

# **Caracterização de chapa metálica para a Indústria Automóvel**

**Tânia Ferreira Madeira**

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em

## **Engenharia de Materiais**

Orientadores: Professora Maria Beatriz Cipriano de Jesus Silva

Professor Paulo António Firme Martins

### **Júri**

Presidente: Professora Maria de Fátima Vaz

Orientador: Professora Maria Beatriz Cipriano de Jesus Silva

Vogais: Eng. Carlos Manuel Teixeira Saraiva

Professor Carlos Manuel Alves da Silva

**Novembro de 2014**



*Para ti,  
Avó Júlia*



## Resumo

O crescente desenvolvimento tecnológico da indústria automóvel promove uma procura de materiais com melhores propriedades que cumpram estreitos padrões de qualidade e que se consigam adquirir a menor custo, aumentando a eficiência do automóvel e a sua relação qualidade-preço. O conhecimento das propriedades mecânicas e dos limites de enformabilidade à estrição e à fratura tornam-se fulcrais para avaliar a adequabilidade dos diferentes materiais aos diferentes processos de deformação.

Este trabalho tem dois objetivos principais, o primeiro objetivo foi caracterizar mecanicamente três ligas metálicas, designadamente uma liga de alumínio AA5182, uma liga de aço DP500 e uma liga de aço DC04, através da determinação das suas propriedades mecânicas, por ensaios de tração uniaxial. E a determinação dos limites de enformabilidade à estrição (Curva Limite de Estampagem - CLE) e à fratura (Curva Limite de Fratura – CLF) por intermédio de ensaio de tração uniaxial, ensaios de expansão biaxial e ensaios de estampagem incremental. Realizou-se também a determinação dos valores de tenacidade à fratura para as ligas AA1050-H111 e DC04 utilizando provetes de duplo entalhe.

O segundo objetivo foi analisar a fratura em peças com geometria cónica truncada obtidas por estampagem incremental dando um novo contributo na compreensão da deformação plástica e da mecânica da fratura.

Foi realizada também uma análise comparativa entre os diversos materiais em estudo e para o mesmo material (DC04) mas com espessuras diferentes com o objetivo de compreender a influência da espessura. Para a análise dos resultados estes foram apresentados no plano das extensões principais.

**Palavras-chave:** Alumínio, Aço, Limites de Enformabilidade, Curva Limite de Estampagem, Curva Limite de Fratura, Estampagem incremental.



## Abstract

The increasing technological development of the automotive industry aims for a continuous search of materials with better properties and quality, enabling the possibility of acquiring products with lower costs, increasing the vehicle efficiency and the quality/price ratio. Knowledge of the mechanical properties and formability limits of necking and fracture become central to assess the suitability of different materials to several forming processes.

This work has two main objectives, the first one was to characterize mechanically three metal alloys, which include an aluminium alloy AA5182, an alloy steel DP500 and an alloy steel DC04 with different thicknesses (0.6 mm and 1 mm) by estimating their mechanical properties by a tensile test. The determination of the formability limits was also performed by means of tensile, bulge and SPIF tests. The fracture toughness was also characterized for the aluminium alloy AA1050-H111 and alloy steel DC04 (0.6 mm) using double notch test specimens under tension.

The second objective was to analyse the fracture in truncated conical and pyramidal SPIF parts giving a new contribute to the understanding of plastic deformation and fracture mechanics of sheet metal.

A comparative analysis between the different materials was carried out throughout the study while also being performed a comparison for the same material (DC04) with different thicknesses in order to understand the influence of the thickness in the formability.

**Keywords:** Aluminium, Steel, formability limits, Forming limit curve (FLC), Fracture forming curve (FFL), Single point incremental forming (SPIF).





## Agradecimentos

Agradeço à minha orientadora científica Professora Beatriz Silva pela sua constante disponibilidade e apoio, a sua boa disposição que me motivou e a sua enorme paciência para todas as minhas dúvidas. Dizem que uma boa tese depende sobretudo de um bom orientador, então eu só posso ter uma excelente tese. Obrigada por todo o seu tempo e dedicação.

Agradeço ao Professor Paulo Martins, por toda a sua disponibilidade e colaboração, por todo o conhecimento que me transmitiu e pelo esclarecimento de todas as dúvidas durante a realização desta tese.

Agradeço ao Carlos Silva por toda a ajuda e conselhos dados durante o trabalho experimental.

Agradeço ao Senhor Carlos Farinha pela disponibilidade e ajuda prestada.

Agradeço à Área Científica de Tecnologia Mecânica do Instituto Superior Técnico pelas facilidades e meios concedidos que tornaram possível a realização desta tese.

Agradeço à MCG, em especial ao Engenheiro Carlos Saraiva, e também à IUL pela cedência dos materiais estudados que permitiram que esta tese fosse possível de realizar.

Agradeço ao João Soeiro pela sua ajuda, pela sua disponibilidade e prontidão, por todas as conversas e sorrisos que tornaram os dias de laboratório mais divertidos e interessantes. Obrigado senhor psicólogo.

Agradeço do fundo do coração à minha mãe, que me apoiou todos os dias da minha vida, que se dedicou inteiramente a mim, que fez de mim a pessoa que sou hoje, que nunca me deixou desanimar e sempre me motivou para fazer melhor. Obrigada mamã.

Agradeço aos meus avós, que lutaram com todas as suas forças pelo meu sucesso, que sempre me mimaram ao máximo e que me ajudaram em tudo o que puderam. Obrigado avô Luís e avó Dolores.

Agradeço ao meu irmão pela sinceridade, pelos ensinamentos, pelas palavras diretas, por todo o apoio e motivação que, à sua maneira, me tem dado toda a vida e me tem feito crescer. Obrigado maninho.

Agradeço à Ana pelas suas palavras amigas, pela sua constante companhia nesta fase e por todos os conselhos de quem já passou pelo mesmo. Obrigada cunhadinha.

Agradeço aos meus amigos, que fizeram destes últimos cinco anos, os melhores da minha vida, motivaram-me, ajudaram-me, puxaram-me sempre para cima, fizeram parecer fácil o que muitas vezes parecia difícil. Vocês sabem que foram fundamentais, Obrigada meninas, Obrigado rapazes.

Agradeço ao meu namorado pelo amor e compreensão que sempre demonstrou, pelas palavras amigas e pelo apoio constante, pela sua dedicação e sinceridade, por tudo. Obrigado João Pedro.



# Índice

RESUMO .....	IV
ABSTRACT .....	VI
AGRADECIMENTOS .....	VIII
LISTA DE FIGURAS .....	XII
LISTA DE TABELAS .....	XVI
ABREVIATURAS .....	XVIII
NOMENCLATURA .....	XX
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. ESTADO DA ARTE.....</b>	<b>3</b>
2.1. MATERIAIS .....	3
2.1.1. <i>Ligas de Alumínio</i> .....	3
2.1.2. <i>Aços</i> .....	5
2.2. ENFORMABILIDADE DE CHAPA.....	6
2.2.1. <i>Parâmetros que influenciam a enformabilidade</i> .....	8
2.2.2. <i>Limites de enformabilidade</i> .....	12
2.3. DETERMINAÇÃO DOS LIMITES DE ENFORMABILIDADE .....	16
2.3.1. <i>Ensaio convencionais</i> .....	16
2.3.2. <i>Estampagem incremental</i> .....	25
2.3.3. <i>Tenacidade à fratura</i> .....	29
<b>3. TRABALHO EXPERIMENTAL .....</b>	<b>32</b>
3.1. CORTE DOS PROVETES .....	32
3.2. MARCAÇÃO DAS GRELHAS .....	33
3.2.1. <i>Método de Impressão Eletroquímica</i> .....	34
3.3. ENSAIOS PARA A CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E DA ENFORMABILIDADE .....	35
3.3.1. <i>Ensaio de tração</i> .....	36
3.3.2. <i>Ensaio de tenacidade à fratura</i> .....	37
3.3.3. <i>Ensaio Bulge</i> .....	39
3.3.4. <i>Ensaio de estampagem incremental – SPIF</i> .....	40
3.4. PLANO DE ENSAIOS.....	43
3.5. MÉTODOS DE MEDIÇÃO .....	45
3.5.1. <i>Medição das extensões principais</i> .....	45
3.5.2. <i>Medição das larguras e da espessura da fratura</i> .....	46
<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>48</b>

4.1. PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS MATERIAIS.....	48
4.2. TENACIDADE À FRATURA .....	53
4.3. LIMITES DE ENFORMABILIDADE.....	60
4.4. ESTAMPAGEM INCREMENTAL .....	65
<b>5. CONCLUSÕES E TRABALHO FUTURO .....</b>	<b>70</b>
<b>6. REFERÊNCIAS.....</b>	<b>71</b>

## Lista de Figuras

Figura 2.1 Representação esquemática da ferramenta de estampagem.....	7
Figura 2.2 Representação no plano das extensões principais de trajetórias de deformação elementares que se verificam na superfície da chapa sujeita a operações de deformação plástica. ....	7
Figura 2.3 Provete retirado da chapa segundo a direção de laminagem, para a realização de um ensaio .....	9
Figura 2.4 Exemplo de trajetórias de deformação. ....	11
Figura 2.5 Exemplo de uma representação esquemática de uma CLE e de uma CLF. ....	13
Figura 2.6 Modos de fratura: (a) modo I, (b) modo II e (c) modo III .....	14
Figura 2.7 a) Representação no plano das tensões principais no plano da chapa dos diferentes modos de deformação b) Representação no plano das extensões principais no plano da chapa dos diferentes modos de deformação.....	18
Figura 2.8 Curva limite de estampagem (CLE) e de fratura (CLF) e representação dos estados de deformação característicos dos vários ensaios experimentais.....	19
Figura 2.9 a) Estricção difusa b) Estricção localizada em tração uniaxial. O ângulo apresentado na figura ( $\theta = \arctan(r + 1r)$ ), correspondente à estricção localizada que depende do coeficiente de anisotropia normal $r$ , que é definido pelo rácio $\epsilon_2 / \epsilon_1$ durante um ensaio de tração uniaxial. ....	20
Figura 2.10 Processo para a determinação da CLE a) medição da grelha de referência, b) elipse típica de um círculo da grelha de referência e c) procedimento de interpolação.....	23
Figura 2.11 Procedimento para a obtenção das extensões ao longo da a) espessura, b) largura num ensaio de tração e c) largura de um ensaio Bulge .....	24
Figura 2.12 Limites de enformabilidade propostos por Soeiro et al (2014). ....	26
Figura 2.13 Representação esquemática das três regiões em deformação plástica (A, B e C) durante o processo de estampagem incremental de chapa metálica. ....	27
Figura 2.14 Representação das zonas de dissipação de energia num provete de duplo entalhe submetido a uma tensão de tração. ....	30
Figura 2.15 a) Representação esquemática do provete de duplo entalhe, b) Representação esquemática da força em função do deslocamento para os diferentes comprimentos de ligamento e c) Determinação da tenacidade à fratura, $R$ , através da extrapolação da quantidade de energia por unidade de área.....	31
Figura 3.1 Processo de corte dos provetes a) Esquema de corte por chapa b) Provetes cortados a laser ainda na chapa original. ....	33
Figura 3.2 Equipamento utilizado para marcação eletroquímica de chapas. ....	34

Figura 3.3 a) Representação esquemática do aparato experimental e b) fotografia mostrando um detalhe de um provete de tração montado entre as amarras de uma máquina INSTRON modelo 4507. ....	36
Figura 3.4 a) Representação esquemática do aparato experimental e b) fotografia mostrando a máquina universal de ensaios de expansão biaxial .....	39
Figura 3.5 a) Representação esquemática do aparato experimental e b) fotografia de um provete SPIF cone .....	40
Figura 3.6 Representação esquemática dos provetes de SPIF piramidal e cônico. ....	41
Figura 3.7 Método de determinação da tenacidade à fratura a partir ensaios SPIF a) esquema com detalhe da fissura, b) ensaio SPIF com detalhe da fratura .....	43
Figura 3.8 Exemplo de equipamento de medição computadorizado 3Com Home Connect, e da medição de um círculo de uma grelha com o software GPA 3.0 b) Fotografia das régua graduadas utilizadas .....	46
Figura 3.9 a) Equipamento do microscópio, que inclui monitor de visualização, PC com programa de aquisição de imagens e microscópio óptico com câmara digital incorporada e b) microscópio óptico com câmara digital incorporada como detalhe das lentes e do porta-amostras com uma amostra.....	46
Figura 4.1 Curva tensão verdadeira-extensão verdadeira da liga de alumínio AA5182 com destaque do patamar de cedência. ....	49
Figura 4.2 Curvas força – deslocamento para o alumínio AA1050-H111 com 1 mm de espessura e direção de laminagem de 0°.....	54
Figura 4.3 Curvas força – deslocamento para o alumínio AA1050-H111 com comparação entre as direções de laminagem 0° e 90° para as espessuras de 1 mm, 1.5 mm e 2 mm com a mesma dimensão do ligamento, neste caso a = 25 mm. ....	55
Figura 4.4 Regressão linear que determina o valor da tenacidade à fratura para a espessura de 1 mm, 1.5 mm e 2 mm, com os pontos de 0° DL e 90° DL. ....	56
Figura 4.5 Curvas força – deslocamento para o DC04 com 0.6 mm de espessura e direção de laminagem de 0°.....	57
Figura 4.6 Curvas força – deslocamento para o DC04 com 0.6 mm de espessura e direção de laminagem de 90°.....	58
Figura 4.7 Curvas força – deslocamento para o aço DC04 (espessura = 0.6mm) com comparação entre as direções de laminagem 0° e 90° para as diferentes dimensões do ligamento. ....	58
Figura 4.8 Regressão linear que determina o valor da tenacidade à fratura para o DC04 com espessura de 0.6 mm para 0° DL e 90° DL.....	59

Figura 4.9 Diagrama com limites de enformabilidade para a liga de alumínio AA5182 com linhas de redução de espessura e com fotografias reais de cada ensaio realizado. ....	61
Figura 4.10 Trajetórias de deformação do ensaio SPIF numa secção ao longo da zona do canto e da zona da parede lateral para a liga de alumínio AA5182. ....	62
Figura 4.11 Diagrama com limites de enformabilidade para a liga de aço DC04 (espessura = 1 mm) com linhas de redução de espessura.....	63
Figura 4.12 Diagrama com limites de enformabilidade para a liga de aço DC04 (espessura = 0.6 mm) com linhas de redução de espessura.....	63
Figura 4.13 Diagrama com limites de enformabilidade para a liga de aço DP500 com linhas de redução de espessura. ....	64
Figura 4.14 Diagrama com plano das extensões principais obtidas a partir do ensaio SPIF, com diferentes raios de ferramenta. ....	67
Figura 4.15 Diagrama com as extensões principais obtidas para o ensaio com provete de duplo entalhe e para o ensaio SPIF. A curva tracejada e a curva sólida corresponde à isolinha de extensão efetiva e à isolinha de tenacidade à fratura, respetivamente.....	69





## Lista de Tabelas

Tabela 2.1 Composição química (%) da liga de alumínio AA5182. ....	4
Tabela 2.2 Composição química (%) do aço DC04. ....	5
Tabela 2.3 Composição química (%) do aço DP500. ....	6
Tabela 2.4 Ensaio de enformabilidade baseados nos diagramas limite de enformabilidade. ....	17
Tabela 2.5 Falha por instabilidade plástica como uma função do modo de deformação. ....	22
Tabela 2.6 Modos de deformação, extensões e tensões características dos processos de estampagem incremental e convencional de metais. ....	29
Tabela 3.1 Marcação electroquímica. ....	35
Tabela 3.2 Dimensões de referência dos provetes de tração uniaxial segundo a Norma Portuguesa EN 10 002-1. ....	37
Tabela 3.3 Dimensões de referência dos provetes de duplo entalhe. ....	38
Tabela 3.4 Dimensão de referência dos provetes para o ensaio Bulge. ....	39
Tabela 3.5 Dimensão de referência dos provetes para o ensaio SPIF. ....	41
Tabela 3.6 Plano de ensaios. ....	44
Tabela 4.1 Lei do material dos diferentes materiais estudados, para o comprimento de referência $l_0 = 50$ mm e $l_0 = 80$ mm. ....	48
Tabela 4.2 Propriedades mecânicas da chapa de alumínio AA5182 ( $l_0 = 50$ mm e $l_0 = 80$ mm). ....	50
Tabela 4.3 Propriedades mecânicas da chapa de aço DC04 de 1 mm de espessura ( $l_0 = 50$ mm e $l_0 = 80$ mm). ....	51
Tabela 4.4 Propriedades mecânicas da chapa de aço DC04 de 0.6 mm de espessura ( $l_0 = 50$ mm). ....	51
Tabela 4.5 Propriedades mecânicas da chapa de aço DP500 ( $l_0 = 50$ mm e $l_0 = 80$ mm). ....	52
Tabela 4.6 Valores da tenacidade à fratura para a liga de alumínio AA1050-H111. ....	56
Tabela 4.7 Valores da tenacidade à fratura para a liga de aço DC04 (espessura = 0.6 mm). ....	60
Tabela 4.8 Equações das curvas limite de fratura dos diferentes materiais estudados e respectivas reduções máximas de espessura. ....	60
Tabela 4.9 Variação da extensão dos materiais sob condições de carregamentos de extensão plana. ....	65
Tabela 4.10 Propriedades mecânicas da chapa de alumínio AA1050-H111. ....	66



## Abreviaturas

<b>Abreviatura</b>	<b>Definição</b>
AA	Aluminium Association
CLE	Curva Limite de Estampagem
CLF	Curva Limite de Fratura
CLFC	Curva Limite de Fratura ao Corte
DL	Direção de Laminagem
DP	Dual Phase
EWf	Essential Work of Fracture
HBM	Hottinger Baldwin Messtechnik
HRDE	High Resolution Digital Extensometer
IDDRG	International Deep Drawing Research Group
IST	Instituto Superior Técnico
IUL	Institut für Umformtechnik und Leichtbau
LEFM	Linear Elastic Fracture Mechanics
MCG	Manuel da Conceição Graça
MGC	Measuring Amplifier System
NP	Norma Portuguesa
PC	Personal Computer
SPIF	Single Point Incremental Forming
TUD	Technische Universität Dortmund



# Nomenclatura

Símbolos latinos	Definição
$A$	Área
$A$	Alongamento após fratura
$a$	Comprimento do ligamento
$a$	Dimensão do eixo maior da elipse
$A_0$	Área inicial
$b$	Dimensão do eixo menor da elipse
$d$	Diâmetro inicial do círculo da grelha
$E$	Módulo de elasticidade
$F$	Força
$F_1$	Força de tração uniaxial na direção principal 1
$F_2$	Força de tração uniaxial na direção principal 2
$F_3$	Força de tração uniaxial na direção principal 3
$h$	Espessura do provete
$h_0$	Espessura inicial do provete
$n$	Coefficiente de encruamento
$\bar{n}$	Coefficiente de encruamento médio
$n_0$	Coefficiente de encruamento a 0° com a direção de laminagem
$n_{45}$	Coefficiente de encruamento a 45° com a direção de laminagem
$n_{90}$	Coefficiente de encruamento a 90° com a direção de laminagem
$q$	Parâmetro microestrutural
$R$	Valor de tenacidade à fratura
$r$	Coordenada radial
$r$	Coefficiente de anisotropia normal
$\bar{r}$	Coefficiente de anisotropia normal médio
$r_0$	Coefficiente de anisotropia a 0° com a direção de laminagem
$r_1$	Raio da curva meridional do elemento infinitesimal
$r_{45}$	Coefficiente de anisotropia a 45° com a direção de laminagem
$r_{90}$	Coefficiente de anisotropia a 90° com a direção de laminagem
$r_{ferramenta}$	Raio da ferramenta
$r_{m\acute{a}x}$	Valor de redução de espessura máxima
$r_{pe\grave{c}a}$	Raio da peça
$s$	Constante de distorções no plano
$t$	Espessura do provete
$t$	Direção segundo a espessura da chapa
$w$	Largura do provete
$w_0$	Largura inicial do provete
$W_e$	Trabalho essencial de fratura

$w_e$	Trabalho essencial de fratura específico
$W_f$	Trabalho total de fratura
$w_f$	Trabalho total de fratura específico
$W_p$	Trabalho não essencial de fratura
$w_p$	Trabalho não essencial de fratura específico

### Símbolos gregos

### Definição

$\alpha$	Trajatória de carregamento
$\beta$	Trajatória de deformação
$\gamma$	Ângulo na direção meridional
$\Delta r$	Coefficiente de anisotropia planar
$\varepsilon$	Extensão
$\bar{\varepsilon}$	Extensão efetiva
$\varepsilon_1$	Extensão principal 1
$\varepsilon_2$	Extensão principal 2
$\varepsilon_3$	Extensão principal 3
$\varepsilon_h$	Extensão na direção da espessura
$\varepsilon_l$	Extensão na direção longitudinal
$\varepsilon_w$	Extensão na direção da largura
$\theta$	Direção circunferencial
$\lambda$	Fator de forma
$\mu$	Coefficiente de atrito
$\sigma$	Tensão
$\bar{\sigma}$	Tensão efetiva
$\sigma_1$	Tensão na direção principal 1
$\sigma_2$	Tensão na direção principal 2
$\sigma_3$	Tensão na direção principal 3
$\sigma_e$	Tensão de cedência
$\sigma_r$	Tensão de rotura
$\Phi$	Direção meridional

# 1. Introdução

Com o passar dos anos, muitos foram os avanços tecnológicos que tiveram repercussão e impacto no desenvolvimento de novos materiais e na inovação das suas ligas para as mais variadas aplicações, nomeadamente para o ramo automóvel que tanto tem crescido e inovado nas últimas décadas.

Hoje em dia o automóvel é o meio de transporte mais utilizado no mundo e indispensável no dia-a-dia de centenas de milhões de pessoas. Em consequência deste facto, foi havendo uma progressiva transformação dos seus componentes, bem como dos materiais que os constituem. Como é do conhecimento geral, os metais são os materiais que constituem a maior parte do automóvel e desde a sua criação que se tem variado a sua constituição com o intuito de tornar os automóveis mais eficientes, leves e económicos, não esquecendo as preocupações ambientais que estão cada vez mais presentes nas nossas vidas.

Com a mudança de materiais e ligas utilizados nos componentes automóveis, surge a necessidade de caracterizar estes novos materiais de forma a conseguir transformar a matéria-prima em componentes úteis com o menor desperdício, através do processo de enformação mais eficaz, de grande eficiência e o mais económico possível.

A enformabilidade pode ser definida como o nível máximo de deformação que se pode atingir durante um processo tecnológico de deformação plástica, sem que se verifique o fenómeno de estricção ou de fratura (Rodrigues e Martins, 2010). O limite de enformabilidade à estricção é caracterizado pela curva limite de estampagem (CLE) e o limite de enformabilidade à fratura é definido pela curva limite de fratura (CLF) e pela curva limite de fratura ao corte (CLFC). A CLE é obtida a partir da medição das extensões na fratura dos provetes provenientes dos ensaios de enformabilidade convencionais (ensaios de tração, de expansão hemisférico, Nakazima e Bulge), a CLF a partir da medição da espessura e da largura, inicial e após fratura, dos mesmos provetes e a CLFC através de ensaios de torção no plano e de corte no plano (Isik et al., 2014; Martins et al., 2014a).

Ao caracterizar um material mecanicamente, obtêm-se as suas propriedades mecânicas e as curvas de enformabilidade que se revelam fulcrais na produção de peças metálicas; na medida em que se adquire conhecimento em relação às forças necessárias para que ocorra deformação de forma a produzir peças em série, possibilitando um maior e melhor conhecimento de todas as variáveis influentes no processo.

A dissertação encontra-se organizada em cinco capítulos, sendo o capítulo 1 composto por esta introdução.

No capítulo 2 – Estado da arte – são descritos os materiais em estudo, o alumínio AA1050-H111, o alumínio AA5182, o aço DP500 e o aço DC04, descrevendo as suas aplicações e principais composições. Seguidamente é feita uma abordagem à enformabilidade e à deformação plástica, sendo descritos os principais parâmetros que influenciam esses fenómenos e feita uma análise

detalhada aos limites de enformabilidade nomeadamente a curva limite de estampagem, a curva limite de fratura e a curva limite de fratura ao corte. Posteriormente é feita, uma referência aos procedimentos para a determinação das curvas (CLE e CLF), em que se inclui os métodos utilizados para cada uma delas e os ensaios necessários para a sua realização. Por último é feita uma abordagem mais detalhada sobre a tenacidade à fratura e sobre a estampagem incremental.

No capítulo 3 – Trabalho experimental – é descrito o modo de preparação dos provetes a ensaiar, nomeadamente o corte dos provetes e a marcação das grelhas onde se inclui o método utilizado para o efeito. Seguidamente é feita a descrição dos ensaios utilizados, tanto para a caracterização mecânica dos materiais como para a determinação dos limites de enformabilidade (CLE e CLF), onde são incluídos os parâmetros utilizados, as características das máquinas, um esquema do aparato experimental e um esquema dos provetes utilizados com as suas dimensões. Posto isto, é apresentado um plano de ensaios para os diferentes materiais estudados na presente dissertação, onde é apresentado o tipo de ensaio, a geometria do provete e o número de provetes que foram ensaiados. Este capítulo termina com a apresentação dos métodos e equipamentos de medição utilizados para obter as extensões principais.

No capítulo 4 – Resultados e Discussão – Inicialmente são expostos, discutidos e comparados os resultados obtidos das propriedades mecânicas dos materiais. Em seguida são apresentados os valores obtidos de tenacidade à fratura para os provetes de duplo entalhe. Posteriormente são apresentados os resultados para os limites de enformabilidade de todos os materiais, obtidos através dos seguintes ensaios: ensaio de tração uniaxial, ensaios de expansão biaxial e ensaios de estampagem incremental, com o intuito de os comparar entre eles. Por último, é feita a apresentação dos resultados obtidos para o alumínio AA1050-H111 que deu origem ao artigo “Failure in Single Point Incremental Forming” (Madeira et al., 2014), onde são apresentados os resultados de tenacidade à fratura obtidos através de geometria cônica truncada obtida através de estampagem incremental.

No capítulo 5 – Conclusões e Trabalho Futuro – são apresentadas as principais conclusões do estudo efetuado para os vários materiais, de forma concreta e objetiva e são também feitas algumas sugestões de trabalho futuro.



## **2. Estado da Arte**

No início deste capítulo são descritos os materiais em estudo, descrevendo as suas aplicações e principais composições. Seguidamente é feita uma abordagem à enformabilidade e à deformação plástica, sendo descritos os principais parâmetros que influenciam esses fenómenos e feita uma análise detalhada aos limites de enformabilidade nomeadamente a curva limite de estampagem, a curva limite de fratura e a curva limite de fratura ao corte. Posteriormente faz-se uma referência aos procedimentos para a determinação das curvas (CLE e CLF).

Por último é feita uma abordagem mais aprofundada do ensaio de estampagem incremental e aos métodos de determinação de tenacidade à fratura.

### **2.1. Materiais**

Na presente dissertação foram estudados quatro metais diferentes, duas ligas de alumínio (AA1050-H111 e AA5182) e duas ligas de aço (DC04 e DP500) com o objetivo de analisar os seus comportamentos quando sujeitos a deformação plástica.

As chapas de AA1050-H111 foram fornecidas por Poly Lanema, Lda, as chapas de AA5182 (com 1 mm de espessura), de DC04 (com 1mm de espessura) e de DP500 (com 0.62 mm de espessura) foram fornecidas pela Universidade Técnica de Dortmund, TUD - IUL, enquanto, a chapa de DC04 com 0.6 mm de espessura foi fornecida pela empresa portuguesa Manuel da Conceição Graça, MCG.

Cada material apresenta propriedades mecânicas diferentes, consoante a sua composição química, as fases em que se apresenta ou o tratamento térmico/superfície a que foi sujeito. Desta forma é importante referir algumas propriedades dos materiais em estudo.

