
Figura 1.2 Abertura do anel para medição do retorno elástico (retirado de Manach et al.2016)).	6
Figura 1.3 Comportamento real e observado de um material que apresenta o efeito de Piobert-Lüders (retirado de Schwab & Ruff (2013) e adaptado por Coër (2013)).	7
Figura 1.4 Diferentes tipos de bandas de deformação plástica localizada devido ao efeito Portvein-Le Chatelier (retirado de Grzegorzcyk et al., (2013)).	8
Figura 2.1 Dimensões das ferramentas utilizadas nos ensaios(retirado de (Manach et al., 2016)).	11
Figura 2.2 Variação da temperatura das ferramentas com o deslocamento do punção para os ensaios: (a) 20°C , (b) 150°C e (c) 240°C. (d) Variação da força do cerra-chapas com o deslocamento do punção para várias temperaturas.	12
Figura 2.3 Curvas tensão-deformação reais dos ensaios de tração experimentais, para as temperaturas de 20, 150 e 240°C e para as direções RD, DD e TD.	14
Figura 2.4 Curvas tensão-deformação reais dos ensaios de tração experimentais, para as temperaturas de 20, 150 e 240°C e para as velocidades v_1 , $10 \times v_1$ e $100 \times v_1$.	15
Figura 2.5 Curvas tensão-deformação reais dos ensaios de corte experimentais com inversão de trajetória a 10, 20 e 30% de deformação e sem inversão: a) a 20 °C e b) 150 °C.	16
Figura 2.6 Curvas tensão-deformação plástica equivalente dos ensaios de corte experimentais: a) a 20°C e b) a 150°C.	16
Figura 2.7 Curvas tensão-deformação dos ensaios experimentais de tração e expansão biaxial.	17
Figura 3.1 Comparação entre as curvas experimentais e as curvas ajustadas pela lei de Hockett-Sherby modificada.	21
Figura 3.2 Comparação entre os ensaios experimentais a 20° C e a lei de Voce com encruamento cinemático ajustada.	22
Figura 3.3 Razão entre tensões para os ensaios de tração, corte e expansão biaxial para vários níveis de trabalho plástico. Escala secundária para o ensaio de corte.	26
Figura 3.4 Comparação entre valores experimentais e ajustados pelos critérios de plasticidade de Hill'48 e Yld'91: (a) valores de r e (b) tensões limite de elasticidade normalizadas.	28
Figura 3.5 Superfícies de plasticidade para o critério de plasticidade de Hill'48 e Yld'91.	28
Figura 3.6 Algoritmo de acoplamento iterativo adaptado de (Martins et al., 2016).	30

Figura 3.7 Algoritmo de acoplamento explícito retirado de (Martins et al., 2016).	31
Figura 3.8 Algoritmo de acoplamento de dupla previsão retirado de (Martins et al., 2016).	32
Figura 3.9 (a) Evolução da temperatura do esboço experimental e numérica, para diferentes valores de m_2 e da temperatura do punção e (b) variação do CTC com a distância entre corpos.	36
Figura 3.10 Representação das ferramentas utilizadas na simulação numérica: (a) matriz, (b) punção, (c) cerra-chapas e (d) disposição do conjunto das ferramentas.	38
Figura 3.11 Representação da discretização do esboço.	40
Figura 4.1 Comparação dos algoritmos de acoplamento relativamente à evolução da força do punção.	42
Figura 4.2 Comparação dos algoritmos de acoplamento relativamente à evolução da temperatura.	42
Figura 4.3 Comparação dos algoritmos de acoplamento relativamente às orelhas de estampagem.	43
Figura 4.4 Comparação da evolução da força do punção para várias leis constitutivas, a 20°C.	44
Figura 4.5 Distribuição das tensões de escoamento no esboço, para 5 mm de deslocamento do punção: (a) Yld'91 e KH (b) Hill'48 e KH.	45
Figura 4.6 Comparação da evolução da força do punção para várias temperaturas utilizando o critério de Hill'48r e a lei de encruamento de Hockett-Sherby modificada.	46
Figura 4.7 Distribuição das deformações plásticas equivalentes.	48
Figura 4.8 Distribuição das tensões equivalentes.	49
Figura 4.9 Distribuição das tensões de escoamento.	50
Figura 4.10 Comparação entre os dados experimentais e numéricos da evolução da temperatura do esboço, para várias temperaturas iniciais.	51
Figura 4.11 Variação da espessura com a distância curvilínea do centro da taça à periferia: (a) Direção de laminagem (b) Direção perpendicular à laminagem (c) Direção diagonal.	53
Figura 4.12 Variação da altura da taça com o ângulo, para várias leis constitutivas, a 20°C.	54
Figura 4.13 Variação da altura da taça com o ângulo, para várias temperaturas, para o critério de Hill'48r e a lei de Hockett-Sherby modificada.	54
Figura 4.14 Comparação da abertura do anel para as várias simulações.	55
Figura 4.15 Abertura dos anéis para 20°C: (a) Hill'48 e KH (b) Yld'91 e KH (c) Hill'48r e H-S	56
Figura 4.16 Abertura dos anéis utilizando o critério de Hill'48r e a lei de Hockett-Sherby modificada: (a) 20°C (c) 150°C (c) 240°C.	56

Figura 4.17 Comparação da distribuição das tensões segundo a direção circunferencial, para a espessura da chapa na direção de laminagem: (a) anel Yld'91 e KH (b) anel Hill'48 e KH.....	57
Figura 4.18 Comparação dos tempos de computação para as várias simulações.....	57

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 Composição química em percentagem da liga AA 5086-H111 retirado de (“www.makeitfrom.com,”).....	13
Tabela 2.2 Propriedades da liga AA 5086-H111.....	13
Tabela 2.3 Coeficientes de anisotropia para as temperaturas de 20°C, 150°C e 240 °C para a direção de laminagem (RD), direção perpendicular à laminagem (TD) e na diagonal (DD).....	14
Tabela 3.1 Parâmetros identificados para a lei de encruamento de Hockett-Sherby modificada.	21
Tabela 3.2 Parâmetro que definem a lei de Voce com encruamento cinemático.....	23
Tabela 3.3 Parâmetros de anisotropia do critério de Hill'48 para as temperaturas de 20, 150 e 240 °C.....	25
Tabela 3.4 Valores dos coeficientes de anisotropia, de tensão e deformação para 20 MPa de trabalho plástico.	27
Tabela 3.5 Parâmetros de anisotropia do critério Yld'91 e Hill'48, identificados com o auxílio do programa DD3MAT.....	27
Tabela 3.6 Valores discretos do coeficiente de transferência de calor em função da distância entre dois corpos.....	34
Tabela 3.7 Parâmetros utilizados nas várias simulações de ajuste da evolução da temperatura do esboço.....	36
Tabela 3.8 Temperaturas iniciais das ferramentas e do esboço.....	36
Tabela 3.9 Número de elementos utilizados em cada uma das direções do esboço.....	40
Tabela 4.1 Comparação dos algoritmos de acoplamento relativamente ao tempo computacional.	43

SIMBOLOGIA E SIGLAS

Simbologia

β – Quantidade de calor dissipado;

$\bar{\epsilon}^p$ – Deformação plástica equivalente;

$\dot{\epsilon}$ – Velocidade de deformação;

$\dot{\epsilon}_0$ – Fator normalizado da velocidade de deformação;

ξ – Fração de energia gerada convertida em calor;

ρ – Densidade;

$\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}, \tau_{yz}, \tau_{xz}, \tau_{xy}$ – Componentes do tensor das tensões de Cauchy;

$\bar{\sigma}$ – Tensão equivalente;

$\boldsymbol{\sigma}$ – Tensor das tensões de Cauchy;

$\boldsymbol{\sigma}'$ – Componente desviadora do tensor das tensões de Cauchy;

χ – Coeficiente de Taylor-Quinney;

a_1, a_2, m_0, m_1, n_0 e n_1 – Parâmetros da lei de Hockett-Sherby modificada;

b – Coeficiente que define o crescimento da superfície de plasticidade (lei de Hockett-Sherby);

c – Calor específico;

C_y, Y_0, Y_{sat} – Parâmetros da lei de Voce (encruamento isotrópico);

$C_1, C_2, C_3, C_4, C_5, C_6$ – Parâmetros de anisotropia do critério Yld'91;

\mathbf{D}^p – Tensor velocidade de deformação plástica;

F, G, H, L, M, N – Parâmetros de anisotropia do critério de Hill'48;

FE_{length} – Tamanho do elemento finito;

g_n – Distância entre superfícies;

$\dot{\mathbf{g}}_t$ – Incremento de velocidade tangencial devido ao escorregamento;

h – Coeficiente de transferência de calor;

h_{inf} – Valor inferior do coeficiente de transferência de calor;

h_{sup} – Valor superior do coeficiente de transferência de calor;

\mathbf{k} – Tensor da condutividade térmica;

\mathbf{L} – Tensor de anisotropia;

- m – Coeficiente da sensibilidade à velocidade de deformação (lei de Hockett-Sherby);
- m_2 – Parâmetro numérico da lei que define a evolução do coeficiente de transferência de calor;
- n – Coeficiente de encruamento;
- P_{R_m} – Perímetro do raio de curvatura da matriz;
- q_{cont} – Fluxo de calor devido ao contacto;
- q_{frict} – Fluxo de calor devido ao atrito;
- Q – Tensão de saturação (lei de Hockett-Sherby);
- Q_f – Somatório das fontes de calor;
- r_i – Coeficientes de anisotropia segundo a direção i em relação a RD;
- R_m – Raio de curvatura da matriz.
- s_1, s_2, s_3 – Tensões principais do tensor s ;
- \mathbf{t}_t – Força tangencial resultante do contacto com atrito;
- T – Temperatura atual do material;
- T_m – Temperatura de fusão;
- T_p – Temperatura do punção;
- T_1 – Temperatura de corpo 1;
- T_2 – Temperatura de corpo 2;
- \dot{W}^{pl} – Calor gerado por deformação plástica;
- \mathbf{X} – Tensor das tensões inversas;
- X_{sat}, C_x – Parâmetros da lei de Frederick-Armstrong;
- Y – Tensão de escoamento;
- Y_0 – Tensão limite de elasticidade;

Siglas

- CTC – Coeficiente de transferência de calor;
- DD3 – Família de programas DD3;
- DD3IMP – “Deep Drawing 3D IMPLICIT finite element code”;
- DD3MAT – “Deep Drawing 3D MATerial parameters identification”;
- DD3TRIM – “Deep Drawing 3D TRIMming”;

Hill'48 – Critério de plasticidade de Hill 1948;

Hill'48r – Identificação do critério de Hill'48 com os coeficientes de anisotropia;

H-S – Lei de encruamento de Hockett-Sherby modificada;

PLC – Efeito Portvein-Le Chatelier.

Yld'91 – Critério de plasticidade de Barlat *et al.* 1991;

1. INTRODUÇÃO

A necessidade de aumentar a eficiência energética dos automóveis e a introdução de metas obrigatórias para a redução de emissões de CO₂, tem levado os seus fabricantes a estabelecer algumas medidas para atingir estes compromissos. A redução da massa dos automóveis é uma dessas medidas que terá maior impacto a curto-prazo. De facto, estima-se que uma redução de 10% na massa de um veículo automóvel melhore o seu consumo em 5,5 % (Miller et al., 2000), com uma diminuição proporcional das emissões de CO₂. Assim, com vista à redução do peso do automóvel, os fabricantes têm vindo a procurar materiais mais leves para substituir os aços convencionais. Uma das soluções mais atrativas passa pelo uso de ligas de alumínio, que apresentam uma boa relação resistência/massa e são recicláveis. Está é uma questão essencial por forma a corresponder às exigências ambientais que também têm vindo a ser impostas ao nível do ciclo de vida dos componentes. No entanto, apesar das vantagens mencionadas, as ligas de alumínio apresentam problemas ao nível da formabilidade à temperatura ambiente e do controlo do retorno elástico, o que limita a utilização do processo de estampagem para o fabrico de componentes. Assim, têm sido realizados vários estudos com o objetivo de encontrar soluções alternativas para a produção de componentes com os mais variados tamanhos e formas, que envolvem o recurso a processos e métodos mais complexos.

1.1. Processo de estampagem

O processo de estampagem é dos processos mais usados na indústria quando se pretende conformar chapas metálicas, em particular na indústria automóvel. Este processo permite obter peças com configurações complexas, de forma simples e com elevada cadência de produção. Em geral, o processo recorre a três ferramentas principais: o punção, a matriz e o cerra-chapas. O cerra-chapas, através da aplicação de uma força sobre a chapa, numa fase designada por fase de aperto, permite fixar a chapa e controlar o seu escoamento. Além disso, esta ferramenta, também desempenha um papel importante na prevenção de defeitos de estampagem, como por exemplo rugas. O punção é responsável pela conformação da chapa, uma vez que é este que promove o movimento da chapa para o interior da cavidade

da matriz. Assim, a forma final da peça é obtida em função da forma do punção e da cavidade da matriz (Oliveira, 2005).

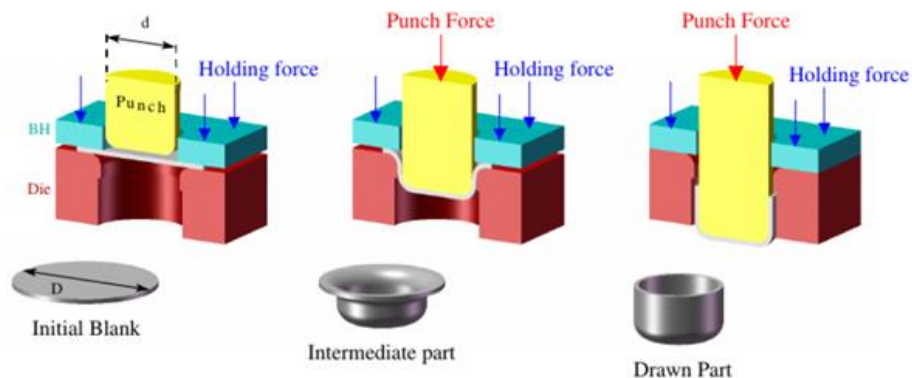


Figura 1.1 Etapas do processo de estampagem (adaptado de (Manach et al.,2016)).

Na Figura 1.1 está representado esquematicamente o processo de estampagem. O processo pode ser resumido da seguinte forma: numa fase inicial, o esboço, previamente lubrificado, é colocado na matriz. De seguida, este é apertado com auxílio do cerra-chapas. Concluída esta etapa, o punção desloca-se na vertical até concluir o seu percurso. Uma vez concluído o deslocamento, o cerra-chapas e o punção deixam de atuar e remove-se a peça da matriz.

Quando o componente deixa de estar submetido à ação das ferramentas, ocorre um dos fenómenos mais importantes do processo, que se designa por retorno elástico. Este fenómeno é o resultado da acumulação de energia de deformação elástica, por parte do material, ao longo do processo de conformação. Na ausência de forças externas, esta energia é libertada e a chapa tende a recuperar a sua forma inicial. Geralmente este fenómeno é indesejado, uma vez que induz desvios em relação à geometria pretendida, i.e. desvios em relação às tolerâncias admissíveis e variabilidade nas operações de conformação subsequentes, bem como na montagem da peça final (Wagoner et al., 2013).

A estampagem de ligas de alumínio levanta algumas dificuldades, devido à sua baixa formabilidade à temperatura ambiente e devido ao retorno elástico, que é mais acentuado para estas ligas, uma vez que apresentam uma tensão limite de elasticidade idêntica e menor módulo de elasticidade que os aços convencionais. A estampagem a quente, ou a temperaturas moderadas, é uma das soluções possíveis para contornar estas dificuldades. Neste contexto, têm sido realizados vários estudos e ensaios de forma a compreender a influência da temperatura e da velocidade de deformação neste tipo de

processos. Naka & Yoshida (1999) investigaram a influência da temperatura e da velocidade de deformação no processo de estampagem de uma taça cilíndrica de uma liga de alumínio 5083. Os resultados obtidos indicam que o aumento de temperatura aumenta a relação máxima de embutidura e o aumento da velocidade de deformação tem o efeito contrário. Zhang et al. (2014) chegaram à mesma conclusão em relação ao aumento da temperatura na formabilidade de ligas de alumínio e observaram menores valores de retorno elástico. Assim, o processo de estampagem a quente tem sido, cada vez mais, encarado como uma alternativa para a produção de componentes estampados. As ferramentas associadas ao processo são semelhantes às usadas na estampagem a frio. A alteração mais notória nas ferramentas é a adição de um sistema que permite elevar e controlar a temperatura. Além do mais, o esboço também é aquecido antes da estampagem o que contribui para baixar a cadência do processo. De facto, alguns estudos indicam que a formabilidade do alumínio aumenta quando é induzido um gradiente de temperatura entre o punção e o esboço (e.g. (Van den Boogaard & Huétink, 2006)).

1.2. A importância da simulação numérica

Segundo Pegden et al. (1995) a simulação numérica consiste no processo de projeto de um modelo computacional de um sistema real e na realização de experiências com este modelo, com o propósito de entender o seu comportamento e/ou avaliar estratégias para a sua operação.

Este tema tem sido bastante estudado ao longo dos anos e hoje em dia é uma ferramenta essencial em qualquer tipo de indústria na área da conformação plástica, graças à qualidade dos resultados obtidos. A principal vantagem desta ferramenta numérica é a redução do tempo global do processo e, conseqüentemente, na redução de custos associados. Além do mais, permite fazer uma análise do processo, sendo possível a previsão de possíveis falhas e defeitos no componente, passíveis de ocorrer no seu fabrico.

Esta ferramenta tem como base o método dos elementos finitos, que consiste numa técnica para encontrar soluções aproximadas, para problemas de equilíbrio definidos fisicamente por equações diferenciais. A solução aproximada é construída com auxílio de métodos numéricos e computacionais. A integração da análise com o método dos elementos finitos com metodologias de apoio à decisão permite a otimização do sistema em análise. No caso específico da estampagem, a realização deste tipo de análises *a priori*, permite otimizar

o processo de fabrico durante a fase de conceção do componente. Tekkaya (2000) definiu os objetivos da indústria relativamente à simulação numérica, em três grupos principais.

1. Redução de tempo:

- Verificação antecipada da viabilidade do fabrico dos componentes;
- Redução dos tempos de desenvolvimento;
- Redução dos tempos de tentativa-erro;
- Resposta rápida a alterações desejadas.

2. Redução do custo:

- Produtos mais baratos;
- Redução dos custos das ferramentas;
- Redução do tamanho das prensas;
- Aumento de fiabilidade.

3. Aumento da qualidade do produto:

- Otimização da escolha do material para os componentes;
- Produção de componentes mais complexos;
- Ganhar experiência para conformação de novos materiais;
- Repetibilidade do processo;
- Otimização do processo.

Para que seja possível alcançar estes objetivos, é necessário trabalhar a vários níveis, tais como:

- Simulação de processos e operações;
- Facilidade de utilização;
- Integração CAD-FEM-CAD;
- Eficiência da simulação (tempo);
- Análise de resultados;
- Comportamento do material;
- Exatidão (Tekkaya, 2000).

Contudo, apesar da simulação ser uma ferramenta poderosa e permitir obter resultados precisos, requer conhecimentos e experiência na área, i.e., técnicos especializados. A utilização desta ferramenta por parte de pessoas com pouca experiência pode resultar em erros a vários níveis. Assim, apesar de visualmente parecer que se alcançou bons resultados, o processo físico pode nem sequer estar bem modelado.

1.3. Conferência *Numisheet*

Numisheet é o acrónimo de uma conferência internacional dedicada à simulação numérica (*Numi*) de processos de conformação plástica de chapas metálicas (*sheet*). Um dos aspetos distintivos desta conferência é a proposta de casos de estudo de processos de estampagem, que envolvem fenómenos que são difíceis de simular. Assim, estes casos de estudo constituem um desafio para a comunidade científica e industrial. O objetivo é melhorar a precisão na previsão numérica dos fenómenos associados aos processos de conformação, através de uma discussão alargada das diferentes estratégias passíveis de serem utilizadas na simulação numérica. Os resultados obtidos pelos participantes são submetidos antes da realização da conferência e o comité responsável pela organização do caso de estudo procede à sua análise comparativa, incluindo sempre o resultado experimental. A conferência inclui uma sessão de discussão alargada dos resultados dos casos de estudo, com o objetivo de comparar e discutir os resultados de modo a perceber quais as estratégias que apresentaram resultados mais concordantes com os ensaios experimentais.

No presente ano, o comité organizador da conferência *Numisheet 2016* lançou (“www.numisheet2016.org,”) três casos de estudo:

- Previsão da rotura em embalagens metálicas – *Benchmark 1*
- Previsão do retorno elástico de um componente automóvel – *Benchmark 2*
- Previsão do retorno elástico no processo de estampagem a quente – *Benchmark 3*

O presente trabalho foca-se na análise do último caso de estudo (*Benchmark 3*). O comité forneceu informações relativas ao processo de estampagem de uma liga de alumínio AA5086, que incluem ensaios experimentais para caracterização do comportamento mecânico dos materiais, bem como dados relativos à evolução da temperatura adquiridos durante os ensaios experimentais, para ajuste das propriedades térmicas. O ensaio consiste na estampagem de uma taça cilíndrica a diferentes temperaturas, seguido do corte de um anel na parede vertical da taça. O anel é posteriormente cortado para avaliar o retorno elástico. Assim, nas secções seguintes apresentam-se alguns dados relativos ao comportamento mecânico das ligas de alumínio da série 5000, bem como à análise do retorno elástico.