#### **2.1.1. Ligas de Alumínio**

As ligas de alumínio apresentam-se como o conjunto de materiais não ferrosos mais utilizados em aplicações industriais. Normalmente, estas ligas apresentam excelente capacidade para operações de enformabilidade, pelas densidades reduzidas comparativamente com o aço ou cobre (cerca de 2.7 g/cm<sup>3</sup>), ductilidade elevada, boa condutividade elétrica e térmica, boa resistência à corrosão, na maior parte das condições de trabalho e um custo relativamente baixo quando comparado com outros materiais. A aplicação mais frequente deste tipo de ligas concentra-se na área da construção civil (janelas, portas e grades), embalagens (folha de alumínio e latas), bens de uso comum (utensílios de cozinha, ferramentas e electrodomésticos), aeronáuticos (componentes estruturais de aviões) e componentes mecânicos (automóveis e bicicletas).

Um dos grandes desafios da indústria automóvel foi reduzir o peso do veículo para que este consumisse menos combustível. Para isto, começou-se a utilizar materiais mais leves, não

prejudicando a segurança dos utilizadores. Houve uma principal atenção em substituir o aço e o ferro fundido por ligas de alumínio o que resultou numa diminuição de 40-50% do peso (Polmear, 1995).

Em termos de nomenclatura, as ligas de alumínio são identificadas através de quatro algarismos e classificadas de acordo com o elemento de liga que se encontra presente em maior quantidade (Rodrigues e Martins, 2010).

A liga de alumínio AA1050-H111 pertence à série 1000 (designação Aluminum Association) o que significa que apresenta um teor em alumínio superior a 99.0%. O segundo dígito (0) está relacionado com as alterações que foram feitas à liga, expressando a informação que nenhuma modificação foi feita à liga original, isto é, o alumínio não foi ligado com nenhum outro material, apresentando o limite de impurezas convencional. Os últimos dois dígitos da série 1000 indicam a pureza da liga, logo, o número 50, significa que esta liga detém uma pureza de 99.50%. As ligas desta série possuem uma resistência mecânica relativamente reduzida.

Além destas indicações, na designação desta liga verifica-se também uma referência ao tratamento a que foi sujeita. A letra H, presente na designação da liga utilizada no estudo, indica que esta foi endurecida por encruamento, sendo que o facto de apresentar o dígito 1 a seguir ao H indica que não sofreu nenhum tratamento suplementar. As ligas da série 1000 não são tratáveis termicamente, assim sendo recorreu-se ao encruamento de forma a aumentar a resistência mecânica por deformação plástica a frio (abaixo da temperatura de recristalização da liga).

A liga de alumínio AA5182 pertence à série 5000 (designação Aluminum Association) o que significa que é uma liga do tipo alumínio-magnésio (Al-Mg). O segundo dígito, uma vez que é diferente de zero significa que houve uma modificação na liga base, isto é, foram adicionados elementos de liga. Os últimos dois dígitos da designação indicam a composição específica.

As ligas Al-Mg constituem um importante grupo de ligas de alumínio não tratáveis termicamente, ou seja, não são endurecíveis por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, mas sim por solução sólida e encruamento (trabalho mecânico). Além desse ganho de resistência mecânica, o magnésio permite a essas ligas manterem um elevado nível de ductilidade, assim como uma excelente resistência à corrosão e soldabilidade. Estas características permitem que a liga AA5182 seja utilizada na indústria automóvel nos painéis interiores mais complexos (Magma, 2014).

Tabela 2.1 Composição química (%) da liga de alumínio AA5182.

Elemento	Mg	Mn	Al
Porcentagem	4.5	0.35	Restante

## 2.1.2. Aços

O estudo dos aços é muito importante porque eles são, de longe, os materiais metálicos de maior utilização, essencialmente devido ao facto de poderem ser produzidos em grandes quantidades a relativamente baixo custo e satisfazendo especificações precisas. Além disso é possível obtê-los com uma larga gama de propriedades mecânicas, desde níveis moderados de resistência (200-300 MPa) associados a uma excelente ductilidade e tenacidade, até resistências muito altas (2000 MPa) com uma ductilidade razoável. (Honeycombe, 1981). Não é então de estranhar que os ferros e os aços representem mais de 80% em peso das ligas de aplicação industrial. As aplicações destas ligas são muito diversas, desde a indústria automóvel, aeronáutica, ferroviária, petrolífera, entre muitas outras, dependendo da percentagem de carbono e dos elementos presentes na liga.

O aço DC04 pertence a uma gama de aços denominada de aços macios. Os aços macios são os aços mais utilizados na indústria automóvel tanto em partes internas como em partes externas, devido ao seu grande alongamento à fratura (~40%) o que permite uma boa enformabilidade. Os aços macios apresentam uma microestrutura essencialmente ferrítica, tipicamente com teores de carbono inferiores a 0.05%, apresentam uma baixa tensão de cedência (170-220 MPa) mas bons níveis de ductilidade que facilitam a produção de componentes de geometria complexa (World Auto Steel, 2009; Krauss, 1990).

A composição química do aço DC04 de 0.6 mm e 1mm de espessura utilizado para o estudo em questão, apresenta-se na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 Composição química (%) do aço DC04.

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Al
Percentagem	0.04	0.20	0.016	0.017	0.002	0.022

O carbono (C), o manganês (Mn) e o silício (Si) presentes originam a formação de uma solução sólida, onde o solvente é o ferro, de onde resulta um aumento da resistência mecânica do material. Por sua vez, o fósforo (P) e o enxofre (S) promovem a formação de uma segunda fase que aumenta a enformabilidade do aço (Honeycombe, 1981).

Já os aços de alta resistência fracamente ligados têm quocientes resistência/peso superiores aos aços comuns, no entanto não têm boa enformabilidade. Isto deu origem a algumas dificuldades, principalmente na indústria automóvel que tem vindo a ter tendência para o uso de aços com maior resistência em diversos componentes. A investigação desencadeada em resposta a esta tendência mostrou ser possível obter aços fracamente ligados (tipicamente com manganês e silício), bons níveis de resistência e simultaneamente boa enformabilidade, desde que primeiro sejam sujeitos a um

tratamento térmico conducente a uma matriz ferrítica com ilhas de martensite (10 a 20 % em volume) (Honeycombe, 1981).

Estes aços são designados por aços de dupla fase ou DP (do inglês *Dual Phase*) que consiste numa matriz ferrítica que contem uma segunda fase martensítica na forma de pequenas ilhas. A tensão de cedência é relativamente baixa (300-350 MPa), mas a taxa de encruamento é alta e os alongamentos são consideráveis (~30%), o que proporciona uma excelente enformabilidade (World Auto Steel, 2009).

O processo mais simples de obter a estrutura dúplex consiste em fazer um recozimento intercrítico, no qual o aço é aquecido na região  $\alpha + \gamma$ , tipicamente a 790°C, e mantido a essa temperatura durante alguns minutos, de modo a que apareçam pequenas regiões de austenite no meio da ferrite. Uma vez que estas regiões têm de ser transformadas em martensite, o arrefecimento subsequente tem de ser rápido. A fase martensítica presente vai aumentar a resistência mecânica do aço (Honeycombe, 1981).

Tabela 2.3 Composição química (%) do aço DP500.

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Al	Cr+Mo	Nb+Ti	V	B
Percentagem	0.08	1.5	0.02	0.004	0.3	0.02	0.74	0.015	0.02	0.001

A liga de aço DP500 pertence à gama dos aços de dupla fase (DP) e apresenta uma ordem de grandeza de tensão de rotura de cerca de 500 MPa (correspondendo ao número “500” da designação).

## 2.2. Enformabilidade de chapa

O termo enformabilidade é utilizado usualmente para caracterizar o nível máximo de deformação que se pode alcançar durante um processo tecnológico de deformação plástica, sem que se verifique a formação de macrobandas, estricções ou fissuras (Rodrigues e Martins, 2010).

Assim, para que seja possível quantificar os parâmetros típicos de um material, que estejam intrinsecamente relacionados com as suas características de enformabilidade, procede-se à realização de um conjunto de ensaios de enformabilidade.

Na medida em que os ensaios experimentais incidem essencialmente na deformação plástica de chapa, torna-se relevante fazer uma abordagem aos modos básicos de deformação plástica. Com o intuito de se compreender alguns dos termos frequentemente usados ao longo da dissertação tais como punção/cunho, encostador, matriz, entre outros, apresenta-se na Figura 2.1 uma representação dos elementos básicos constituintes de uma ferramenta típica de estampagem.

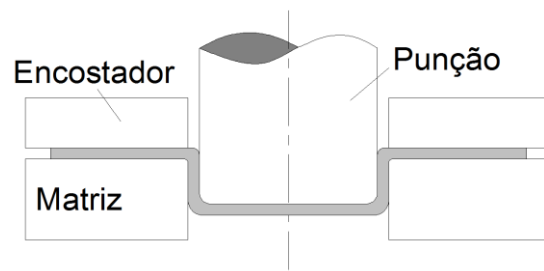


Figura 2.1 Representação esquemática da ferramenta de estampagem (Rodrigues e Martins, 2010).

Os modos mais comuns de deformação que se verificam em processos tecnológicos de deformação plástica são expansão e retração e estes diferem entre si devido ao modo de atuação do encostador. Assim, se o material da chapa que se encontra entre a matriz e o encostador for bloqueado, em resultado, por exemplo, da aplicação de uma pressão elevada no encostador, irá verificar-se uma deformação por expansão. No caso de o material da chapa conseguir deslizar no espaço existente entre a matriz e o encostador, contribuindo para a formação de uma zona cilíndrica na taça, considera-se que o modo de deformação é por retração (Rodrigues e Martins, 2010). A compreensão dos dois modos de deformação é facilitada pela interpretação da Figura 2.2, que apresenta no plano das extensões principais as trajetórias de deformação elementares que se verificam na superfície das chapas sujeitas a operações de deformação plástica.

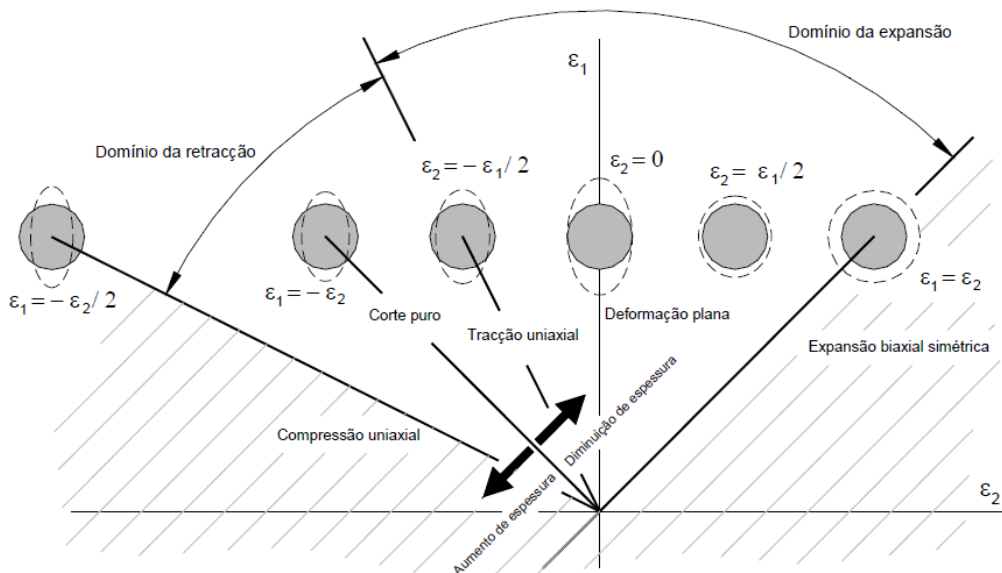


Figura 2.2 Representação no plano das extensões principais de trajetórias de deformação elementares que se verificam na superfície da chapa sujeita a operações de deformação plástica (Rodrigues e Martins, 2010).

Pela interpretação da Figura 2.2 é possível constatar que o domínio da expansão é caracterizado pelo facto da extensão  $\varepsilon_2$  no plano da chapa se situar à direita do eixo das ordenadas ( $\varepsilon_2 > 0$ ) e que o domínio da retração corresponde ao estado de deformação em que a extensão  $\varepsilon_2$  se encontra à esquerda do eixo das ordenadas ( $\varepsilon_2 < 0$ ). Na Figura 2.2 é ainda possível observar, que o modo de deformação por expansão, compreende a zona do plano das extensões principais onde usualmente se localizam as trajetórias de deformação das regiões das taças cilíndricas que se encontram localizadas abaixo do canto da matriz e, o modo de deformação por retração, detém a restante zona do plano das extensões principais, na qual se situam as trajetórias de deformação características das regiões da aba e do canto da matriz.

Na Figura 2.2 a região a tracejado que se encontra à direita de  $\varepsilon_2 = \varepsilon_1$  não é considerada, uma vez que se convencionou que  $\varepsilon_1 > \varepsilon_2$ . A restante zona tracejada também não é considerada em análises por corresponder a estados e trajetórias de deformação que não existem nos processos tecnológicos de deformação plástica da chapa (Rodrigues e Martins, 2010).

### **2.2.1. Parâmetros que influenciam a enformabilidade**

Dada a importância que a enformabilidade tem na caracterização dos materiais, importa analisar os parâmetros que afetam significativamente o seu comportamento. Assim, neste capítulo, irá ser feita uma análise da influência dos principais indicadores de enformabilidade no processo de deformação plástica de chapa, nomeadamente a anisotropia, o encruamento, a espessura da chapa e a trajetória de deformação.

#### **2.2.1.1. Anisotropia**

O fenómeno de anisotropia deve-se essencialmente à estrutura metalográfica, ao teor em elementos de liga e à natureza dos tratamentos térmicos e mecânicos a que o material foi previamente submetido.

Os produtos planos laminados apresentam basicamente dois tipos de anisotropia: anisotropia planar e anisotropia normal. A anisotropia planar é a consequência das propriedades mecânicas no plano da chapa mudarem com a direção a que são medidas, enquanto a anisotropia normal é originada quando as propriedades, segundo a espessura, são distintas das que se obtêm no plano da chapa.

O estado de anisotropia de uma chapa pode ser caracterizado por intermédio de ensaios de tração uniaxial efetuados sobre provetes retirados segundo várias direções do plano da chapa.

Assim, para descrever o estado de anisotropia, realizam-se ensaios segundo três direções diferentes: a direção de laminagem, a direção perpendicular à de laminagem e a direção a 45° com a de laminagem (Figura 2.3).

O coeficiente de anisotropia apresenta-se assim definido pelo quociente entre  $\epsilon_w$ , que define o valor de extensão na largura, e  $\epsilon_h$  que corresponde ao valor da extensão na espessura do provete, como se apresenta na equação 2.1:

$$r = \frac{\ln\left(\frac{w}{w_0}\right)}{\ln\left(\frac{h}{h_0}\right)} = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_h} \quad (2.1)$$

em que  $h_0$  e  $w_0$  representam a espessura e a largura iniciais, respetivamente e  $h$  e  $w$  a espessura e a largura num determinado instante, tal como é possível verificar na Figura 2.3.

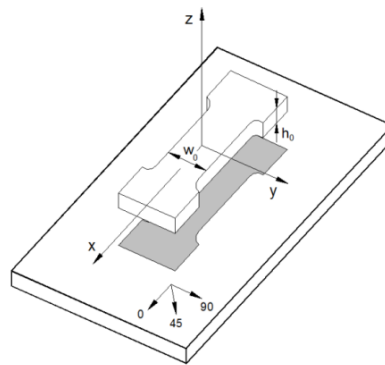


Figura 2.3 Provete retirado da chapa segundo a direção de laminagem, para a realização de um ensaio de tração uniaxial (Rodrigues e Martins, 2010).

Deste modo, verifica-se que um material isotrópico corresponde a um valor de  $r = 1$ . Assim, um material que apresente um comportamento isotrópico apresenta propriedades mecânicas iguais em todas as direções.

Um material que apresente um valor elevado de coeficiente de anisotropia, é um material de grande resistência à deformação ao longo da sua espessura. Assim, na medida em que, num processo de deformação plástica se pretende que a espessura final da chapa permaneça igual à inicial, um valor de  $r$  elevado no material apresentar-se-á favorável.

Relativamente à definição do coeficiente de anisotropia planar (indicador do grau de anisotropia no plano da chapa), este fornece uma indicação quantitativa da diferença entre as propriedades nas direções a  $45^\circ$  e nas dos eixos principais de anisotropia, definindo-se através da seguinte expressão:

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (2.2)$$

na qual,  $r_0$ ,  $r_{45}$  e  $r_{90}$  correspondem, respetivamente, ao valor do coeficiente de anisotropia nas direções a  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  com a direção de laminagem.

Por exemplo, quando não existir anisotropia planar ( $\Delta r = 0$ ), significa que no plano da chapa o coeficiente de anisotropia é igual qualquer que seja a direção considerada. Todavia, esta condição não significa que segundo a espessura não exista anisotropia. Assim, para que se possa quantificar a anisotropia segundo a direção da espessura define-se o coeficiente de anisotropia normal médio, pesando igualmente os coeficientes de anisotropia segundo as direções de  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$ , através da seguinte equação:

$$\bar{r} = \frac{(r_0 + 2r_{45} + r_{90})}{4} \quad (2.3)$$

Verifica-se assim que quanto maior for o coeficiente de anisotropia normal, maior é a aptidão do material para um processo de enformação e quanto menor for o coeficiente de anisotropia planar, menor é o fenómeno de orelhamento e portanto mais uniforme o bordo superior da taça, observando-se uma diminuição do desperdício de material.

A existência de anisotropia no plano da chapa (anisotropia planar) favorece o aparecimento do fenómeno de orelhamento que se manifesta através de zonas mais altas (orelhas) e zonas mais baixas (vales), no topo de uma taça enformada, em conexão, respetivamente, com os valores mais elevados e mais reduzidos do coeficiente de anisotropia dessa mesma direção (Rodrigues e Martins, 2010).

### 2.2.1.2. Encruamento

O encruamento é um fenómeno de endurecimento de materiais através de deformação plástica. Este fenómeno determina que a superfície limite de elasticidade vá variando com a progressão da deformação plástica em função das extensões plásticas entretanto experimentadas pelo material. Com o objetivo de quantificar este fenómeno utiliza-se o coeficiente de encruamento,  $n$ , que pode ser obtido através de diversos modelos matemáticos. De forma genérica, este coeficiente traduz a capacidade de um material repartir as deformações, quando este se encontra sujeito a um gradiente de tensão, evitando deste modo uma deformação localizada. Assim sendo, para um dado incremento de deformação, quanto maior for o valor do coeficiente de encruamento maior é o aumento da tensão necessária para que a deformação prossiga nessa zona, pelo que a deformação passa a ocorrer numa região vizinha, possibilitando assim a repartição da deformação por todo o material.

Deste modo, define-se normalmente um coeficiente de encruamento médio,  $\bar{n}$ , tendo em conta os diferentes coeficientes de encruamento no plano da chapa, através da seguinte expressão,

$$\bar{n} = \frac{(n_0 + 2n_{45} + n_{90})}{4} \quad (2.4)$$

em que  $n_0$ ,  $n_{45}$  e  $n_{90}$  correspondem, respetivamente, ao coeficiente de encruamento nas direções a  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  com a direção de laminagem.



É possível referir, que quanto maior for o valor de  $\bar{n}$ , maior será a homogeneização da deformação que o material sofre ao longo do seu volume, verificando-se então uma maior capacidade do material suportar deformações relativamente a outro material que apresente um menor valor de coeficiente de encruamento (Rodrigues e Martins, 2010).

### 2.2.1.3. Espessura da chapa

A influência que a espessura da chapa manifesta nos limites de enformabilidade apresenta-se como um fenómeno importante na medida em que, no que se refere ao alongamento de estrição, quanto mais espessa for a chapa maior é o valor de alongamento após fratura, o que é sem dúvida um benefício para o caso dos processos de estampagem, uma vez que a chapa possui maior capacidade de deformação, o que vai permitir uma relação de transmissão de tensão radial na zona cónica mais favorável. A curva limite de estampagem é então influenciada pela espessura da chapa, o que permite afirmar que um aumento da espessura permite alargar o domínio de enformabilidade das operações (Rodrigues e Martins, 2010).

### 2.2.1.4. Trajetória de deformação

A trajetória de deformação apresenta-se como a sucessão de deformações ( $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$ ) ao longo de uma operação de enformação. Na Figura 2.4 pode observar-se que a estampagem na taça cilíndrica não deverá apresentar quaisquer problemas de enformabilidade uma vez que todas as trajetórias de deformação dos pontos assinalados pelas letras A até I encontram-se claramente abaixo da curva limite de estampagem. No entanto com uma análise mais pormenorizada permite obter algumas conclusões adicionais como por exemplo, o ponto F na deformação inicial do material é de tração uniaxial mas à medida que o canto do cunho vai sendo formado, a trajetória sofre uma alteração aproximando-se da trajetória de expansão biaxial simétrica que é característica da zona do fundo da taça (Rodrigues e Martins, 2010).

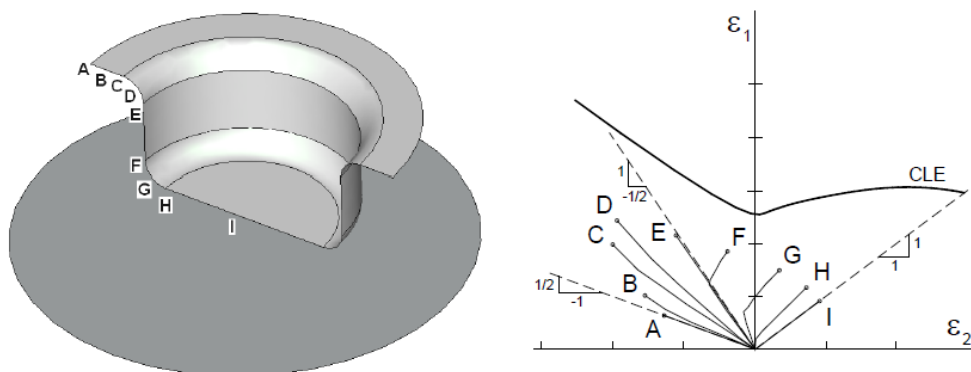


Figura 2.4 Exemplo de trajetórias de deformação (Rodrigues e Martins, 2010).

O trabalho desenvolvido por diversos investigadores (Kobayashi, 1972; Yoshida, 1968; Kikuma, 1971; Grumbach, 1972; Romano, 1974; Vigier, 1975) evidenciou a importante influência das trajetórias de deformação nas curvas de enformabilidade. Conclui-se que a influência é significativa, na medida em que, uma CLE obtida através de trajetórias de deformação simples, aproximadamente retilíneas, não pode ser usada para estudar processos de deformação plástica de chapa que envolvam trajetórias de deformação complexas. Os níveis de deformação para a estrição e fratura obtidos com trajetórias complexas afastam-se dos valores obtidos com trajetórias lineares. Estes desvios podem ser consideráveis e não serão imputados à precisão das medições, tornando prudente a utilização prática destas curvas.

## **2.2.2. Limites de enformabilidade**

Neste capítulo, irá ser feita uma abordagem concisa acerca do fenómeno de estrição que inclui a curva limite de estampagem (CLE), que é a usualmente utilizada industrialmente, e uma abordagem acerca da fratura que inclui a curva limite de fratura (CLF) e a curva limite de fratura ao corte (CLFC) salientando a importância de cada uma, em termos de definição de limites de enformabilidade, assim como os parâmetros que as influenciam.

A definição dos limites de enformabilidade para as operações de deformação plástica de chapa, sobretudo para a concepção e projeto de peças a enformar, apresenta-se como uma tarefa muito importante uma vez que permite determinar as características do material e do processo que asseguram o fabrico com sucesso dos produtos, com formas e dimensões bem definidas (Rodrigues e Martins, 2010).

### **2.2.2.1. Estrição**

Em 1957, Keeler iniciou a sua investigação sobre a determinação de limites mensuráveis de enformabilidade de um dado material. A investigação consistiu em analisar a ocorrência de instabilidade plástica e de rotura em provetes deformados em expansão, por ação de um cunho rígido. Os resultados obtidos da investigação foram publicados em 1965, constituindo a primeira publicação da CLE apenas no domínio das deformações por expansão (Keeler, 1965).

Em 1968, Goodwin aplicou o conceito à análise das deformações por retração, com a finalidade de poder prever a ocorrência de roturas na parede cilíndrica ou na zona do canto do cunho dos provetes obtidos (Goodwin, 1968). Neste último artigo, Goodwin juntou, pela primeira vez, os dois domínios (expansão e retração), permitindo assim o primeiro aparecimento de uma CLE completa.

A curva limite de estampagem (CLE) apresenta-se como uma representação gráfica no plano das extensões principais, no plano da chapa, dividindo-se em duas zonas: uma zona inferior à curva correspondente às deformações admissíveis, verificando-se a existência de provetes bem-sucedidos

e, uma zona superior à curva correspondente às deformações não admissíveis, verificando-se a existência de provetes com rotura ou com estricção.

Um exemplo de representação de uma CLE completa pode ser visualizado na Figura 2.5 através da qual se identifica a existência de uma zona de segurança (área abaixo da CLE) e de uma zona de falha (área acima da CLE).

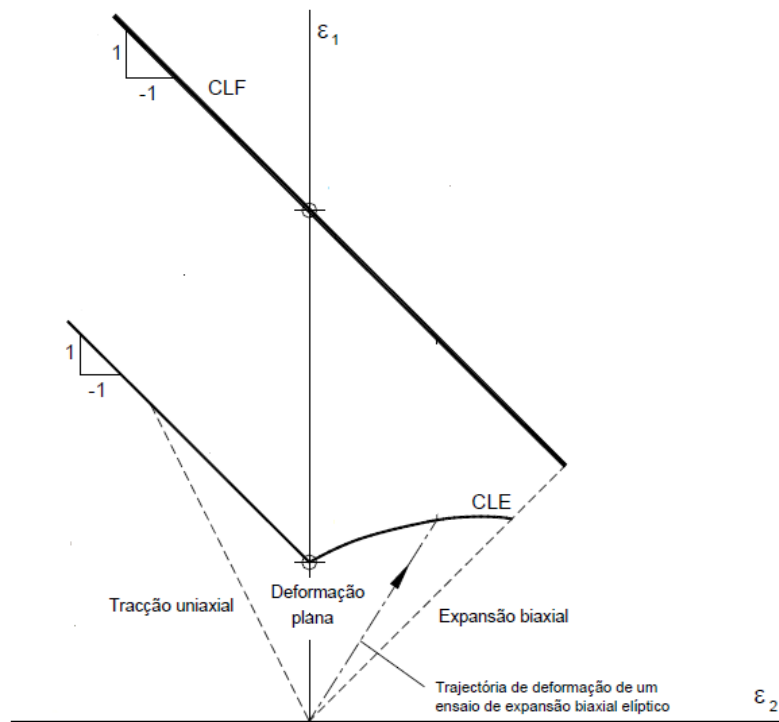


Figura 2.5 Exemplo de uma representação esquemática de uma CLE e de uma CLF (Rodrigues e Martins, 2010).

O conhecimento da CLE de um determinado material apresenta-se como elemento relevante ao nível dos limites de enformabilidade, na medida em que:

- Nenhuma rotura ou estricção pode ocorrer para estados de deformação que estejam abaixo da CLE, permitindo determinar o grau de segurança com que se está a produzir uma dada peça, pela comparação dos valores da extensão observados na peça e a CLE do material;
- Permite comparar a influência da posição da CLE com os diversos parâmetros de estampagem, possibilitando a tomada de decisões mais ponderadas na fase de tentativa e erro durante o teste de uma dada ferramenta e o seu arranque em produção;
- Permite qualificar os diferentes materiais em função da sua aptidão para a estampagem;
- Permite a seleção das condições ideais de trabalho (força do encostador, lubrificação, velocidade de deformação, etc.) (Baptista, 1993).

A curva limite de estampagem à estricção permite definir a deformação plástica limite admissível a partir da qual advém o fenómeno de estricção. A determinação rigorosa da CLE apresenta-se como

um processo complexo, por existir dificuldade em definir um critério que estabeleça inequivocamente o aparecimento da estrição. Em resultado disto, por uma questão de segurança, usualmente trabalha-se com a CLE a 90%, ou seja, a CLE surge como resultante da aplicação de uma margem de erro de 10% relativamente à curva obtida experimentalmente (Rodrigues e Martins, 2010).