1.4. Retorno elástico

O retorno elástico consiste na recuperação da deformação elástica quando o material deixar de ser solicitado. Durante o processo de estampagem as chapas metálicas são submetidas a deformação elástica e plástica. Quando as forças deixam de ser aplicadas, a peça recupera a componente elástica da deformação, retendo apenas a componente plástica. Este é um efeito preocupante, especialmente na indústria, uma vez que no final do processo as peças não apresentam a precisão necessária, o que causa custos adicionais. As ligas de alumínio caracterizam-se por apresentarem um maior retorno elástico do que os aços convencionais. Tal facto contribui também para uma maior dificuldade na correta previsão do retorno elástico para componentes em ligas de alumínio, o que dificulta o *try-out* virtual do processo de conformação. Assim, têm sido estudados processos alternativos para contornar este problema, entre os quais se destaca o processo de estampagem a temperaturas moderadas. Grèze et al. (2010) e Laurent et al. (2015) observaram que o retorno elástico a temperaturas moderadas é menor do que o obtido para o componente produzido à temperatura ambiente. Um dos métodos utilizados para medir o retorno elástico experimentalmente é o teste proposto por Demeri et al. (2000). Este consiste em medir a abertura de um anel obtido através do corte da superfície lateral de uma taça cilíndrica estampada, como representado na Figura 1.2. Este procedimento experimental permite, de uma forma simples e precisa, determinar o retorno elástico.

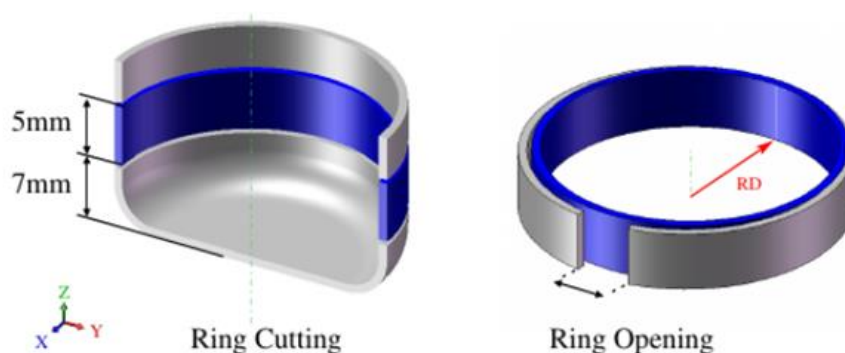


Figura 1.2 Abertura do anel para medição do retorno elástico (retirado de Manach et al.2016)).

1.5. Instabilidades na liga de alumínio AA5086

O material do caso de estudo é uma liga de alumínio da série 5000, esta série tem como principal elemento de liga o magnésio. Este elemento é o principal responsável pelos efeitos de Piobert-Lüders e de Portvein-Le Chatelier, efeitos que são notórios nas curvas de tensão-deformação.

1.5.1. Efeito Piobert-Lüders

O efeito de Piobert-Lüders é uma instabilidade que alguns materiais apresentam quando são deformados plasticamente. Este efeito é visível nas curvas tensão-deformação durante a transição entre o regime elástico e plástico, sendo que no caso das ligas de Al-Mg é associado à presença dos átomos de magnésio. Estes são responsáveis pelo bloqueio do movimento de deslocações no material, o que conduz a um aumento da resistência numa fase inicial, como se pode verificar na Figura 1.3. Quando é atingido um determinado valor de tensão, ocorre um movimento abrupto das deslocações, que resulta numa diminuição da tensão. É nesta fase que a banda de Piobert-Lüders começa a propagar-se pela zona útil do provete. Enquanto a banda se desloca pelo provete, a tensão mantém-se aproximadamente constante. Depois da banda se propagar pelo provete, a zona útil do material encontra-se totalmente em deformação plástica, pelo que segue-se o encruamento do material até à rutura. Alguns autores concluíram que o efeito de Piobert-Lüders diminui à medida que a velocidade de deformação aumenta. Por exemplo, Coër et al. (2013) observaram este efeito em ensaios de corte à temperatura ambiente, na liga de alumínio AA5754-O.

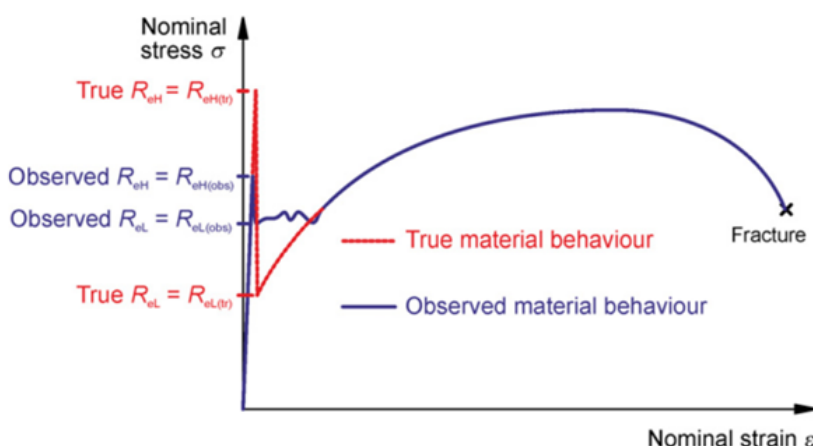


Figura 1.3 Comportamento real e observado de um material que apresenta o efeito de Piobert-Lüders (retirado de Schwab & Ruff (2013) e adaptado por Coër (2013)).

1.5.2. Efeito Portevin-Le Chatelier

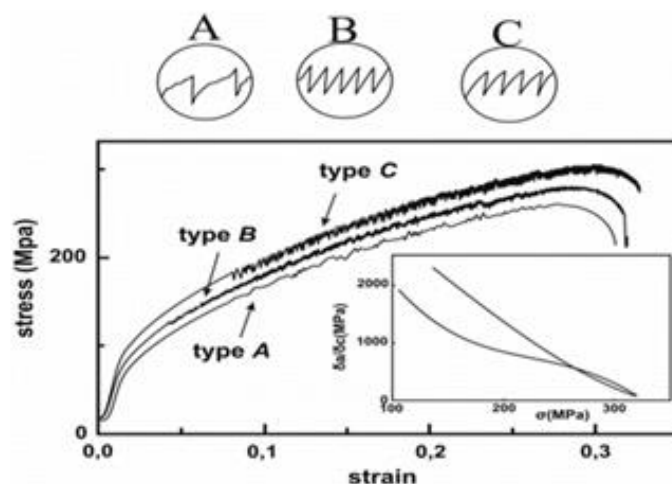


Figura 1.4 Diferentes tipos de bandas de deformação plástica localizada devido ao efeito Portevin-Le Chatelier (retirado de Grzegorzczuk et al., (2013)).

O efeito Portevin-Le Chatelier (PLC) é um tipo de instabilidade que alguns materiais apresentam quando são deformados plasticamente. Este é descrito pelo serrilhado presente nas curvas de tensão-deformação, em regime plástico, como se mostra na Figura 1.4. Este fenómeno está associado a bandas de deformação plástica localizada que podem manifestar-se de três formas diferentes, normalmente designadas por: tipo A, B e C. Um dos materiais em que é comum este efeito é nas ligas de alumínio da série 5000. Existem várias teorias para explicar este efeito, sendo o modelo mais utilizado o de *Dynamic Strain Ageing* (DSA) (van den Beukel, 1975). De acordo com este modelo, durante a deformação uniaxial, o movimento das deslocações é bloqueado pelos átomos de magnésio, causando um aumento na resistência do material. Uma vez atingido um determinado valor de tensão, as deslocações retomam o seu movimento, o que diminui instantaneamente a resistência do material. É devido a este ciclo de aumento e diminuição da resistência do material que as curvas de tensão-deformação apresentam as oscilações que definem o efeito de PLC. Além disso, este efeito é também responsável pelo aumento da rugosidade da superfície do material, o que muitas das vezes inviabiliza a utilização destas ligas para componentes exteriores. Contudo, o modelo DAS não consegue explicar a influência da temperatura e da velocidade de deformação no efeito de PLC. Na liga de alumínio AA5754-O, Grèze et al. (2016) observaram que o aumento da temperatura diminui o efeito PLC, sendo impercetível para temperaturas iguais ou superiores a 150°C. Alguns autores associam este efeito ao aumento da mobilidade dos átomos de Mg com a temperatura, mas não é consensual. O aumento da

velocidade de deformação também conduz a uma diminuição do efeito de PLC (Coër et al., 2013).

1.6. Objetivos e guia de leitura

Os principais objetivos deste estudo são os mesmos estabelecidos pelo comité organizador do caso de estudo, que são:

- Previsão da evolução da força do punção;
- Previsão das orelhas de estampagem;
- Previsão da espessura ao longo da parede do componente;
- Previsão da evolução da temperatura do esboço;
- Previsão do retorno elástico através da abertura do anel.

Neste contexto, foram elaborados os modelos numéricos para o processo em análise, para as três temperaturas em estudo: 20 °C, 150 °C e 240 °C. No capítulo seguinte descrevem-se os dados fornecidos pelo comité organizador do caso de estudo (Manach et al., 2016). Os dados relativos ao comportamento mecânico do material foram utilizados para identificar os parâmetros dos diferentes modelos constitutivos adotados, como descrito no capítulo 3. Neste capítulo, são também descritos os detalhes relativos à modelação das ferramentas e às diferentes estratégias adotadas para a simulação numérica do problema termomecânico. Todas as simulações foram realizadas com o programa DD3IMP (Menezes & Teodosiu, 2000). O quarto capítulo apresenta a análise e discussão dos resultados. Finalmente, no quinto capítulo, apresentam-se as principais conclusões e perspetivas de trabalho futuro.

2. BENCHMARK NUMISHEET 2016

Neste capítulo descrevem-se, de forma sucinta, os dados fornecidos pelo comité organizador do caso de estudo (Manach et al., 2016).

2.1. Descrição das operações de conformação

A geometria das ferramentas é apresentada na Figura 2.1, sendo que todas as ferramentas são axialmente simétricas. O deslocamento definido para o punção é de 32,5 mm com uma velocidade de avanço constante de 5 mm/s. Para além da matriz, do cerra-chapas e do punção, o conjunto é também constituído por um ejector, para facilitar a remoção do componente, no final do processo de estampagem. O esboço circular tem um diâmetro de 60 mm e 0,8 mm de espessura.

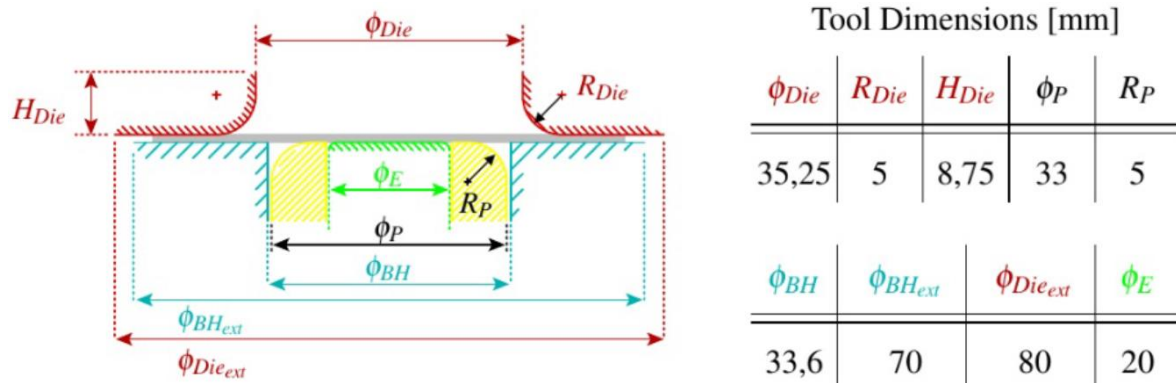


Figura 2.1 Dimensões das ferramentas utilizadas nos ensaios (retirado de (Manach et al., 2016)).

As taças circulares foram produzidas com três temperaturas diferentes: 20 °C, 150 °C e 240°C. Estes valores de temperatura correspondem aos valores medidos na chapa no início do processo de estampagem. No procedimento experimental, a matriz e o cerra-chapas são aquecidos até à temperatura de referência. Uma vez atingida essa temperatura, o esboço é posicionado na ferramenta e aquecido por condução. Durante o processo de estampagem, o punção é arrefecido, de modo a induzir um gradiente de temperatura na chapa. O comité forneceu os dados experimentais da evolução da temperatura na chapa e nas ferramentas, como se mostra na Figura 2.2 (a), (b) e (c), a 20 °C, 150 °C e 240°C,

respetivamente. Para a temperatura ambiente é possível observar um pequeno aumento da temperatura da chapa, associada ao calor gerado por deformação plástica e atrito.

A força do cerra-chapas é mantida constante até à obtenção da geometria final do componente. O valor utilizado para as três temperaturas é de 5 kN. Na Figura 2.2 (d) apresenta-se a evolução da força do cerra-chapas para os ensaios realizados a 20 °C, 150 °C e 240 °C, respetivamente.

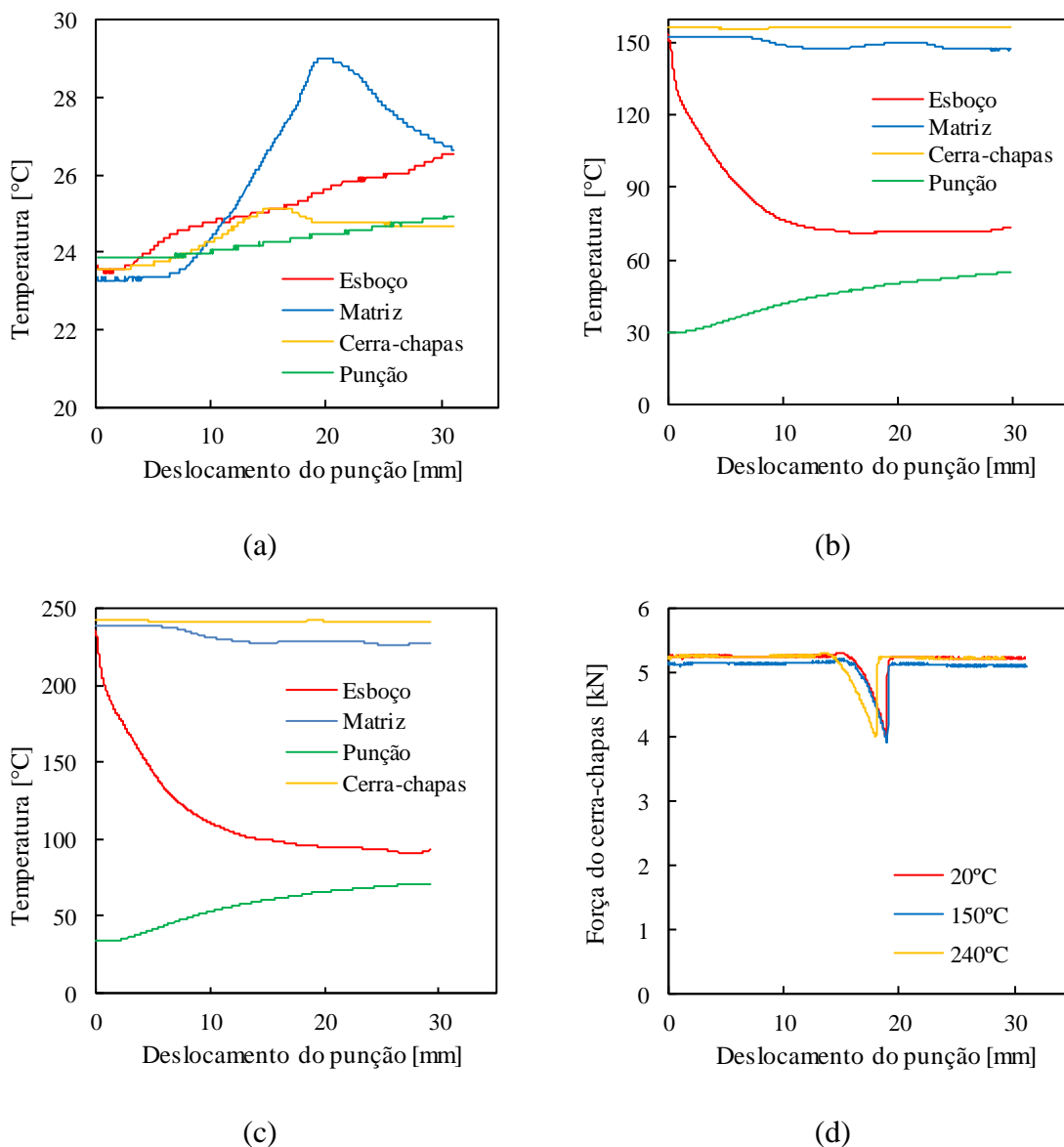


Figura 2.2 Variação da temperatura das ferramentas com o deslocamento do punção para os ensaios: (a) 20 °C , (b) 150 °C e (c) 240 °C. (d) Variação da força do cerra-chapas com o deslocamento do punção para várias temperaturas.

2.2. Liga AA5086-H111

O material utilizado para obter a taça circular através do processo de estampagem a quente é a liga de alumínio AA5086-H111. Para obter a espessura desejada do esboço, este material foi submetido a um processo de laminagem. Na Tabela 2.1, é apresentada a composição química em percentagem deste material. Na Tabela 2.2, são apresentadas as propriedades gerais do material em estudo.

Tabela 2.1 Composição química em percentagem da liga AA 5086-H111 retirado de (“www.makeitfrom.com,”).

Al	Mg	Mn	Fe	Si	Cr
93 – 96,3	3,5 – 4,5	0,2 – 0,7	0 – 0,5	0-0,4	0,05 – 0,25

Tabela 2.2 Propriedades da liga AA 5086-H111.

Densidade	Módulo de elasticidade	Coefficiente de poisson	Temperatura de fusão
2,70 g/cm ³	71,7 GPa	0,31	590 °C

De modo a permitir a identificação dos parâmetros das leis constitutivas, o material foi ensaiado para diferentes temperaturas e velocidades de deformação. Além disso, foram realizados diferentes tipos de ensaios: tração uniaxial, corte e expansão biaxial.

2.2.1. Ensaios de tração

Na Figura 2.3 são apresentados os resultados dos ensaios de tração para diferentes temperaturas e para diferentes orientações em relação à direção de laminagem. Ao longo deste trabalho adota-se a designação inglesa para a direção de laminagem (*Rolling Direction* (RD)), a 45° (*Diagonal Direction* (DD)) e a 90° (*Transverse Direction* (TD)), em relação a RD. É possível observar que tanto o efeito de Piobert-Lüders como o efeito Portevin Le-Chatelier estão presentes nas curvas referentes à temperatura ambiente. Para a temperatura mais elevada, estes efeitos já não são visíveis. Também é possível observar que, para valores de deformação iguais, as tensões são menores à medida que a temperatura

aumenta. Este facto pode ser explicado pelo amaciamento do material induzido pelo aumento da temperatura. Por fim, também a tensão limite de elasticidade do material varia com a temperatura. No entanto, não é possível definir um padrão de evolução com a temperatura. Com base nestes ensaios foram determinados os coeficientes de anisotropia para diferentes direções em relação à de laminagem, em função da temperatura. Estes coeficientes estão apresentados na Tabela 2.3. Observa-se uma redução do coeficiente de anisotropia com o aumento da temperatura, sendo que o valor mais elevado é sempre obtido para a direção DD.

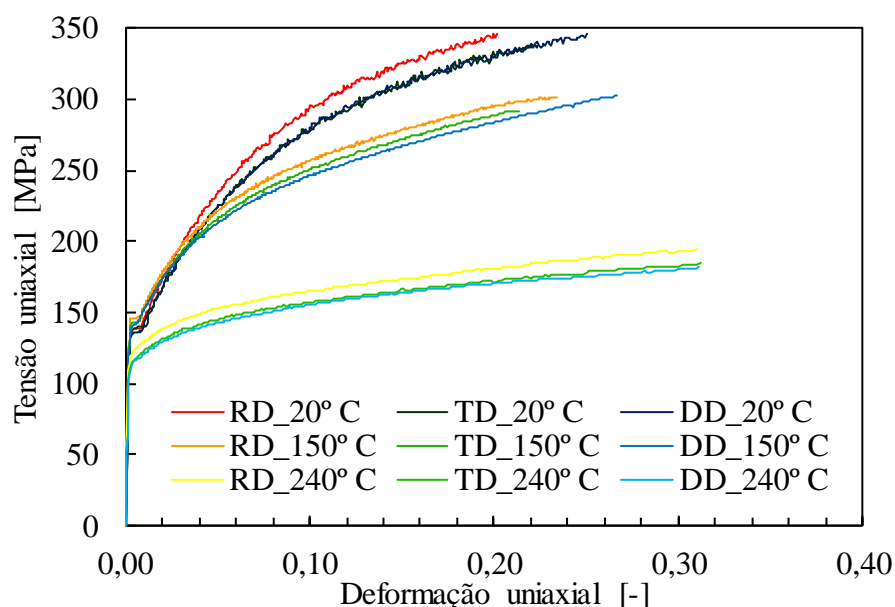


Figura 2.3 Curvas tensão-deformação reais dos ensaios de tração experimentais, para as temperaturas de 20, 150 e 240°C e para as direções RD, DD e TD.

Tabela 2.3 Coeficientes de anisotropia para as temperaturas de 20°C, 150°C e 240 °C para a direção de laminagem (RD), direção perpendicular à laminagem (TD) e na diagonal (DD).

	20°C	150°C	240°C
RD	0,71	0,63	0,60
DD	1,08	0,97	0,88
TD	0,73	0,66	0,67

Os ensaios apresentados na Figura 2.3 foram todos realizados com uma velocidade da amarra constante designada por v_1 . De modo a avaliar a influência da velocidade de deformação, foram também realizados ensaios de tração, para provetes

orientados segundo RD, para outros dois valores de velocidade da amarra, 10 e 100 vezes superiores a v_1 . A Figura 2.4 apresenta os resultados obtidos para as diferentes velocidades da amarra, para as diferentes temperaturas. Para a temperatura ambiente (20°C), a velocidade de deformação tem influência negativa na resistência do material. Isto é, quanto maior é a velocidade de deformação, menor é a resistência do material. Já para a temperatura de 240°C acontece o oposto, ou seja, a resistência do material aumenta com o aumento da velocidade de deformação. Os ensaios realizados a 150°C não permitem concluir se a sensibilidade é positiva ou negativa. Também é possível observar que a velocidade de deformação tem mais impacto para a temperatura mais elevada.¹

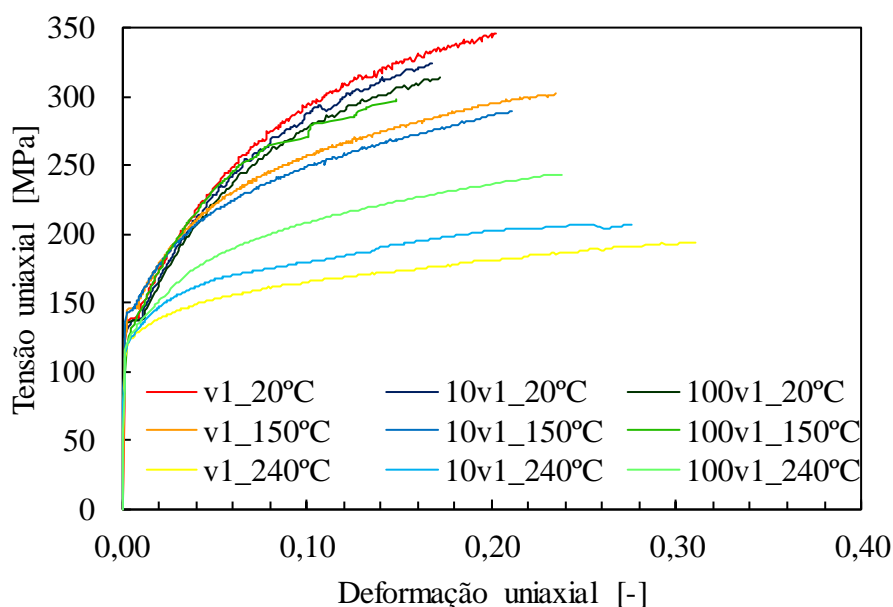


Figura 2.4 Curvas tensão-deformação reais dos ensaios de tração experimentais, para as temperaturas de 20, 150 e 240°C e para as velocidades v_1 , $10 \times v_1$ e $100 \times v_1$.

2.2.2. Ensaios de corte

Os ensaios de corte foram realizados, para provetes orientados segundo a direção de laminagem, a uma velocidade de 0,06 mm/s, para as temperaturas de 20 e 150°C. Para cada uma das temperaturas foram efetuados ensaios com inversão da trajetória para valores de deformação de corte de 10, 20 e 30% e um ensaio monótono (sem inversão de trajetória). Os resultados dos ensaios de corte são apresentados na Figura 2.5.

¹ Os ensaios de tração uniaxial foram realizados impondo uma velocidade constante para a amarra e não velocidade de deformação constante, o que dificulta a sua interpretação.

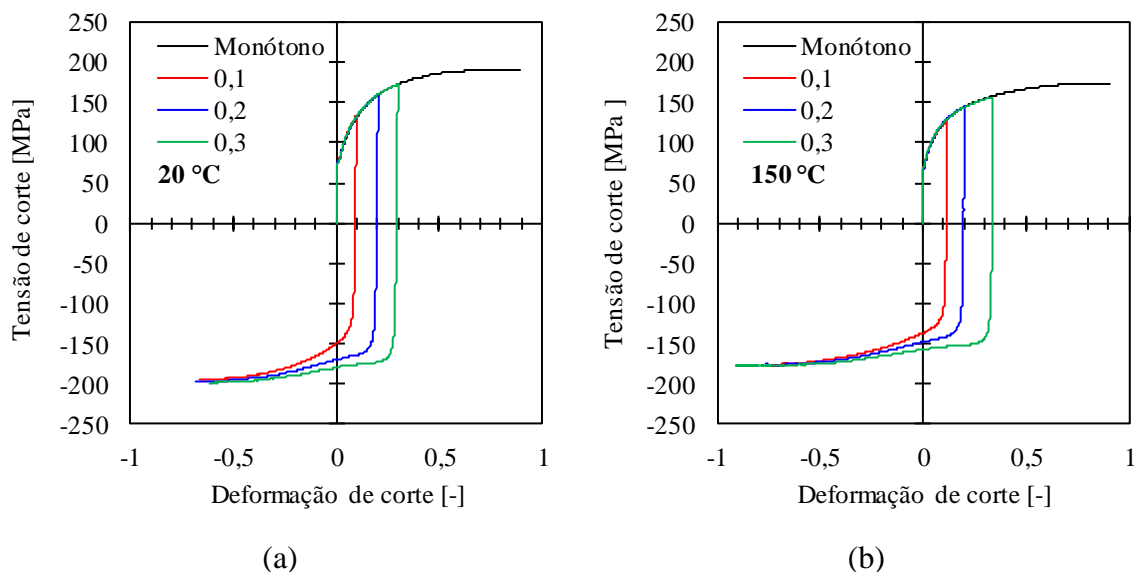


Figura 2.5 Curvas tensão-deformação reais dos ensaios de corte experimentais com inversão de trajetória a 10, 20 e 30% de deformação e sem inversão: a) a 20 °C e b) 150 °C.

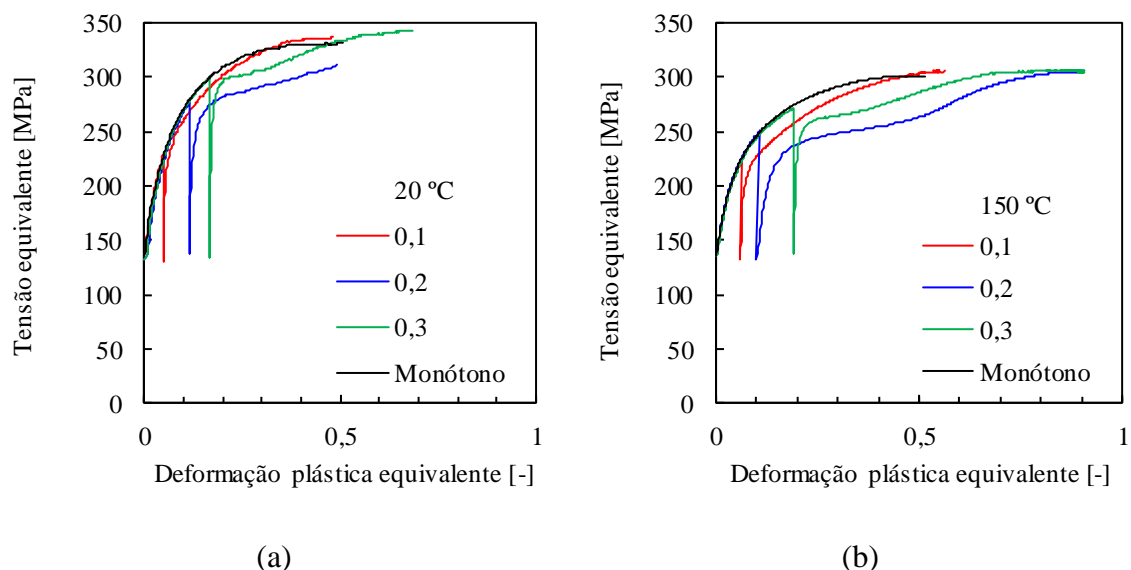


Figura 2.6 Curvas tensão-deformação plástica equivalente dos ensaios de corte experimentais: a) a 20°C e b) a 150°C.

O efeito de Bauschinger está associado à diminuição da tensão de escoamento com a alteração da trajetória de deformação. Para analisar a sensibilidade do material a este efeito, os dados foram convertidos para tensão equivalente e deformação plástica equivalente (admitindo comportamento isotrópico, definido pelo critério de von Mises) e são apresentados na Figura 2.6. Como é possível observar, quando há inversão da trajetória de deformação, a tensão de escoamento do material diminui, sendo esta diminuição mais

notória para temperaturas mais elevadas. Logo, o material em estudo apresenta efeito de Bauschinger. Outro efeito que também é notório é a estagnação.

2.2.3. Ensaio de expansão biaxial

O ensaio de expansão biaxial foi realizado apenas à temperatura ambiente. A principal vantagem deste ensaio é obter mais informação sobre o encruamento do material, relativamente ao ensaio de tração, uma vez que permite atingir maiores valores de deformação plástica equivalente, sem ocorrência de instabilidade. Este ensaio, apesar de não ser essencial para a caracterização do material, contribui para aumentar a precisão na definição dos parâmetros do critério de plasticidade e da lei de encruamento. Como se pode observar na Figura 2.7, o ensaio de tração apenas fornece informação até cerca de 20% de deformação, enquanto o ensaio de expansão biaxial permite obter dados até, aproximadamente, 50% de deformação plástica equivalente.

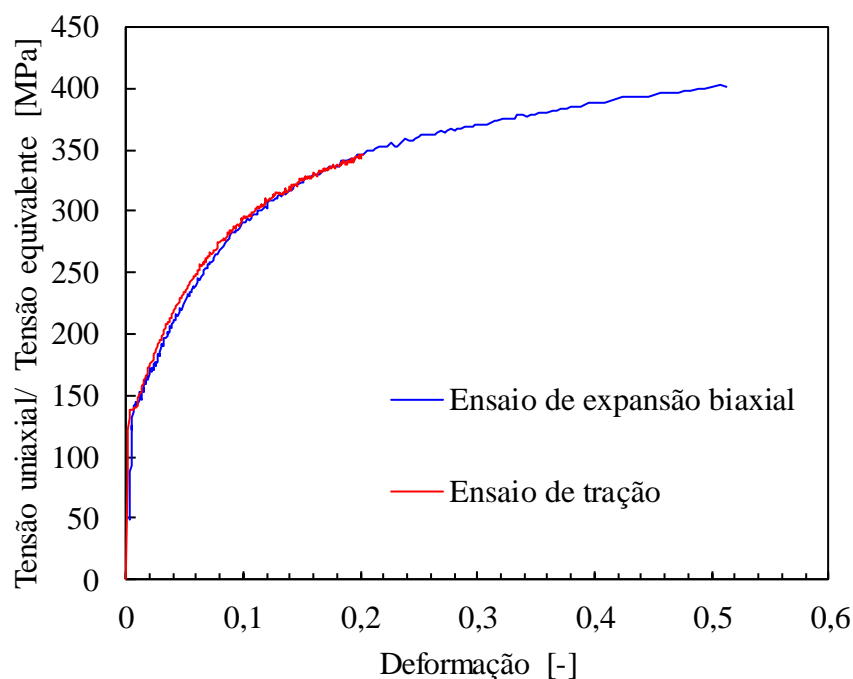


Figura 2.7 Curvas tensão-deformação dos ensaios experimentais de tração e expansão biaxial.

3. SIMULAÇÃO NUMÉRICA

Neste trabalho foi utilizado o código de elementos finitos DD3IMP para realizar as simulações do processo de estampagem a frio e a quente. Neste capítulo descreve-se o procedimento adotado para modelar o comportamento mecânico do material e o processo, com base nos dados experimentais fornecidos pelo comité. São também descritos os algoritmos de acoplamento termomecânico analisados no âmbito deste trabalho.

3.1. Leis de encruamento

Nos metais, é comum observar um aumento da resistência durante a deformação plástica, ou seja, a tensão aumenta com o aumento da deformação plástica. Este fenómeno é designado por encruamento. Assim, à medida que o material é deformado plasticamente, a superfície de plasticidade é modificada. Existem dois tipos de encruamento: isotrópico e cinemático. No encruamento isotrópico considera-se que a superfície de plasticidade é modificada através da sua expansão. No encruamento cinemático considera-se que o centro da superfície de plasticidade sofre uma translação.

3.1.1. Lei de Hockett-Sherby modificada

De forma a procurar descrever o encruamento do material tendo em conta o efeito da temperatura e da velocidade de deformação, utilizou-se uma lei de encruamento isotrópico, proposta por Wagoner et al. (1988). Esta lei foi utilizada também noutros estudos, tendo sido obtidos bons resultados (e.g. (Laurent et al., 2015) e (Abedrabbo et al., 2007)).

A lei de encruamento utilizada baseia-se na modificação da lei de Hockett-Sherby, que é função apenas na deformação plástica equivalente. Assim, adiciona-se um termo para contabilizar o efeito da velocidade de deformação. Assim, a lei de Hockett-Sherby modificada é dada pela expressão

$$Y(T, \bar{\varepsilon}^p, \dot{\varepsilon}) = [Y_0 + Q(1 - \exp(-b(\bar{\varepsilon}^p)^n))] \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right]^m \quad (3.1)$$

onde $\bar{\varepsilon}^p$ é a deformação plástica equivalente, $\dot{\varepsilon}$ é a velocidade de deformação, $\dot{\varepsilon}_0$ é um fator normalizado da velocidade de deformação, Q é a tensão de saturação (valor máximo

admissível para a tensão de escoamento), Y_0 é a tensão limite de elasticidade, b define o crescimento da superfície de plasticidade, Y é a tensão de escoamento, n é o coeficiente de encruamento e m é o coeficiente de sensibilidade à velocidade de deformação. Para descrever a dependência da temperatura, os parâmetros Q , m e n são definidos em função da temperatura, pelas seguintes expressões:

$$Q(T) = Q_0 - a_1 \left[1 - \exp\left(a_2 \frac{T}{T_m}\right) \right] \quad (3.2)$$

$$m(T) = m_0 \exp\left(m_1 \frac{T}{T_m}\right) \quad (3.3)$$

$$n(T) = n_0 - n_1 \left(\frac{T}{T_m}\right) \quad (3.4)$$

onde T é a temperatura atual do material e T_m é a temperatura de fusão. As constantes a_1 , a_2 , m_0 , m_1 , n_0 e n_1 são parâmetros do material, tal como σ_0 .

Esta lei está atualmente implementada no DD3IMP apenas em combinação com o critério de plasticidade de Hill'48. Por outro lado, não é possível recorrer à combinação com nenhuma lei de encruamento cinemático, pelo que não é possível obter uma correta descrição do efeito de Bauschinger. Esta lei permite descrever uma sensibilidade à velocidade de deformação, que evolui de forma linear com a temperatura (ver (3.3)). Assim, de acordo com os diferentes comportamentos observados na seção 2.2.1, optou-se por não descrever o efeito da velocidade de deformação. Por último, importa referir que esta lei não permite prever a alteração da tensão limite de elasticidade com a temperatura. Com base nestes dados, optou-se por proceder à identificação dos parâmetros da lei de Hockett-Sherby modificada com base apenas nos resultados dos ensaios de tração, realizados com provetes orientados segundo RD, para as diferentes temperaturas. O procedimento utilizado consistiu na minimização do erro quadrático entre os valores ajustados e os experimentais, com o auxílio da ferramenta Solver do Excel®. Assim, os parâmetros identificados são apresentados na Tabela 3.1.

A Figura 3.1 apresenta a comparação entre as curvas obtidas experimentalmente e as aproximadas. De uma forma global, foi obtida uma boa aproximação às curvas experimentais. A diferença mais notória é na parte final das curvas onde as curvas ajustadas tendem a atingir a tensão de saturação mais cedo.

Tabela 3.1 Parâmetros identificados para a lei de encruamento de Hockett-Sherby modificada.

Y_0 [MPa]	b	a_1	a_2	n_0	n_1	m_0	m_1
132,755	24,065	11,561	6,143	1,109	0	0	0

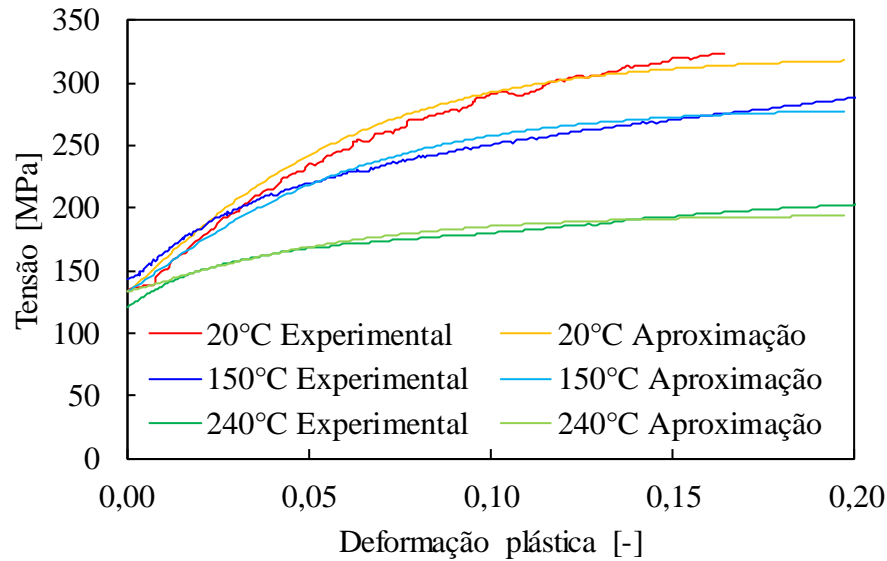


Figura 3.1 Comparação entre as curvas experimentais e as curvas ajustadas pela lei de Hockett-Sherby modificada.

3.1.2. Lei de Voce com encruamento cinemático

Na seção 2.2.2 observou-se que o material em estudo apresenta efeito de Bauchsinger, pelo que se optou por identificar também uma lei de encruamento que permita caracterizar este efeito. A lei selecionada corresponde à lei de Voce, para descrever a componente isotrópica, e à lei de Frederick-Armstrong (Frederick & Armstrong, 2007), para descrever o encruamento cinemático.

A lei de encruamento isotrópica de Voce corresponde a um caso particular da lei de Hockett-Sherby e é dada pela equação:

$$Y(\bar{\epsilon}^p) = Y_0 + (Y_{sat} - Y_0)[1 - \exp(-C_Y \bar{\epsilon}^p)] \quad (3.5)$$

onde C_Y é um parâmetro do material, Y_0 a tensão limite de elasticidade inicial e Y_{sat} a tensão de saturação do material. A lei de encruamento cinemático utilizada baseia-se na evolução do tensor das tensões inversas \mathbf{X} , dada pela expressão:

$$\dot{\mathbf{X}} = C_x \left[\frac{X_{sat}}{\bar{\sigma}} (\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}) - \mathbf{X} \right] \dot{\bar{\epsilon}}^p \text{ com } \dot{\mathbf{X}}(\mathbf{0}) = \mathbf{0} \quad (3.6)$$

onde C_x e X_{sat} são parâmetros do material e σ' é a componente desviadora do tensor das tensões de Cauchy. O inconveniente desta lei, da forma como está implementada no DD3IMP, é que não permite descrever a evolução da expansão e da translação da superfície de plasticidade, com a evolução da temperatura. Neste contexto, foi utilizada para descrever o comportamento mecânico do material apenas à temperatura ambiente. Para identificar os parâmetros que descrevam simultaneamente o encruamento isotrópico e cinemático, utilizou-se novamente a função Solver do Excel®, de forma a minimizar o erro quadrático entre os valores obtidos com a lei de Voce com encruamento cinemático e dos ensaios experimentais de tração, corte e expansão biaxial. Na Figura 3.2 é apresentada a comparação entre as curvas experimentais e a ajustada para cada ensaio, designada por “Voce+KH”. Na figura apresenta-se também a componente isotrópica (designada por “Voce”), de modo a realçar o efeito da componente cinemática. Os dados de entrada para o programa DD3IMP da lei de Voce com encruamento cinemático são apresentados Tabela 3.2.

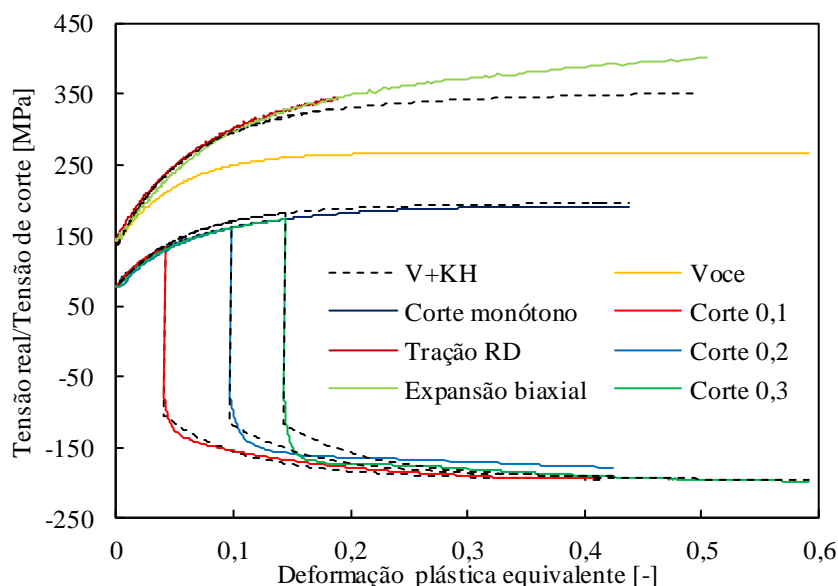


Figura 3.2 Comparação entre os ensaios experimentais a 20° C e a lei de Voce com encruamento cinemático ajustada.

Tabela 3.2 Parâmetro que definem a lei de Voce com encruamento cinemático.

Y_0 [MPa]	Y_{sat} [MPa]	C_y	C_x	X_{sat} [MPa]
134,393	267,322	19,663	10,4754	73,4234

3.2. Critérios de plasticidade

O critério de plasticidade permite definir uma superfície de plasticidade, que corresponde a todos os estados de tensão para os quais ocorre o início da deformação plástica (Alves, 2003). Ao longo dos anos, têm sido propostos inúmeros critérios de plasticidade para caracterizar o comportamento dos mais variados materiais. Globalmente, existem dois tipos de critérios de plasticidade: isotrópicos e anisotrópicos. Um material é considerado isotrópico se apresentar um comportamento igual segundo as várias direções. Se o comportamento do material for diferente entre as várias direções, então é designado por material anisotrópico. No caso das chapas metálicas, o processo de laminagem induz propriedades distintas em relação a três eixos ortogonais, i.e. apresentam um comportamento ortotrópico. Para a liga de alumínio em estudo, este apresenta um comportamento distinto entre as várias direções no plano da chapa, como é possível observar através dos coeficientes de anisotropia apresentados na Tabela 2.3 e pelas curvas tensão-deformação apresentadas na Figura 2.3. Assim, é necessário considerar um critério de plasticidade ortotrópico na simulação numérica do processo de estampagem. Neste trabalho foram utilizados dois critérios de plasticidade ortotrópicos, que são descritos nas secções seguintes.