Com passar dos anos tem havido um crescente interesse dos investigadores na caracterização do início da propagação da fratura devido a três razões:

- Apesar da simplicidade da CLE e da sua larga gama de utilização, este método pode não ser adequado na determinação do início da estrição devido às dificuldades nas medições (Centeno et al., 2014). Este facto leva frequentemente a que resultados de CLE's de diferentes fontes mas para o mesmo material sejam diferentes entre si.
- Engenheiros e técnicos atualmente envolvidos no *design* da chapa metálica optam por aplicar diretrizes baseadas, não na CLE mas na redução de espessura crítica (Isik et al., 2014).
- Os programas computacionais de elementos finitos disponíveis, que fazem uso da modelação do dano dúctil para prever o início da fratura necessitam da determinação de valores críticos do dano no início da fratura. (Martins et al., 2014).

#### 2.2.2.2. Fratura

Os mecanismos de fratura e de deformação plástica em chapa metálica têm sido objecto de controvérsia na comunidade científica. Existem três tipos de modos de abertura de fissuras no estudo da mecânica da fratura (Figura 2.6): modo I, onde a abertura da fissura ocorre devido a tensões de tração, modo II, devido a tensões de corte no plano e modo III, devido a tensões de corte na direção da espessura.

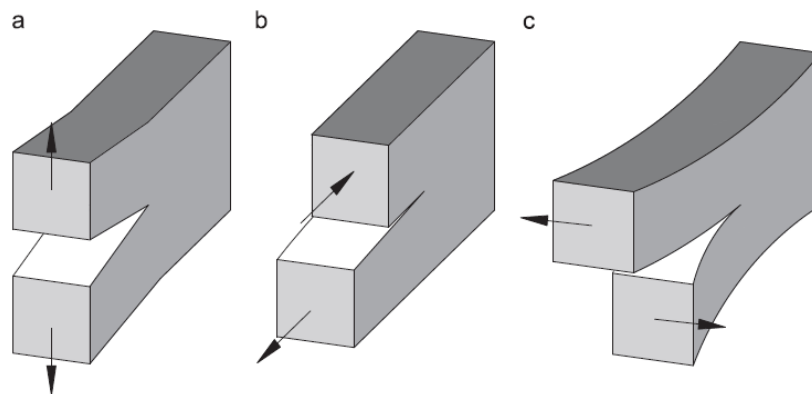


Figura 2.6 Modos de fratura: (a) modo I, (b) modo II e (c) modo III (Martins et al., 2014a).

A fratura associada a tensões de tração (modo I da mecânica da fratura) é governada pela curva limite de estampagem (CLF), enquanto a fratura associada a tensões de corte no plano da chapa

(modo II da mecânica da fratura) é governada pela curva limite de fratura ao corte (CLFC). De seguida é feita uma breve descrição sobre estas duas curvas.

A curva limite de fratura (CLF) define, no plano das extensões principais, a deformação plástica limite admissível, a partir da qual se dá a rotura da chapa, apresentando um decréscimo da esquerda para a direita e um declive de aproximadamente “-1” (Atkins, 1996) e traduz-se pela seguinte expressão,

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 = q \quad (2.5)$$

Em que  $q$  é uma constante representativa dos parâmetros microestruturais (Isik et al., 2014). Estes parâmetros microestruturais foram originalmente propostos por McClintock (1998) e são conhecidos por desempenhar um papel importante na análise da enformabilidade de metais. Em relação ao declive da recta ser ‘-1’ está relacionado com a redução de espessura na fratura.

A condição de espessura constante na fratura também foi referida por Atkins (1997) e é obtida considerando a redução de espessura máxima que é definida por,

$$r_{m\acute{a}x} = \frac{h_0 - h}{h_0} \Leftrightarrow r_{m\acute{a}x} = 1 - \frac{h}{h_0} \Leftrightarrow \frac{h}{h_0} = 1 - r_{m\acute{a}x} \quad (2.6)$$

Considerando a equação de incompressibilidade,

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (2.7)$$

Sabendo que a extensão na espessura é definida por,

$$\varepsilon_3 = \varepsilon_h = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right) \quad (2.8)$$

Substituindo a equação 2.8 na equação de incompressibilidade (equação 2.7), obtém-se,

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 = -\ln\left(\frac{h}{h_0}\right) \quad (2.9)$$

E finalmente substituindo  $\frac{h}{h_0}$  pela equação 2.6, obtém-se a equação de redução de espessura,

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 = -\ln\left(1 - \frac{r_{m\acute{a}x}}{100}\right) \quad (2.10)$$

A curva limite de fratura ao corte (CLFC) define a deformação plástica a partir da qual surge fratura provocada pela distorção crítica resultante de tensões de corte no plano.

Isik et al. (2014) propõe que a CLFC seja definida por uma recta de declive igual a “+1”, ou seja, é uma linha perpendicular à CLF e traduz-se pela seguinte expressão,

$$\varepsilon_1 - \varepsilon_2 = s \quad (2.11)$$

Em que  $s$  é uma constante que corresponde a distorções no plano (Isik et al., 2014; Martins et al., 2014a) e são causadas pelas tensões de corte no plano.

Em termos teóricos a posição da CLFC no espaço das tensões principais e os valores correspondentes no momento da fratura podem ser obtidos diretamente a partir dos valores experimentais das extensões no plano através de ensaios de corte na chapa e de ensaios de torção na chapa.

## **2.3. Determinação dos limites de enformabilidade**

Neste capítulo apresentam-se os ensaios convencionais necessários para determinar as propriedades mecânicas do material bem como os limites de enformabilidade. É feita uma abordagem mais aprofundada em relação ao ensaio de estampagem incremental, onde é focado a dinâmica da fratura e os modos de deformação. Por último é referido o tema da tenacidade à fratura onde são relatados os métodos para determinação deste valor.

### **2.3.1. Ensaio convencionais**

As curvas limite de estampagem (CLE) e as curvas limite de fratura (CLF) são determinadas a partir de ensaios ditos convencionais concebidos de modo a obter os valores das extensões principais máxima,  $\varepsilon_1$ , e mínima,  $\varepsilon_2$ , no plano da chapa no instante de rotura. Na Tabela 2.4 apresentam-se os modos de deformação característicos de alguns ensaios convencionais que podem ser classificados em uniaxial, deformação plana e biaxial, em função do modo de deformação, os estados de extensão e tensão correspondentes a esses ensaios, assim como uma representação esquemática do ensaio em questão e da geometria do provete a utilizar.

Tabela 2.4 Ensaio de enformabilidade baseados nos diagramas limite de enformabilidade (Martins et al., 2014b).

Modo de deformação	Ensaio	Estado de extensão	Estado de tensão	Representação esquemática
Uniaxial	Tração	$\varepsilon_1 > 0$ $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 < 0$ $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\frac{\varepsilon_1}{2}$	$\sigma_1 > 0$ $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$	
Deformação plana (e a região de transição entre o modo de deformação uniaxial e deformação biaxial)	Nakazima	$ \varepsilon_1  > 0$ $-\frac{\varepsilon_1}{2} < \varepsilon_2 < \varepsilon_1$ $\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2)$	$\sigma_1 > 0$ $\sigma_1 > \sigma_2 > 0$ $\sigma_3 = 0$	
	Hecker (variante do ensaio Nakazima, utilizando canelura durante a realização do ensaio)			
Biaxial	Ensaio de expansão hemisférico	$\varepsilon_1 = \varepsilon_2 > 0$ $\varepsilon_3 < 0$ $\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = -\frac{\varepsilon_3}{2}$	$\sigma_1 = \sigma_2 > 0$ $\sigma_3 = 0$	
	Bulge			
	Marciniak			

Considerando que  $\alpha$  e  $\beta$  correspondem, respetivamente, à trajetória de carregamento e à trajetória de deformação através das seguintes equações,

$$\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1}; \quad \beta = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_1} \quad (2.12; 2.13)$$

observa-se na Figura 2.7 os diferentes modos de deformação característicos dos processos de enformação de chapa, no espaço das tensões e extensões principais no plano da chapa.

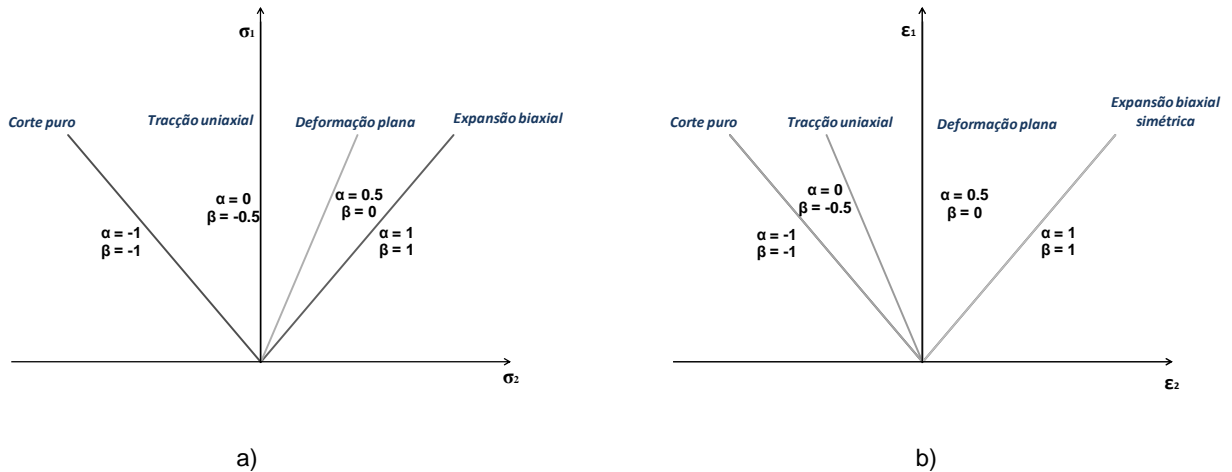


Figura 2.7 a) Representação no plano das tensões principais no plano da chapa dos diferentes modos de deformação b) Representação no plano das extensões principais no plano da chapa dos diferentes modos de deformação.

O ensaio de tração uniaxial consiste em submeter o provete a uma carga de tração, continuamente crescente até que se atinja a fratura. Durante a realização do ensaio, regista-se a variação do comprimento de referência, através de extensómetros aplicados diretamente sobre o provete, assim como a força exercida pelo travessão da máquina de ensaios.

Quando se pretende conhecer o comportamento mecânico de um material, nomeadamente enquanto está a ser deformado, a curva tensão nominal-extensão nominal revela-se inadequada, uma vez que esta curva tem em conta as dimensões iniciais do provete. De facto, as dimensões da zona do provete variam continuamente ao longo do ensaio e a curva de comportamento do material deverá conter essa variação. Por isso é necessário usar a curva tensão verdadeira-extensão verdadeira que se baseia em medidas verdadeiras da tensão,  $\sigma$  e da extensão,  $\varepsilon$ , determinadas a partir das dimensões instantâneas da zona de referência do provete (Rodrigues e Martins, 2010).

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad ; \quad \varepsilon = \ln \frac{A_0}{A} \quad (2.14; 2.15)$$

O ensaio Nakazima consiste em solicitar, com um punção hemisférico, provetes de geometria rectangular, com diferentes larguras, de forma a obter diferentes modos de deformação necessários para a determinação da CLE. A gama de deformações em largura,  $\varepsilon_2$ , que se consegue alcançar com este tipo de ensaio é aproximadamente igual à que se alcança nos ensaios simulativos, embora as trajetórias de deformação obtidas no ensaio Nakazima sejam menos lineares do que as dos ensaios



simulativos, provavelmente devido ao atrito existente entre a chapa e o punção (Rodrigues e Martins, 2010).

O ensaio de expansão biaxial (“bulge test” na terminologia inglesa) torna-se importante uma vez que, na maioria dos processos de fabrico as solicitações da chapa são biaxiais. Este ensaio é muito utilizado quer para determinar curvas de escoamento, quer para avaliar a ductilidade dos materiais planos, com a vantagem do fenómeno de instabilidade plástica surgir “retardado” relativamente ao ensaio de tração uniaxial.

O ensaio Bulge consiste em bloquear perifericamente um disco de chapa entre um encostador e uma matriz de geometria circular. A relação entre a espessura da chapa e do diâmetro da matriz deve ser seleccionada de modo a que as tensões de corte e as tensões induzidas pelo momento fletor na zona do pólo, com origem na zona do canto da matriz/encostador, possam ser desprezadas. O facto de não existir atrito entre o punção e chapa a enformar, traduz-se na principal vantagem deste processo. Através da execução deste ensaio, do ensaio de expansão hemisférico e do ensaio Marciniak, é possível obter diversos parâmetros de enformabilidade para uma taxa de deformação maior do que a que se verifica normalmente nos ensaios de tração. (Rodrigues e Martins, 2010).

A Figura 2.8 apresenta o exemplo dos resultados obtidos através da realização dos ensaios de enformabilidade listados na Tabela 2.4, sendo possível visualizar a representação da CLE e da CLF, assim como dos estados de deformação característicos dos vários ensaios experimentais.

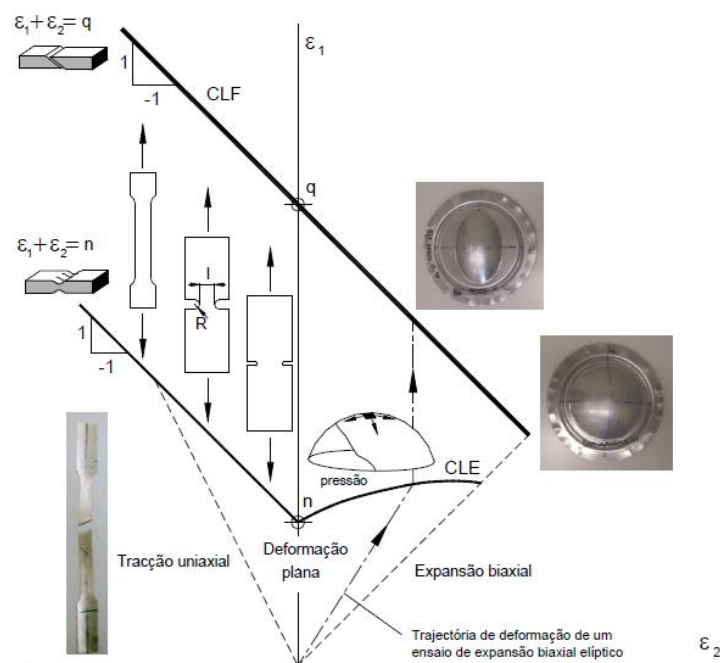


Figura 2.8 Curva limite de estampagem (CLE) e de fratura (CLF) e representação dos estados de deformação característicos dos vários ensaios experimentais (Rodrigues e Martins, 2010).

A fratura em provetes planos de materiais dúcteis é geralmente antecedida pelo aparecimento de uma instabilidade na força, seguida pela formação de uma estrição. Todavia, dois tipos de estrição são possíveis de acontecer nestes ensaios: estrição difusa e estrição localizada.

A estrição difusa está associada a uma instabilidade difusa, semelhante à que acontece num ensaio de tração uniaxial, para a qual o perfil do provete adquire uma geometria que se pode aproximar por um arco de círculo, sendo simétrico em relação ao eixo de tração (Figura 2.9 a)). O desenvolvimento desta estrição pode conduzir à fratura ou, como é o caso de um grande número de materiais usados nos processos de deformação plástica de chapa, a uma outra instabilidade plástica e consequente estrição. Neste último caso, o “amaciamento geométrico”, na estrição difusa, atinge um nível que dá origem à formação de uma estrição localizada segundo a espessura (Figura 2.9 b)). Esta instabilidade ocorre em condições de deformação plana segundo a direção da largura, pois só assim a deformação plástica pode ficar exclusivamente confinada à região de estrição localizada, separando o material de ambos os lados.

A estrição localizada é caracterizada por um desenvolvimento progressivo da estrição até um ângulo  $\theta$  com o eixo de carga e por uma quantidade substancial de deformação após o início da estrição difusa. Este tipo de falha não deve ser confundido com a estrição difusa, na medida em que esta precede à estrição localizada (Rodrigues e Martins, 2010; Martins et al., 2014b).

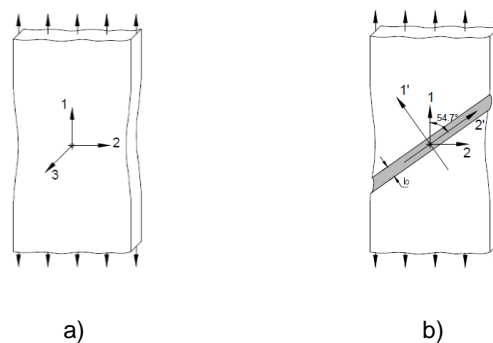


Figura 2.9 a) Estrição difusa b) Estrição localizada em tração uniaxial. O ângulo apresentado na figura ( $\theta = \arctan\left(\sqrt{\frac{\bar{r}+1}{\bar{r}}}\right)$ ), correspondente à estrição localizada que depende do coeficiente de anisotropia normal  $\bar{r}$ , que é definido pelo rácio  $\varepsilon_2 / \varepsilon_1$  durante um ensaio de tração uniaxial (Rodrigues e Martins, 2010).

A abordagem geral para determinação do estado de deformação no início da estrição difusa requer o cálculo da força máxima. No caso, por exemplo, de condições de carregamento biaxial simétrico, as forças aplicadas são  $F_1 = F_2 > 0$ ,  $F_3 = 0$  (Tabela 2.5),

$$F_1 = \sigma_1 A_1 \quad (2.16)$$

$$F_2 = \sigma_2 A_2 \quad (2.17)$$

As tensões principais ( $\sigma_1 = \sigma_2$ ) para áreas idênticas de secção ( $A_1 = A_2$ ), na configuração actual (ou deformada) e a condição de instabilidade plástica, requerem que  $dF = 0$ ,

$$dF_1 = d\sigma_1 A_1 + d\sigma_2 A_2 = 0 \quad \text{ou} \quad \frac{d\sigma_1}{\sigma_1} = -\frac{dA_1}{A_1} = d\varepsilon_1 \quad (2.18)$$

Uma vez que a tensão efetiva é dada por  $\bar{\sigma} = \sigma_1$ , e a extensão efetiva dada por  $\bar{\varepsilon} = 2\varepsilon_1$ , para condições de carregamento biaxial simétrico, sob o critério de plasticidade de von Mises, a equação 2.18 pode ser escrita novamente como,

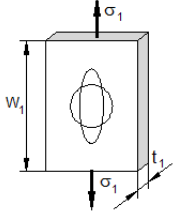
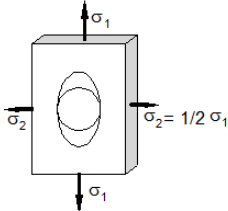
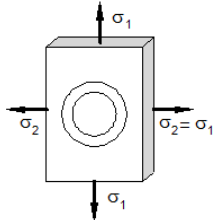
$$\frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}} = \frac{\bar{\sigma}}{2} \quad (2.19)$$

e a extensão efetiva no início da estricção difusa, para um material seguindo a relação de tensão-extensão  $\sigma = K\varepsilon^n$ , é dada por:

$$\bar{\varepsilon} = 2n \quad (2.20)$$

Na Tabela 2.5 apresentam-se os estados de deformação e tensão para o modo de deformação uniaxial, de deformação plana e deformação biaxial. De referir, que as extensões principais no início da estricção localizada são determinadas assumindo condições de extensão plana ao longo da estricção localizada.

Tabela 2.5 Falha por instabilidade plástica como uma função do modo de deformação (Martins et al., 2014b).

<b>Modo de deformação</b>	<b>Estado de deformação</b>	<b>Estado de tensão</b>	<b>Representação esquemática</b>
Uniaxial	<i>Estricção difusa</i> $\varepsilon_1 = n$ $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -\frac{n}{2}$ $\bar{\varepsilon} = n$	$\sigma_1 > 0$ $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$	
	<i>Estricção localizada</i> $\varepsilon_1 = 2n$ $\varepsilon_2 = \varepsilon_3 = -n$ $\bar{\varepsilon} = 2n$		
Deformação plana	$\varepsilon_1 = n$ $\varepsilon_2 = 0$ $\varepsilon_3 = -n$ $\bar{\varepsilon} = \frac{2n}{\sqrt{3}}$	$\sigma_1 > 0$ $\sigma_2 = \frac{\sigma_1}{2}$ $\sigma_3 = 0$	
Biaxial	$\varepsilon_1 = \varepsilon_2 = n$ $\varepsilon_3 = -2n$ $\bar{\varepsilon} = 2n$	$\sigma_1 = \sigma_2 > 0$ $\sigma_3 = 0$	

Para determinar a CLE existem vários métodos, onde se destacam o método de Veerman (1971 e 1972), o método de Bragard (1972), o método do duplo perfil (1975), o método de Hecker (1972), o método de Kobayashi (1972) e o método N° 5 de Zurique (Parniere e Sanz, 1976).

O método utilizado na presente dissertação foi o N° 5 de Zurique, que foi definido no decorrer de uma reunião do IDDRG (International Deep Drawing Research Group) em Zurique. Este apresenta-se como o método mais recente que utiliza medição de grelhas de círculos entrelaçados, e para a etapa de interpolação, aconselha apenas a utilização de círculos adjacentes com diferenças de deformação de 5%.

O processo de determinação experimental dos valores das extensões principais na superfície da chapa é efetuado por intermédio da medição de uma grelha de referência marcada previamente na

chapa (Figura 2.10 a)), constituída por círculos com um determinado valor de diâmetro e após a ocorrência da deformação plástica, os círculos transformam-se em elipses e as direções dos eixos maior e menor de cada uma dessas elipses coincidem com as direções principais locais (Figura 2.10 b)). É a comparação entre a grelha de referência deformada e a grelha de referência não deformada que permite a obtenção da trajetória de deformação para uma determinada operação de enformação (Figura 2.10 c)).

O valor das extensões principais logarítmicas na superfície das peças deformadas, são calculadas por intermédio das seguintes equações,

$$\varepsilon_1 = \ln\left(\frac{a}{d}\right) ; \quad \varepsilon_2 = \ln\left(\frac{b}{d}\right) \quad (2.21; 2.22)$$

em que  $d$  corresponde ao diâmetro inicial dos círculos da grelha de referência e  $a$  e  $b$  correspondem à maior e menor dimensão da elipse, respetivamente (Figura 2.10 b)). O valor da extensão principal normal ao plano da chapa,  $\varepsilon_3$ , determina-se aplicando a condição de incompressibilidade (Equação 2.7).

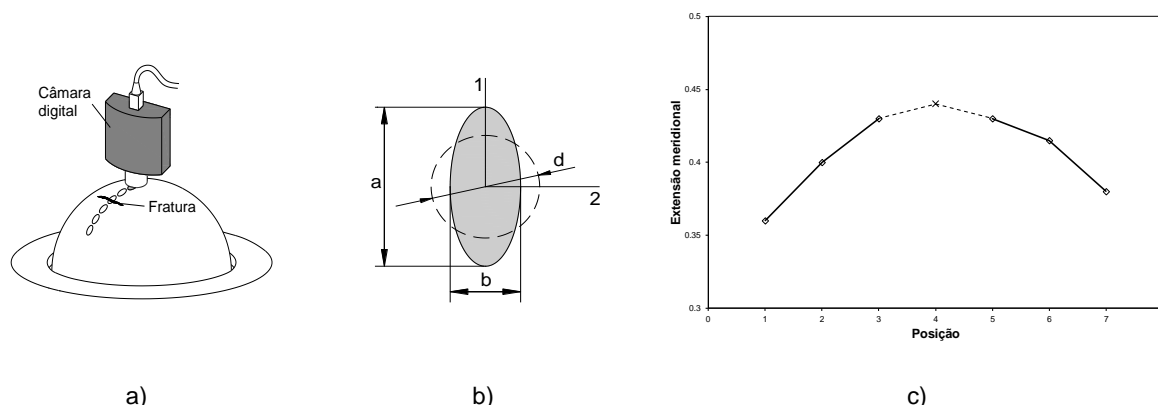


Figura 2.10 Processo para a determinação da CLE a) medição da grelha de referência, b) elipse típica de um círculo da grelha de referência e c) procedimento de interpolação (Martins et al., 2014b).

O processo de determinação dos pontos para traçar a CLE é complexo devido à dificuldade experimental em identificar o instante exato do início de estricção. Normalmente esses pontos são determinados recorrendo à média das extensões medidas em círculos, para os quais a secção de rotura tenha passado o mais próximo possível dos seus centros.

O processo de determinação da CLF apresenta-se mais complexo do que o método de determinação da CLE. O processo experimental de determinação da CLF consiste na medição da espessura antes e depois de ocorrer a fratura (Figura 2.11 a)), a fim de se obter as extensões para um determinado comprimento de referência e da medição da largura da fratura de forma a obter a extensão na direção da largura (Figura 2.11 b) e c)).

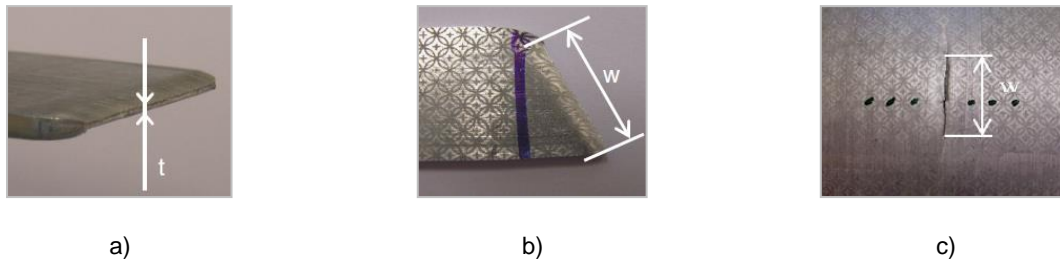


Figura 2.11 Procedimento para a obtenção das extensões ao longo da a) espessura, b) largura num ensaio de tração e c) largura de um ensaio Bulge (Martins et al., 2014b).

A medição na espessura após realização do ensaio é medida diretamente no provete Figura 2.11 a)) e a extensão segundo a espessura é obtida através da seguinte expressão,

$$\varepsilon_h = \ln\left(\frac{h}{h_0}\right) \quad (2.8)$$

em que  $h$  corresponde à espessura final da chapa na região de fratura e  $h_0$  à espessura inicial da chapa utilizada.

Em relação à medição da extensão na largura, na Figura 2.11 é possível verificar que a medição para o ensaio de tração é feita diretamente nos provetes obtidos (Figura 2.11 b)) e para o ensaio Bulge é feita a partir da grelha de referência marcada na chapa (Figura 2.11 c)) de forma a obter-se um comprimento referência antes e após a deformação. O valor da extensão na largura pode ser obtida através da seguinte expressão,

$$\varepsilon_w = \ln\left(\frac{w}{w_0}\right) \quad (2.23)$$

em que  $w$  corresponde à largura final da zona de fratura e  $w_0$  à largura inicial da zona de fratura. A terceira componente das extensões (extensão longitudinal,  $\varepsilon_l$ ), no plano da chapa, com direção perpendicular à fratura, é obtida através da condição de incompressibilidade (Equação 2.7).

### 2.3.2. Estampagem incremental

A estampagem incremental realiza-se num centro de maquinagem CNC ou numa máquina ferramenta especificamente desenvolvida para o efeito e que permita gerar as trajetórias das ferramentas que são indispensáveis à deformação plástica da chapa.

O princípio de funcionamento do processo de estampagem incremental passa pelo movimento progressivo de uma ferramenta de ponta hemisférica ou esférica sobre uma chapa, seguindo uma trajetória pré-definida.

No ano 2000, através de estudos efetuados por Jeswiet, conclui-se que através do método de SPIF obtinham-se maiores níveis de enformabilidade do que através dos métodos convencionais, o que fez despertar o interesse da comunidade científica pela deformação mecânica, os limites de enformabilidade e a física do mecanismo de fratura (Jeswiet et al., 2005; Madeira et al., 2014).

Os processos de deformação plástica de chapa convencionais são geralmente limitados pelo aparecimento de estricção. Contrariamente, Silva et al. (2008) verificou que no processo de estampagem incremental o modo de deformação é diferente e está limitado ao aparecimento de fratura, sem que seja procedida por estricção, verificando-se experimentalmente que os níveis de deformação obtidos em estampagem incremental são superiores aos típicos limites de enformabilidade (CLE).