3.2.1. Critério de Hill'48

O critério de Hill'48 é um dos critérios anisotrópicos mais utilizados devido à sua simplicidade. Apesar de a sua utilização ser contestada para materiais que apresentam coeficientes de anisotropia < 1 , Laurent et al. (2015) alcançaram bons resultados na simulação do processo de estampagem a quente de uma taça circular, com um alumínio da série 5000, com este critério de plasticidade.

Hill, (1948) deduziu este critério, a partir do critério de von Mises (isotrópico), de forma a ter em conta as diferenças de comportamento do material nas várias direções.

Esta transformação é feita através dos parâmetros de anisotropia. Assim, o critério de Hill'48 é representado pela seguinte equação:

$$F(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + G(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{xz}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = \bar{\sigma}^2 \quad (3.7)$$

onde σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} , τ_{yz} , τ_{xz} , τ_{xy} são os componentes do tensor das tensões de Cauchy, definido no sistema de eixos material, $\bar{\sigma}$ é a tensão equivalente e F, G, H, L, M e N são os parâmetros de anisotropia do material. Os parâmetros de anisotropia podem ser calculados com base nos coeficientes de anisotropia do material com o auxílio das seguintes expressões:

$$F = \frac{r_0}{r_{90}(1 + r_0)} \quad (3.8)$$

$$G = \frac{1}{(1 + r_0)} \quad (3.9)$$

$$H = \frac{r_0}{(1 + r_0)} \quad (3.10)$$

$$N = \frac{(r_0 + r_{90})(2r_{45} + 1)}{2r_{90}(1 + r_0)} \quad (3.11)$$

sendo os valores de r_i os coeficientes de anisotropia obtidos nos ensaios de tração, com o provete orientado segundo uma direção a i° com RD. Devido à dificuldade em definir os parâmetros L e M , relativos às propriedades da chapa na direção da espessura, estes parâmetros são muitas vezes considerados como isotrópicos assumindo o valor de 1,5.

Os parâmetros de anisotropia foram determinados com base nos coeficientes de anisotropia da Tabela 2.3, tendo sido obtidos os valores apresentados na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 Parâmetros de anisotropia do critério de Hill'48 para as temperaturas de 20, 150 e 240 °C.

	<i>F</i>	<i>G</i>	<i>H</i>	<i>L</i>	<i>M</i>	<i>N</i>
20°C	0,569	0,585	0,415	1,500	1,500	1,823
150°C	0,586	0,613	0,387	1,500	1,500	1,763
240°C	0,560	0,625	0,375	1,500	1,500	1,635

3.2.2. Critério de Barlat 91

O critério Yld'91 (Barlat et al., 1991) foi concebido de forma a superar as limitações do critério de Hill'48. Este critério, apesar de mais complexo, tem a vantagem de apresentar uma superfície de plasticidade mais flexível. Esta resulta numa melhor previsão das orelhas de estampagem em alumínio, quando comparada com a obtida com o critério de Hill'48, uma vez que o último sobrestima as diferenças relativas à distribuição da tensão de escoamento no plano da chapa (Habraken & Dautzenberg, 1995).

A tensão equivalente do critério de Yld'91 é definida pela expressão:

$$|s_1 - s_2|^a + |s_2 - s_3|^a + |s_1 - s_3|^a = 2\bar{\sigma}^a \quad (3.12)$$

em que s_1, s_2 e s_3 são as tensões principais do tensor \mathbf{s} . O tensor \mathbf{s} pode ser calculado pela seguinte expressão:

$$\mathbf{s} = \mathbf{L} : \boldsymbol{\sigma} \quad (3.13)$$

onde $\boldsymbol{\sigma}$ é o tensor das tensões de Cauchy e \mathbf{L} o tensor de anisotropia. Este tensor de anisotropia pode ser definido por

$$\mathbf{L} = \begin{bmatrix} (C_2 + C_3)/3 & -C_3/3 & -C_2/3 & 0 & 0 & 0 \\ -C_3/3 & (C_3 + C_1)/3 & -C_1/3 & 0 & 0 & 0 \\ -C_2/3 & -C_1/3 & (C_1 + C_2)/3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_6 \end{bmatrix} \quad (3.14)$$

sendo C_i são os parâmetros de anisotropia.

No caso em estudo, os parâmetros do critério de plasticidade foram identificados com o auxílio do programa DD3MAT (Alves et al., 2004), com base nos ensaios experimentais fornecidos. Neste contexto, importa realçar que esta identificação foi realizada apenas com base nos ensaios à temperatura ambiente. Na Figura 2.3 observar--se

que a liga de alumínio apresenta tensões limite de elasticidade que são bastante semelhantes para os três ensaios, RD, DD e TD. No entanto, com o aumento da deformação plástica as diferenças tornam-se mais perceptíveis. Assim, optou-se por proceder à análise da evolução da razão de tensão, em função do trabalho plástico. Para tal, foram predefinidos valores de trabalho plástico no intervalo de 0 a 35 MPa, com incrementos de 5 MPa. Para cada um destes valores, foram determinados os valores de tensão correspondentes, para cada um dos ensaios experimentais em análise: ensaios de tração (na direção RD, DD e TD), ensaio de corte monótono e ensaio de expansão biaxial. Os valores de tensão obtidos para cada ensaio foram normalizados com o valor obtido para o ensaio de tração com o provete orientado na direção RD. Os resultados obtidos são apresentados na Figura 3.3, que permite observar que para um valor de trabalho plástico de 20 MPa a razão de tensões apresenta um comportamento mais estável. A razão foi sempre calculada com base no valor de tensão para o ensaio de tração na direção de laminagem. Assim, este valor de trabalho plástico foi o utilizado para definir o valor da tensão e da respetiva deformação plástica equivalente, que o critério de plasticidade deve procurar reproduzir para cada ensaio.

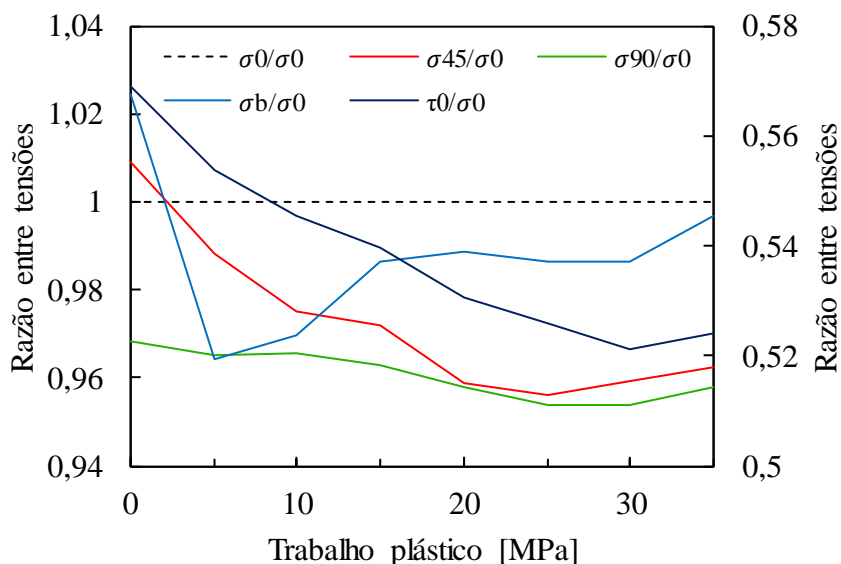


Figura 3.3 Razão entre tensões para os ensaios de tração, corte e expansão biaxial para vários níveis de trabalho plástico. Escala secundária para o ensaio de corte.

Na Tabela 3.4 são apresentados os dados de entrada para o programa DD3MAT, definidos para 20 MPa de deformação plástica. Estes dados foram também utilizados para

identificar os parâmetros de anisotropia para o critério de Hill'48, de forma a encontrar um melhor compromisso entre as tensões limite de elasticidade e os coeficientes de anisotropia. Na Tabela 3.5 são apresentados os parâmetros de anisotropia obtidos pelo programa DD3MAT para o critério de Hill'48 e Yld'91.

Tabela 3.4 Valores dos coeficientes de anisotropia, de tensão e deformação para 20 MPa de trabalho plástico.

	Tração 0°	Tração 45°	Tração 90°	Corte monótono	Expansão biaxial
Tensão [MPa]	290,040	278,079	277,822	153,875	286,832
Deformação plástica	0,086	0,088	0,089	0,155	0,088
Coefficiente de anisotropia	0,71	1,08	0,73		

Tabela 3.5 Parâmetros de anisotropia do critério Yld'91 e Hill'48, identificados com o auxílio do programa DD3MAT.

	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5	C_6
Yld'91	0,883	0,888	0,804	1,000	1,000	0,899
	F	G	H	L	M	N
Hill'48	0,406	0,411	0,295	1,500	1,500	1,296

Na Figura 3.4 é apresentada a comparação entre os valores experimentais de r e as tensões limite de elasticidade normalizadas, com os valores ajustados pelos dois critérios de plasticidade, sendo que é adotada a designação “Hill48 r ” para o critério de Hill'48 identificado com base nos coeficientes de anisotropia. É possível observar que todos os critérios conduzem a um excelente ajuste da distribuição no plano dos valores de r . Relativamente à distribuição no plano das tensões limite de elasticidade, nenhum dos critérios permite descrever corretamente a evolução. Opta-se por apresentar os valores normalizados com a tensão limite de elasticidade a 0° de modo a realçar que ambas as versões dos critérios de Hill'48 apresentam uma distribuição idêntica. Também se observa que o

critério de Hill'48 apresenta sempre uma maior amplitude de variação, quando comparado com o critério de Yld'91.

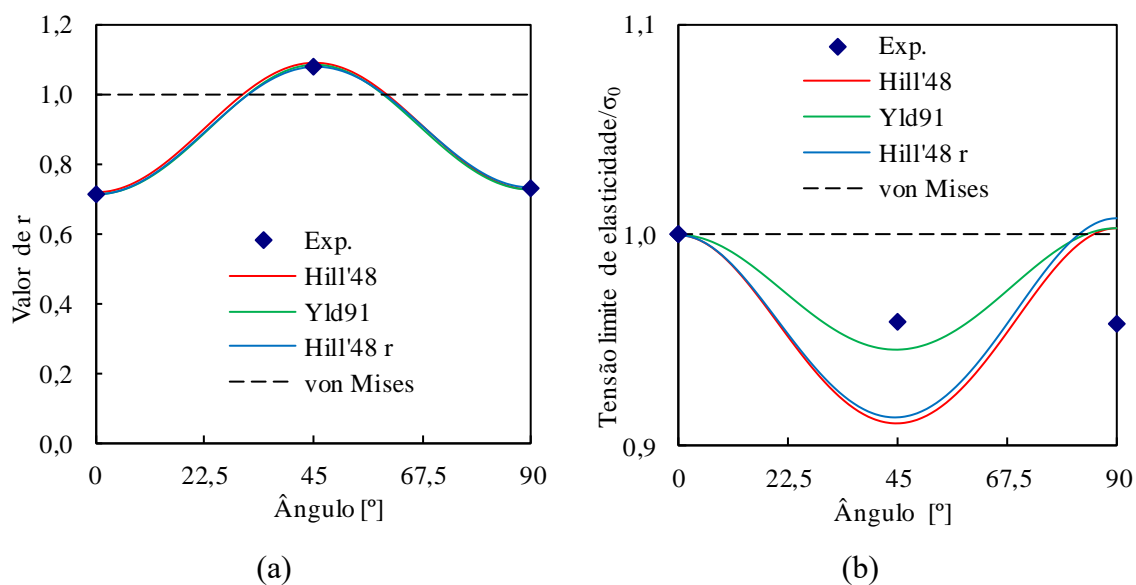


Figura 3.4 Comparação entre valores experimentais e ajustados pelos critérios de plasticidade de Hill'48 e Yld'91: (a) valores de r e (b) tensões limite de elasticidade normalizadas.

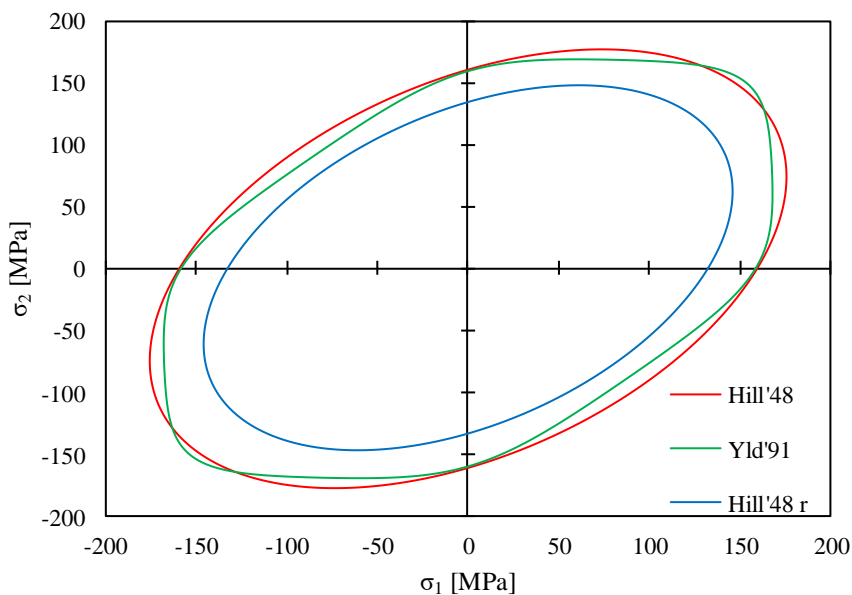


Figura 3.5 Superfícies de plasticidade para o critério de plasticidade de Hill'48 e Yld'91.

Na Figura 3.5 são apresentadas as superfícies limite de elasticidade, no plano σ_1 - σ_2 , obtidas para os dois critérios de plasticidade analisados. É possível observar que as duas identificações do critério de Hill'48 apresentam uma geometria idêntica, sendo evidente a

diferença induzida pela utilização de outros ensaios, que não o de tração uniaxial, por exemplo na tensão limite de elasticidade prevista para RD. A identificação realizada apenas com os coeficientes de anisotropia foi combinada com a lei de encruamento de Hockett-Sherby modificada, enquanto que a identificação realizada com o DD3MAT recorreu à lei de Voce com encruamento cinemático. Como referido anteriormente, sendo o critério Yld'91 mais flexível, este consegue evidenciar o efeito das tensões de corte e biaxial na geometria da superfície de plasticidade.

3.3. Algoritmos de acoplamento

A simulação numérica do processo de estampagem a quente envolve a deformação macroscópica de um corpo deformável, tendo em conta todos os efeitos térmicos da envolvente e do próprio processo de deformação. Modelar este problema implica estabelecer um conjunto de equações, que permitam relacionar as variáveis cinemáticas do processo e o comportamento mecânico e térmico do corpo deformável. Este conjunto de equações define o problema termomecânico acoplado. No entanto, o tratamento simultâneo destas equações não é fácil, devido à forte não linearidade do problema termomecânico. A solução é separar o problema termomecânico em dois subproblemas, mecânico e térmico. Esta solução obriga a que se defina uma estratégia para troca de informação entre os dois subproblemas.

Nas subsecções seguintes, são apresentados os algoritmos referentes a duas estratégias clássicas de acoplamento termomecânico, que foram utilizadas durante as simulações numéricas, e um referente a uma estratégia nova desenvolvida por Martins et al. (2016). Note-se que estas estratégias foram adaptadas e implementadas na estrutura do código DD3IMP. Assim, em todas elas é utilizada a estratégia r_{min} , que controla automaticamente o tamanho do incremento. Para mais detalhes sobre esta estratégia consultar (Oliveira & Menezes, 2004).

3.3.1. Iterativo

Um dos algoritmos clássicos apresentados é o algoritmo iterativo que está representado de forma esquemática na Figura 3.6. Este algoritmo destaca-se por se focar na precisão dos resultados e incluir na sua estrutura um ciclo iterativo que garante a convergência do problema termomecânico. Assim, numa primeira fase, o problema

mecânico é resolvido através de um procedimento explícito. Com base na solução explícita, a estratégia r_{min} controla o tamanho de incremento e procede-se à fase de correção. Na fase seguinte, é resolvido novamente o problema mecânico usando um esquema implícito, o método de Newton-Raphson, e com a solução encontrada, resolve-se o problema térmico de forma implícita. Este procedimento é repetido em ciclo até cumprir o critério de convergência do problema termomecânico. Quando o critério de convergência é verificado, segue-se para o próximo incremento. Este método tem um custo computacional mais elevado, mas em compensação a precisão dos resultados é melhor devido ao ciclo iterativo na fase de correção.

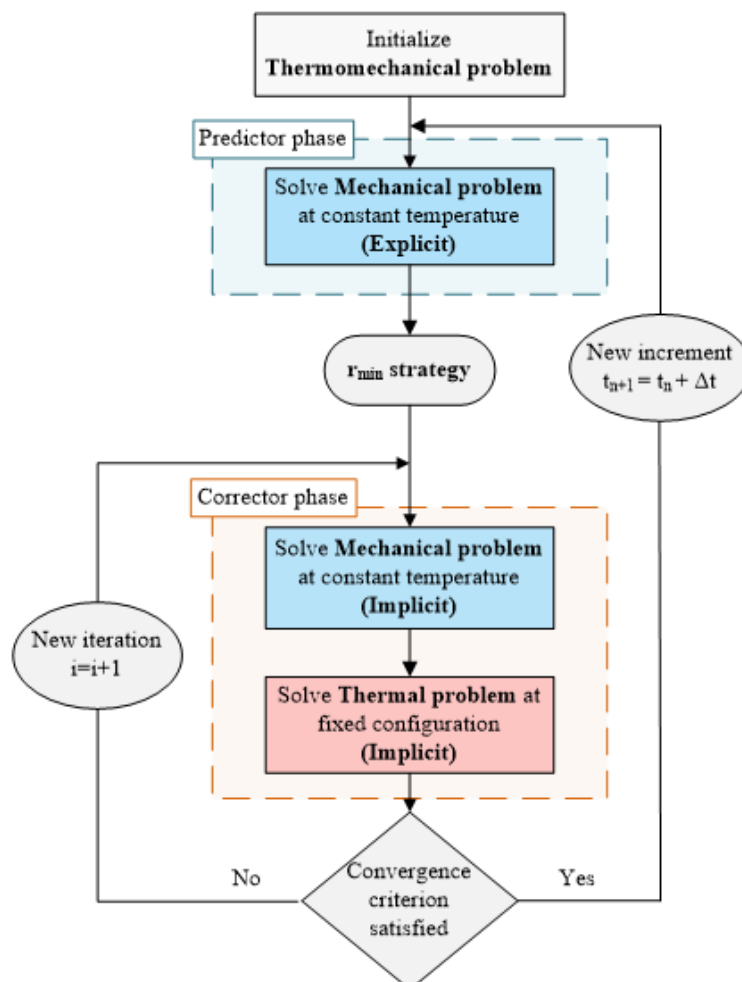


Figura 3.6 Algoritmo de acoplamento iterativo adaptado de (Martins et al., 2016).

3.3.2. Explícito

Na Figura 3.7, apresenta-se o outro algoritmo clássico, designado por explícito. Ao contrário do algoritmo anterior, neste algoritmo a troca de informação entre o problema mecânico e térmico é realizada apenas uma vez em cada incremento. Numa primeira fase é resolvido o problema mecânico de uma forma explícita. Com o resultado do problema mecânico é atribuído um tamanho de incremento, através da estratégia r_{min} , e prossegue-se para a fase de correção. Nesta fase o problema mecânico é resolvido de forma implícita e, com a solução obtida, calcula-se o problema térmico. Ambos os problemas são solucionados de forma implícita e depois do problema térmico resolvido, segue-se para o próximo incremento. Este algoritmo é, teoricamente, mais rápido que o anterior, uma vez que não é necessária a entrada num ciclo iterativo na fase de correção.

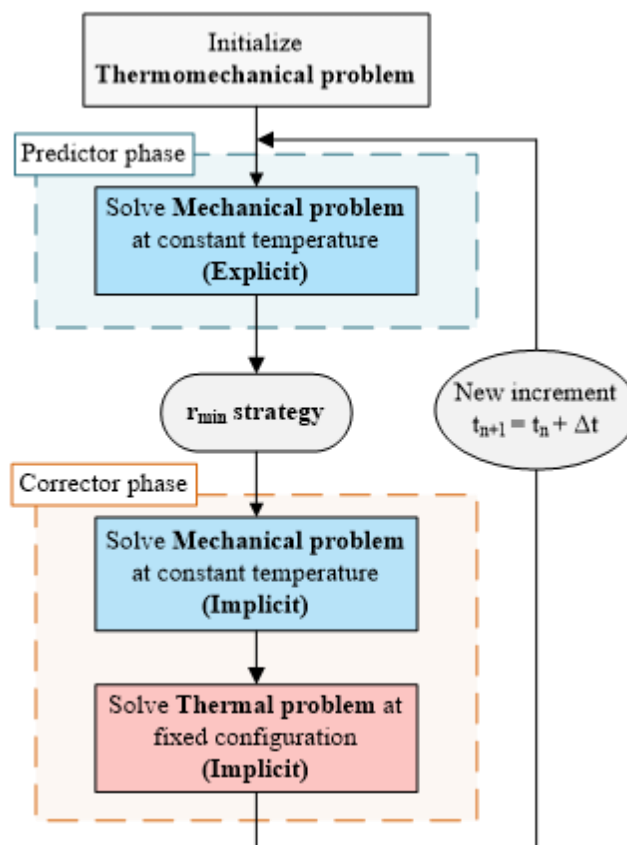


Figura 3.7 Algoritmo de acoplamento explícito retirado de (Martins et al., 2016).

3.3.3. Dupla previsão

O algoritmo de dupla previsão, proposto por Martins et al. (2016), foi desenvolvido de forma a alcançar um melhor compromisso entre o custo computacional e a precisão dos resultados. Na Figura 3.8 é representado esquematicamente o algoritmo de dupla previsão.

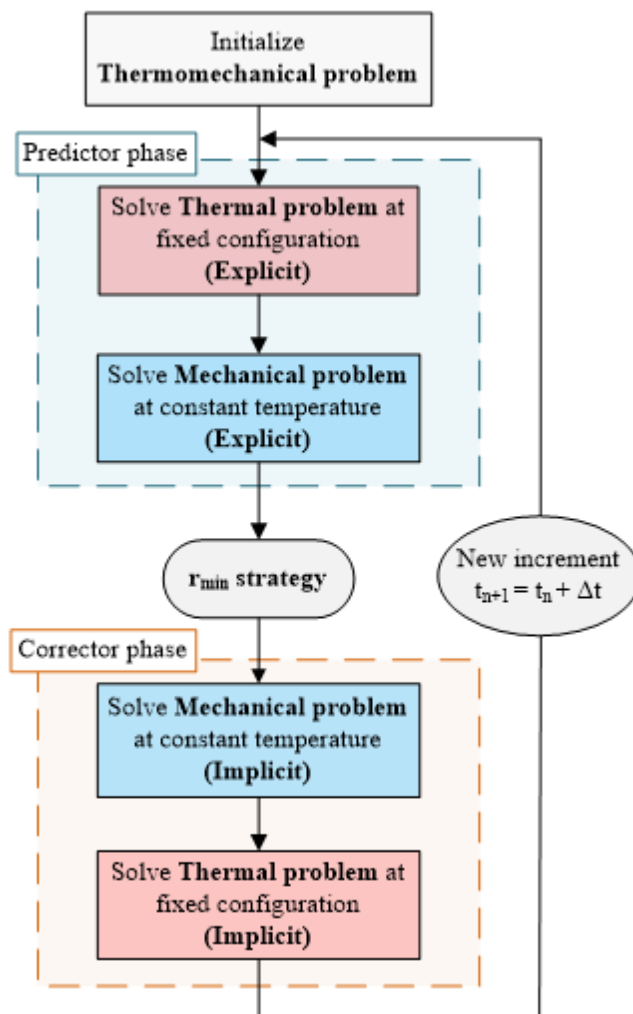


Figura 3.8 Algoritmo de acoplamento de dupla previsão retirado de (Martins et al., 2016).

A grande diferença entre este algoritmo e os anteriores é a fase de previsão. Nesta fase, o problema térmico é resolvido primeiro e com a solução deste, resolve-se o problema mecânico. Ambos são resolvidos de forma explícita. Com a solução da fase de previsão, a estratégia r_{min} ajusta o tamanho do incremento. Segue-se para fase de correção, que é igual ao algoritmo explícito, onde se resolve primeiro o problema mecânico e depois o problema térmico de forma implícita, seguindo-se para o próximo incremento. Os resultados obtidos

com estes algoritmos indicam que o de dupla previsão permite obter resultados tão precisos como o algoritmo iterativo, com um tempo de computação mais baixo (Martins et al., 2016).

3.4. Modelação do problema térmico

A temperatura assume um papel fundamental no comportamento dos materiais. No caso em análise, o aumento da temperatura no esboço é causado por três fontes térmicas: contacto com as ferramentas, calor gerado por deformação plástica e calor gerado por atrito. A transferência de calor, por convecção, para o meio exterior, é desprezada, pois os ensaios experimentais foram realizados numa câmara fechada, pelo que a temperatura do ar envolvente manteve-se constante. As trocas de calor por radiação foram também desprezadas. Por último, importa referir que o modelo adotado considera que a temperatura das ferramentas é constante.

Logo, além da alteração das propriedades do material por aumento da temperatura do esboço, também são gerados gradientes térmicos que provocam a alteração no comportamento do material. A modelação da transferência e da geração de calor permite obter resultados numéricos mais precisos e realistas, apesar do custo computacional ser mais elevado.

3.4.1. Transferência de calor

3.4.1.1. Transferência de calor por condução

O fenómeno que rege a transferência de calor dentro de um corpo é a condução. A equação diferencial, que define a transferência de calor, pode ser obtida através da combinação da primeira lei da termodinâmica e da lei de condução de calor de Fourier, e é definida pela expressão:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (\mathbf{k} \cdot \nabla T) + Q_f \quad (3.15)$$

onde ρ é a densidade, c é o calor específico do material, \mathbf{k} é o tensor da condutividade térmica e Q_f é o somatório das fontes de calor (pode incluir, por exemplo, o calor gerado por deformação plástica e o calor gerado por atrito). O valor de condutibilidade térmica da liga de alumínio em estudo é de 220 W/(m°C) sendo igual para as três direções.

3.4.1.2. Transferência de calor entre ferramentas e esboço

O contacto entre dois corpos a temperaturas diferentes induz um processo de transferência de calor entre eles. A modelação do fluxo de calor devido a este fenómeno depende diretamente da temperatura das superfícies em contacto, ou *quasi* contacto, e do coeficiente de transferência de calor (CTC). Assim, o fluxo de calor devido ao contacto, q_{cont} , é definido:

$$q_{cont} = h(T_1 - T_2), \quad (3.16)$$

h corresponde ao CTC e T_1 e T_2 são as temperaturas de cada um dos corpos em contacto. Na simulação do processo de estampagem a quente a determinação da distribuição de temperaturas na chapa metálica depende, em grande parte, da correta modelação deste fenómeno. Assim, o CTC desempenha um papel fundamental, ao incorporar alguns dos fatores que afetam a transferência de calor entre as superfícies. A distância entre corpos é um desses fatores e neste caso adotou-se a seguinte função para a sua modelação:

$$h(g_n) = h_{inf} - (h_{inf} - h_{sup}) \exp(-m_2 g_n) \quad (3.17)$$

onde h_{inf} e h_{sup} são os valores inferior e superior do CTC, respetivamente, g_n é a distância entre as superfícies e m_2 é um parâmetro numérico.

Numa fase inicial, o comité forneceu valores discretos para o CTC, em função da distância entre superfícies, como se mostra na Tabela 3.6. Posteriormente estes dados foram retirados, de modo a permitir que os participantes adotassem diferentes estratégias. Neste trabalho, os dados da Tabela 3.6 foram adotados como o ponto de partida para determinar os parâmetros h_{inf} , h_{sup} e m_2 da equação (3.17) e assim modelar o fenómeno de transferência de calor por contacto. Os valores de h_{inf} e h_{sup} foram considerados iguais aos valores fornecidos para o CTC para uma distância entre superfícies de 1 mm e 0 mm (Tabela 3.6), respetivamente. O parâmetro m_2 foi ajustado com o auxílio da ferramenta Solver do Excel®, de modo a minimizar o erro entre a função (3.17) e os valores apresentados na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 Valores discretos do CTC em função da distância entre os corpos.

Distância entre superfícies [mm]	0	0,5	1
Coefficiente de transferência de calor[W/(m²°C)]	5500	75	0

De acordo com a liberdade dada pelo comité organizador do caso de estudo, foi definido o objetivo de determinar a evolução para a função do CTC (ver (3.17)) que minimize o erro entre a evolução da temperatura prevista pelo modelo numérico e experimentalmente (ver secção 2.1). No entanto, para atingir este objetivo é necessário realizar a simulação do processo de estampagem, para cada combinação de parâmetros selecionados para definir o CTC. Para além disso, importa referir que no DD3IMP a temperatura das ferramentas é considerada uniforme e constante, ao longo do processo, pelo que também a temperatura das ferramentas pode ser alterada. No caso em concreto, optou-se por alterar apenas a temperatura do punção, T_p , uma vez que é a ferramenta que apresenta maior influência na temperatura final da chapa. De seguida descreve-se o procedimento adotado para a temperatura de 240 °C.

A primeira simulação realizada é designada por “5500_8,6_60” (“ $h_{sup_m_2_T_p}$ ”) tendo sido utilizados os parâmetros definidos na Tabela 3.7 e uma temperatura do punção, igual ao valor médio da temperatura determinada experimentalmente (ver secção 2.1). Na Figura 3.9 (a) apresenta-se a comparação entre a temperatura prevista para a chapa nesta simulação e a experimental. Como se pode observar, as evoluções da temperatura numérica e experimental encontram-se muito desfasadas. Assim, de forma a melhorar a aproximação, procedeu-se ao aumento da temperatura do punção para 75 °C. Esta simulação é designada por “5500_8,6_75” e na Figura 3.9 (a) observa-se que a temperatura da chapa continua a apresentar uma queda inicial muito abrupta, quando comparada com a experimental. Assim, optou-se por proceder à alteração do valor de m_2 , até obter um ajuste considerado adequado para a evolução da temperatura experimental e numérica. Como se mostra na Tabela 3.7 e na Figura 3.9 (a), os parâmetros que melhor ajustaram a evolução da temperatura da chapa correspondem à designação “5500_14,3_75”. A Figura 3.9 (b) apresenta a comparação entre as evoluções do CTC utilizadas neste trabalho.

Para as simulações realizadas com uma temperatura inicial de 150°C, optou-se por recorrer aos mesmos parâmetros de CTC, procedendo apenas à alteração da temperatura do punção. A Tabela 3.8 apresenta as temperaturas iniciais definidas, para as várias ferramentas e para o esboço, para as simulações onde foi utilizado, simultaneamente, o critério de plasticidade de Hill’48 e a lei de encruamento de Hockett-Sherby modificada. Como a lei de encruamento de Voce com encruamento cinemático não consegue descrever

a influência da temperatura, estas simulações foram realizadas admitindo condições isotérmicas. Assim, tanto o esboço como as ferramentas permaneceram sempre a 20°C.

Tabela 3.7 Parâmetros utilizados nas várias simulações de ajuste da evolução da temperatura do esboço.

Designação	T_p [°C]	m_2
5500_8,6_60	60	8,6
5500_8,6_75	75	8,6
5500_35_75	75	35
5500_14,3_75	75	14,3

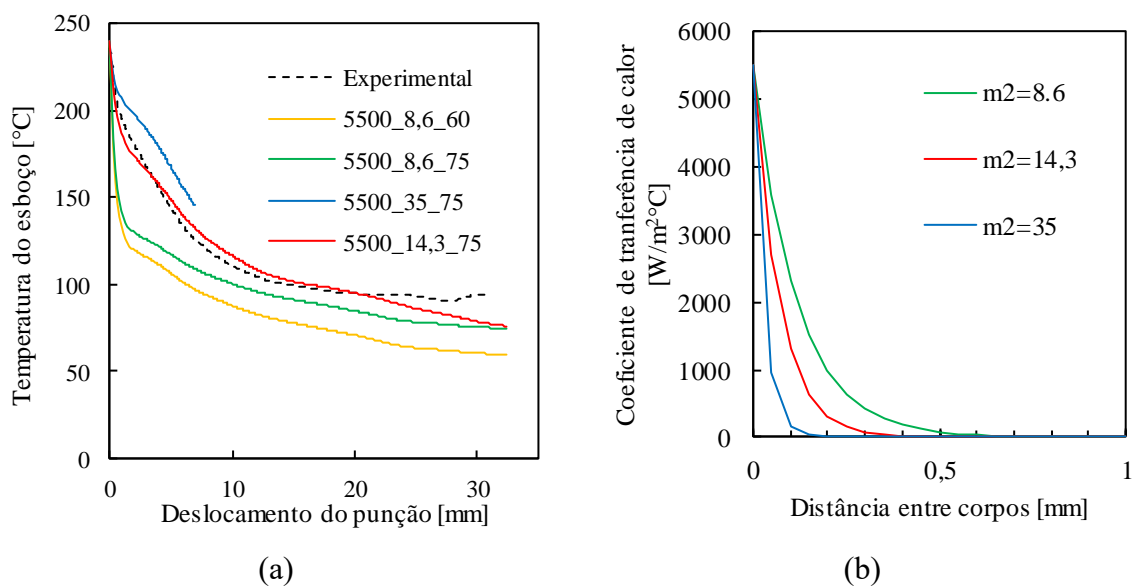


Figura 3.9 (a) Evolução da temperatura do esboço experimental e numérica, para diferentes valores de m_2 e da temperatura do punção e (b) variação do CTC com a distância entre corpos.

Tabela 3.8 Temperaturas iniciais das ferramentas e do esboço.

Ferramenta	Punção	Matriz	Cerra-chapas	Esboço
Simulação 20°C	20°C	20° C	20°C	20°C
Simulação 150°C	65°C	150°C	150°C	150°C
Simulação 240°C	75°C	240°C	240°C	240°C

3.4.2. Calor gerado por deformação plástica

Quando um material é deformado plasticamente, parte do trabalho plástico realizado é convertido em calor, o que contribui para aumentar a temperatura do material. A outra fração de trabalho plástico é conservada no material. Taylor & Quinney (1934) chegaram à conclusão que cerca de 90% do trabalho plástico é convertido em calor. Para modelar este efeito térmico, foi utilizada a seguinte expressão:

$$\dot{W}^{pl} = \chi \boldsymbol{\sigma} : \mathbf{D}^p \quad (3.18)$$

onde \dot{W}^{pl} é a potência gerada por deformação plástica, χ é o coeficiente de Taylor-Quinney que define a fração de trabalho plástico que é convertido em calor e \mathbf{D}^p é o tensor de velocidade de deformação plástica.

3.4.3. Calor gerado por atrito

Quando há contacto entre dois corpos, geram-se forças de atrito que se opõem ao movimento dos mesmos. Estas forças dependem de uma série de fatores, entre eles a pressão de contacto e o tipo de acabamento da superfície. Assim, o movimento relativo entre corpos em contacto só é possível se as forças aplicadas nestes superarem as forças de atrito. O trabalho dissipado durante este processo é em parte convertido em energia térmica, e o fluxo de calor gerado entre os corpos pode ser definido através da seguinte expressão:

$$q_{frict} = \beta (\xi \mathbf{t}_t \cdot \dot{\mathbf{g}}_t) \quad (3.19)$$

onde q_{frict} é o fluxo de calor devido ao atrito, β é um parâmetro que define a quantidade de calor dissipado para o corpo rígido, ξ representa a fração de energia gerada convertida em calor, $\dot{\mathbf{g}}_t$ é o incremento da velocidade tangencial devido ao escorregamento entre os corpos e \mathbf{t}_t é a força tangencial devido ao contacto com atrito (Martins et al., 2015). Os valores de β e ξ utilizados são 0,5 e 1, respetivamente.

3.5. Modelação das ferramentas e do esboço

A simetria geométrica e material permite realizar a simulação numérica do processo de estampagem de apenas um quarto do modelo. No entanto, para simular a abertura do anel é mais simples recorrer apenas à simetria segundo a direção de laminagem, pelo que as simulações foram realizadas para meia taça. Em seguida são apresentadas as discretizações utilizadas nas várias ferramentas e no esboço.

3.5.1. Ferramentas

Todas as ferramentas são consideradas corpos rígidos, ou seja, não deformam. Além disso, estas foram definidas como superfícies Nagata (Nagata, 2005), o que exige a construção de uma malha de elementos finitos. Cada superfície Nagata é definida a partir da posição e da orientação do vetor normal dos nós de cada elemento finito. Na Figura 3.10, são apresentadas as discretizações utilizadas para as ferramentas.

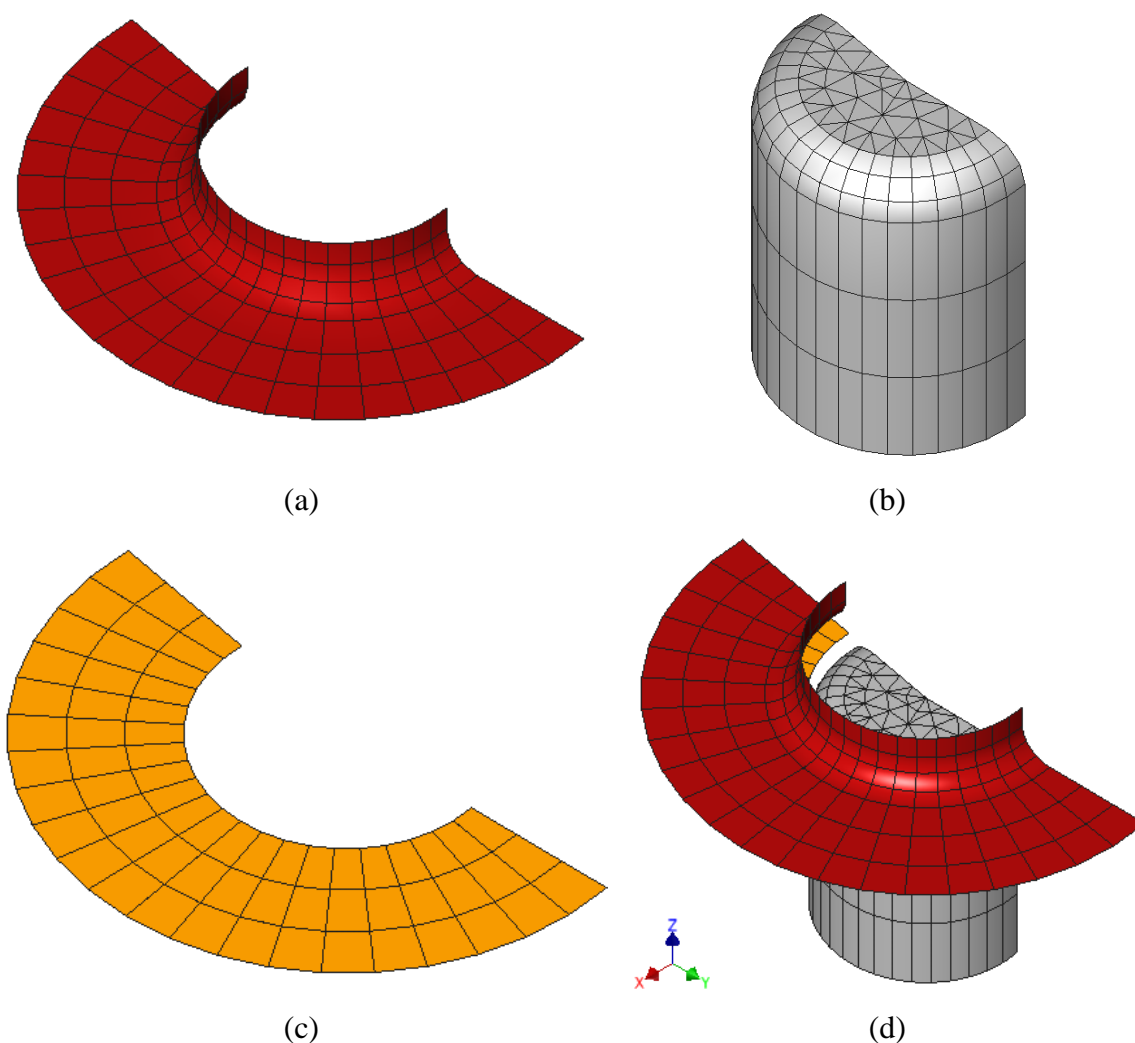


Figura 3.10 Representação das ferramentas utilizadas na simulação numérica: (a) matriz, (b) punção, (c) cerra-chapas e (d) disposição do conjunto das ferramentas.

O processo de estampagem é realizado com a matriz fixa. Na primeira etapa, o cerra-chapas desloca-se até atingir o valor de força de 5 kN (valor utilizado experimentalmente), que é mantido constante ao longo dos ensaios. A segunda fase consiste

no deslocamento do punção até atingir 32,5 mm. A terceira fase corresponde à remoção das ferramentas. O valor do coeficiente de atrito global sugerido pela conferência foi de 0,09, sendo esse o valor utilizado.

3.5.2. Esboço

O problema em questão envolve grandes deformações. Menezes & Teodosiu (2000) estudaram, anteriormente, exemplos semelhantes e chegaram à conclusão que a combinação de elementos finitos sólidos hexaédricos com 8 nós, com uma integração seletiva reduzida conduz a bons resultados. Sendo assim, neste estudo foi adotada esta combinação, pelo que cada elemento apresenta oito pontos de Gauss.

Na Figura 3.11 é apresentada a discretização utilizada para o esboço. Optou-se por definir uma zona não-estruturada e uma zona estruturada de forma a reduzir o tempo de computação. Na zona estruturada, como esta vai estar sujeita a grandes deformações, é essencial que a discretização tenha elementos de tamanho reduzido, o mais quadrangular possível e que se encontrem estruturados. A zona central como vai estar sujeita a valores de deformações reduzidos, não é necessário cumprir tais requisitos, pelo que esta apresenta um tamanho de elemento maior com uma discretização não estruturada. Para descrever corretamente o raio de curvatura da matriz, recomenda-se a utilização de pelo menos 10 elementos. Assim, a dimensão mínima é dada pela seguinte expressão:

$$FE_{length} = \frac{P_{R_m}}{10}, \quad (3.20)$$

onde FE_{length} é o tamanho do elemento na direção radial e P_{R_m} é o perímetro do raio de curvatura da matriz, que é dado pela seguinte expressão:

$$P_{R_m} = \frac{2\pi R_m}{4}. \quad (3.21)$$

Assim, o perímetro do raio de curvatura da matriz é de 7,85 mm, o que se traduz num tamanho mínimo para o elemento de 0,785 mm, pelo que seriam necessários, no mínimo, 26 elementos segundo a direção radial. Na Tabela 3.9 são apresentados os dados relativos à discretização adotada para a zona estruturada.

Tabela 3.9 Número de elementos utilizados em cada uma das direções do esboço.

Direção	Radial	Circunferencial	Espessura
Número de elementos	56	160	3

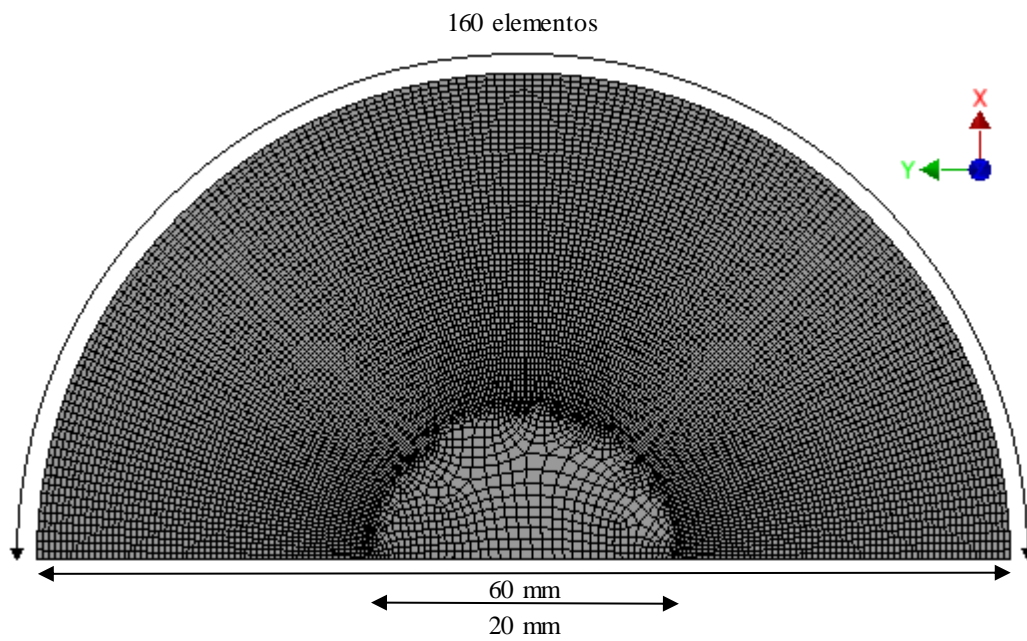


Figura 3.11 Representação da discretização do esboço.