No entanto, em 2011 Silva et al. verificaram que o fenómeno de estricção também ocorria na estampagem incremental dependendo do raio da ferramenta, isto é para raios menores não se verifica estricção mas a partir de uma certa dimensão começa a verificar-se o fenómeno de estricção.

O trabalho de Allwood et al. (2009) proporcionou evidências circunstanciais de que a tensão de corte segundo a direção da espessura pode ter um papel importante na fratura em estampagem incremental (modo III). Malhotra et al. (2012) apresentaram um trabalho onde se estudaram as forças, a redução de espessura e a fratura em estampagem incremental de chapa, utilizando um modelo de fratura e implementando-o numa análise de elementos finitos. Desta investigação, Malhotra et al. (2012) concluíram que a fratura em estampagem incremental é controlada pela flexão, expansão e pela tensão de corte na direção da espessura da chapa. A flexão e a tração provocadas pela ferramenta de ponta hemisférica causam uma maior extensão no lado exterior da peça, resultando num maior aumento do dano deste lado do que em relação ao lado interior, onde acuta a ferramenta. O facto de a tensão de corte na direção da espessura ser maior no lado interior da peça tem um efeito semelhante na acumulação de dano, ou seja, a acumulação de dano é superior no lado exterior. A combinação destes efeitos origina o aparecimento da fissura no lado exterior da peça que se propaga depois em direção ao lado interior, defendem os autores referidos.

Recentemente, Isik et al. (2014), Martins et al. (2014a) e Soeiro et al. (2014) apresentaram uma nova visão dos limites de enformabilidade para os processos de deformação de chapa metálica. Nesta visão é mostrado que a deformação plástica e a fratura em chapa resultam da competição entre a redução da espessura crítica provocada por tensões de tração (modo I) e a distorção crítica causada

por tensões de corte no plano da chapa (modo II) (ver Figura 2.12). Esta nova perspectiva dos limites de enformabilidade assenta num trabalho analítico e num trabalho experimental. No trabalho experimental foram realizados ensaios de estampagem incremental, dos quais se obtiveram fissuras devido a tensões de tração, e ensaios de torção e de corte, dos quais surgiram fraturas devido a tensões de corte no plano. Além disto, Martins et al. (2014a) mostraram que a tensão de corte na direção da espessura (modo III) não é um modo de fratura que ocorra na deformação plástica da chapa metálica.

O que significa que os pontos obtidos das extensões principais foram introduzidos na determinação da CLF dos vários materiais estudados.

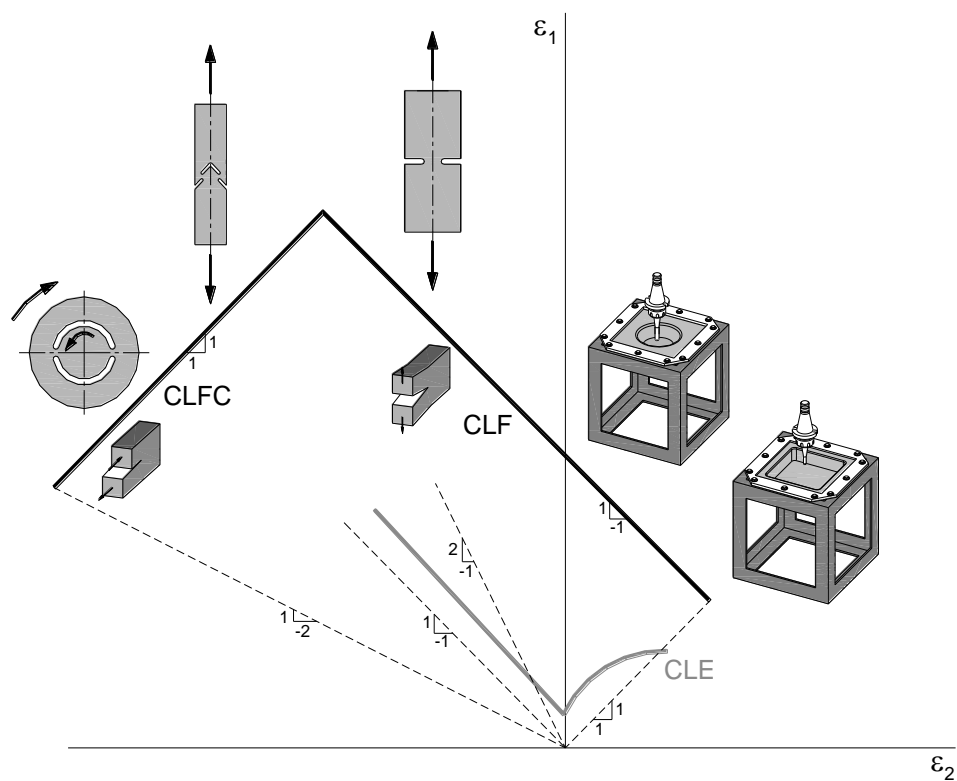


Figura 2.12 Limites de enformabilidade propostos por Soeiro et al (2014).

Foi desenvolvido um modelo teórico para determinar as tensões e deformações que se desenvolvem durante o processo de estampagem incremental de chapa metálica, as quais são obtidas por intermédio do equilíbrio de forças ao nível de um elemento infinitesimal representativo da região em deformação plástica, cujas três zonas de deformação típicas são A, B ou C, durante o contacto instantâneo da ferramenta com a chapa (ver Figura 2.13).



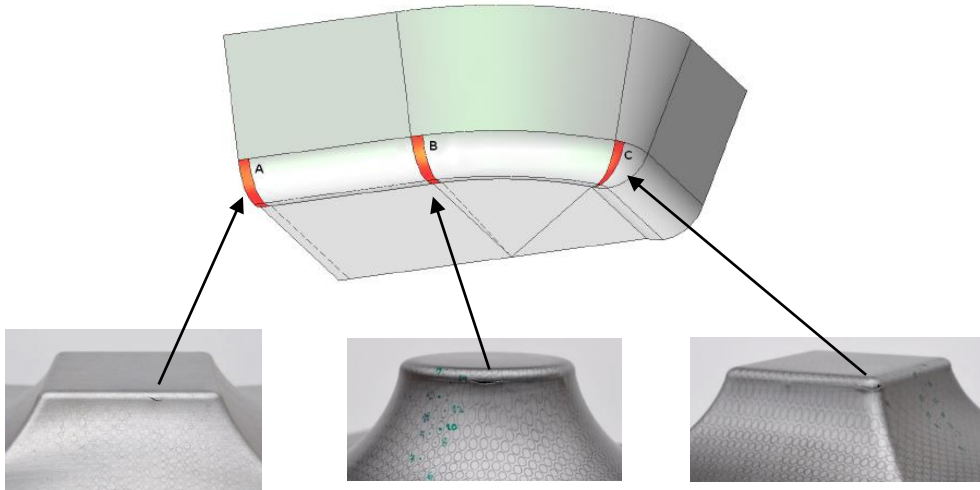


Figura 2.13 Representação esquemática das três regiões em deformação plástica (A, B e C) durante o processo de estampagem incremental de chapa metálica, adaptado de Silva et al, (2008).

Desprezam-se os momentos flectores, considera-se que as direcções circunferencial ( $\theta$ ), meridional ( $\Phi$ ) e segundo a espessura da chapa ( $t$ ) são direcções principais e admite-se que o material é rígido perfeitamente plástico e isotrópico e que a tensão de atrito na interface de contacto com a ferramenta possui duas componentes: uma meridional resultante do movimento descendente da ferramenta  $-\mu_{\phi}\sigma_t$  e uma componente circunferencial originada pelo avanço da ferramenta  $-\mu_{\theta}\sigma_t$ . Esta última hipótese simplificativa, a qual é um modo não tradicional de tratar o coeficiente de atrito, implica que este seja definido por  $\mu = \sqrt{\mu_{\phi}^2 + \mu_{\theta}^2}$ .

A distribuição de tensões na região em deformação plástica resulta do equilíbrio de forças nas direcções meridional, circunferencial e segundo a espessura da chapa,

$$\begin{aligned}
 (\sigma_{\phi} + d\sigma_{\phi}) (r + dr) d\theta (t + dt) - \sigma_{\phi} r d\theta t + \mu_{\phi} \sigma_t r d\theta r_1 d\alpha - \sigma_{\theta} \frac{d\theta}{2} r_1 d\gamma t \sin \alpha \\
 - (\sigma_{\theta} + d\sigma_{\theta}) \frac{d\theta}{2} r_1 d\gamma t \sin \gamma = 0
 \end{aligned}
 \tag{2.24}$$

$$\sigma_{\theta} r_1 d\gamma \left( t + \frac{dt}{2} \right) - \mu_{\theta} \sigma_t r_1 d\gamma \left( r + \frac{dr}{2} \right) d\theta - (\sigma_{\theta} + d\sigma_{\theta}) r_1 d\gamma \left( t + \frac{dt}{2} \right) = 0
 \tag{2.25}$$

$$\begin{aligned} \sigma_t r d\theta r_1 d\alpha + \sigma_\phi r d\theta t \sin \frac{d\gamma}{2} + (\sigma_\phi + d\sigma_\phi) (r + dr) d\theta (t + dt) \sin \frac{d\gamma}{2} + \\ \sigma_\theta r_1 d\alpha t \sin \frac{d\theta}{2} \cos \gamma + (\sigma_\theta + d\sigma_\theta) r_1 d\gamma t \sin \frac{d\theta}{2} \cos \gamma = 0 \end{aligned} \quad (2.26)$$

em que  $\sigma_\phi$ ,  $\sigma_\theta$  e  $\sigma_t$  são, respetivamente, as tensões segundo a direção meridional, circunferencial e na direção da espessura,  $r$  é a coordenada radial,  $t$  é a espessura da chapa,  $r_1$  é o raio da curva meridional do elemento infinitesimal (raio da ferramenta) e  $\gamma$  é o ângulo na direção meridional.

Simplificando e eliminando os termos de ordem superior, as equações de equilíbrio na direção meridional, circunferencial e segundo a espessura da chapa são dadas, respetivamente, por:

$$\frac{d\sigma_\phi}{dr} + \frac{\sigma_\phi - \sigma_\theta}{r} + \frac{\mu_\phi \sigma_t}{t \sin \gamma} + \frac{\sigma_\phi}{t} \frac{dt}{dr} = 0 \quad (2.27)$$

$$d\sigma_\theta = -\mu_\theta \sigma_t \frac{r d\theta}{t} \cong -\mu_\theta \sigma_t \quad (2.28)$$

$$\frac{\sigma_t}{t} + \frac{\sigma_\phi}{r_1} + \frac{\sigma_\theta}{r_2} = 0 \quad (2.29)$$

Partindo da equação de equilíbrio na direção da espessura (Equação 2.) e tendo em conta as simplificações geométricas, considerando o critério de plasticidade de Tresca e assumindo que a operação de estampagem incremental de superfícies planas e simétricas de rotação é realizada em condições de deformação plana (zonas A e B) ( $d\varepsilon_\theta = 0$ ) enquanto nos cantos (zona C) se realiza em condições de expansão biaxial simétrica ( $d\varepsilon_\theta = d\varepsilon_\phi$ ), obtém-se a distribuição de tensões e extensões características da estampagem incremental de metais apresentada na Tabela 2.6.

Tabela 2.6 Modos de deformação, extensões e tensões características dos processos de estampagem incremental e convencional de metais (Silva et al., 2008).

Modos de Deformação	Extensões	Tensões
<b>Deformação Plana</b> <b>(Zona A e B)</b>	$d\varepsilon_\phi = -d\varepsilon_t > 0$  $d\varepsilon_\theta = 0$  $d\varepsilon_t < 0$	$\sigma_\phi = \sigma_1 = \frac{\sigma_e}{(1 + \frac{t}{r_f})} > 0$  $\sigma_\theta = \sigma_2 = \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_3)$  $\sigma_t = \sigma_3 = -\sigma_e \frac{t}{(t + r_f)} < 0$
<b>Expansão Biaxial Simétrica</b> <b>(Zona C)</b>	$d\varepsilon_\phi = d\varepsilon_\theta > 0$  $d\varepsilon_t < 0$	$\sigma_\phi = \sigma_\theta = \sigma_1 = \frac{\sigma_e}{(1 + \frac{2t}{r_f})} > 0$  $\sigma_t = \sigma_3 = -2\sigma_e \frac{t}{(2t + r_f)} < 0$

### 2.3.3. Tenacidade à fratura

A tenacidade define-se como a capacidade que um material tem para absorver energia quando deformado no domínio plástico. Através desta propriedade procura-se quantificar a energia que um material pode absorver até à fratura.

Os primeiros estudos efetuados com a intenção de analisar a tenacidade à fratura foram desenvolvidos por Griffith com base na mecânica da fratura linear elástica (LEFM – Linear Elastic Fracture Mechanics). O método desenvolvido focava apenas a sua aplicação em materiais frágeis, o que não permitia obter valores corretos de tenacidade à fratura para materiais dúcteis. De forma a permitir obter esses valores, foram desenvolvidos métodos no âmbito da fratura não-linear em que se destacaram dois, o J-integral e a teoria do trabalho essencial de fratura (EWF – Essential Work of Fracture) (Yamakawa et al., 2004). Tendo em conta que pelo método EWF é mais fácil determinar o parâmetro do material que define a tenacidade à fratura, é este método que usualmente se utiliza.

O método EWF consiste em traccionar um conjunto de provetes de duplo entalhe (Figura 2.15 a)), com determinada espessura, comprimento, largura, comprimento de ligamento, até que ocorra fratura completa dos provetes. E baseia-se no seguinte: quando um provete de duplo entalhe é sujeito a uma força de tração, o trabalho total, ( $W_f$ ), envolvido na fratura é dissipado em duas zonas distintas: uma zona de processo ( $W_e$ ), em que a fenda ocorre e uma zona de deformação plástica ( $W_p$ ) que envolve a zona de processo (Figura 2.14). Assim sendo, Broberg (1975) considerou que o trabalho total ( $W_f$ ) poderia ser dividido em duas partes: trabalho essencial de fratura ( $W_e$ ) e trabalho não essencial de fratura ( $W_p$ ).

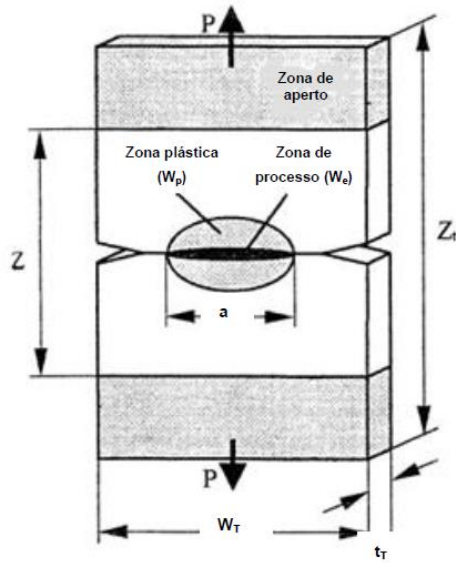


Figura 2.14 Representação das zonas de dissipação de energia num provete de duplo entalhe submetido a uma tensão de tração (Bárány T., 2003).

O trabalho essencial de fratura representa a energia “essencial” na geração de novas superfícies de fratura. Esta energia encontra-se concentrada junto ao plano de fratura e da zona entalhada. O valor de  $W_e$  apresenta-se proporcional ao comprimento do ligamento ( $a$ ), se for assumido que o trabalho fundamental específico permanece constante.

O trabalho não essencial de fratura representa a energia dissipada plasticamente em toda a zona em torno do local onde ocorre a fratura. O valor de  $W_p$  é considerado não essencial, na medida em que este valor não influencia a formação de novas superfícies de fratura. No entanto, este é um valor que se apresenta dependente do volume do provete, da geometria do provete utilizado, assim como da configuração da carga, não sendo deste modo uma propriedade intrínseca do material.

Assim o trabalho total  $W_f$  é obtido pela seguinte equação:

$$W_f = W_e + W_p = (w_e \times a \times t_T) + (w_p \times \lambda \times a^2 \times t_T) \quad (2.30)$$

Em que  $w_e$  corresponde ao trabalho essencial de fratura específico (por unidade de superfície),  $w_p$  ao trabalho não-essencial de fratura específico (por unidade de volume),  $a$  ao comprimento do ligamento,  $t_T$  à espessura do provete utilizado para a realização do ensaio e  $\lambda$  um fator de forma relacionado com a geometria da zona plástica do provete ensaiado. Dividindo a equação 2.30 por  $a t_T$ , obtém-se a seguinte equação:

$$W_f = w_e + w_p a \lambda \quad (2.31)$$

Quando são feitos os ensaios experimentais e se obtêm as curvas força vs deslocamento, a área abaixo da curva corresponde ao trabalho específico total,  $W_f$  (zona cinzenta da Figura 2.15 b)). Posteriormente representam-se no gráfico os pontos trabalho específico para cada dimensão do ligamento (Figura 2.15 c)) e fazendo posteriormente uma regressão linear, o valor da tenacidade à fratura corresponde ao valor de  $W_e$ , que intercepta o eixo das ordenadas e o valor da inclinação da reta é o valor de  $\lambda w_p$ . Teoricamente somente  $W_e$  é independente da geometria e portanto, pode ser um parâmetro do material (Yamakawa et al., 2004).

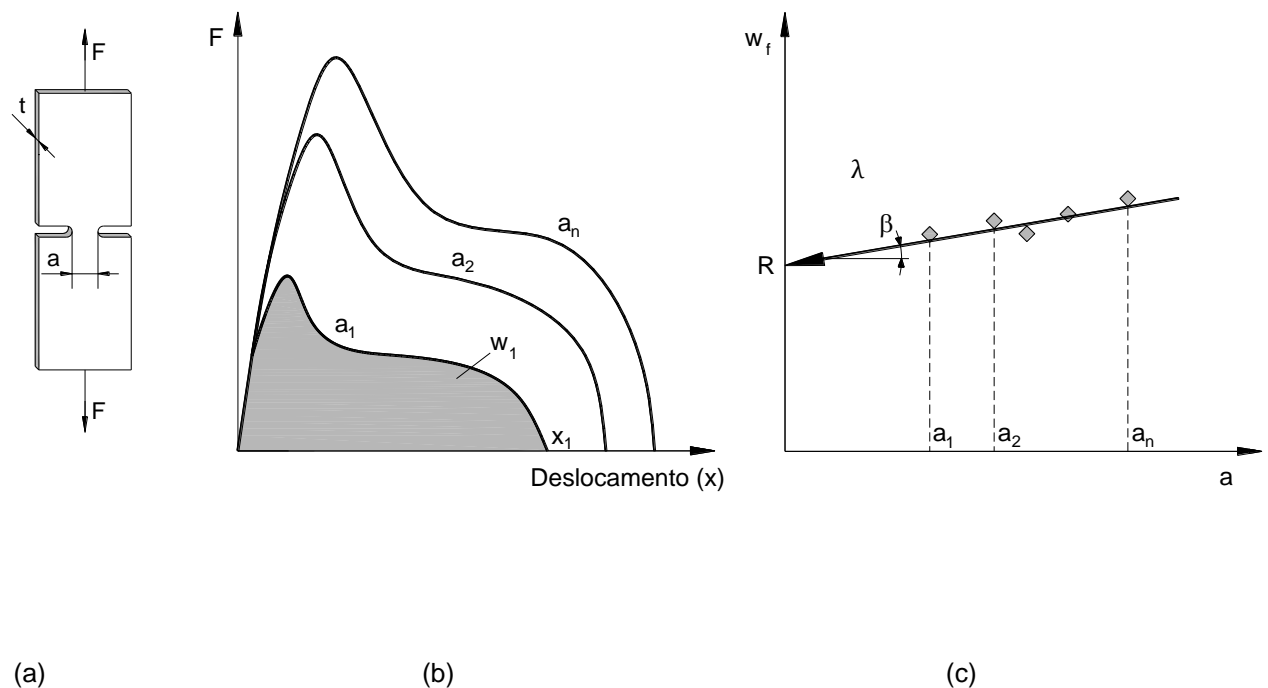


Figura 2.15 a) Representação esquemática do provete de duplo entalhe, b) Representação esquemática da força em função do deslocamento para os diferentes comprimentos de ligamento e c) Determinação da tenacidade à fratura,  $R$ , através da extrapolação da quantidade de energia por unidade de área (Madeira et al., 2014).

### **3. Trabalho experimental**

Inicialmente neste capítulo é descrito como foram preparados os provetes, desde o seu corte, até à marcação das grelhas. É feita uma abordagem a cada ensaio mecânico realizado para determinar os limites de enformabilidade de cada material em estudo, bem como os equipamentos utilizados e as suas características. Posteriormente são expostos os métodos de medição utilizados para os diferentes ensaios e os equipamentos que permitiram a sua medição.

É de referir que para a liga de alumínio AA1050-H111 utilizou-se a caracterização mecânica e os limites de enformabilidade realizados anteriormente por Cristino et al. (2014). Para esta liga apenas foram realizados os ensaios de tenacidade à fratura, a sua medição e análise e a medição e tratamento de dados dos provetes SPIF.

#### **3.1. Corte dos provetes**

O corte dos provetes não foi realizado no Instituto Superior Técnico mas sim nas empresas que forneceram o material. O aço DC04 de 0.6 mm de espessura foi cortado na empresa MCG, enquanto o alumínio AA5182, o aço DC04 de 1 mm de espessura e o aço DP500 foi cortado na Universidade Técnica de Dortmund, TUD – IUL.

De forma a obter os provetes, com as diversas geometrias, especificas para cada ensaio a efetuar foi usado o método de corte a laser. Este é um método que tem diversas vantagens, como permitir cortes de peças com larguras reduzidas sem produção de rebarbas, o que leva a não necessitar de limpeza após corte, os provetes não apresentam distorção, devido a uma baixa entrada de calor e permite cortar chapas muito finas (Vilaça, 2011).

Com o objetivo de obter o maior número de provetes por chapa para ter o mínimo de desperdício possível, foi realizado um esquema (Figura 3.1 a)), posteriormente foi programado na máquina de corte laser a sequência de corte dos provetes, de seguida foi realizado o corte e assim se obteve os provetes (Figura 3.1 b)).

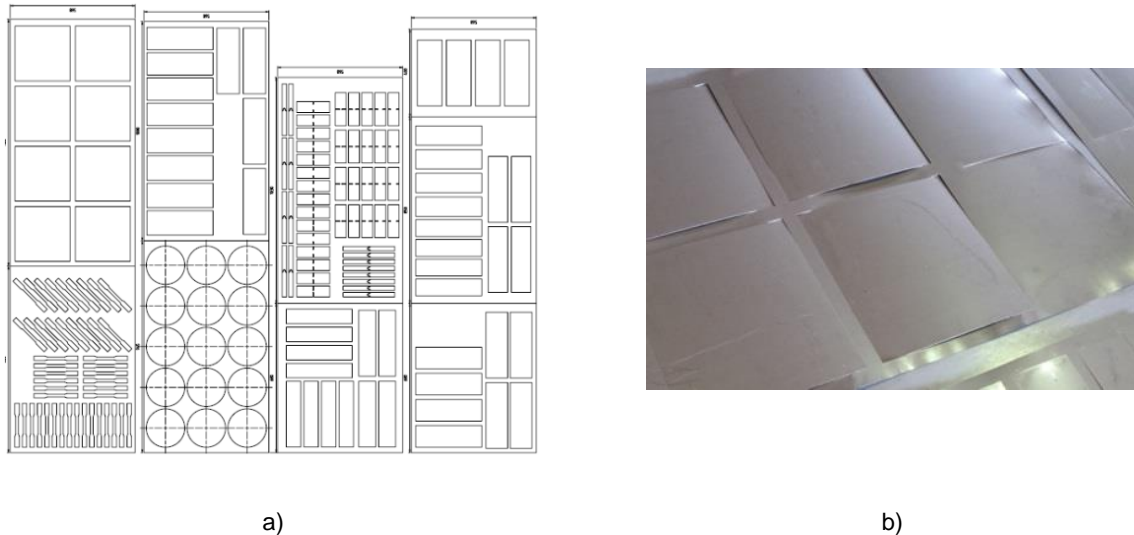


Figura 3.1 Processo de corte dos provetes a) Esquema de corte por chapa b) Provetes cortados a laser ainda na chapa original.

### 3.2. Marcação das grelhas

Com o intuito de efetuar a medição das extensões principais no plano da chapa, para análise das deformações que o material sofre, verifica-se a necessidade de se proceder a uma marcação de grelhas nas chapas antes da realização de qualquer ensaio. O objetivo do processo de marcação da chapa é determinar o comportamento do material pela análise das deformações da grelha antes e após a deformação.

Um dos requisitos do processo de marcação de grelhas é uma execução simples e rápida, promovendo uma marcação perfeitamente nítida, que não influencie as propriedades do material e que seja resistente aos diversos atritos existentes e lubrificantes utilizados.

No processo de marcação de grelhas, existe a possibilidade de as grelhas serem formadas por círculos (separados ou entrelaçados) ou por quadrados. A dimensão a adotar nas grelhas está dependente do gradiente de deformação que se irá obter nas regiões críticas que resultarão do processo de enformação.

As grelhas circulares entrelaçadas e tangentes, apresentam a vantagem de cobrir uma maior área para medição. No entanto, tornam-se mais difíceis de medir manualmente e não podem ser medidas automaticamente com sistemas computadorizados. Com círculos espaçados mas relativamente próximos, torna-se possível determinar os gradientes de extensão de modo preciso e permite a medição com sistemas computadorizados.

As grelhas de círculos apresentam a vantagem de, após deformação, os círculos se transformarem em elipses, pelo que os seus eixos, maior e menor, dão uma indicação visual das direções principais no plano da chapa, o que não acontece nas grelhas rectangulares. As grelhas retangulares são mais

fáceis de marcar e são normalmente utilizadas pelos grupos de investigação que usam sistemas computadorizados para aquisição e tratamento de imagem, baseados em imagens obtidas sobre uma certa zona do material em deformação (Baptista, 1993).

De entre os vários processos de marcação existentes, salienta-se o processo de marcação por risco (aresta cortante), marcação com tinta, marcação fotográfica, marcação fotoquímica e marcação electroquímica. Uma vez que o processo utilizado na presente dissertação foi o método de impressão electroquímica, é feita uma abordagem mais pormenorizada deste método.

### 3.2.1. Método de Impressão Electroquímica

Antes de se proceder à marcação das chapas, estas foram limpas com álcool etílico de maneira a remover óleos e todas as impurezas que pudessem estar presentes à superfície da chapa que impedissem o ataque electroquímico correto. Posteriormente realizou-se a marcação electroquímica das chapas.

O método de marcação electroquímica consiste em colocar uma folha de marcação, contendo o padrão a ser impresso sobre a chapa, humedecendo a folha com uma quantidade mínima de electrólito e sobre esta montagem coloca-se um feltro humedecido também com electrólito. Posto isto faz-se passar um rolo com pressão e corrente sobre a montagem de forma a criar uma diferença de potencial que irá promover o ataque químico e assim a marcação da chapa. Após o ataque, a chapa deve ser lavada com neutralizante e seca de maneira a que não haja prosseguimento do ataque.

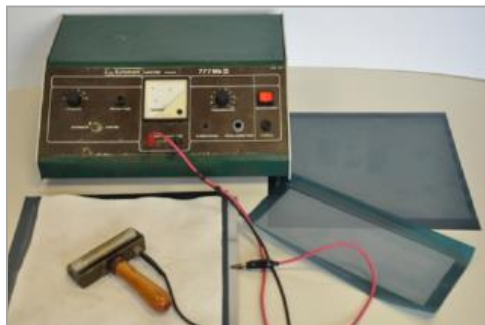
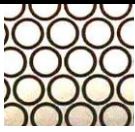

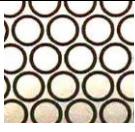



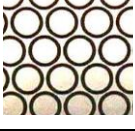


Figura 3.2 Equipamento utilizado para marcação electroquímica de chapas (Martins et al., 2014b).