4. RESULTADOS E ANÁLISE

Neste capítulo, analisa-se a eficiência das estratégias de acoplamento implementadas no DD3IMP para a resolução do problema termomecânico, expostas na seção 3.3, com o auxílio do exemplo da simulação da conformação a quente de uma taça cilíndrica. Para tal, são analisadas algumas variáveis de processo, de forma a evidenciar a precisão de cada um dos algoritmos, e os tempos de cálculo. Posteriormente, apresenta-se uma análise detalhada dos resultados numéricos para o caso de estudo proposto pelo comité da conferência *Numisheet* 2016.

4.1. Algoritmos de acoplamento

O exemplo considerado nesta seção é a estampagem de uma taça cilíndrica com o auxílio das ferramentas definidas na Figura 2.1. No entanto, o material considerado é a liga de alumínio AA5754-O, com um esboço circular de raio igual a 60 mm e espessura de 1,0 mm. A lei de encruamento utilizada é a de Hockett-Sherby modificada, com os parâmetros do material e de condições de processo idênticas aos utilizados em Laurent et al. (2015). Deste modo, os resultados apresentados nesta secção permitem a comparação dos algoritmos implementados.

A Figura 4.1 apresenta a evolução da força do punção em função do seu deslocamento, obtida com os três algoritmos de acoplamento. Os três algoritmos apresentam uma evolução da força do punção muito semelhante. Para avaliar um parâmetro diretamente relacionado com o problema térmico, analisou-se a evolução da temperatura de um nó localizado na aba do esboço. Os resultados obtidos são apresentados na Figura 4.2. Mais uma vez, as três evoluções sobrepõem-se.

Por fim, apresentam-se os resultados relativos às orelhas de estampagem, na Figura 4.3. Nesta análise, é possível observar uma diferença subtil entre os algoritmos. Os algoritmos de dupla previsão e iterativo apresentam a mesma evolução, enquanto o explícito apresenta uma evolução semelhante, mas correspondente a uma taça ligeiramente mais alta. Este resultado está de acordo com a evolução prevista para a força de estampagem, uma vez que o algoritmo explícito apresenta uma força ligeiramente mais alta, na fase de estiramento

das orelhas de estampagem (ver Figura 4.1). Esta fase do processo caracteriza-se pelo facto de a chapa estar submetida a elevadas pressões de contacto, o que pode contribuir para ligeiras diferenças no calor gerado por atrito e deformação plástica. Também foram analisados os resultados da espessura, ao longo da parede vertical do componente, em várias direções. Os resultados obtidos para os três algoritmos são muito semelhantes, pelo que se optou por não mostrar neste documento.

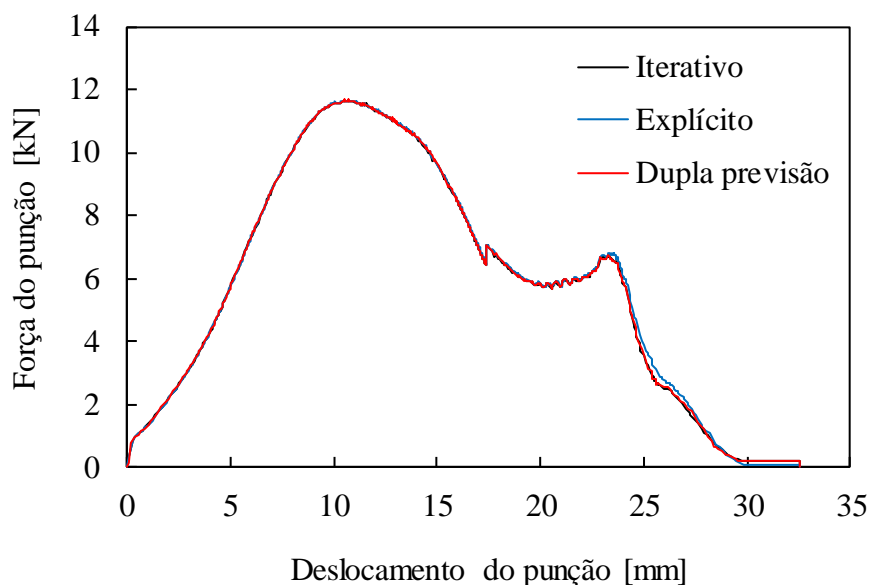


Figura 4.1 Comparação dos algoritmos de acoplamento relativamente à evolução da força do punção.

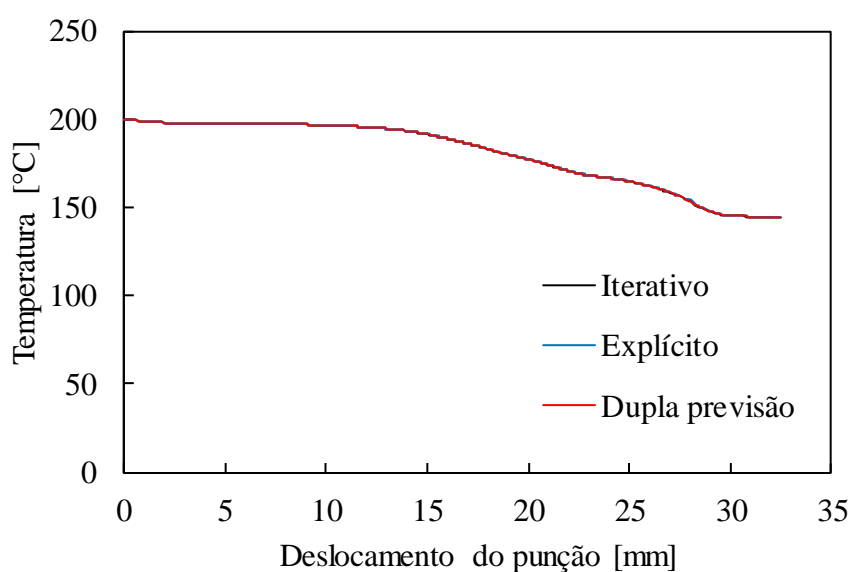


Figura 4.2 Comparação dos algoritmos de acoplamento relativamente à evolução da temperatura.

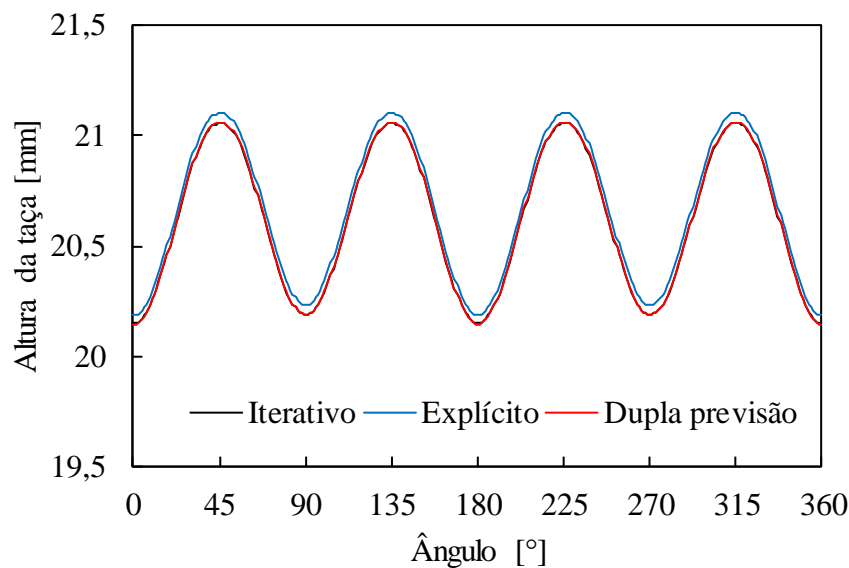


Figura 4.3 Comparação dos algoritmos de acoplamento relativamente às orelhas de estampagem.

Na Tabela 4.1, está representado o tempo de computação para os vários algoritmos de acoplamento. Com base nestes resultados, decidiu-se utilizar o algoritmo de dupla previsão nas restantes simulações apresentadas neste capítulo. Este, apesar de ter um custo computacional mais elevado que o algoritmo explícito, oferece melhor precisão de resultados (muito semelhante ao algoritmo iterativo). Martins et al. (2016) também mostraram uma boa relação entre a precisão de resultados e tempo de computação para esta estratégia, para outros exemplos numéricos. Importa referir que todas as simulações foram realizadas num computador com um processador *CPU Intel® Core™ i7-4770L @ 3,50 GHz* e 16 GB de memória *RAM*

Tabela 4.1 Comparação dos algoritmos de acoplamento relativamente ao tempo computacional.

Algoritmos	Iterativo	Explícito	Dupla previsão
Tempo [h:min:s]	01:58:30	01:26:08	01:41:38

4.2. Processo de estampagem da taça cilíndrica

Nesta secção são analisados os resultados obtidos nas simulações numéricas do processo de estampagem de uma taça cilíndrica, para as temperaturas de 20 °C, 150 °C e 240 °C. Para a temperatura de 20 °C são analisados os resultados obtidos com a lei de Voce

combinada com a lei de encruamento cinemático, para os critérios de plasticidade de Yld'91 (designada de “Yld'91 Voce+KH”) e de Hill'48. Neste caso são analisadas as duas opções: parâmetros identificados com base nos coeficientes de anisotropia (designada de “Hill'48r Voce+KH”) e parâmetros identificados com o DD3MAT (designada de “Hill'48 Voce+KH”). Para as três temperaturas em análise, são apresentados os resultados obtidos com a lei de Hockett-Sherby modificada (designada por “H-S”), combinada com o critério de Hill'48 com os parâmetros identificados com base nos coeficientes de anisotropia.

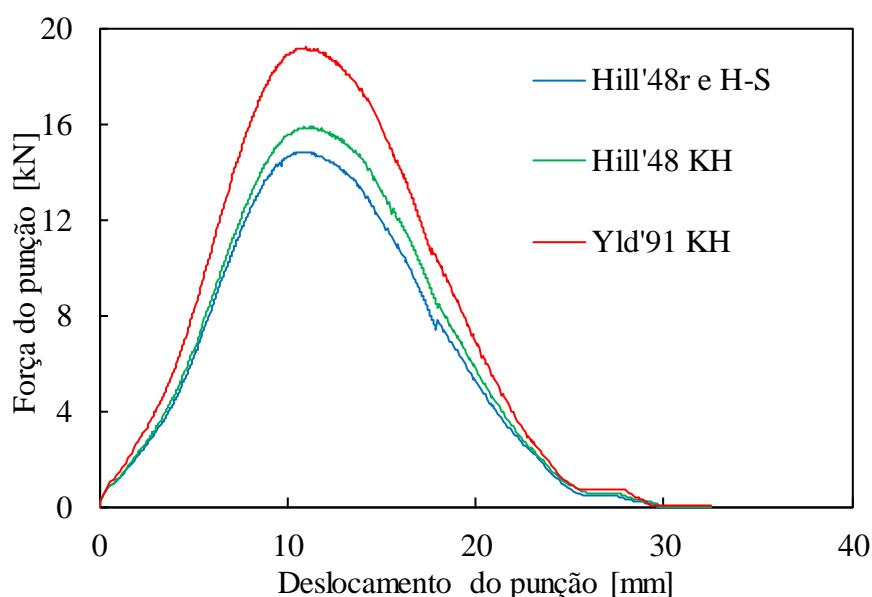


Figura 4.4 Comparação da evolução da força do punção para várias leis constitutivas, a 20°C.

A Figura 4.4 apresenta a evolução da força do punção com o deslocamento, para a temperatura de 20°C, com diferentes critérios de plasticidade e diferentes leis de encruamento. É possível observar que a maior diferença entre as evoluções da força surge associada à alteração do critério de plasticidade, uma vez que a simulação realizada com Yld'91 é a que apresenta o valor de força máxima mais elevado. Na Figura 4.5 apresenta-se a distribuição da tensão de escoamento, para um deslocamento do punção de 5 mm, para as duas simulações realizadas com a mesma lei de encruamento e diferentes critérios de plasticidade. Observa-se que a tensão de escoamento atinge valores superiores em toda a aba (material que se encontra entre a matriz e o cerra-chapas) quando se utiliza o critério de Yld'91. De facto, o material da aba é submetido a um estado de tensão próximo do corte, para o qual é possível observar, na Figura 3.5, que a superfície de plasticidade para o critério

Yld'91 é inferior à de Hill'48, i.e. o material entra em regime plástico mais cedo. Assim, para um deslocamento de 5 mm a superfície de plasticidade para o critério de Yld'91 encontra-se exterior à superfície de Hill'48, uma vez que o material encruou mais. Logo, para descrever o raio de curvatura da matriz, é necessário o punção aplicar uma força maior. As evoluções de força previstas com o critério de Hill'48 apresentam uma evolução semelhante, com a lei isotrópica e cinemática a apresentar valores de força ligeiramente maiores. Tal como foi referido na seção 3.1.1, a lei de Hockett-Sherby identificada parece subestimar a tensão de saturação prevista experimentalmente.

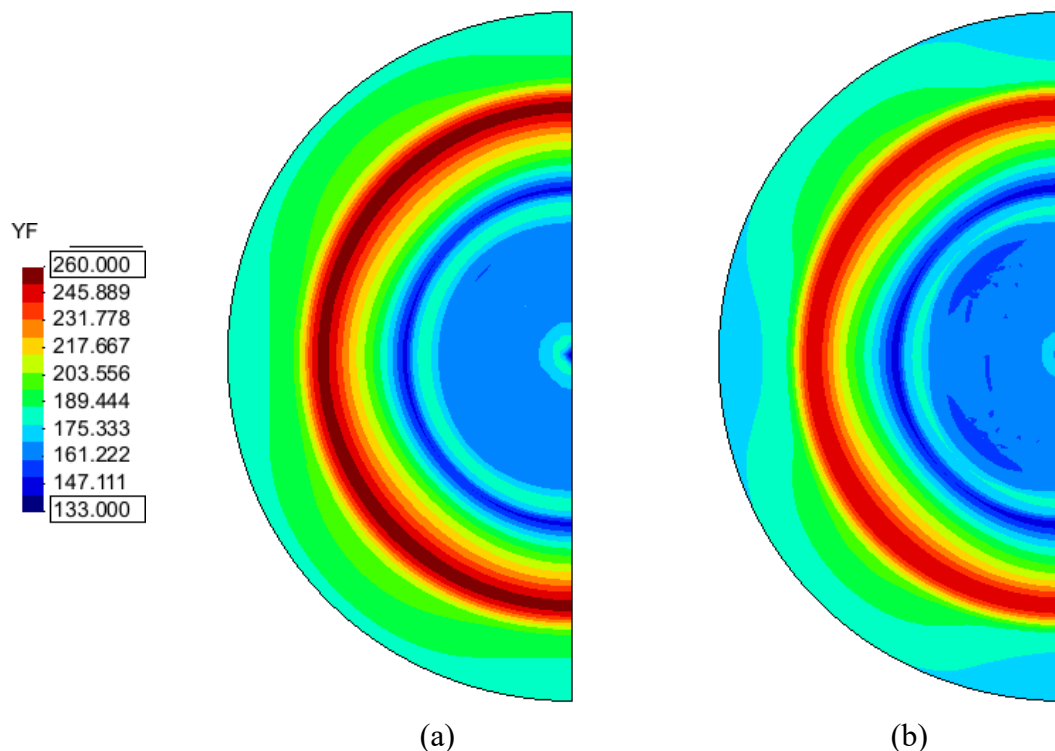


Figura 4.5 Distribuição das tensões de escoamento no esboço, para 5 mm de deslocamento do punção: (a) Yld'91 e KH (b) Hill'48 e KH.

Na Figura 4.6 é apresentada a evolução da força do punção para várias temperaturas, sendo que neste caso foi sempre utilizado o critério de Hill'48 e a lei de encruamento de Hockett-Sherby. Como era espectável, quanto mais elevada é a temperatura, menor é a força exercida pelo punção uma vez que o material é menos resistente e, consequentemente, escoar mais facilmente. Para todas as simulações, a força máxima é alcançada, aproximadamente, aos 11 mm de deslocamento. Além disso, é visível que a força

do punção sobe, momentaneamente, a cerca de 17,5 mm de deslocamento. Este corresponde ao instante em que o esboço perde o contacto com o cerra-chapas.

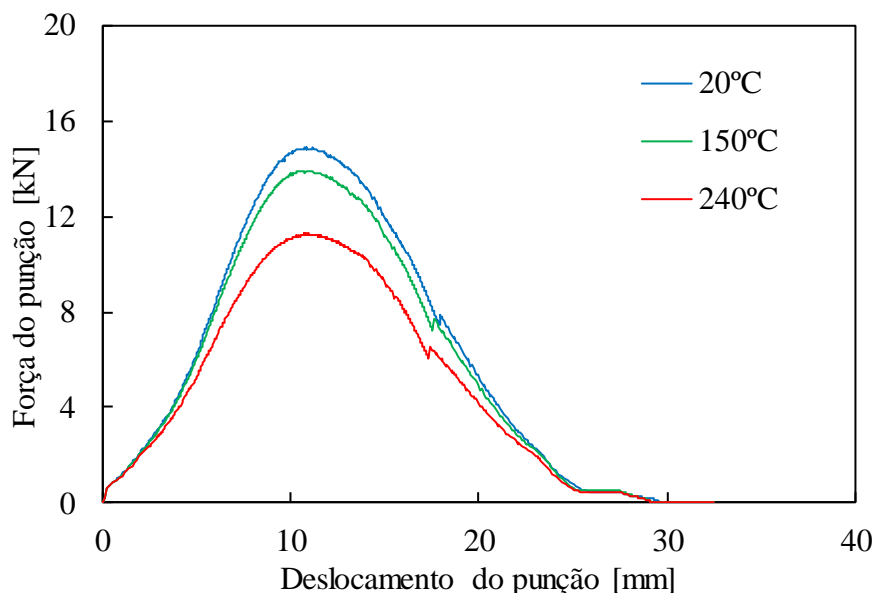


Figura 4.6 Comparação da evolução da força do punção para várias temperaturas utilizando o critério de Hill'48r e a lei de encruamento de Hockett-Sherby modificada.

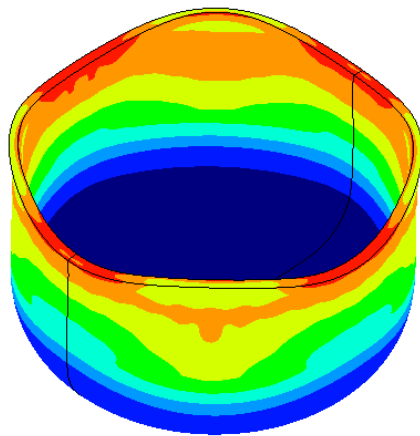
Na Figura 4.7 são apresentadas as distribuições da deformação plástica equivalente obtidas no final do processo de estampagem. De uma forma geral, a distribuição da deformação plástica equivalente é semelhante para todos os casos, apresentando maiores valores na zona das orelhas de estampagem e valores quase nulos na base da taça. Era espectável que a distribuição fosse semelhante, uma vez que esta está diretamente relacionada com a geometria que se pretende obter, sendo esta igual para todas as simulações. Surgem pequenas diferenças associadas à lei de encruamento e ao critério de plasticidade. A diferença mais notória é na taça circular obtida com o critério de plasticidade Yld'91, que apresenta maiores valores de deformação plástica equivalente, o que é compreensível tendo em conta os resultados apresentados na Figura 4.5.

A Figura 4.8 apresenta as distribuições de tensão equivalente obtidas no final do processo de conformação. Também neste caso as distribuições são semelhantes para todas as simulações, com os valores mais elevados de tensão equivalente localizados no interior da taça, na zona central da superfície lateral. Os valores mais baixos estão localizados no fundo do componente. Nesta figura é possível observar o efeito da lei de encruamento, por comparação dos resultados apresentados na coluna da esquerda, correspondentes a lei de

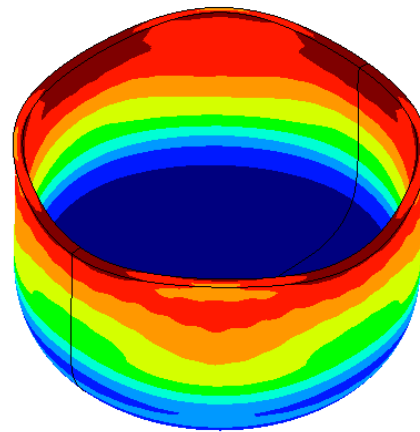
encruamento de Hockett-Sherby modificada, com os da coluna da direita, onde foi utilizado a lei de Voce com encruamento cinemático. Na zona central da superfície lateral, as tensões equivalentes são mais baixas para a lei de Voce com encruamento cinemático, o que está relacionado com o efeito de Bauschinger. Assim, quando o material que escoar entre a matriz e o cerra-chapas se aproxima do raio de curvatura da matriz está sujeito à tração. Quando escoar para o raio de curvatura da matriz, o material em contacto com esta, passa a estar à compressão. Esta inversão de tração para a compressão evidencia o efeito de Bauschinger, pelo que as tensões equivalentes previstas nessa zona são menores.

A Figura 4.9 apresenta as distribuições da tensão de escoamento, no final do processo de estampagem. As distribuições são semelhantes para as simulações que utilizam a mesma lei de encruamento. Os valores mais elevados da tensão de escoamento ocorrem ao longo da superfície lateral do componente, e os mais baixos na base. Estes resultados são coerentes, uma vez que, como não houve deformação plástica na base, a tensão de escoamento permaneceu igual à tensão limite de elasticidade. A tensão de escoamento é constante ao longo da superfície lateral do componente porque a deformação plástica a que o material foi submetido durante o escoamento pelo raio de curvatura da matriz foi suficiente para que fosse atingida a tensão de saturação. Era expectável que a tensão de escoamento fosse diferente para as várias temperaturas iniciais, uma vez que a lei de encruamento de Hockett-Sherby prevê uma redução da tensão de escoamento com a temperatura (ver Figura 3.1). De modo a compreender o motivo porque tal não acontece, de seguida analisa-se a evolução da temperatura na chapa.

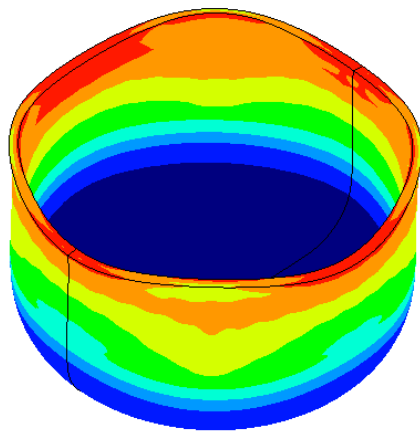
A temperatura foi medida experimentalmente a 5,75 mm do centro do esboço, a 22,5° da direção de laminagem e na superfície em contacto com a matriz. Durante as simulações, foram registados os dados de temperatura para o nó mais próximo da localização referida.



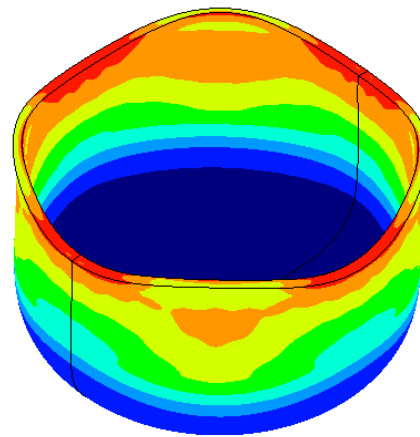
(a) Hill'48 r e H-S a 20°C



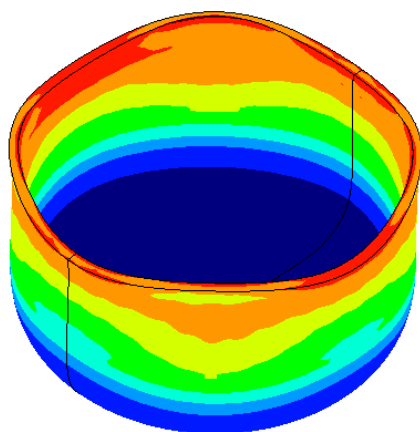
(b) Yld'91 e Voce KH a 20°C



(c) Hill'48 r e H-S a 150°C



(d) Hill'48 e Voce KH a 20°C



(e) Hill'48 r e H-S a 240°C

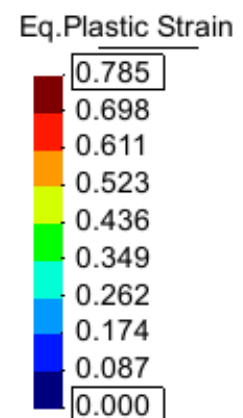
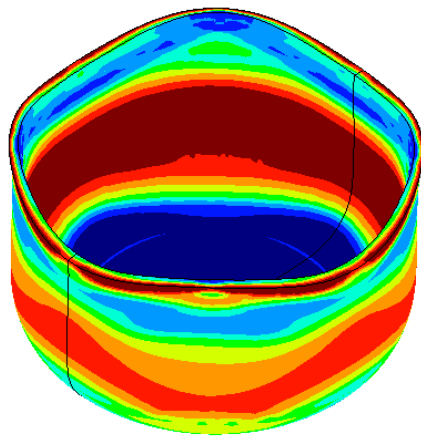
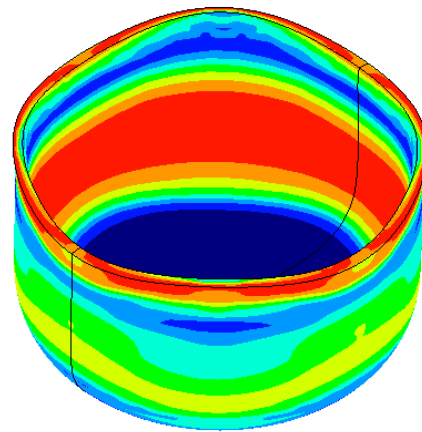


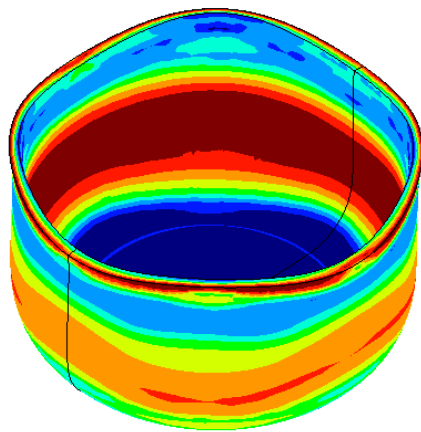
Figura 4.7 Distribuição das deformações plásticas equivalentes.



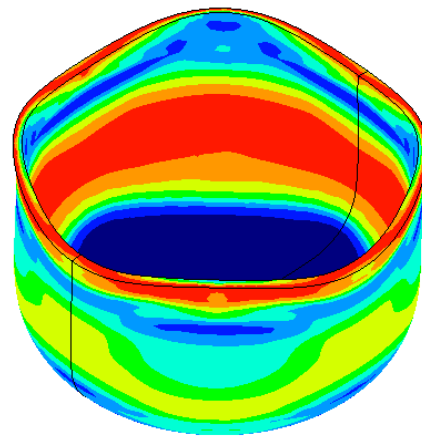
(a) Hill'48 r e H-S a 20°C



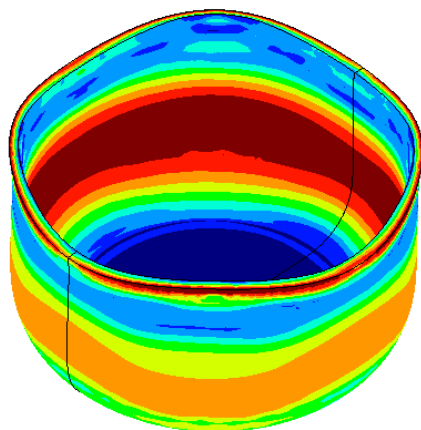
(b) Yld'91 e Voce KH a 20°C



(c) Hill'48 r e H-S a 150°C



(d) Hill'48 e Voce KH a 20°C



(e) Hill'48 r e H-S a 240°C

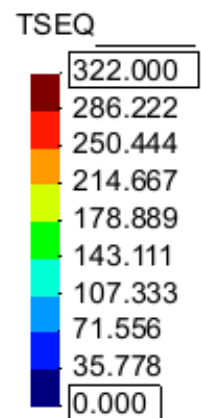
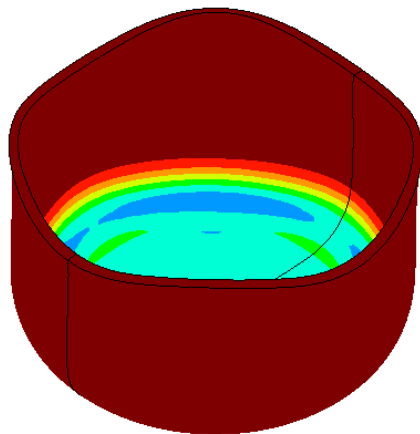
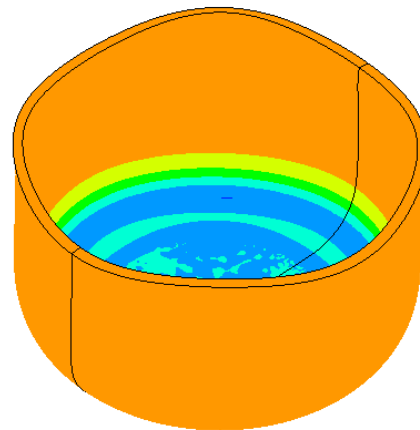


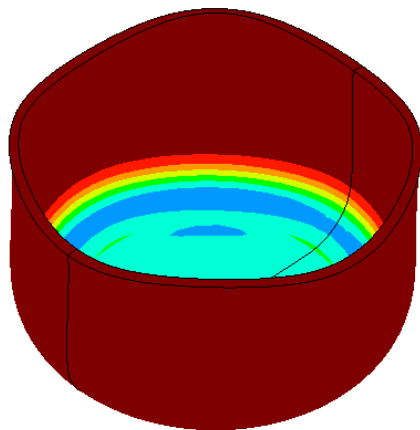
Figura 4.8 Distribuição das tensões equivalentes.



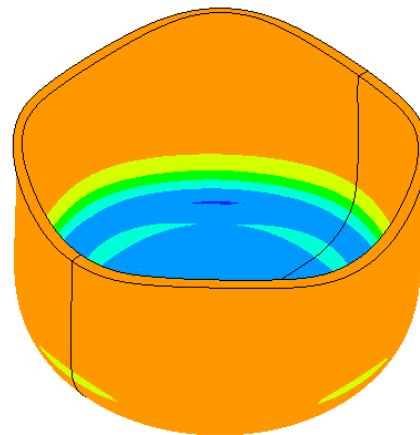
(a) Hill'48 r e H-S a 20°C



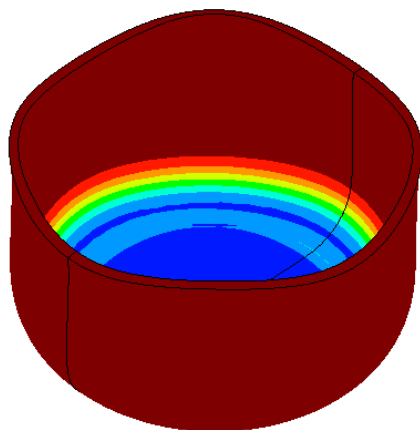
(b) Yld'91 e Voce KH a 20°C



(c) Hill'48 r e H-S a 150°C



(d) Hill'48 e Voce KH a 20°C



(e) Hill'48 r e H-S a 240°C

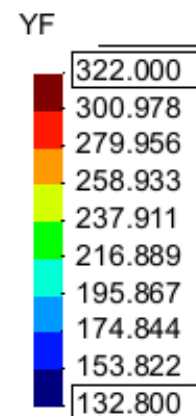


Figura 4.9 Distribuição das tensões de escoamento.

Na Figura 4.10 apresenta-se a comparação entre as evoluções da temperatura experimentais e numéricas. De uma perspetiva global, as curvas numéricas aproximam-se das respetivas curvas experimentais. Para a simulação a 20°C, quase não ocorre alteração da temperatura. O pequeno aumento de temperatura é devido ao calor gerado por deformação plástica e por atrito, que é rapidamente transferido para as ferramentas. Para as temperaturas de 150 °C e 240°C, o esboço tem uma descida de temperatura abrupta na fase inicial, o que era de esperar, uma vez que a diferença de temperaturas entre o esboço e o punção é muito elevada, e o processo de conformação realiza-se a uma velocidade também relativamente elevada. Depois dessa fase, as temperaturas diminuem suavemente até atingir, aproximadamente, a respetiva temperatura do punção. Assim, como no início do processo, quando o punção entra em contacto com o esboço, a temperatura diminui muito rapidamente, o comportamento do material torna-se semelhante para os vários ensaios. De facto, a análise da Figura 3.1 permite concluir que para temperaturas inferiores a 100 °C as diferenças na tensão de escoamento são muito subtis, pelo que no final do processo atingem-se valores idênticos de tensão de escoamento.

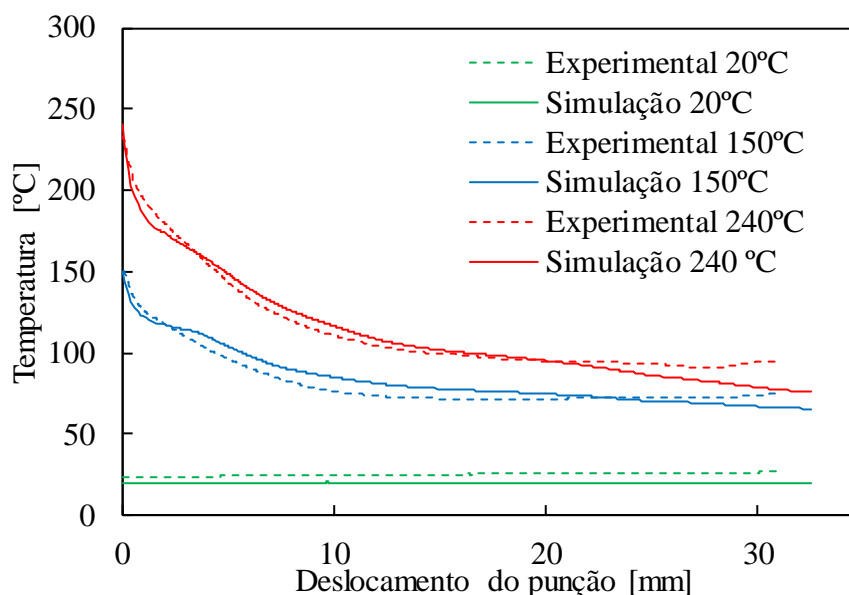


Figura 4.10 Comparação entre os dados experimentais e numéricos da evolução da temperatura do esboço, para várias temperaturas iniciais.

A análise da espessura do componente foi efetuada para a direção de laminagem (RD), direção diagonal (DD) e para a direção perpendicular (TD) à de laminagem, em função

da distância curvilínea desde o centro da base até à periferia. Na Figura 4.11, estão representadas as evoluções de espessura para as várias direções e temperaturas. É possível observar que existe sempre um menor aumento de espessura segundo a direção diagonal, o que é coerente com a evolução dos coeficientes de anisotropia no plano da chapa (Pearce, 1991). As espessuras ao longo das direções RD e TD apresentam sempre um comportamento muito semelhante, sendo sempre ligeiramente superior para a direção TD. Também se pode observar que nas zonas mais próximas das orelhas, a espessura em qualquer direção, é bastante superior à inicial. A única zona onde a espessura é inferior à inicial, é no raio de curvatura da taça, o que é coerente com resultados de outros autores (Coër, 2013). Relativamente à evolução da espessura com a temperatura, nada se pode concluir.

A Figura 4.12 apresenta as orelhas de estampagem obtidas para a temperatura de 20°C. É possível observar que os dois critérios de plasticidade preveem quatro orelhas de estampagem. No entanto, o critério de plasticidade apresenta uma forte influência na amplitude das orelhas. O critério Yld'91 prevê orelhas de estampagem com uma menor amplitude. No global a taça tem uma altura máxima menor e mínima maior. Este facto pode ser associado ao maior encruamento do material (ver Figura 4.5), que contribui para reduzir o escoamento da aba, quando comparado com o obtido com o critério de Hill'48. A menor amplitude pode ser associada à menor variação prevista para a distribuição das tensões limite de elasticidade no plano da chapa, como se mostra na Figura 3.4.

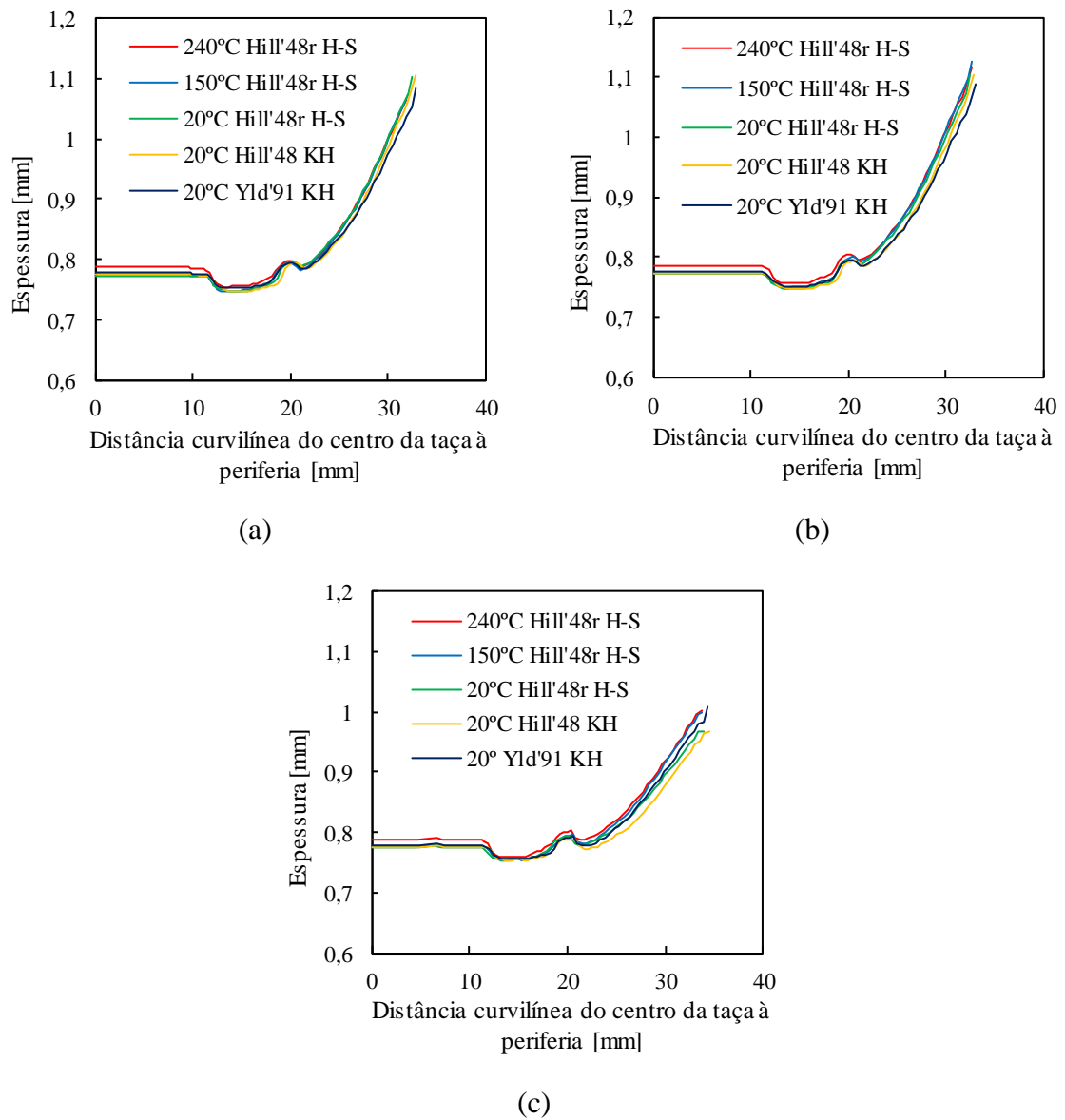


Figura 4.11 Variação da espessura com a distância curvilínea do centro da taça à periferia: (a) Direção de laminagem (b) Direção perpendicular à laminagem (c) Direção diagonal.

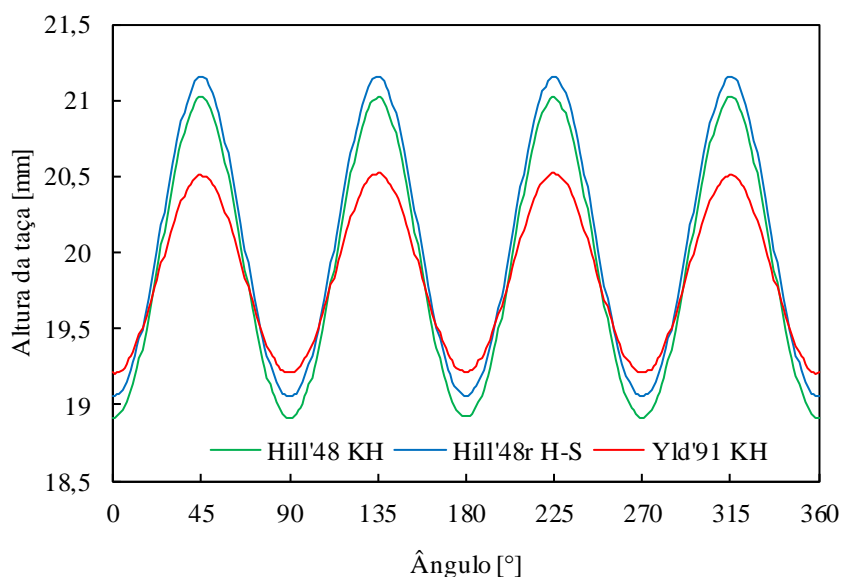


Figura 4.12 Variação da altura da taça com o ângulo, para várias leis constitutivas, a 20°C.

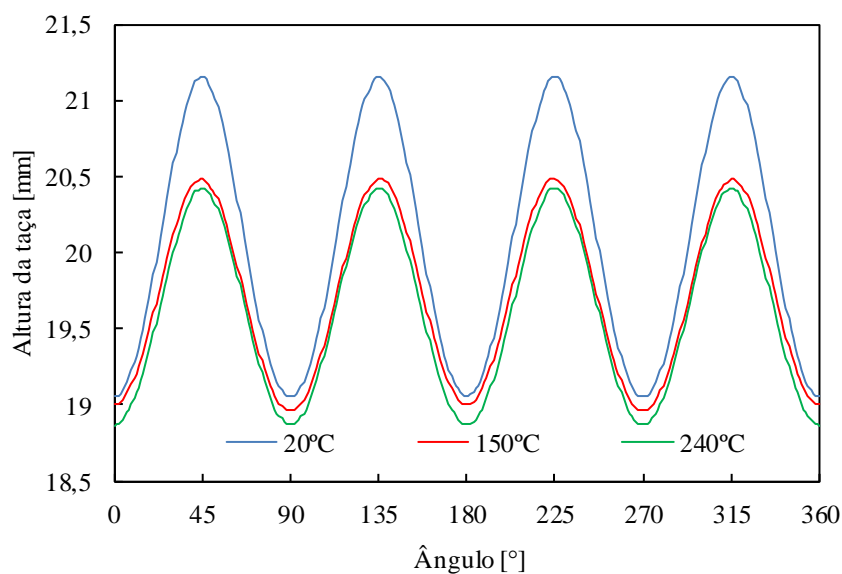


Figura 4.13 Variação da altura da taça com o ângulo, para várias temperaturas, para o critério de Hill'48r e a lei de Hockett-Sherby modificada.