Para cada material a marcar, é necessário seleccionar um electrólito específico. A selecção correcta dos electrólitos é extremamente importante, pois é um fator crítico que vai determinar a qualidade da marcação. Existe uma elevada gama de electrólitos para a marcação dos diferentes materiais e também diferentes neutralizantes que são necessários para parar a reacção electroquímica, na Tabela 3.1 encontra-se a selecção feita para cada material em estudo, bem como o tipo de grelha utilizado para cada provete.



Tabela 3.1 Marcação electroquímica (Universal Marking Systems, 2014).

Material	Electrólito	Neutralizante	Tipo de grelha	Fotografia	Ensaio
AA1050-H111	ME15	N2	Circular $d = 2.5 \text{ mm}$		Ensaio SPIF
AA5182	ME15	N2	Entrelaçada $d = 2 \text{ mm}$		Ensaio de tração
			Circular $d = 2.5 \text{ mm}$		Ensaio Bulge Ensaio SPIF
DC04	MA4	N1	Entrelaçada $d = 2 \text{ mm}$		Ensaio de tração
			Circular $d = 2.5 \text{ mm}$		Ensaio Bulge Ensaio SPIF
DP500	MA4	N1	Entrelaçada $d = 2 \text{ mm}$		Ensaio de tração
			Circular $d = 2.5 \text{ mm}$		Ensaio Bulge Ensaio SPIF

Todos os eletrólitos são à base de água com determinadas concentrações de um produto químico, em que no caso do ME15 e no caso do MA4 são compostos por nitrato de potássio com uma concentração  $< 5\%$ . No caso dos neutralizantes, que também são à base de água, o N1 é composto por ortofosfato trisódico com uma concentração  $< 3\%$  e o N2 por um formaldeído com uma concentração  $< 0.2\%$  (Systems, 2014).

### 3.3. Ensaios para a caracterização mecânica e da enformabilidade

Neste capítulo, primeiramente, são descritos os ensaios para caracterização mecânica dos materiais que também são utilizados para a determinação dos limites de enformabilidade, nomeadamente o ensaio de tração, bem como o conjunto de procedimentos a efetuar para obter as propriedades mecânicas. Seguidamente são expostos os ensaios para obter os limites de enformabilidade, nomeadamente o ensaio Bulge e o ensaio de estampagem incremental (SPIF). O ensaio Bulge

permite obter pontos tanto para a CLE como para a CLF, no entanto o ensaio de SPIF pelo tipo de deformação associado (ver secção 2.3.2) apenas é utilizado para a determinação da CLF.

### 3.3.1. Ensaio de tração

Através deste ensaio é possível determinar as propriedades mecânicas de chapas metálicas, como por exemplo tensão de rotura, coeficiente de encruamento, extensão após fratura, tensão de cedência, coeficiente de anisotropia, tensão limite de elasticidade, módulo de elasticidade e a lei do material.

Os ensaios de tração com comprimento de referência de  $l_0 = 50 \text{ mm}$  foram realizados na máquina de ensaios universal INSTRON modelo 4507 com extensómetros HRDE (High Resolution Digital Extensometer) que medem as deformações longitudinais e transversais, e com dispositivos de fixação (amarras), que não permitem o escorregamento do provete e garantem uma perfeita axialidade na aplicação da carga no decorrer do ensaio (Rodrigues e Martins, 2010). No caso dos ensaios de tração de comprimento de referência de  $l_0 = 80 \text{ mm}$ , foram realizados na TUD – IUL.

A aquisição da força e do deslocamento é efectuada por intermédio de uma célula de carga e de um transdutor de deslocamento e um computador pessoal (PC) (Figura 3.3 a)) equipado com uma placa de aquisição de dados que regista e trata os valores de carga e de deslocamento obtidos durante o ensaio (Cristino e Martins, 2013).

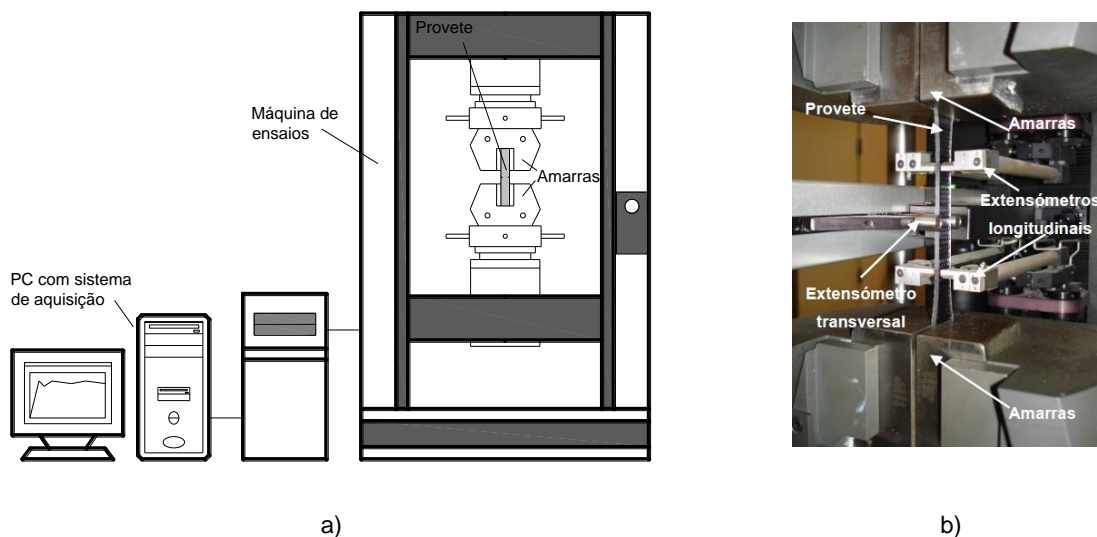


Figura 3.3 a) Representação esquemática do aparato experimental e b) fotografia mostrando um detalhe de um provete de tração montado entre as amarras de uma máquina INSTRON modelo 4507 (Cristino e Martins, 2013).

O ensaio de tração uniaxial foi realizado com provetes de geometria plana segundo a Norma Portuguesa EN 10 002-1 (1990) e as suas dimensões encontram-se descritas na Tabela 3.2. O número de ensaios realizado para os diferentes materiais encontra-se resumido na Tabela 3.6.

Tabela 3.2 Dimensões de referência dos provetes de tração uniaxial segundo a Norma Portuguesa EN 10 002-1 (Cristino e Martins, 2013).

Material	Provete plano	Dimensões (mm)
Alumínio AA5182 (1 mm) Aço DP500 (0.62 mm) Aço DC04 (1 mm) Aço DC04 (0.6 mm)		$b_0 = 12.5$
		$l_c = 80$
		$l_0 = 50$
		$w = 20$
		$a = 50$
		$r = 35$

Com a obtenção da força e do deslocamento foi possível determinar a tensão e a extensão, o que permitiu realizar o gráfico de tensão-extensão. A partir do gráfico de tensão-extensão, determinou-se o módulo de elasticidade, cujo valor corresponde ao declive da curva tensão-extensão em regime elástico (Rodrigues et al., 2010). Os valores da tensão de cedência, tensão de rotura e alongamento após fratura foram obtidos segundo a NP EN 10 002-1 (1990). Em relação aos coeficientes de anisotropia planar e normal foram calculados através das fórmulas 2.2 e 2.3 respetivamente, descritas na secção 2.2.1. A lei do material foi obtida através do gráfico tensão-extensão no regime plástico, traçando uma linha de tendência potencial que nos fornece o valor de K e n. As propriedades mecânicas de cada material são apresentadas na secção 4.1.

### 3.3.2. Ensaio de tenacidade à fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados na máquina INTRON modelo 4507, descrita anteriormente na secção 3.3.1. Os dados dos ensaios foram obtidos através do mesmo procedimento que para os ensaios de tração bem como o método que define as condições do ensaio (ver secção 3.3.1).

O ensaio de tenacidade à fratura foi realizado com provetes de chapa de duplo entalhe que possuem a geometria e as dimensões que se encontram na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 Dimensões de referência dos provetes de duplo entalhe (Cristino e Martins, 2013).

Material	Provete plano	Dimensões (mm)
AA1050-H111 (1.0, 1.5 e 2.0 mm) Aço DC04 (0.6 mm)		$l_0 = 150$
		$w = 50$
		$t = 3$
		$a = 5, 10, 15, 20 \text{ e } 25$
		$a = 7.5, 12.5, 15, 20 \text{ e } 25$

Este ensaio apenas foi realizado para dois materiais distintos, para o AA1050-H111 foram ensaiados provetes de três espessuras diferentes (1 mm, 1.5 mm e 2 mm) e para o DC04 apenas uma espessura (0.6 mm de espessura). De maneira a confirmar os resultados obtidos foram realizados dois ensaios de provetes com as mesmas dimensões. O número de ensaios realizados encontra-se resumido na Tabela 3.6 para os diferentes materiais.

Antes de se proceder à realização dos ensaios foi realizado um entalhe com recurso a x-ato para, deste modo, garantir a direção da fratura, durante a realização do ensaio. Posto isto, mediu-se a nova dimensão do ligamento (com o entalhe).

Após a realização do ensaio, os dados obtidos foram:

- Força (N);
- Deslocamento (mm).

Com a obtenção destes dados foi possível traçar o gráfico força-deslocamento para cada provete ensaiado, posto isto procedeu-se ao cálculo do trabalho total ( $W_t$ ) que é igual à área abaixo da curva força vs deslocamento. De forma a calcular a área o mais aproximado possível da realidade, cada gráfico força vs deslocamento foi dividido em vários gráficos, obtendo assim uma linha de tendência polinomial de grau a variar entre o 2 e o 6, para cada parte do gráfico. Para cada equação polinomial foi calculado o integral no intervalo correspondente. Desta forma, foram calculados os trabalhos totais e pode-se proceder ao traçar dos gráficos trabalho total específico vs dimensão do ligamento, para provetes alinhados com a direção de laminagem ( $0^\circ$ ) e transversalmente com a direção de laminagem ( $90^\circ$ ), desta forma obteve-se o valor de tenacidade à fratura para cada material e para cada espessura. Os resultados obtidos encontram-se no capítulo 4.

### 3.3.3. Ensaio Bulge

Os ensaios de expansão biaxial foram efetuados numa máquina universal de ensaios, com a designação Erichsen Modelo 145/60 (Figura 3.4 b)), utilizando um transdutor de posição HBM (Hottinger Baldwin Messtechnik) e um sistema de aquisição de dados MGC.

Durante a realização do ensaio registaram-se continuamente a altura da zona polar através de um transdutor de posição e o valor da pressão exercida pelo fluido através de um transdutor de pressão, que depois é convertido em força. A aquisição da pressão e da posição são efectuadas por intermédio de um PC equipado com uma placa de aquisição de dados, que se encontra representado esquematicamente na Figura 3.4 a).

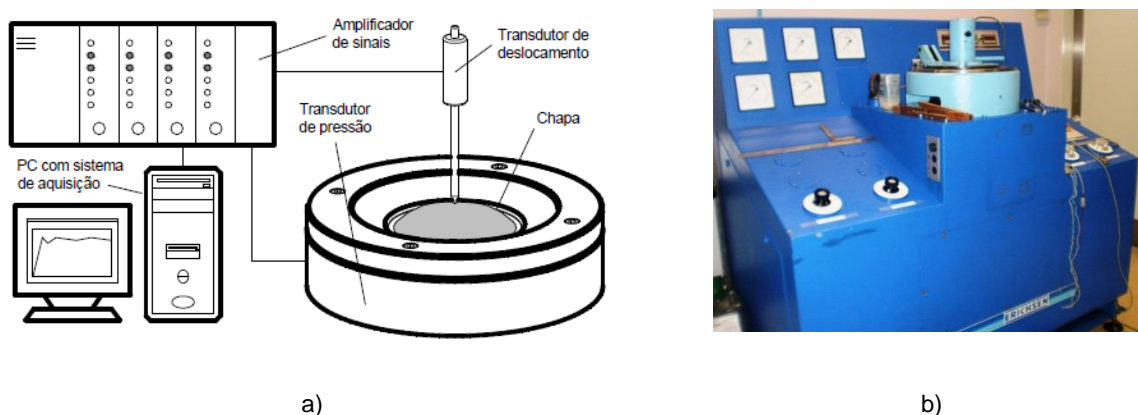


Figura 3.4 a) Representação esquemática do aparato experimental e b) fotografia mostrando a máquina universal de ensaios de expansão biaxial (Cristino e Martins, 2013).

O ensaio Bulge foi realizado com discos de chapa para os diferentes materiais em estudo e a sua geometria encontra-se descrita na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 Dimensão de referência dos provetes para o ensaio Bulge (Cristino e Martins, 2013).

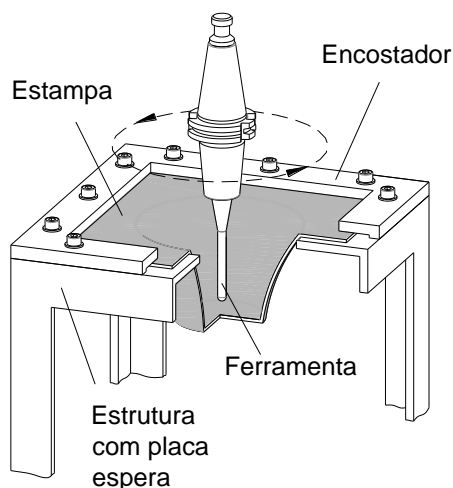
Material	Provette plano	Dimensões (mm)
Alumínio AA5182 (1 mm) Aço DP500 (0.62 mm) Aço DC04 (1 mm) Aço DC04 (0.6 mm)		$D_0 = 175$

No total realizaram-se 42 ensaios e o número de ensaios realizados para cada material encontra-se resumido na Tabela 3.6.

### 3.3.4. Ensaio de estampagem incremental – SPIF

O ensaio de estampagem incremental foi realizado num centro de maquinagem CNC DECKEL MAHO, Modelo DMC 63V, numa estrutura constituída por um suporte, uma placa espera, uma ferramenta de ponta hemisférica e quatro encostadores, sendo a função destes últimos manter a chapa imóvel durante o processo de estampagem incremental (ver Figura 3.5). A programação da trajetória da ferramenta é efectuada num PC equipado com um programa CAD/CAM e com um pós-processador que permite transferir o programa do PC para o controlador do centro de maquinagem.

As placas espera utilizadas para produzir os ensaios SPIF cónicos têm um furo circular com um diâmetro de 165 mm. Por sua vez, a placa espera usada nos ensaios SPIF piramidais tem um furo quadrado com 170 mm de lado.



(a)



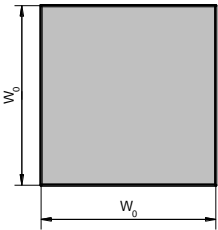
(b)

Figura 3.5 a) Representação esquemática do aparato experimental e b) fotografia de um provete SPIF cone. (Madeira et al., 2014)

A ferramenta utilizada neste processo é fabricada em aço inoxidável 316 com ponta hemisférica de 8 mm. A ferramenta desliza sobre a superfície da chapa a ser estampada e causa a deformação da mesma.

O ensaio de estampagem incremental foi realizado em provetes planos e a sua geometria encontra-se descrita na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 Dimensão de referência dos provetes para o ensaio SPIF.

Material	Provete plano	Dimensões (mm)
Alumínio AA5182 (1 mm) Aço DP500 (0.62 mm) Aço DC04 (1 mm) Aço DC04 (0.6 mm)		$w_0 = 250$

Para o ensaio de estampagem incremental, realizaram-se ensaios de geometria cônica e piramidal, de forma a conseguir obter deformação no canto da peça e na zona lateral, no caso da pirâmide e lateralmente no caso do cone (ver 2.3.2). Utilizando-se duas geometrias diferentes permitiu comparar os tipos de deformações obtidos.

A geometria piramidal e a geometria cônica utilizadas no processo de estampagem incremental estão representadas na Figura 3.6.

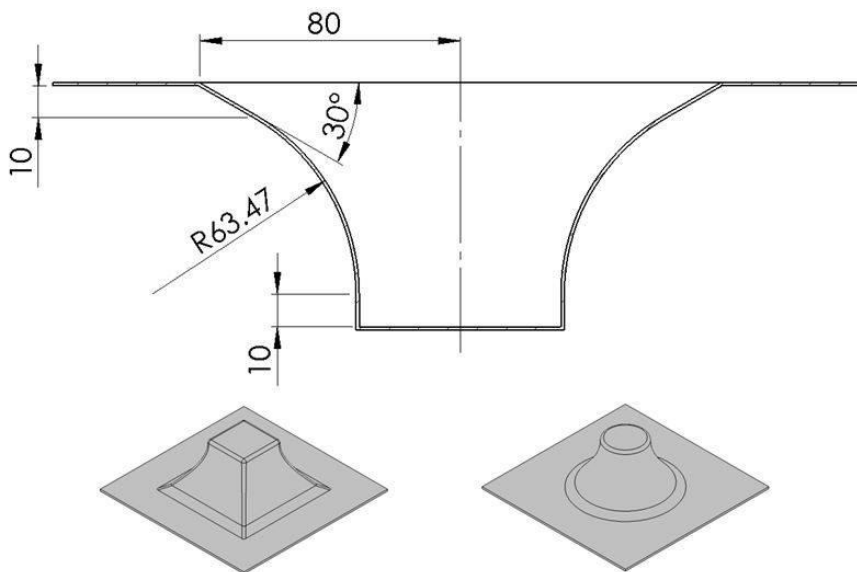


Figura 3.6 Representação esquemática dos provetes de SPIF piramidal e cônico.

Iniciou-se a trajetória com uma profundidade de 10 mm com o ângulo de estampagem constante de 30°, posteriormente esse ângulo foi variando com a profundidade produzindo uma forma cônica com um raio de 63.47 mm até ocorrer fratura.

O trabalho experimental na estampagem incremental foi realizado com o objetivo de determinar as tensões limite de fratura nos provetes de SPIF em que estivesse evidente fenômeno de estricção e também onde não ocorresse fenômeno de estricção.

Como alternativa à determinação da tenacidade à fratura através de ensaios de provetes de duplo entalhe, Montanari et al. (2014) sugeriu que se poderia calcular este valor através de ensaios de estampagem incremental e comparar os valores obtidos.

Para determinar a tenacidade à fratura através de provetes de SPIF considerou-se que o trabalho plástico,  $W$ , vai ser dissipado ao longo espessura no local da fissura (ver detalhe Figura 3.7),

$$W = \left( \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon} \right) hdA \quad (3.1)$$

Onde  $dA$  aumenta na zona da fissura,  $hdA$  é o conseqüente aumento de volume verificado (Atkins et al., 1985),  $\bar{\sigma}$  corresponde à tensão efetiva e  $\bar{\varepsilon}$  à extensão efetiva. A tensão efetiva na  $\bar{\varepsilon}_f$  é obtida a partir de valores experimentais de extensões ( $\varepsilon_{1f}$ ,  $\varepsilon_{2f}$ ,  $\varepsilon_{3f}$ ) na direção meridional, circunferencial e na espessura de acordo com o critério de cedência anisotrópica proposto por (Hill, 1948),

$$\bar{\varepsilon}_f = \frac{1+r}{\sqrt{(1+2r)}} \sqrt{\varepsilon_{1f}^2 + \varepsilon_{2f}^2 + \frac{2r}{(1+r)} \varepsilon_{1f} \varepsilon_{2f}} \quad (3.2)$$

Definindo a tenacidade à fratura como trabalho por unidade de área,  $w_s$ , necessário para criar uma nova superfície, pode-se calcular o seu valor, para um aumento de área de fratura,  $dA$  (ver detalhe Figura 3.7 a)), a partir da equação 3.1 obtendo-se,

$$R = h \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon} \cong t \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon} \quad (3.3)$$

Onde o valor da distância  $h$  da fissura é da mesma ordem de grandeza da espessura da chapa, como sugerido por (Atkins et al., 1987).



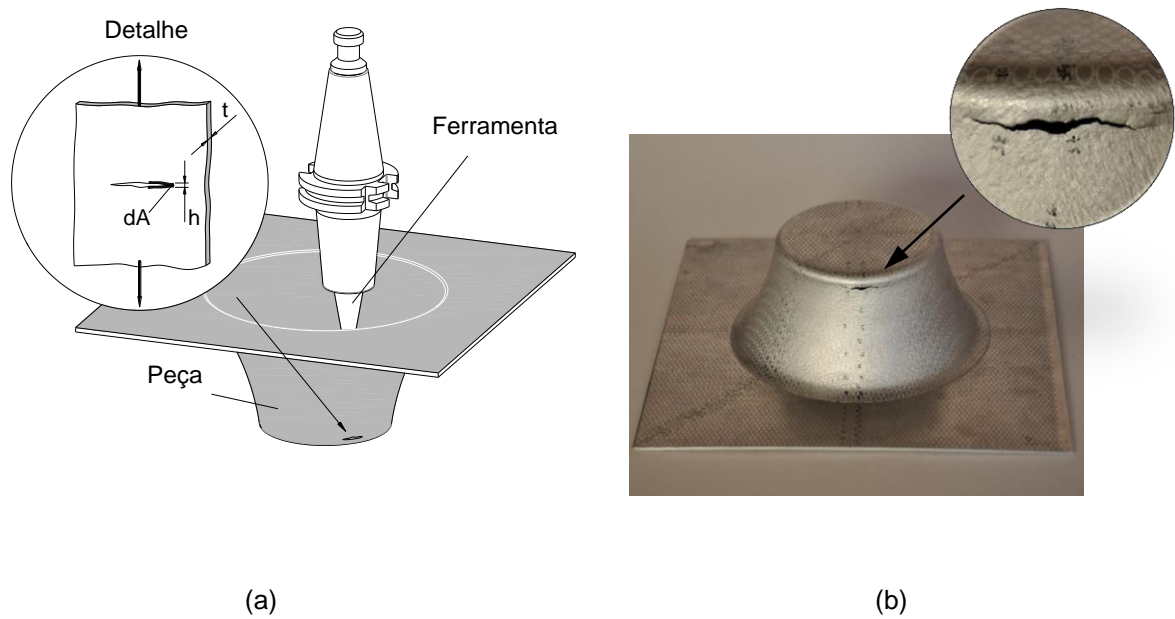


Figura 3.7 Método de determinação da tenacidade à fratura a partir ensaios SPIF a) esquema com detalhe da fissura, b) ensaio SPIF com detalhe da fratura (Madeira, et al. 2014).

Através da equação da Ludwik-Hollomon's, é possível substituir a tensão efetiva na equação 3.3 e obtém-se a seguinte equação,

$$R \cong t \int_0^{\bar{\epsilon}_f} K \bar{\epsilon}^n d\bar{\epsilon} = t \frac{K \bar{\epsilon}_f^{n+1}}{n+1} \quad (3.4)$$

Com a equação 3.4, tendo os valores experimentais de  $\bar{\epsilon}$  é possível determinar o valor de tenacidade à fratura, R, para os ensaios SPIF. Na Tabela 3.6 é apresentado detalhadamente o plano de ensaios realizado.

### 3.4. Plano de ensaios

Neste capítulo é apresentado o plano de ensaios para os cinco materiais diferentes estudados na presente dissertação. A Tabela 3.6 apresenta o plano de ensaios, com o tipo de ensaio, a geometria do provete e o número de provetes que foram ensaiados.

Tabela 3.6 Plano de ensaios

Material	Espessura (mm)	Ensaio	Geometria dos Provetes	Número de provetes
AA1050-H111	1	Tração com provete de duplo entalhe	5, 10, 15, 20 e 25;	20
	1.5		7.5, 12.5, 15, 20 e 25	20
	2			20
AA5182	1	Tração	$l_0 = 50$	12
			$l_0 = 80$	15
		Bulge	$\varnothing 100$	3
			100:90	2
			100:80	2
			100:64	2
		SPIF	Cônica	2
			Piramidal	2
DC04	1	Tração	$l_0 = 50$	12
			$l_0 = 80$	15
		Bulge	$\varnothing 100$	3
			100:90	2
			100:80	2
			100:64	2
		SPIF	Cônica	2
			Piramidal	2
DC04	0.6	Tração	$l_0 = 50$	15
			$\varnothing 100$	3
		Bulge	100:90	4
			100:80	4
			100:64	4
			Cônica	2
		SPIF	Piramidal	2
			Tração com provete de duplo entalhe	7.5, 12.5, 15, 20 e 25
DP500	0.62	Tração	$l_0 = 50$	12
			$l_0 = 80$	15
		Bulge	$\varnothing 100$	3
			100:90	2
			100:80	2
			100:64	2
		SPIF	Cônica	2
			Piramidal	2
<b>Total de provetes ensaiados</b>				<b>234</b>

## **3.5. Métodos de medição**

Com o intuito de perceber o comportamento que o material tem após a realização de uma determinada operação de enformação existe a necessidade de proceder à medição das grelhas antes e depois da deformação dos materiais.

### **3.5.1. Medição das extensões principais**

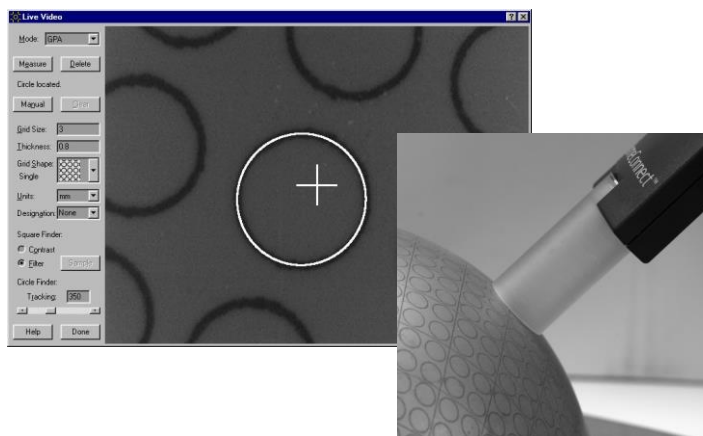
A determinação experimental das extensões principais das chapas deformadas é obtida por intermédio de medições de grelhas. Como já referido, após a deformação plástica ocorrer, alguns dos círculos da grelha passam a elipses e as direções dos eixos maior e menor de cada uma das elipses coincidem com as direções principais no plano da chapa.

No caso dos ensaios de tração, uma vez que foi realizada uma marcação de grelha entrelaçada, como descrito na secção 3.2, a medida das extensões principais foi realizada num projector de perfis.

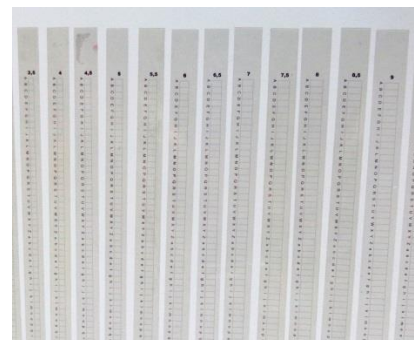
No caso dos ensaios Bulge e SPIF, a medição das extensões principais foi efetuada mediante sistemas computadorizados semiautomáticos. Para esse fim, a medição dos círculos deformados e não deformados foi realizada através do equipamento 3Com Home Connect, sendo os resultados adquiridos através do software GPA 3.0 (Figura 3.8 a)).

O equipamento de medição consiste numa câmara que permite a captação em imagem dos círculos/elipses e que posteriormente envia essa informação para o software GPA 3.0 (Figura 3.8 a)).

Desta forma, realizaram-se dez medições por ponto, tendo como objetivo eliminar possíveis erros derivados da falta de paralelismo entre o bocal da câmara e a peça, da falta de precisão da câmara em não detetar com clareza os círculos/elipses da grelha, ou ainda devido a possíveis erros de contorno dos círculos/elipses. No entanto, existiram situações nas quais não foi possível recorrer ao equipamento computadorizado para efetuar estas medições, como foi o caso de círculos/elipses que não eram observados com clareza na imagem obtida pela câmara ou zonas da peça com curvaturas acentuadas em que não era possível atingir paralelismo entre o bocal da câmara e a superfície da peça. Para estes casos, a medição foi realizada com recurso a réguas graduadas flexíveis (Figura 3.8 b)).



a)



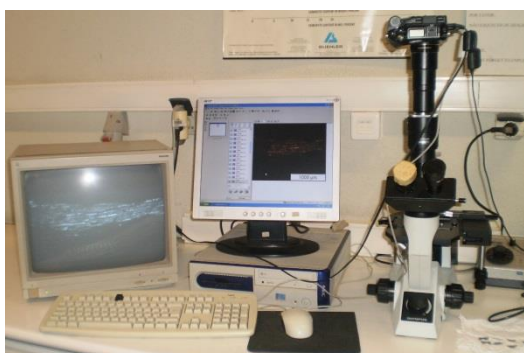
b)

Figura 3.8 Exemplo de equipamento de medição computadorizado 3Com Home Connect, e da medição de um círculo de uma grelha com o software GPA 3.0 (Grid Pattern Analyzer, 2013) b) Fotografia das réguas graduadas utilizadas.