Na Figura 4.13 são apresentadas as orelhas de estampagem obtidas para os ensaios realizados a diferentes temperaturas. É possível observar que a altura da taça diminui com o aumento da temperatura. Isto porque o material escoá mais facilmente para temperaturas mais elevadas, como é possível observar também na evolução da força exercida pelo punção, não sendo necessário estirar tanto a superfície lateral da taça. Importa realçar

que a diferença na altura é tão sutil que não é possível observar essas diferenças na evolução da espessura. Por outro lado, a amplitude das orelhas é maior para 20 °C em consequência da maior variação do coeficiente de anisotropia no plano (ver Tabela 2.3). Em todas as simulações, as orelhas atingem o seu máximo para 45°, 135°, 225° e 315°, o que é coerente com as distribuições do coeficiente de anisotropia apresentadas na Figura 3.4, onde se pode observar que o valor máximo ocorre a 45°.

4.3. Retorno elástico

Para determinar o retorno elástico, vai ser efetuado um procedimento idêntico ao realizado experimentalmente, i.e. foi seguido o teste de Demeri. Para obter os anéis a partir das taças circulares, recorreu-se ao programa DD3TRIM (Baptista, 2006). O corte dos anéis foi efetuado a 7 mm da base da taça, com uma altura de 5 mm. Posteriormente, os anéis foram cortados segundo a direção de laminagem. Depois do corte, o anel abre devido à libertação das tensões internas geradas durante a conformação. Na Figura 4.14 apresentam-se os valores das aberturas máximas dos anéis para cada uma das simulações realizadas. Na Figura 4.15 são comparadas as aberturas dos anéis, para a temperatura de 20 °C com diferentes modelos constitutivos. Na Figura 4.16 comparam-se as aberturas dos anéis para as diferentes temperaturas, sempre com o mesmo modelo constitutivo.

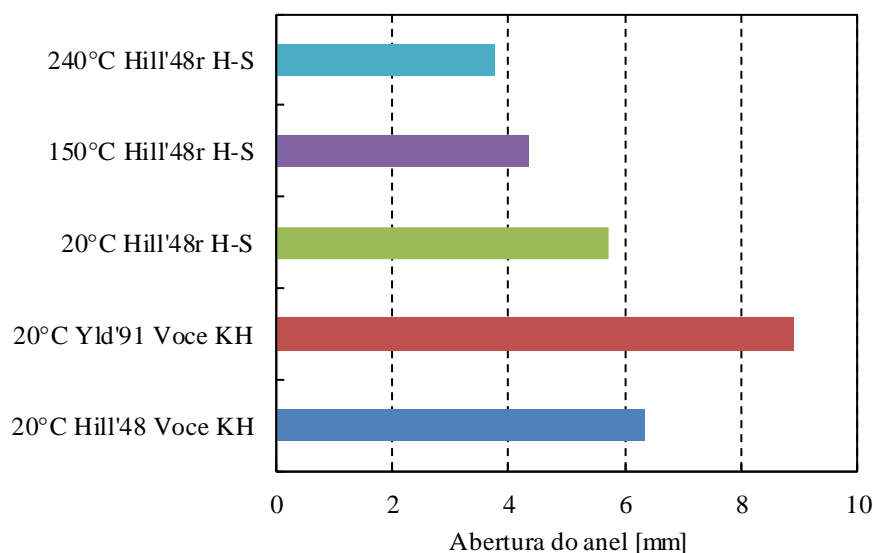


Figura 4.14 Comparação da abertura do anel para as várias simulações.

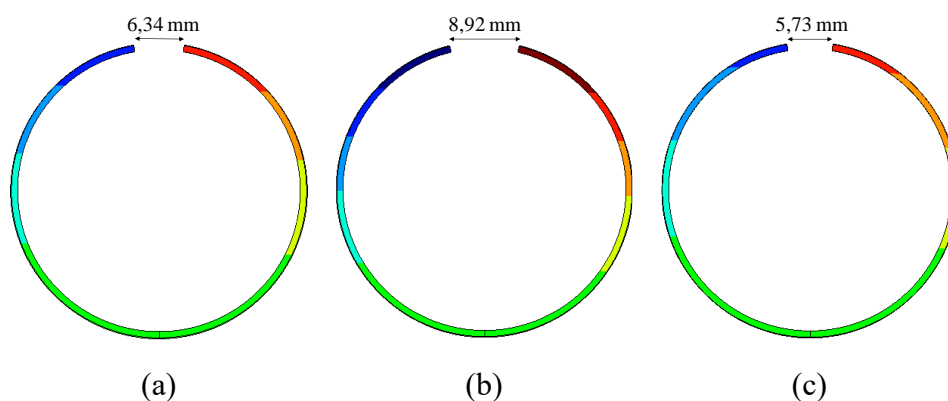


Figura 4.15 Abertura dos anéis para 20°C: (a) Hill'48 e KH (b) Yld'91 e KH (c) Hill'48r e H-S

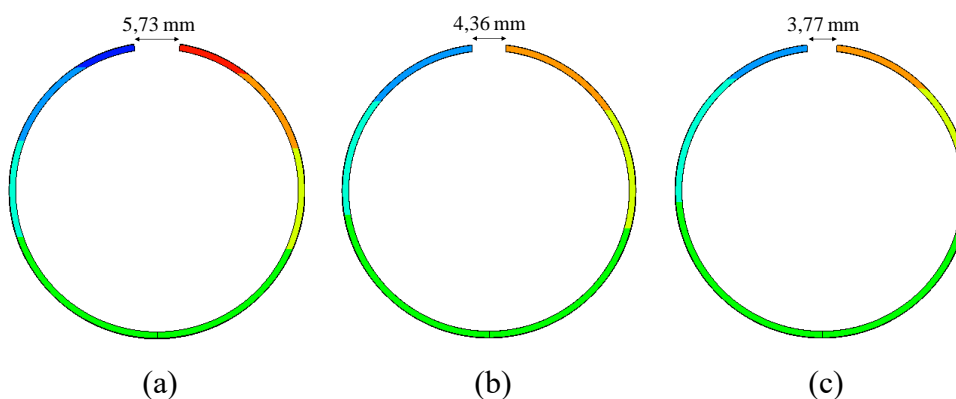


Figura 4.16 Abertura dos anéis utilizando o critério de Hill'48r e a lei de Hockett-Sherby modificada: (a) 20°C (c) 150°C (c) 240°C.

Para a temperatura de 20°C, é possível observar que os ensaios realizados com o critério de plasticidade de Hill'48 conduzem a resultados semelhantes. No entanto, a utilização do critério Yld'91 resulta num aumento acentuado na abertura do anel. A recuperação elástica e, conseqüente, a abertura do anel depende do gradiente de tensões na direção circunferencial, ao longo da espessura. Como se pode observar na Figura 4.17, há um maior gradiente segundo a direção circunferencial para o critério de Yld'91, o que leva a uma maior abertura do anel. Neste exemplo, observa-se que o critério de plasticidade tem uma influência maior do que a componente cinemática do encruamento no resultado da previsão do retorno elástico.

Para as simulações onde se utilizou, simultaneamente, o critério de Hill'48 e a lei de Hockett-Sherby, pode-se concluir que quando maior é a temperatura, menor é a abertura do anel. Assim, é possível afirmar que o retorno elástico para temperaturas mais elevadas é menor.

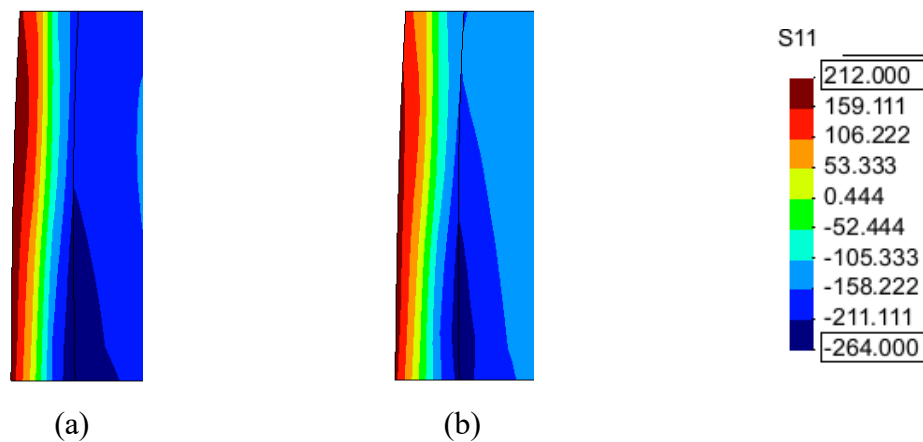


Figura 4.17 Comparação da distribuição das tensões segundo a direção circunferencial, para a espessura da chapa na direção de laminagem: (a) anel Yld'91 e KH (b) anel Hill'48 e KH.

4.4. Tempo de computação

O computador onde foram realizadas as simulações possui um *CPU Intel® Core™ i7-4770L @ 3,50 GHz* e 16 GB de memória *RAM*. Na Figura 4.18 apresenta-se um resumo dos tempos de computação. Os tempos foram semelhantes entre as simulações onde se considerou o efeito da temperatura e entre as simulações realizadas de forma isotérmica. Os ensaios com um maior custo computacional foram para os testes com o efeito da temperatura, o que é compreensível uma vez que é necessário resolver uma formulação adicional. O aumento de tempo de computação foi no máximo de 59%.

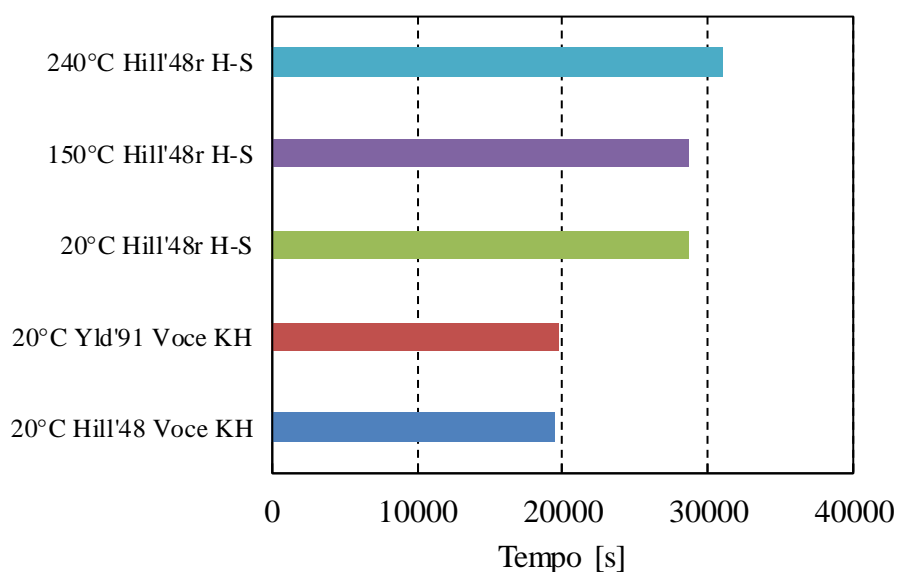


Figura 4.18 Comparação dos tempos de computação para as várias simulações.

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

5.1. Conclusões

Nesta dissertação é realizada a simulação do processo de estampagem, de uma taça circular de uma liga de alumínio AA5086-H111, a várias temperaturas. A partir de dados experimentais fornecidos, identificou-se os parâmetros para várias leis constitutivas. Também foi realizada uma análise aos algoritmos de acoplamento disponíveis. Definidas as estratégias numéricas, realizaram-se várias simulações, procedendo-se para a análise dos resultados.

Na análise dos resultados experimentais fornecidos, observou-se que, tanto o efeito PLC como o de Piobert-Luders desaparecem com o aumento da temperatura. A modelação deste tipo de fenómenos exige modelos muito complexos, pelo que foram desprezados. Também se observou, através dos ensaios de corte, que o material em estudo apresenta efeito de Bauschinger, motivo pelo qual se recorreu a uma lei de encruamento cinemático sempre que possível.

Numa fase preliminar, foram avaliados três algoritmos de acoplamento para a resolução do problema termomecânico. A análise de resultados permitiu selecionar o algoritmo de dupla previsão para realização das simulações, uma vez que estabelece uma melhor razão entre o tempo computacional e a precisão dos resultados.

Nas simulações realizadas à temperatura de 20°C, a partir da evolução da força do punção, das orelhas de estampagem e do retorno elástico, é possível concluir que o critério de plasticidade tem um maior impacto nestes parâmetros do que a lei de encruamento.

Relativamente à influência da temperatura, conclui-se que quanto mais elevada a temperatura, menor é a força exercida pelo punção. Para a espessura ao longo das várias direções, não é possível estabelecer uma relação com a temperatura, uma vez que as diferenças observadas são muito subtis. Nas orelhas de estampagem verificou-se que quanto maior for a temperatura, menor é a sua altura. Em relação à abertura dos anéis, observou-se que quanto menor for a temperatura, maior é a abertura do anel. Assim, pode-se concluir que o retorno elástico é menor para temperaturas mais elevadas. Por fim, os tempos de

computação são semelhantes para as várias temperaturas. Se não se considerar o efeito da temperatura, os tempos são substancialmente mais baixos.

5.2. Perspetivas de trabalhos futuros

De seguida são apresentadas algumas sugestões para trabalhos futuros, que na opinião do autor seriam interessantes, de modo a contribuir para a melhoria na precisão dos resultados.

Uma das dificuldades associadas a este trabalho foi a caracterização dos parâmetros para as leis constitutivas do material. Assim, ensaios de corte e de expansão biaxial a temperaturas mais elevadas, seriam uma mais-valia para definir melhor os parâmetros.

Uma vez que os critérios de plasticidade revelaram grande influência na determinação da força do punção, na espessura, nas orelhas de estampagem e no retorno elástico, seria interessante analisar outros critérios de plasticidade mais flexíveis, para caracterizar o comportamento deste material, uma vez que existem dados experimentais disponíveis para a sua identificação.

Neste trabalho, foi desprezada a influência da velocidade de deformação do material. Por outro lado, a temperatura das ferramentas foi considerada constante e, conseqüentemente, foi desprezada a expansão térmica das mesmas. Por último, foi desprezado o efeito de Bauschinger, exceto nas simulações isotérmicas, realizadas para a temperatura de 20 °C. No entanto, existem resultados disponíveis para caracterizar o encruamento cinemático para a temperatura de 150 °C. Seria interessante avaliar o impacto de cada uma destas simplificações na melhoria da precisão dos resultados

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- A. van den Beukel. (1975). *Theory of the effect of dynamic strain aging on mechanical properties*. <http://doi.org/10.1002/pssa.2210300120>
- Abedrabbo, N., Pourboghrat, F., & Carsley, J. (2007). Forming of AA5182-O and AA5754-O at elevated temperatures using coupled thermo-mechanical finite element models. *International Journal of Plasticity*, 23(5), 841–875. <http://doi.org/10.1016/j.ijplas.2006.10.005>
- Alves, J. L. D. C. M. (2003). Simulação numérica do processo de estampagem de chapas metálicas - Modelação mecânica e métodos numéricos, 403.
- Alves, J. L., Oliveira, M. C., & Menezes, L. F. (2004). An advanced constitutive model in the sheet metal forming simulation: the Teodosiu microstructural model and the Cazacu Barlat yield criterion. *Proc. Proc. AIP Conf. Proc*, 451(10). <http://doi.org/10.1063/1.1766765>
- Baptista, A. J. C. (2006). *Modelação Mecânica e Simulação Numérica do Processo de Estampagem Multi-Etapas: Aplicação ao processo de estampagem de chapas soldadas*. Universidade de Coimbra.
- Barlat, F., Lian, D., & Brem, J. (1991). A six-component yield function for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity*, 7, 693–712.
- Coër, J. (2013). *Mise en forme par emboutissage en température d'un alliage d'aluminium AA5754-O*.
- Coër, J., Manach, P. Y., Laurent, H., Oliveira, M. C., & Menezes, L. F. (2013). Piobert-Lüders plateau and Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Mg alloy in simple shear. *Mechanics Research Communications*, 48, 1–7. <http://doi.org/10.1016/j.mechrescom.2012.11.008>
- Frederick, C. O., & Armstrong, P. J. (2007). A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect. *Materials at High Temperatures*, 24(1), 1–26. <http://doi.org/10.3184/096034007X207589>
- Grèze, R., Laurent, H., & Manach, P. Y. (2016). Experimental and numerical study of springback in aluminum alloys based on a split-ring test. *7th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes*,

- Numisheet 2008*, (March), 491–496.
- Grèze, R., Manach, P. Y., Laurent, H., Thuillier, S., & Menezes, L. F. (2010). Influence of the temperature on residual stresses and springback effect in an aluminium alloy. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52(9), 1094–1100. <http://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2010.04.008>
- Grzegorzczuk, B., Ozigowicz, W., Kalinowska-Ozigowicz, E., & Kowalski, A. (2013). Investigation of the Portevin-Le Chatelier effect by the acoustic emission. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 60(1), 7–14.
- Habraken, F. A. C. M., & Dautzenberg, J. H. (1995). Some Applications of the Barlat 1991 Yield Criterion.
- Hill, R. (1948). A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic materials. In *Mathematical, Physical and Engineering Science*. Royal Society London.
- Laurent, H., Coër, J., Manach, P. Y., Oliveira, M. C., & Menezes, L. F. (2015). Experimental and numerical studies on the warm deep drawing of an Al-Mg alloy. *International Journal of Mechanical Sciences*, 93, 59–72. <http://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2015.01.009>
- M.Y. Demeri and M. Lou and M. J. Saran. (2000). A Benchmark Test for Springback Simulation in Sheet Metal Forming. *Society of Automotive Engineers, Inc.*
- Manach, P., Coër, J., Jégat, A., Laurent, H., & Whan, J. (2016). Benchmark 3 – Springback of an Al-Mg alloy in warm forming conditions, 20, 1–7.
- Martins, J. M. P., Neto, D. M., Alves, J. L., Oliveira, M. C., Menezes, L. F., Neto, D. M., ... Menezes, L. F. (2015). Numerical modeling of the thermal contact in metal forming processes. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. <http://doi.org/10.1007/s00170-016-8571-y>
- Martins, J. M. P., Neto, D. M., Alves, J. L., Oliveira, M. C., & Menezes, L. F. (2016). Automatic correction of the time step in implicit simulations of thermomechanical problems. In *Accepted to be published in NUMIFORM 2016, The 12th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes*.
- Menezes, L. F., & Teodosiu, C. (2000). Three-dimensional numerical simulation of the deep-drawing process using solid finite elements. *Journal of Materials Processing Technology*, 97(1), 100–106. [http://doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00345-3](http://doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00345-3)
- Nagata, T. (2005). Simple local interpolation of surfaces using normal vectors. *Computer*

- Aided Geometric Design*, 22(4), 327–347. <http://doi.org/10.1016/j.cagd.2005.01.004>
- Naka, T., & Yoshida, F. (1999). Deep drawability of type 5083 aluminium–magnesium alloy sheet under various conditions of temperature and forming speed. *Journal of Materials Processing Technology*, 89, 19–23. [http://doi.org/10.1016/S0924-0136\(99\)00057-6](http://doi.org/10.1016/S0924-0136(99)00057-6)
- Oliveira, M. (2005). *Algoritmos e Estratégias de Gestão do Problema de Contacto com Atrito em Grandes Deformações: Aplicação à estampagem de Chapas Metálicas*.
- Oliveira, M. C., & Menezes, L. F. (2004). Automatic correction of the time step in implicit simulations of the stamping process. *Finite Elements in Analysis and Design*, 40(13-14), 1995–2010. <http://doi.org/10.1016/j.finel.2004.01.009>
- Pearce, R. (1991). *Sheet Metal Forming*. Springer.
- Pegden, C. Dennis; Shannon, Robert E.; Sadowski, R. P. (1995). *Introduction to Simulation Using Siman*.
- Schwab, R., & Ruff, V. (2013). On the nature of the yield point phenomenon. *Acta Materialia*, 61(5), 1798–1808. <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.12.003>
- Taylor, G. I., & Quinney, H. (1934). The latent energy remaining in a metal after cold working. *Proceedings of the Royal Society of London Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, 143(849), 307–326. <http://doi.org/10.1098/rspa.1934.0004>
- Tekkaya, A. E. (2000). State-of-the-art of simulation of sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 103(1), 14–22. [http://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00413-1](http://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00413-1)
- van den Boogaard, A. H., & Huétink, J. (2006). Simulation of aluminium sheet forming at elevated temperatures. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 195(48-49), 6691–6709. <http://doi.org/10.1016/j.cma.2005.05.054>
- Wagoner, R. H., Lim, H., & Lee, M. G. (2013). Advanced issues in springback. *International Journal of Plasticity*, 45, 3–20. <http://doi.org/10.1016/j.ijplas.2012.08.006>
- Wagoner, R. H., Nakamachi, E., & Germain, Y. (1988). Analysis of sheet forming operations using the finite element method. In *IDDRG working groups*. Toronto.
- www.makeitfrom.com. (n.d.). Retrieved from <http://www.makeitfrom.com/material-properties/5086-H111-Aluminum#Composition>
- www.numisheet2016.org. (n.d.). Retrieved February 11, 2016, from <https://www.eventsforce.net/iop/frontend/reg/tOtherPage.csp?pageID=414404&event>

ID=775&eventID=775

Zhang, C., Chu, X., Guines, D., Leotoing, L., Ding, J., & Zhao, G. (2014). Effects of temperature and strain rate on the forming limit curves of AA5086 sheet. *Procedia Engineering*, 81(October), 772–778. <http://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.10.075>