### 3.5.2. Medição das larguras e da espessura da fratura

A medição das extensões na largura após realização dos ensaios de tração, para obtenção da CLF, foi efetuada com recurso a um projetor de perfis.

Relativamente à medição da extensão na espessura na região de fratura, realizou-se através de um microscópio óptico com câmara digital incorporada como se pode ver na Figura 3.9.



a)



b)

Figura 3.9 a) Equipamento do microscópio, que inclui monitor de visualização, PC com programa de aquisição de imagens e microscópio óptico com câmara digital incorporada e b) microscópio óptico com câmara digital incorporada como detalhe das lentes e do porta-amostras com uma amostra.

De forma a medir as espessuras finais dos provetes, estes foram cortados em pequenas amostras de maneira a ser possível de a colocar no porta-amostras, para assim se poder visualizar a superfície de

fratura no microscópio. O monitor permite visualizar a superfície de fratura e através do programa da câmara digital fotografou-se cada uma das amostras três vezes.

## 4. Resultados e Discussão

Neste capítulo serão apresentados os principais resultados relativos às propriedades mecânicas, aos valores obtidos de tenacidade à fratura, aos limites de enformabilidade e ao ensaio de estampagem incremental. Durante a apresentação dos resultados será feita uma análise de todos os resultados obtidos.

### 4.1. Propriedades mecânicas dos materiais

Neste capítulo apresentam-se as propriedades mecânicas obtidas através da realização do ensaio de tração para o alumínio AA5182 com 1 mm de espessura, para o aço DC04 com 1 mm e 0.6 mm de espessura e para o aço DP500 com 0.62 mm de espessura. Com o objetivo de confirmar que a deformação dos provetes durante o ensaio é uniforme, foram realizados ensaios com comprimento de referência de 50 mm e de 80 mm.

A partir da análise de resultados dos ensaios de tração obtiveram-se as curvas de tensão-extensão, as quais foi aproximadas pelas seguintes equações de Ludwik–Hollomon (Tabela 4.1).

Tabela 4.1 Lei do material dos diferentes materiais estudados, para o comprimento de referência  $l_0 = 50 \text{ mm}$  e  $l_0 = 80 \text{ mm}$ .

	Espessura (mm)	$l_0 = 50 \text{ mm}$	$l_0 = 80 \text{ mm}$
AA5182	1.0	$\sigma = 618\varepsilon^{0.33} \text{ (MPa)}$	$\sigma = 571\varepsilon^{0.33} \text{ (MPa)}$
DC04	1.0	$\sigma = 620\varepsilon^{0.20} \text{ (MPa)}$	$\sigma = 627\varepsilon^{0.23} \text{ (MPa)}$
DC04	0.6	$\sigma = 574\varepsilon^{0.22} \text{ (MPa)}$	-
DP500	0.62	$\sigma = 1062\varepsilon^{0.23} \text{ (MPa)}$	$\sigma = 1061\varepsilon^{0.22} \text{ (MPa)}$

Verifica-se que o material que apresenta maior coeficiente de encruamento,  $n$ , é o alumínio AA5182, o que significa que os aços estudados tem menor capacidade de encruamento, o que promove o surgimento de estricções (difusa e localizada) para extensões efetivas menores. Comparativamente com as ligas de aço estudadas, verifica-se que o alumínio AA5182 apresenta uma maior capacidade de suportar deformações, pois quanto maior o coeficiente de encruamento maior a capacidade de suportar deformações.

No caso do AA5182, as curvas tensão-extensão obtidas apresentam uma zona de transição entre o domínio elástico e o domínio plástico onde se verifica um fenómeno de cedência (ver Figura 4.1), assim sendo e segundo a Norma Portuguesa EN 10 002-1 (NP EN 10 002-1, 1990), determinou-se a tensão de cedência superior e a tensão de cedência inferior como se pode ver na Tabela 4.2.

Quando um material exibe fenômeno de cedência a transição entre o final da deformação puramente elástica e o início da deformação puramente plástica dá-se no ponto A, cuja tensão nominal é conhecida por tensão limite de elasticidade superior. Porém, antes de se iniciar a zona de deformação plástica uniforme, ponto B, surge uma zona de deformação plástica instável, conhecida por patamar de cedência (ver Figura 4.1).

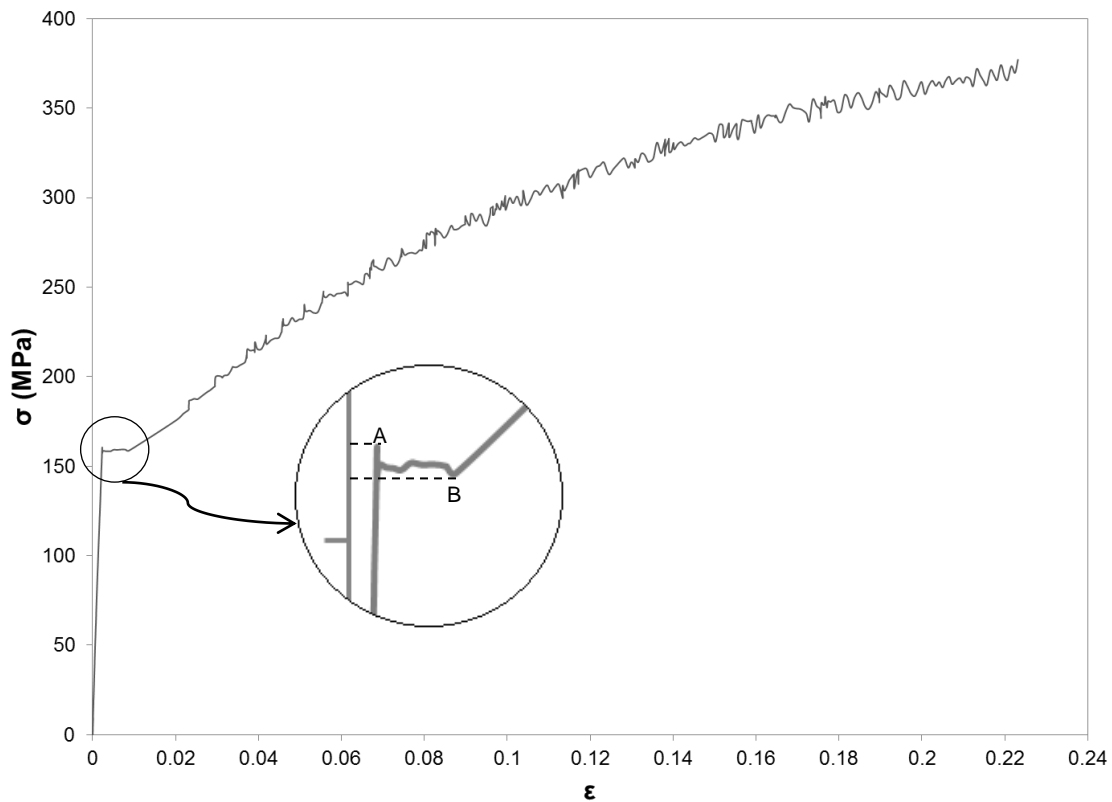


Figura 4.1 Curva tensão verdadeira-extensão verdadeira da liga de alumínio AA5182 com destaque do patamar de cedência.

Este fenômeno, de natureza metalúrgica, tem origem nas impurezas do material, geralmente em pequenas quantidades, que tem tendência a concentrar-se na vizinhança das deslocações, interferindo com o seu movimento e conseqüentemente com a deformação plástica.

O módulo de Young, a tensão de cedência, a tensão de rotura, a tensão após rotura e o coeficiente de anisotropia foram também calculados segundo o alinhamento  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  e  $90^\circ$  em relação à direção de laminagem e os resultados obtidos encontram-se resumidos na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 Propriedades mecânicas da chapa de alumínio AA5182 ( $l_0 = 50 \text{ mm}$  e  $l_0 = 80 \text{ mm}$ ).

$l_0$ (mm)	Direção de laminagem	Módulo de elasticidade, E (GPa)	Tensão cedência superior, $\sigma_{es}$ (MPa)	Tensão cedência inferior, $\sigma_{ei}$ (MPa)	Tensão de rotura, $\sigma_r$ (MPa)	Alongamento após fratura, A (%)	Coefficiente de anisotropia
50	0° DL	72.8	159.7	157.0	372.5	24.1	0.74
	45° DL	69.3	154.9	152.1	368.6	25.4	0.71
	90° DL	71.8	161.0	157.4	371.4	25.0	0.72
	Valor médio	<b>70.8</b>	<b>157.6</b>	<b>154.7</b>	<b>370.3</b>	<b>25.0</b>	$\bar{r} = 0.72$
							$\Delta r = 0.02$
80	0° DL	64.3	148.3	140.6	339.6	25.3	0.87
	45° DL	65.0	143.4	138.6	337.3	25.8	0.75
	90° DL	64.3	141.9	139.7	330.0	24.6	0.84
	Valor médio	<b>64.7</b>	<b>144.3</b>	<b>139.4</b>	<b>336.1</b>	<b>25.4</b>	$\bar{r} = 0.80$
							$\Delta r = 0.10$

No caso do aço DC04 os resultados obtidos das propriedades mecânicas são apresentados para os provetes de 1 mm de espessura na Tabela 4.3 e para os provetes de 0.6 mm de espessura na Tabela 4.4.



Tabela 4.3 Propriedades mecânicas da chapa de aço DC04 de 1 mm de espessura ( $l_0 = 50 \text{ mm}$  e  $l_0 = 80 \text{ mm}$ ).

$l_0$ (mm)	Direção de laminagem	Módulo de elasticidade, E (GPa)	Tensão cedência, $\sigma_e$ (MPa)	Tensão de rotura, $\sigma_r$ (MPa)	Alongamento após fratura, A (%)	Coefficiente de anisotropia
50	0° DL	193.2	215.6	459.9	41.9	1.43
	45° DL	213.8	227.8	472.7	38.9	0.95
	90° DL	213.6	228.8	465.7	40.4	1.54
	Valor médio	<b>208.6</b>	<b>225.0</b>	<b>467.8</b>	<b>40.0</b>	$\bar{r} = 1.22$
						$\Delta r = 0.54$
80	0° DL	193.5	214.4	446.4	37.0	0.99
	45° DL	175.8	204.1	439.7	39.1	1.29
	90° DL	188.6	208.8	431.1	36.3	1.54
	Valor médio	<b>183.4</b>	<b>207.9</b>	<b>439.2</b>	<b>37.8</b>	$\bar{r} = 1.28$
						$\Delta r = -0.03$

Tabela 4.4 Propriedades mecânicas da chapa de aço DC04 de 0.6 mm de espessura ( $l_0 = 50 \text{ mm}$ ).

Direção de laminagem	Módulo de elasticidade, E (GPa)	Tensão cedência, $\sigma_e$ (MPa)	Tensão de rotura, $\sigma_r$ (MPa)	Alongamento após fratura, A (%)	Coefficiente de anisotropia
0° DL	199.7	175.6	422.9	48.2	2.16
45° DL	214.1	182.9	421.9	42.8	1.49
90° DL	213.0	176.0	402.5	47.5	2.39
Valor médio	<b>210.2</b>	<b>179.4</b>	<b>417.3</b>	<b>45.3</b>	$\bar{r} = 1.88$
					$\Delta r = 0.79$

No caso do aço DP500 os resultados das propriedades mecânicas são apresentados na Tabela 4.5, neste caso foram calculadas as tensões verdadeiras, o módulo de elasticidade, o alongamento após fratura e o coeficiente de anisotropia.

Tabela 4.5 Propriedades mecânicas da chapa de aço DP500 ( $l_0 = 50 \text{ mm}$  e  $l_0 = 80 \text{ mm}$ ).

$l_0$ (mm)	Direção de laminagem	Módulo de elasticidade, E (GPa)	Tensão cedência, $\sigma_e$ (MPa)	Tensão de rotura, $\sigma_r$ (MPa)	Alongamento após fratura, A (%)	Coefficiente de anisotropia
50	0° DL	196.8	275.3	655.5	26.3	0.77
	45° DL	199.0	312.6	696.4	24.8	0.90
	90° DL	202.6	310.0	693.4	24.8	0.85
	Valor médio	<b>199.4</b>	<b>302.6</b>	<b>685.4</b>	<b>25.2</b>	$\bar{r} = 0.86$
						$\Delta r = -0.09$
80	0° DL	195.4	313.6	699.0	25.3	-
	45° DL	200.0	315.7	681.7	26.0	-
	90° DL	206.2	322.5	692.4	25.1	-
	Valor médio	<b>200.4</b>	<b>316.9</b>	<b>688.7</b>	<b>25.6</b>	-

Ao analisar as tabelas das propriedades mecânicas (Tabela 4.2 à 4.5), observam-se que os resultados para o comprimento de referência de 50 mm e para o de 80 mm são semelhantes e apresentam a mesma ordem de grandeza para todos os casos.

Observando os resultados obtidos verifica-se que em relação aos valores de tensão de cedência e tensão de rotura o material que apresenta maiores valores é o aço DP500, seguindo-se o aço DC04 e com menores valores o alumínio AA5182, o que permite afirmar que o DC04 suporta menos força por unidade de área que o DP500 mas mais força que o AA5182. Em relação ao alongamento após fratura é possível concluir que o aço DC04 é o material estudado com maior alongamento após fratura, isto é, o material que atinge maiores valores de alongamento até atingir fratura. No que toca à anisotropia, também é o DC04 que apresenta maiores valores de coeficiente de anisotropia normal média,  $\bar{r}$ , e também maior anisotropia planar, o que significa que é o material que apresenta maior aptidão para processos de enformação mas maior probabilidade que ocorra fenómeno de orelhamento. Uma vez que quanto maior é o coeficiente de anisotropia normal, maior é a aptidão do material para um processo de enformação e quanto menor for o coeficiente de anisotropia planar, menor é o fenómeno de orelhamento (ver secção 2.2.1.1). Assim sendo o alumínio AA5182 é o material que apresenta menor capacidade de enformação e menor aptidão para o fenómeno de orelhamento. O aço DP500 e o alumínio AA5182 apresentam valores de anisotropia planar próximos de 0 o que significa que no plano da chapa o coeficiente de anisotropia é igual qualquer que seja a direção considerada. No caso do aço DP500, a anisotropia apenas foi calculada para os provetes de  $l_0 = 50 \text{ mm}$ , devido à falta de dados para os provetes de  $l_0 = 80 \text{ mm}$ .

Não menos importante é fazer uma comparação relativamente às propriedades mecânicas, considerando o mesmo material mas as espessuras diferentes. Essa comparação é possível realizar-se em relação ao aço DC04 em que se verifica que para o módulo de elasticidade,  $E$ , os valores para a espessura menor (0.6 mm) são ligeiramente mais elevados que para a espessura maior (1 mm). Em relação a valores de tensão de cedência e tensão de rotura os valores são mais elevados para a espessura maior (1 mm), já no caso do alongamento após fratura verifica-se que o valor maior de alongamento pertence à espessura menor (0.6 mm). Quando analisados os valores de anisotropia é possível apurar que a nível do coeficiente de anisotropia planar,  $\Delta r$ , no caso do DC04 de 1 mm para  $l_0 = 80mm$  e para  $l_0 = 50mm$  quer para a espessura maior quer para a menor é positivo, pelo que pode ter ocorrido algum erro associado aos valores do ensaio para  $l_0 = 80mm$ . O coeficiente de anisotropia normal médio,  $\bar{r}$ , é maior para o DC04 de 0.6 mm de espessura do que para 1 mm. As diferenças nos valores das propriedades mecânicas para o aço DC04 para as duas diferentes espessuras pode ter a ver com o facto de os fornecedores serem diferentes o que faz com que os materiais também sejam diferentes.

## 4.2. Tenacidade à fratura

Neste capítulo apresentam-se os resultados referentes à tenacidade à fratura calculados para o alumínio AA1050-H111 e para o aço DC04 de 0.6 mm de espessura.

Os resultados são apresentados, primeiramente para os ensaios com provetes de duplo entalhe para o alumínio AA1050-H111, com as curvas força-deslocamento com os diferentes comprimentos de ligamento, apenas para a espessura de 1 mm, uma vez que para a espessura de 1.5 mm e de 2 mm as diferenças nas curvas não foram significativas (Figura 4.2), posteriormente é apresentado um gráfico da regressão linear (Figura 4.4) que permitiu calcular o valor da tenacidade à fratura,  $R$ , através do processo descrito nas capítulos 2.3.2 e 3.3.2. E posteriormente serão apresentados os resultados para o aço DC04 de 0.6 mm de espessura.

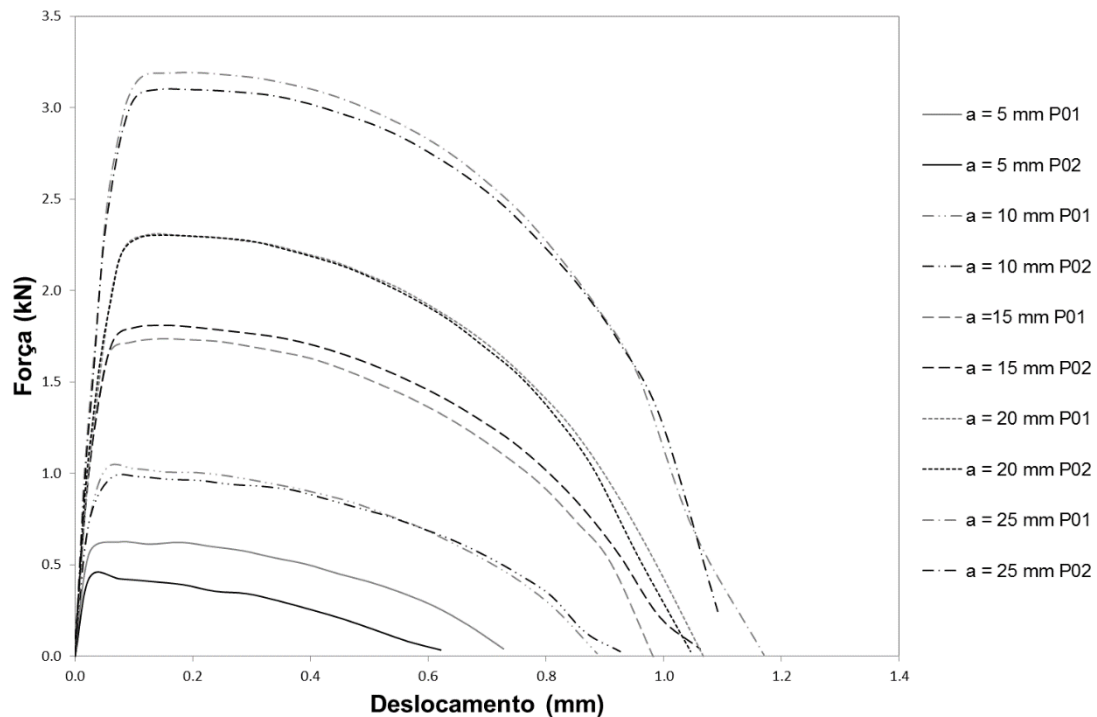


Figura 4.2 Curvas força – deslocamento para o alumínio AA1050-H111 com 1 mm de espessura e direção de laminagem de 0°.

No gráfico força-deslocamento (Figura 4.2), verifica-se claramente a influência do comprimento dos ligamentos, isto é, quanto maior o comprimento do ligamento maior é a força necessária para que se atinja a fratura do provete e, conseqüentemente, maior é o deslocamento.

Ao analisar os resultados obtidos também se verifica que quanto maior a espessura dos provetes, maior é a força necessária a aplicar até atingir fratura e também maiores são os deslocamentos atingidos. É também possível ver com clareza os dois domínios presentes nas curvas, inicialmente o domínio elástico e posteriormente o domínio plástico (Figura 4.2).

Os gráficos força-deslocamento para os provetes alinhados segundo a direção de laminagem de 90° DL não foram apresentados por apresentarem um comportamento muito semelhante aos gráficos de 0° DL. No entanto foi feita uma comparação entre curvas força-deslocamento para a mesma dimensão do ligamento para espessuras e direções de laminagem diferentes para poder concluir a influência do alinhamento da direção de laminagem no ensaio de tenacidade à fratura.

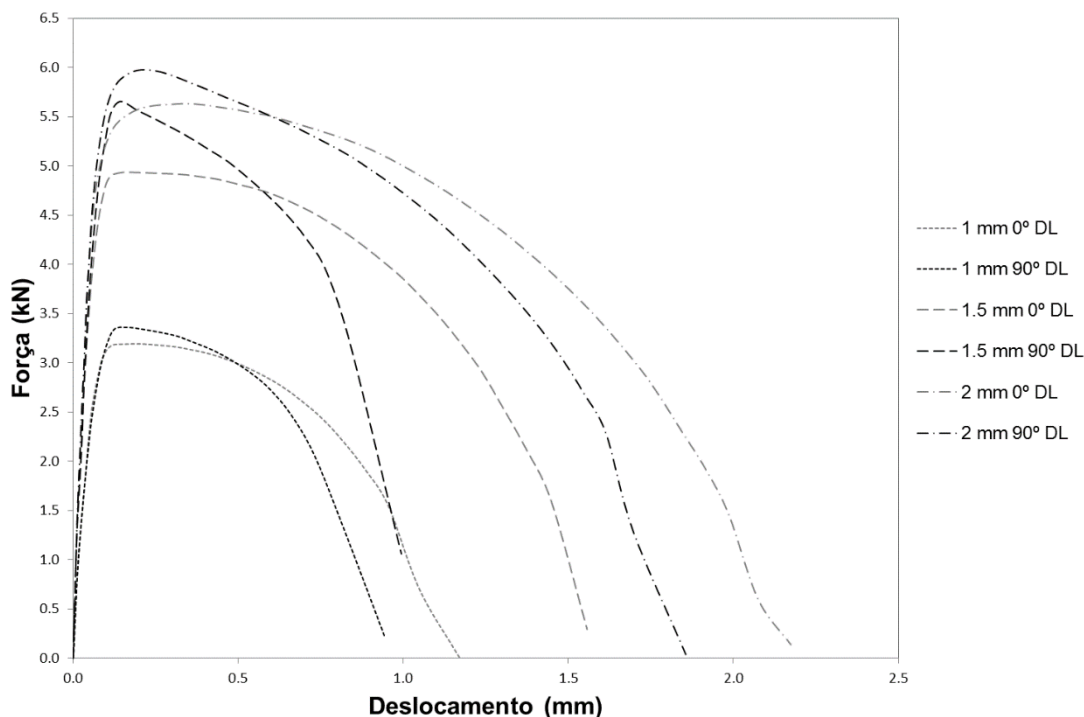


Figura 4.3 Curvas força – deslocamento para o alumínio AA1050-H111 com comparação entre as direções de laminagem 0° e 90° para as espessuras de 1 mm, 1.5 mm e 2 mm com a mesma dimensão do ligamento, neste caso  $a = 25 \text{ mm}$ .

Com a análise da Figura 4.3, é possível concluir que para os provetes alinhados segundo a direção de laminagem de 90° é necessário aplicar mais força até atingir a fratura e este facto verifica-se para todas as espessuras estudadas. É visível que o deslocamento é sempre inferior para os provetes alinhados com a direção de laminagem de 90°, o que vai de encontro também com as propriedades mecânicas do material, nomeadamente o alongamento após fratura que é superior na direção de laminagem de 0° ( $A = 11.3\%$ ), quando comparado com a direção de laminagem de 90° ( $A = 5.6\%$ ) (Tabela 4.10). Posto isto, conclui-se que quanto maior a espessura da chapa, maior foi o trabalho total (maior deformação plástica), que corresponde à área abaixo da curva força-deslocamento, ou seja, maior valor de tenacidade à fratura.

A Figura 4.4 apresenta os resultados obtidos para os vários ensaios realizados, nomeadamente para as chapas de 1 mm, 1.5 mm e 2 mm. São apresentados os pontos correspondentes à direção de laminagem de 0° e de 90° para cada espessura e para dimensão do ligamento, a partir destes pontos foi feita uma regressão linear que permitiu obter o valor da tenacidade à fratura para cada espessura em que esse valor corresponde à intercepção do eixo das ordenadas.

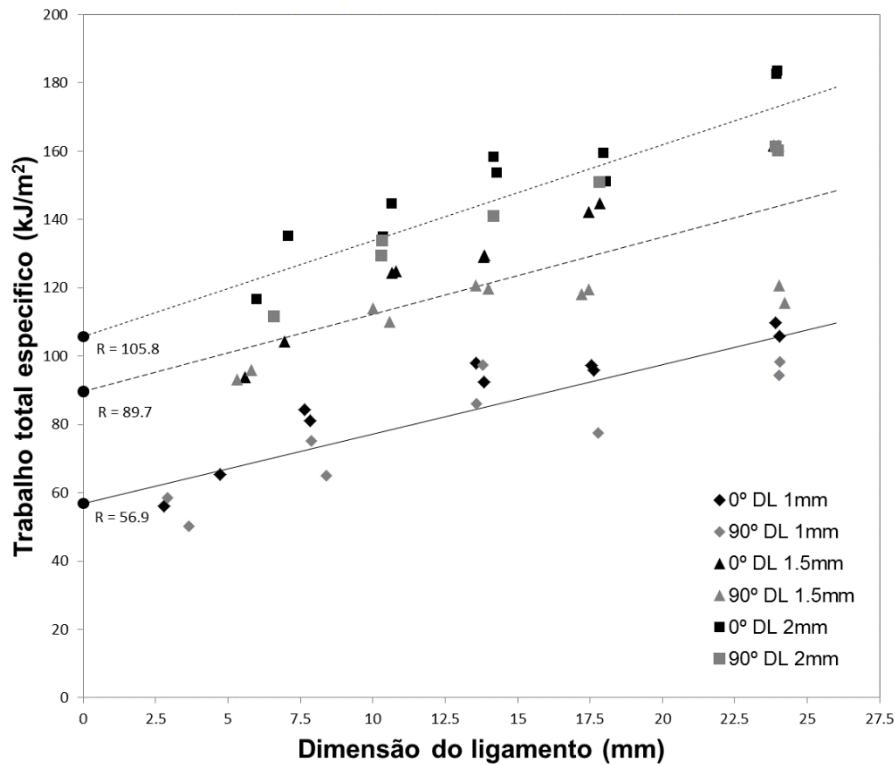


Figura 4.4 Regressão linear que determina o valor da tenacidade à fratura para a espessura de 1 mm, 1.5 mm e 2 mm, com os pontos de 0° DL e 90° DL.

Analisando o gráfico trabalho total específico-dimensão do ligamento da Figura 4.4, é possível concluir que os provetes alinhados a com direção de laminagem de 0° apresentam maiores valores de trabalho específico do que os alinhados a 90° DL. Este fenómeno verificou-se para todas as espessuras em estudo. No gráfico apresenta-se um ponto redondo sólido que indica o cruzamento da regressão linear com o eixo das ordenadas, é este ponto que fornece a informação do valor da tenacidade à fratura. Na Tabela 4.6 são apresentados os valores obtidos da tenacidade à fratura para as diferentes espessuras. Apresenta-se também uma média da tenacidade à fratura calculado através dos resultados obtidos através dos provetes alinhados segundo a direção de laminagem de 0° e de 90° e esse valor encontra-se na Figura 4.4.

Tabela 4.6 Valores da tenacidade à fratura para a liga de alumínio AA1050-H111.

	Espessura (mm)	0° DL	90° DL	Média
Tenacidade à fratura, R (kJ/m <sup>2</sup> )	1.0	60.2	53.6	56.9
	1.5	82.2	96.4	89.7
	2.0	106.4	102.6	105.8

Os resultados obtidos confirmam a ideia de que quanto maior a espessura da chapa, maior é a capacidade do material absorver energia quando deformado no domínio plástico. Com estes resultados quantificou-se a energia que este material pode absorver até à fratura.

Os resultados para o aço DC04 de 0.6 mm de espessura são apresentados primeiramente com as curvas força-deslocamento com os diferentes comprimentos de ligamento (Figura 4.5 e Figura 4.6).

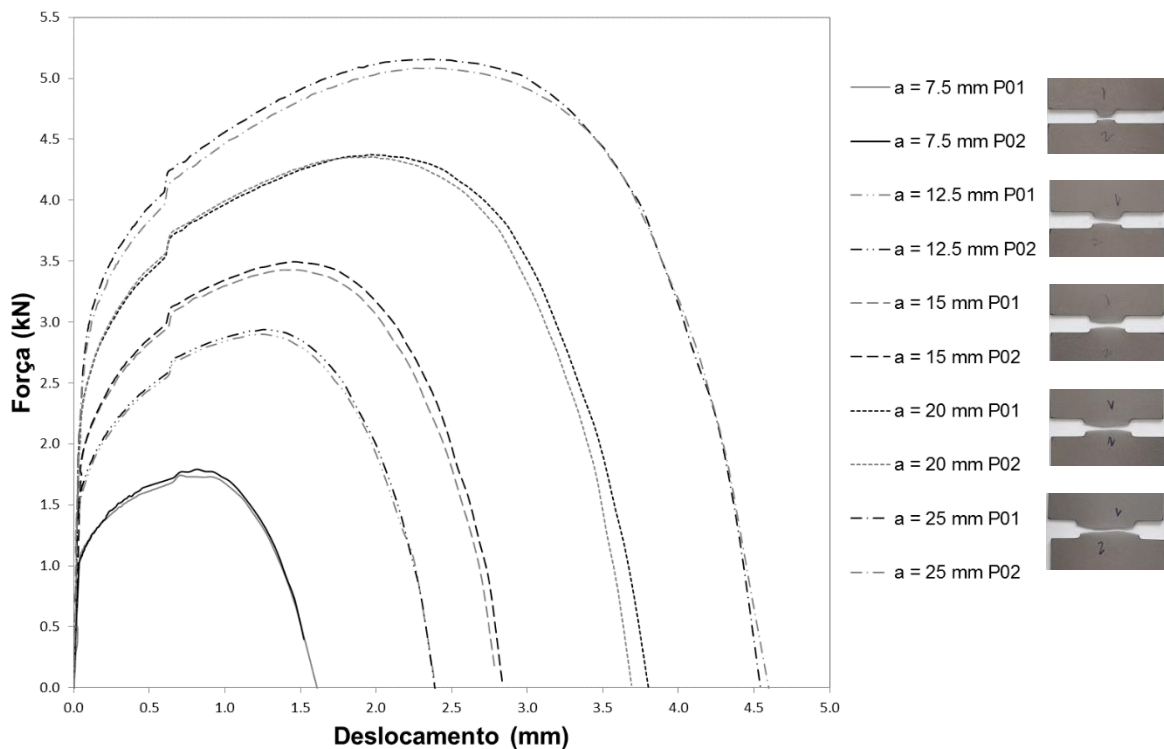


Figura 4.5 Curvas força – deslocamento para o DC04 com 0.6 mm de espessura e direção de laminagem de 0°.

Nas Figuras 4.5 e 4.6 verifica-se claramente a influência do comprimento dos ligamentos, isto é, quanto maior o comprimento do ligamento maior é a força necessária para que se atinja a fratura do provete e, conseqüentemente, maior é o deslocamento.

É também possível ver com clareza os dois domínios presentes nas curvas, inicialmente o domínio elástico e posteriormente o domínio plástico.

Nas Figuras 4.5 e 4.6 para os provetes alinhados com a direção de laminagem de 90° (Figura 4.6) apresentam maiores valores de força máxima do que os para a direção de laminagem de 0° (Figura 4.5) mas para se entender melhor a influência da direção de laminagem no ensaio de tenacidade à fratura foi feita uma comparação para a mesma dimensão do ligamento e com as diferentes direções de laminagem em estudo (Figura 4.7).

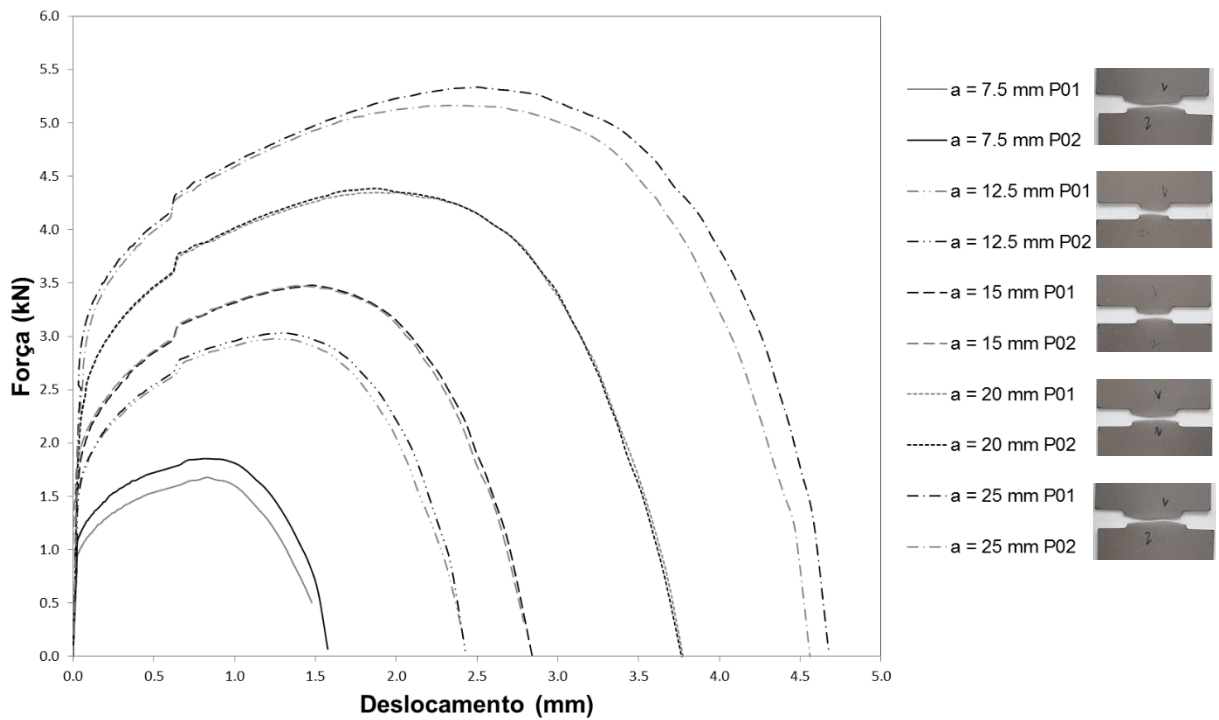


Figura 4.6 Curvas força – deslocamento para o DC04 com 0.6 mm de espessura e direção de laminagem de 90°.

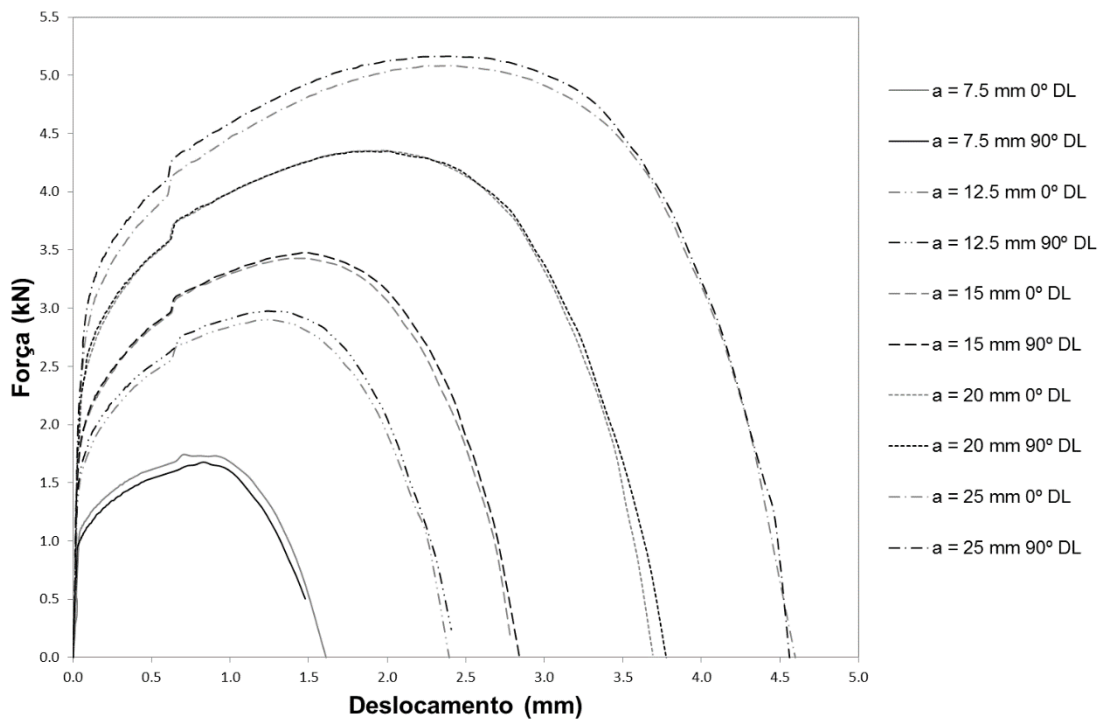


Figura 4.7 Curvas força – deslocamento para o aço DC04 (*espessura* = 0.6mm) com comparação entre as direções de laminagem 0° e 90° para as diferentes dimensões do ligamento.



Com análise da Figura 4.7, é possível concluir que para os provetes alinhados com a direção de laminagem de 90° é necessário aplicar ligeiramente mais força até atingir a fratura.

Posteriormente é apresentado um gráfico da regressão linear (Figura 4.8) que permitiu calcular o valor da tenacidade à fratura, R através do processo descrito nas secções 2.3.3 e 3.3.2.

A Tabela 4.7 apresenta os resultados obtidos para os vários ensaios realizados, em que são apresentados os pontos correspondentes aos provetes alinhados segundo a direção de laminagem de 0° e de 90° para cada espessura e para a dimensão do ligamento, a partir destes pontos foi feita uma regressão linear que permitiu obter o valor da tenacidade à fratura para cada direção de laminagem. Esse valor corresponde à intercepção do eixo das ordenadas.

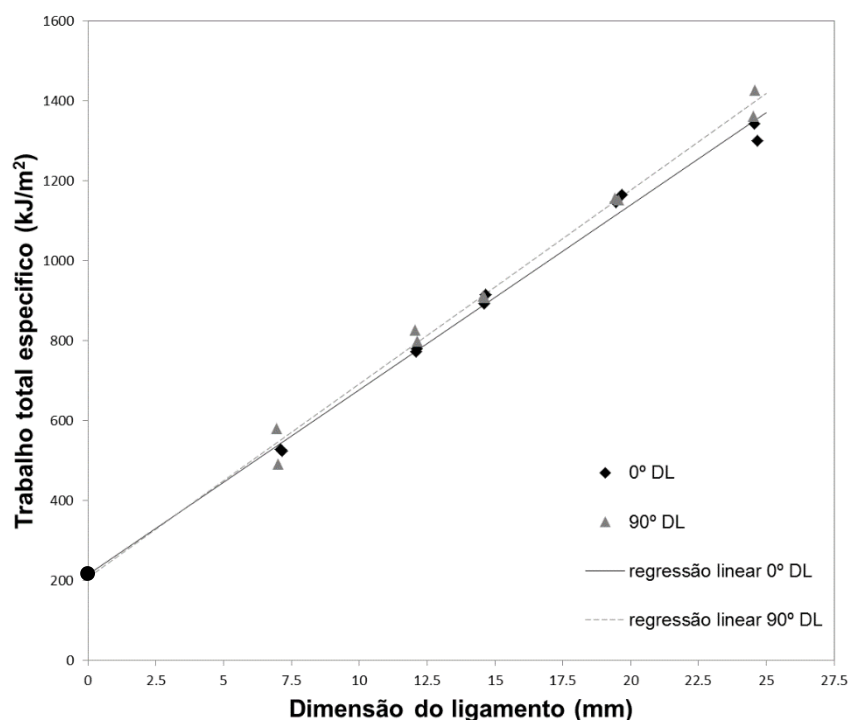


Figura 4.8 Regressão linear que determina o valor da tenacidade à fratura para o DC04 com espessura de 0.6 mm para 0° DL e 90° DL.

Analisando o gráfico trabalho total específico-dimensão do ligamento da Figura 4.8, é possível concluir que os provetes alinhados com a direção de laminagem de 90° e de 0° apresentam valores na mesma ordem de grandeza de trabalho específico. Na Figura 4.8 apresenta-se um ponto redondo sólido que indica o cruzamento da regressão linear com o eixo das ordenadas, é este ponto que fornece a informação do valor da tenacidade à fratura. Na Tabela 4.7 são apresentados os valores obtidos da tenacidade à fratura para os provetes alinhados com as direções de laminagem estudadas (0° DL e 90° DL). Apresenta-se também uma média da tenacidade à fratura destes valores.

Tabela 4.7 Valores da tenacidade à fratura para a liga de aço DC04 (*espessura* = 0.6 mm).

	0° DL	90° DL	Média
Tenacidade à fratura, R (kJ/m <sup>2</sup> )	216.24	208.03	212.14

Com estes resultados quantificou-se a energia que este material pode absorver até à fratura  $R = 212.14 \text{ kJ/m}^2$ .

### 4.3. Limites de enformabilidade

Para a determinação dos limites de enformabilidade foram seguidos os métodos descritos na secção 2.3. Na Figura 4.9 à 4.13, apresentam-se os resultados da CLE e da CLF obtidas através dos ensaios de tração, do ensaio Bulge (circulares e elípticos) e dos ensaios SPIF (cone e pirâmide) para a liga de alumínio AA5182, a liga de aço DP500 e a liga de aço de DC04 de 1 mm e de 0.6 mm.

As curvas limite de fratura (CLF) foram traduzidas pelas equações apresentadas na Tabela 4.8 através do método descrito na secção 2.2.2.2. e através da equação 2.10 foi possível determinar o  $r_{m\acute{a}x}$  para cada material, obtendo-se assim o valor correspondente à redução de espessura no início da falha por fratura,  $r_{m\acute{a}x}$  que se encontra também na Tabela 4.8.

Tabela 4.8 Equações das curvas limite de fratura dos diferentes materiais estudados e respectivas reduções máximas de espessura.

	Espessura (mm)	CLF	$r_{m\acute{a}x}$
AA5182	1.0	$\varepsilon_1 + 0.84\varepsilon_2 = 0.97$	62.1%
DP500	0.62	$\varepsilon_1 + 0.65\varepsilon_2 = 1.15$	68.3%
DC04	1.0	$\varepsilon_1 + 0.80\varepsilon_2 = 1.70$	81.7%
DC04	0.6	$\varepsilon_1 + 1.04\varepsilon_2 = 1.44$	76.3%

Com o objetivo de se compreender a evolução da redução de espessura desde o início da estricção até à fratura, foram traçadas linhas de redução de espessura (tracejado azul) nos diagramas de limites de enformabilidade para os vários materiais em estudo.

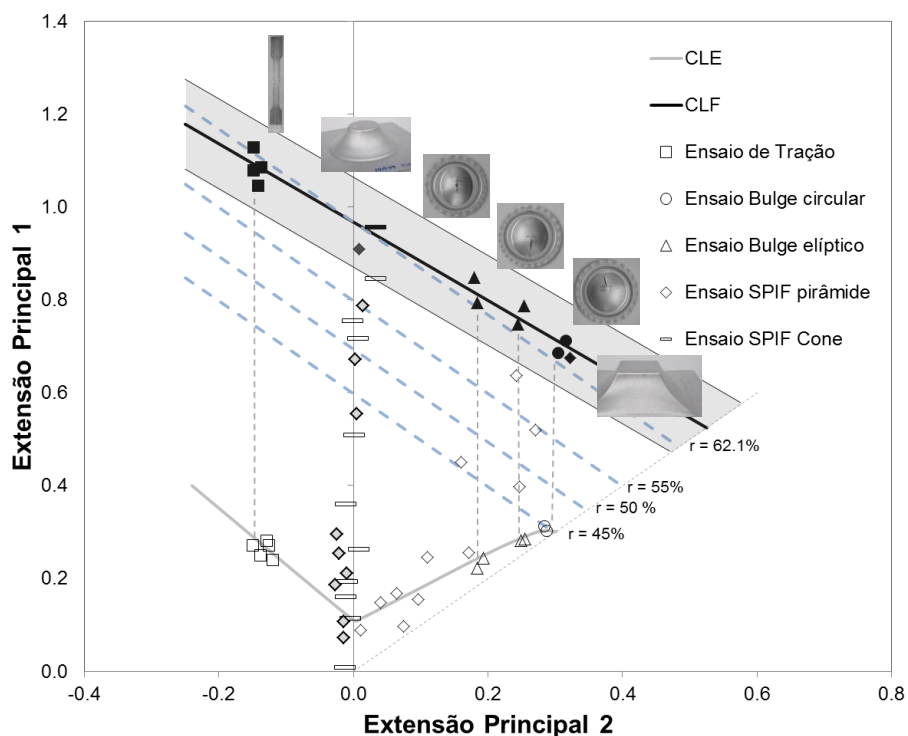


Figura 4.9 Diagrama com limites de enformabilidade para a liga de alumínio AA5182 com linhas de redução de espessura e com fotografias reais de cada ensaio realizado.

É importante salientar que as linhas verticais tracejadas indicam que ocorre deformação plana desde o momento de estricção até ao momento de fratura. Os pontos sólidos na figura correspondem aos pontos de fratura, para cada ensaio. De referir também que para o ensaio SPIF pirâmide os pontos são identificados por losangos, em que os losangos vazios correspondem à zona de deformação na zona do canto, enquanto os pontos cheios correspondem à zona de deformação no lado lateral. A área a cinzento em torno da CLF representa a área de segurança considerada aceitável de 10% acima e abaixo da linha obtida, devido a incertezas relacionadas com a sua determinação experimental.

Na Figura 4.9 é possível ver os resultados obtidos para os limites de enformabilidade relativos à liga de alumínio AA5182, apresentando as curvas limite de estampagem, a curva limite de fratura e fotografias dos ensaios que foram efetuados para a sua obtenção.

Com a análise feita ao diagrama com os limites de enformabilidade para a liga AA5182 (Figura 4.9) verifica-se que a distância entre a CLE e a CLF é relativamente elevada o que revela ser um material dúctil, com boas características de enformabilidade, tendo em conta as propriedades mecânicas que o material apresenta descritas na secção 4.1. A distância que se verifica entre a CLE e a CLF corresponde a uma redução de espessura de 45% para 62.1%.

Em relação ao ensaio SPIF pirâmide, verificou-se que o primeiro local a fraturar foi a zona lateral (deformação plana) (ver Figura 4.10), e depois a fratura propagou até ao canto (deformação biaxial) o

que é incomum nos ensaios de estampagem incremental do tipo pirâmide, que normalmente iniciam a fratura nos cantos (ver secção 2.3.2.).

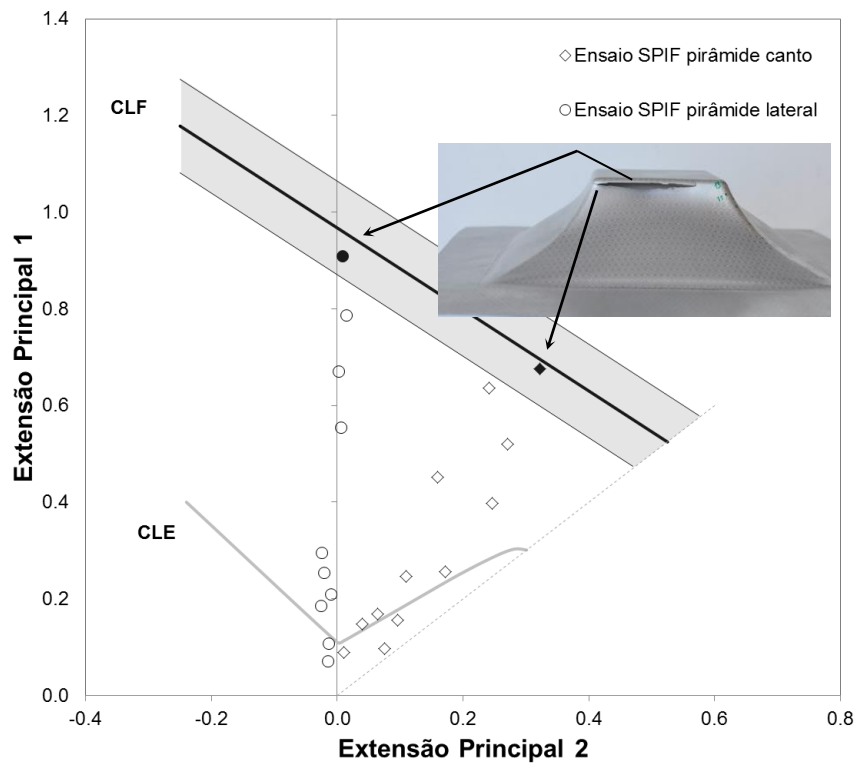


Figura 4.10 Trajetórias de deformação do ensaio SPIF numa secção ao longo da zona do canto e da zona da parede lateral para a liga de alumínio AA5182.

Este fenómeno pode ser justificado pelo facto do declive comum da recta da CLF ser '-1' e neste caso o declive da recta é de '-0.84', ou seja o declive é superior ao tipicamente observado, o que mostra ser necessário maiores valores de deformação na zona do canto (deformação biaxial) até que ocorra fratura, ocorrendo fratura primeiro na zona lateral (deformação plana). Mas este fenómeno depende da sensibilidade do material e também depende se o material tem mais ou menos sensibilidade à influência da espessura.

Como se verifica competição entre os dois modos de deformação (plana e biaxial) para os restantes matérias também serão apresentadas as trajetórias de deformação para o ensaio SPIF cone e pirâmide.

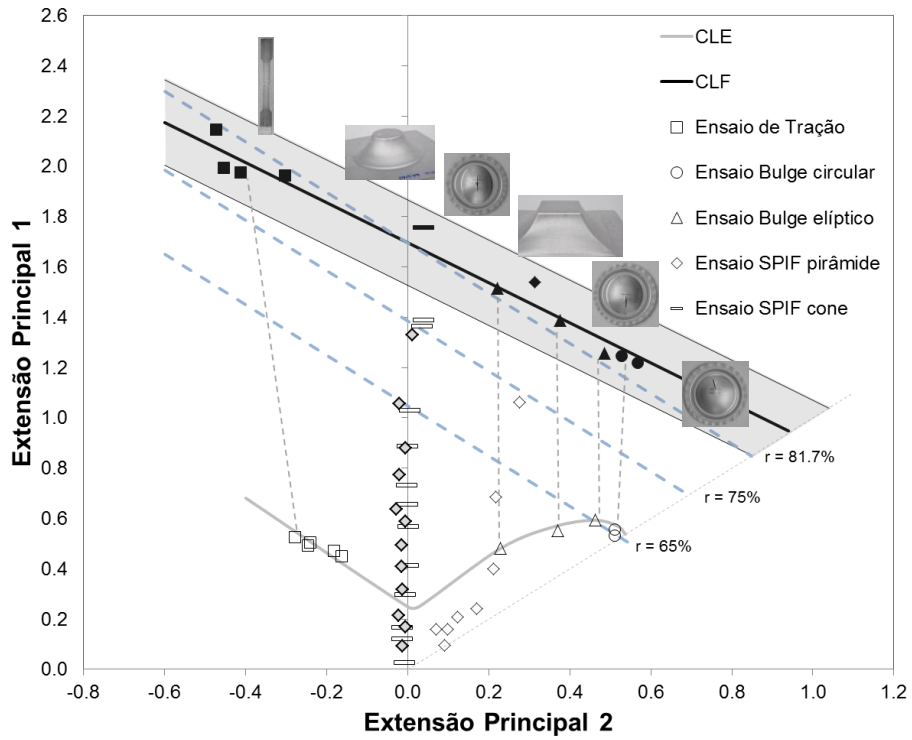


Figura 4.11 Diagrama com limites de deformabilidade para a liga de aço DC04 (*espessura* = 1 mm) com linhas de redução de espessura.

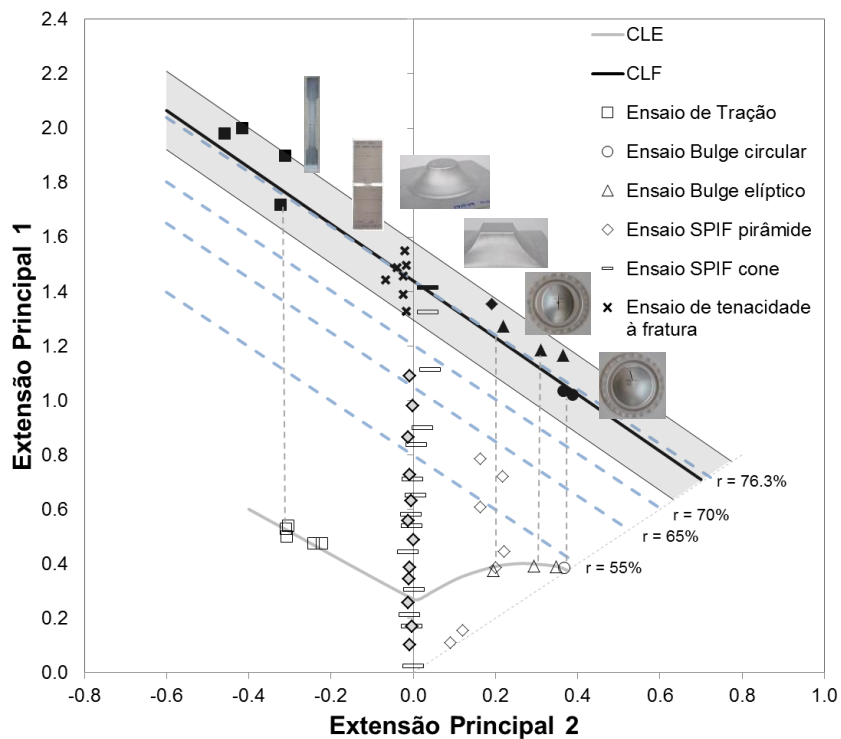


Figura 4.12 Diagrama com limites de deformabilidade para a liga de aço DC04 (*espessura* = 0.6 mm) com linhas de redução de espessura.

Fazer uma comparação entre materiais iguais mas espessuras diferentes torna-se fundamental de maneira a tentar compreender a influência da espessura nos limites de enformabilidade.

Para o DC04 de 1 mm de espessura verifica-se que a distância entre a CLE e a CLF corresponde a uma redução de espessura de 65% para 81.7%, já o DC04 de 0.6 mm a distância entre as curvas varia de 55% para 76.3%. Podendo assim concluir-se que quanto maior a espessura maior a redução de espessura máxima (ver secção 2.2.1.3).

Para o aço DC04 com 0.6 mm de espessura, a CLE e CLF foi obtida, não só através dos ensaios de tração, do ensaio Bulge circular e elíptico, dos ensaios SPIF cone e pirâmide, como também a partir de ensaios de tenacidade à fratura.

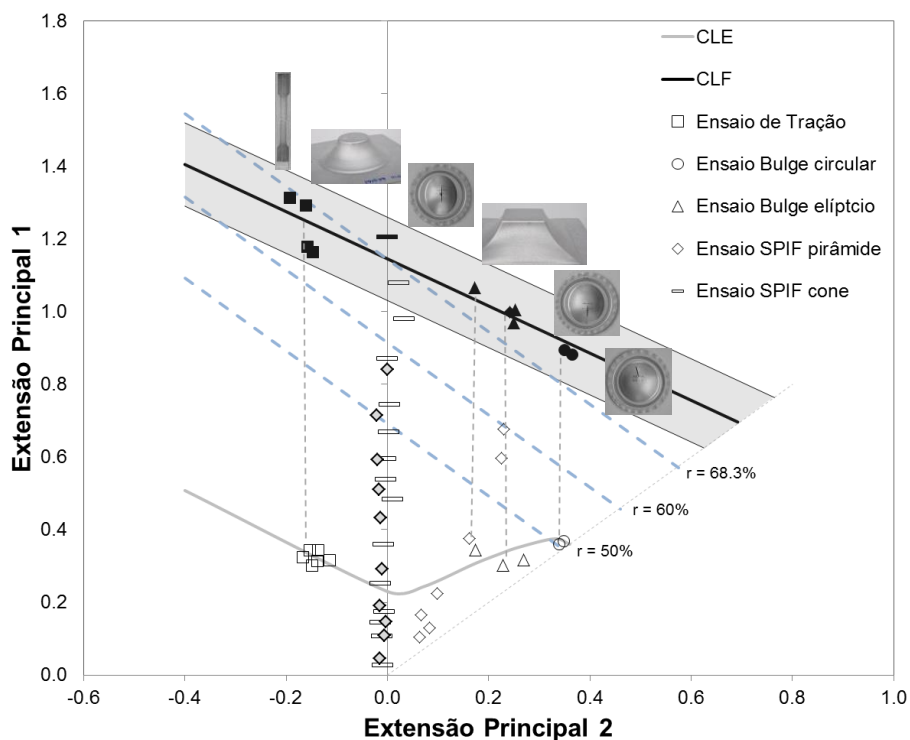


Figura 4.13 Diagrama com limites de enformabilidade para a liga de aço DP500 com linhas de redução de espessura.

Na Figura 4.13 são apresentados os resultados obtidos dos limites de enformabilidade para a liga de aço DP500, no qual se verifica a grande distância entre a zona de formação de estrição (CLE) e a zona de fratura (CLF), que corresponde a uma redução de espessura de 50% para cerca de 68.3% quando sujeito a deformações biaxiais. Para o caso do aço DC04 verifica-se uma distância 65% para 81.7% para o caso de 1 mm de espessura e para o caso de 0.6 mm de espessura verifica-se 55% para 76.3%. Finalmente para o caso do alumínio AA5182 verificam-se valores de 45% para 62.1%. Resultados estes que permitem afirmar que o aço DC04 é o material que permite maiores extensões

na direção da espessura entre o início da estrição e a fratura quando sujeitos a carregamentos biaxiais, seguindo-se o aço DP500 e por último o alumínio.

Tabela 4.9 Variação da extensão dos materiais sob condições de carregamentos de extensão plana.

Material	Espessura (mm)	$\Delta\varepsilon_1$
AA5182	1.0	0.64
DP500	0.62	0.92
DC04	1.0	1.50
DC04	0.6	1.22

Analisando os diagramas, foi possível calcular as distâncias entre a CLE e a CLF (ver Tabela 4.9) e foi possível concluir que o aço DC04 apresenta maiores distâncias de  $\Delta\varepsilon_1$  sob condições de carregamento de extensão plana, seguindo-se o aço DP500 e por último o alumínio AA5182.

Esta análise permite concluir que o aço DC04 é o material que apresenta maior ductilidade e melhores capacidades de enformabilidade.

#### 4.4. Estampagem incremental

Na presente tese pretendeu-se dar um contributo ao trabalho anteriormente realizado por Silva et al. (2011), que estudaram a influência do raio da ferramenta no ensaio de estampagem incremental para a liga de alumínio AA1050-H11 e concluíram que quanto maior o diâmetro da ferramenta mais perto se está da estampagem convencional. O trabalho desenvolvido por Silva et al. (2011) demonstrou que existe um rácio limite entre a espessura da chapa e o raio da ferramenta a partir do qual existe fenómeno de estrição até à fratura, em que as extensões foram apenas medidas na superfície da chapa.

As propriedades mecânicas e os limites de enformabilidade da liga de alumínio AA1050-H111, nomeadamente a CLE e a CLF foram determinados anteriormente por Cristino et al. (2014) em que se ficou a conhecer a curva tensão-extensão da liga que pode ser aproximada pela seguinte equação de Ludwik–Hollomon,

$$\sigma = 140\varepsilon^{0.04} \text{ (MPa)} \quad (4.1)$$

Cristino et al. (2014) determinaram ainda o módulo de elasticidades (E), a tensão de cedência ( $\sigma_e$ ), a tensão de rotura ( $\sigma_r$ ), os coeficientes de anisotropia normal ( $\bar{r}$ ) e planar ( $\Delta r$ ) e o alongamento após

fratura (A). Os valores destas propriedades encontram-se na Tabela 4.10 para um ângulo de 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminagem.

Tabela 4.10 Propriedades mecânicas da chapa de alumínio AA1050-H111 (Cristino et al., 2014).

Direção de laminagem	Módulo de elasticidade, E (GPa)	Tensão cedência $\sigma_e$ (MPa)	Tensão de rotura, $\sigma_r$ (MPa)	Alongamento após fratura, A (%)	Coefficiente de anisotropia
<b>0° DL</b>	72.7	115.4	119.0	11.3	0.71
<b>45° DL</b>	67.9	120.4	121.2	5.2	0.88
<b>90° DL</b>	71.8	123.0	120.8	5.6	0.87
<b>Valor médio</b>	<b>70.0</b>	<b>119.9</b>	<b>120.5</b>	<b>6.8</b>	<b><math>\bar{r} = 0.84</math></b>

$$\Delta r = -0.09$$

Seguindo as metodologias apresentadas nas secções 2.3.2 e 3.3.4 foram obtidos os planos das extensões a partir de ensaios SPIF com diferentes raios de ferramenta,  $r_{ferramenta}$ , de forma a fazer variar o rácio  $r_{peça}/r_{ferramenta}$ . Os resultados são apresentados na Figura 4.14.



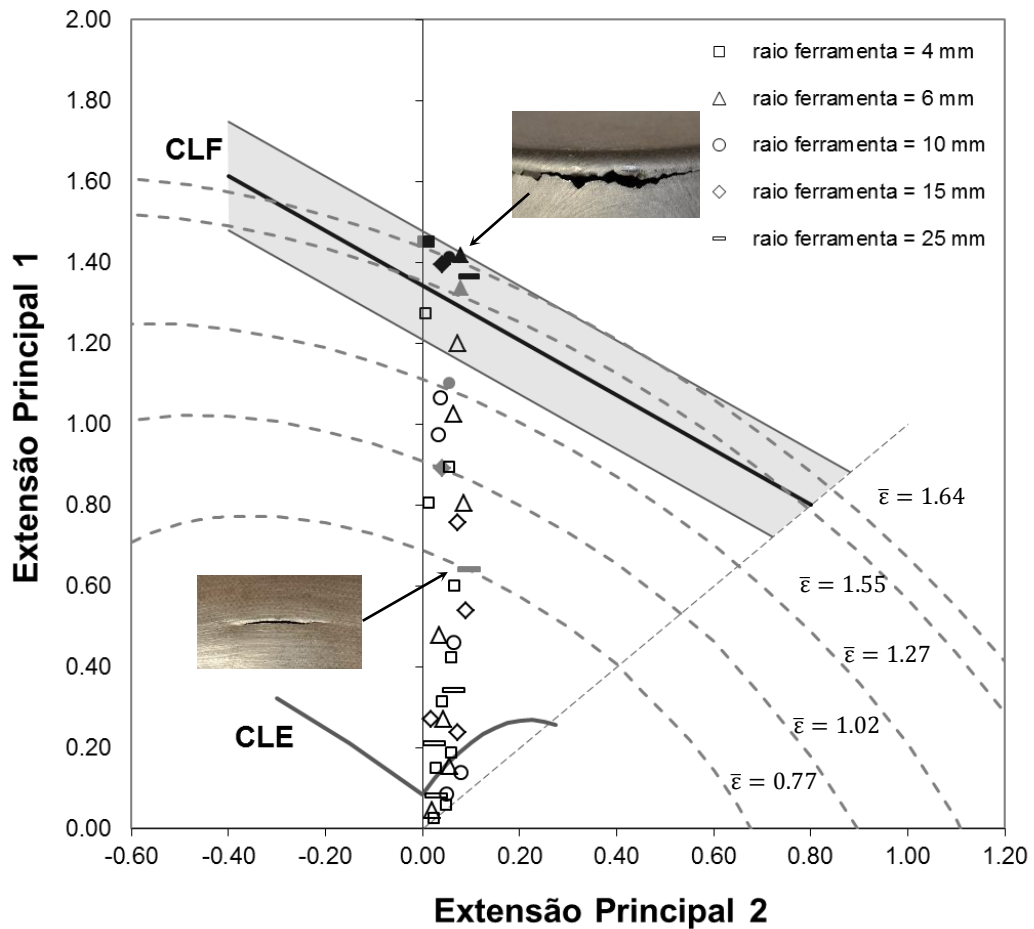


Figura 4.14 Diagrama com plano das extensões principais obtidas a partir do ensaio SPIF, com diferentes raios de ferramenta.

Os pontos sólidos cinzentos representam os pares de extensão no início da estricção obtidos por Silva et al. (2011), os pontos sólidos pretos representam os pares de extensões no início da fratura e as curvas elípticas cinzentas representam as isolinhas de extensão efetiva. O procedimento para obter estes pontos é semelhante ao utilizado na determinação das curvas CLE e CLF.

É possível observar na Figura 4.14 que os pontos de início de estricção que correspondem aos  $r_{ferramenta} = 4, 6 \text{ mm}$  encontram-se entre a zona de segurança da CLF, ao contrário dos pontos que corresponde ao  $r_{ferramenta} = 10, 15, 25 \text{ mm}$  que se localizam entre a CLE e a CLF. Este facto permite concluir que quanto maior o raio da ferramenta,  $r_{ferramenta}$ , mais perto os pontos de início de estricção se encontram da CLE.

Estes resultados vão de encontro à ideia da influência que o rácio  $r_{peça}/r_{ferramenta}$  tem na forma como se inicia a fratura e prova que para valores elevados de  $r_{peça}/r_{ferramenta}$  e valores reduzidos de  $r_{ferramenta}$  ocorre fratura com supressão de estricção enquanto para valores reduzidos de  $r_{peça}/r_{ferramenta}$  e elevado valor de  $r_{ferramenta}$  vai ocorrer fratura após ocorrer o fenómeno de estricção.

Além disso, os resultados mostram também que, nos casos onde ocorre estricção, o aparecimento da fratura é retardada pelos efeitos induzidos pela vibração dinâmica abaixo da tensão que são controlados pelo rácio  $(t/r_{ferramenta})$  entre a espessura da chapa,  $t$ , e o  $r_{ferramenta}$ .

O procedimento para medir os pontos sólidos pretos não foi o mesmo do que para os outros pontos, devido à deformação plástica não homogénea que se faz sentir nos pontos na zona da fratura. Mesmo colocando a grelha de círculos mais apertados, o problema iria manter-se uma vez que os valores de deformação são dependentes do tamanho inicial dos círculos e da deformação plástica não homogénea. Os pontos correspondentes ao início da fratura (pontos sólidos pretos) foram obtidos através da medição inicial da espessura e da medição final da espessura ao longo da fratura. Este resultado vai de encontro aos resultados obtidos por Silva et al. (2011) que afirmou que a fratura em ensaio SPIF com supressão de estricção para valores elevados de  $r_{peça}/r_{ferramenta}$  e valores reduzidos de  $r_{ferramenta}$  ocorre devido à proximidade entre os pontos sólidos pretos e cinzentos para o caso do raio de ferramenta  $r_{ferramenta} = 4,6 \text{ mm}$ . Este fenómeno demonstra a importância de medir a espessura dos provetes antes e depois da deformação, de forma a obter os pares de extensão principais no ponto de fratura e assim compreender a influência que o raio da ferramenta tem no aparecimento da estricção.

Em relação ao valor de tenacidade à fratura a partir do ensaio SPIF, foi calculado apenas para a espessura de chapa de 1 mm e obtido através do procedimento descrito na secção 3.3.4. Este valor foi possível calcular diretamente a partir dos valores obtidos experimentalmente da extensão efetiva através da equação 3.4. Esta equação fornece um procedimento simples e eficaz para determinar a tenacidade à fratura, partindo dos valores das extensões identificadas pelos marcadores sólidos pretos (na Figura 4.14) sem a necessidade de integrar as tensões e as extensões ao longo da deformação. Foi utilizado o valor da extensão efetiva de  $\bar{\epsilon} = 1.64$  e obteve-se o valor experimental de tenacidade à fratura de  $R = 52.0 \text{ kJ/m}^2$ .

Este valor é muito semelhante ao obtido para os ensaios com provetes de duplo entalhe ( $R = 56.9 \text{ kJ/m}^2$ ) que foi descrito na secção 4.2, o que permite afirmar que este é um método alternativo à determinação da tenacidade à fratura.

Se para além da semelhança dos valores de tenacidade à fratura obtidos ( $R = 52.0 \text{ kJ/m}^2$  e  $R = 56.9 \text{ kJ/m}^2$ ), for considerado o trabalho de Muscat-Fenech et al. (1996) que correlacionaram a curva limite de fratura (CLF) com a tenacidade à fratura em modo I (ver 2.3.2) é fácil concluir que a fratura em estampagem incremental ocorre pelo modo I devido a tensões meridionais aplicadas ao longo da região de deformação plástica, que resulta do contacto entre a ferramenta e a chapa a ser deformada. Esta ideia é ainda confirmada pelo facto de o plano das extensões principais dos provetes SPIF cone mostrarem que a factura ocorre por fissuras circunferenciais devido a tensões meridionais localizados muito perto da isolinha de fratura que foi determinada através dos provetes de duplo entalhe que fraturaram devido a uma fissura que abre segundo o modo I da mecânica da fratura (ver Figura 4.15).

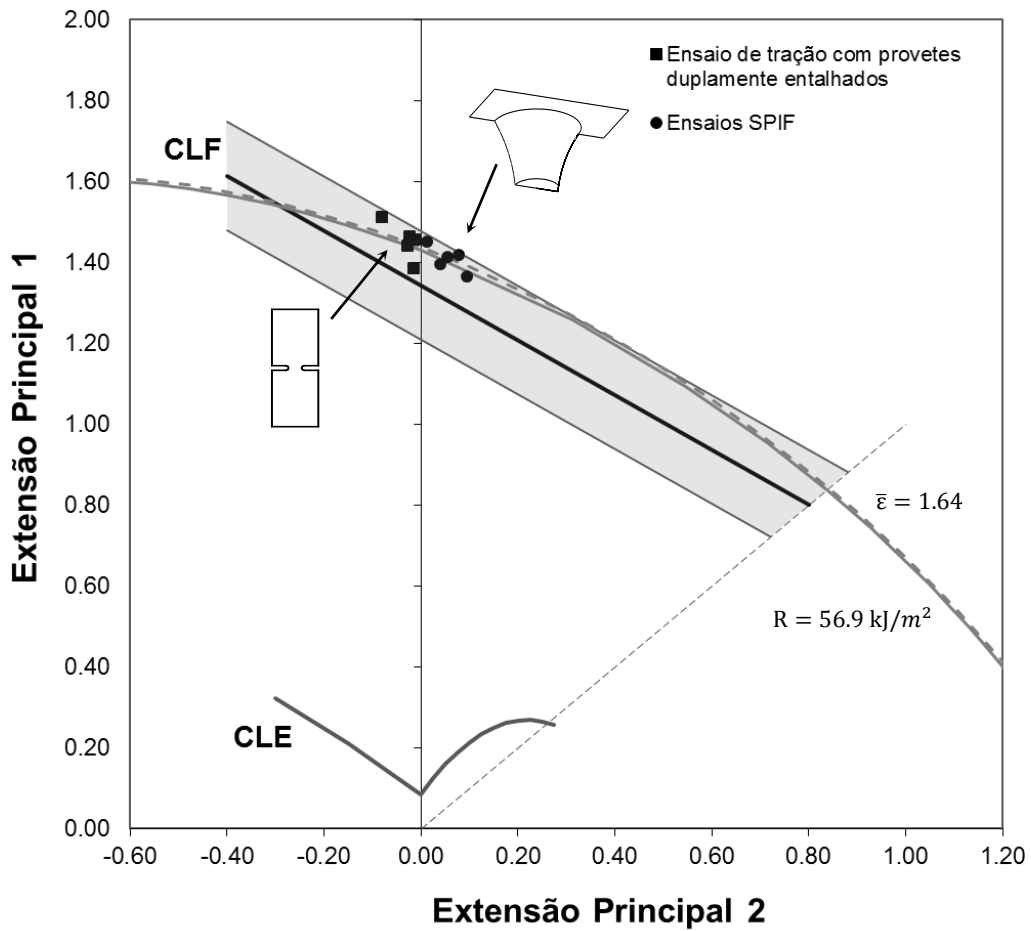


Figura 4.15 Diagrama com as extensões principais obtidas para o ensaio com provete de duplo entalhe e para o ensaio SPIF. A curva tracejada e a curva sólida corresponde à isolinha de extensão efetiva e à isolinha de tenacidade à fratura, respectivamente.

Este resultado prova que a fratura no ensaio SPIF para geometrias cónicas e piramidais truncadas ocorre devido a esforços de tração, ou seja modo I da mecânica da fratura, e que estes ensaios são adequados para caracterizar a Curva Limite de Fratura.

## 5. Conclusões e Trabalho Futuro

Neste capítulo serão identificadas as principais conclusões do presente trabalho, assim como serão apontadas algumas perspectivas de trabalho futuro.

Através das propriedades mecânicas obtidas foi possível concluir que o aço DC04 é o material que apresenta melhores propriedades de enformabilidade, tanto para a espessura maior como para a espessura menor.

Da determinação da tenacidade à fratura verificou-se que quanto maior a espessura da chapa, maior é a força necessária a aplicar até atingir, logo maiores são os valores de tenacidade à fratura.

Com a determinação dos limites de enformabilidade foi possível concluir que o aço DC04 apresenta maiores distâncias de  $\Delta\varepsilon_1$  sob condições de carregamento de deformação plana, seguindo-se o aço DP500 e por último o alumínio AA5182. O que permite concluir que o aço DC04 é um material muito dúctil, que permite um elevado nível de extensão na direção da espessura, entre o início da estricção e da fratura, por outro lado, o aço DP500 exibe um comportamento menos dúctil mas ainda assim superior ao alumínio AA5182.

Em relação ao estudo da deformação plástica em ensaios de estampagem incremental pode verificar-se que é de grande importância a medição da espessura antes e após a fratura ao longo da fissura de forma a obter a deformação segundo a espessura e garantir a compatibilidade com a CLF, independentemente do rácio  $r_{peça}/r_{ferramenta}$ . Este procedimento evita a dispersão dos resultados no plano das extensões principais e os desvios dos limites de enformabilidade (CLE e CLF), em testes realizados para diferentes valores de  $r_{peça}/r_{ferramenta}$  e  $r_{ferramenta}$ .

Pode-se também concluir que a fratura em estampagem incremental ocorre por modo I devido a tensões meridionais que são aplicadas ao longo da região deformada plasticamente e são resultado do contacto entre a ferramenta e a chapa a ser deformada.

A determinação da tenacidade à fratura diretamente a partir de geometrias cónicas truncadas produzidas por estampagem incremental permitiu concluir que os valores são semelhantes aos obtidos utilizando provetes de duplo entalhe.

Futuramente, ao nível da caracterização dos limites de enformabilidade poderá determinar-se o limite de enformabilidade ao corte (CLFC), através de ensaios de torção no plano e de corte no plano para os vários materiais em estudo, DC04 (0.6 e 1 mm de espessura), AA5182, DP500, de forma a poder analisar a fratura associada a tensões de corte no plano da chapa (modo II da mecânica da fratura).

Em relação à determinação da tenacidade à fratura, futuramente poderá calcular-se para o modo II da mecânica da fratura, a partir de ensaios de torção no plano e de corte no plano, com procedimento semelhante ao utilizado para o cálculo para o modo I (estudado na presente dissertação).

## 6. Referências

- Allwood, J. M., Shouler, D. R. (2009)**, Generalised forming limit diagrams showing increased forming limits with non-planar stress states, *International Journal of Plasticity*, 25, pp.1207–1230.
- Atkins, A. G., Mai, Y. W. (1985)**, *Elastic and plastic fracture: metals, polymers, ceramics, composites, biological materials*, EllisHorwood, Chischester, UK.
- Atkins, A. G., Mai, Y. W. (1987)**, Fracture strains in sheet metal forming and specific essential work of fracture, *Engineering Fracture Mechanics*, 27, pp. 291-7.
- Atkins, A. G. (1996)**, Fracture in forming, *Journal of Materials Processing Technology*.
- Baptista, R. M. S. O. (1993)**, *Estampagem - Análise, Experimentação e Modelação*, Tese de Doutorado.
- Bárány T., Czigány T., Karger-Kocsis J. (2003)**, Essential work of fracture concept in polymers, *Polytechnica Series Mechanical Engineering*, 47, pp. 91-102.
- Broberg, K. B. (1975)**, On stable crack growth, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 23:215.
- Centeno, G., Silva, M. B.; Cristino, V. A. M., Vallellano, C., Martins, P.A.F. (2012)**, Hole-flanging by incremental sheet forming, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*.
- Centeno, G., Bagudanch, I., Martínez-Donaire, A. J., García-Romeu, M. L., Vallellano, C. (2014)**, Critical analysis of necking and fracture limit strains and forming forces in single-point incremental forming, *Materials and Design*, 63: pp. 20–29.
- CIMM. (2014)**, Impressão da Rede de Círculos, *CIMM*. [Online] [Citação: 22 de Julho de 2014.] [http://www.cimm.com.br/portal/material\\_didatico/6604-impresao-da-rede-de-circulos#.U\\_t3e8VdVe8](http://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6604-impresao-da-rede-de-circulos#.U_t3e8VdVe8).
- Costa, E. M. (2014)**, DEM, [Online] [Citação: 19 de Agosto de 2014.] [www.feng.pucrs.br/~eleani/Protegidos/classificacaoacos.ppt](http://www.feng.pucrs.br/~eleani/Protegidos/classificacaoacos.ppt).
- Cristino, V. A., Martins, P. A. F. (2013)**, *Tecnologia Mecânica Vol 4 - Tecnologias da Deformação Plástica e Corte*, Escolar Editora, Lisboa, Portugal.
- Cristino, V. A., Montanari, L., Silva, M. B., Atkins A. G., Martins, P. A. F. (2014)**, Fracture in hole-flanging produced by single point incremental forming, *International Journal of Mechanical Sciences*.
- Embury, J. D., LeRoy, G. H. (1977)**, *Failure Maps Applied To Metal Deformation Processes*, Waterloo, Canadá, Volume 1, ICF4.
- Goodwin, G. M. (1968)**, Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop, Stamping Group, Chrysler Corporation.
- Grid Pattern Analyzer (2013)**, Measurement Reference Card Version 3.0, USA.
- Grumbach, M., Sanz, G. (1972)**, *Revue de Métallurgie*, pp. 645.

- Hill, R. (1948)**, *A teory of yielding and plastic flow of anisotropic metals*, Proceedings of the Royal Society of London, 27, pp. 291-7.
- Honeycombe, R. W. K. (1981)**, *Aços - Microestrutura e Propriedades*, Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa.
- Isik, K., Silva, M. B., Tekkaya, A. E., Martins, P. A. F. (2014)**, Formability limits by fracture in sheet metal forming, *Journal of Materials Processing Technology*, 214, pp. 1557-65.
- Jeswiet, J., Micar, F., Hirt, G., Bramley, A., Duflou, J., Allwood, J. (2005)**, *Asymmetric single point incremental forming of sheet metal*, CIRP Annals - Manufacturing Technology, 54, pp. 623–650.
- Keeler, S. P. (1965)**, Determination of forming limits in automotive stampings, SAE, 650535.
- Kikuma, T., Nakazima, K. (1972)**, *Transaction of the Iron and Stell Institue of Japan*, pp. 827.
- Kobayashi, I., Ishigaki, H., Abe, T. (1972)**, *Communication au 7º congrès IDDRG*, Amsterdam.
- Krauss, G. (1990)**, *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, Copyright, USA.
- Madeira, T., Silva, C. M. A., Silva, M. B., Martins, P. A. F. (2014)**, Failure in Single Point Incremental Forming, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, aceite para publicação.
- Magma (2014)**, Ligas Al-Mg. *Infomet*. [Online] [Citação: 20 de Agosto de 2014.] <http://www.infomet.com.br/metais-e-ligas-conteudos>.
- Malhotra, R., Xue, L., Belytschko, T., Cao, J. (2012)**, Mechanics of fracture in single point incremental forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 212, pp. 1573-1590.
- Marques, M. J. M. B., Baptista, R. M. S. O., Antunes, S. D. (1992)**, *Implementation of a Computer Based Image System for Grid Measurement*, 17º Congresso Bienal do IDDRG, Shenyang, China, pp. 352-359.
- Marques, T. A. F. (2010)**, Estampagem Incremental de Polímeros, Tese de Mestrado, IST.
- Martins, P.A.F., Bay, N., Tekkaya, A. E., Atkins, A. G. (2014a)**, Characterization of fracture loci in metal forming, *International Journal of Mechanical Sciences*. 83, pp. 112-123.
- Martins, P. A. F., Montanari, L., Cristino V.A., Silva, M.B. (2014b)**, Formability and Simulative Tests in Modern Sheet Metal Forming Education. *Modern Mechanical Engineering – Materials Forming, Machining and Tribology: Springer*, pp.411-447.
- McClintock, F. A. (1968)**, A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes, *Journal of Applied Mechanics - Transactions ASME*, 35, pp. 363-371.
- Montanari, L., Cristino V. A., Silva, M. B., Atkins, A. G., Martins, P.A.F. (2014)**, Fracture in hole-flanging produced by single point incremental forming, *International Journal of Mechanical Sciences*. 83, pp. 146-154.

- Muscat-Fenech, C. M., Arndt, S., Atkins, A.G. (1996)**, The determination of fracture forming limit diagrams from fracture toughness, *4th Internacional Sheet Metal Conference*, University of Twente, The Netherlands, 1, pp. 249-260.
- Muschenborn, W., Sonne, H. M., Drewes, E. J., Martini, A. (1974)**, *Relatório VDEh da investigação CECA*, Tradução IRSID E 1183, pp. 6210-77.
- NP EN 10 002-1 (1990)** – Norma Portuguesa. Materiais metálicos: Ensaio de tração, Parte 1: Método do teste (à temperatura ambiente).
- Pardal P. (2013)**, Fabrico de flanges simétricas e assimétricas em materiais metálicos, Tese de Mestrado, IST.
- Parniere, P., Sanz, G. (1976)**, *Appréciation des Caractéristiques d'Emboutissabilité des Tôles Minces – Mise en forme des métaux et alliages*, CNRS, Paris, pp. 305 - 330.
- Polmear, I. J. (1995)**, *Light Alloys*, Edmondsbury Press Ltd, London.
- Rocha, A. B. (1985)**, *Mise en Forme des Tôles Minces*, Tese de Doutoramento, INPG de Grenoble, França.
- Rodrigues, J. M. C., Martins, P. A. F. (2010)**, *Tecnologia Mecânica*, Escolar Editora, Lisboa.
- Romano, G., Rault, D., Entringer, M. (1974)**, *Document DDR/WG 3/28 E/74*, 8º Congrès IDDRG, Gothenburg.
- Silva, M. B., Skjoedt, M., Atkins, A. G., Bay, N., Martins, P. A. F. (2008)**, *Single point incremental forming & formability/failure diagrams*, *Jornal of Strain Analysis for Engineering Design*, 43, pp. 15-36.
- Silva, M. B., Nielsen, P. S., Bay, N., Martins, P. A. F. (2011)**, Failure mechanisms in single-point incremental forming of metals, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 56, pp. 893-903.
- Smith W. F. (1998)**, *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*, McGraw-Hill.
- Soeiro, J.M., Silva, C.M., Silva, M.B., Martins, P.A.F. (2014)**, Revisiting the formability limits by fracture in sheet metal forming, *Journal of Materials Processing Technology*, aceite para publicação.
- Systems, Part Marking. (2014)**, General Use Electrolytes. *Part Marking Systems*. [Online], [Citação: 8 de Agosto de 2014.] <http://www.ums.co.uk/documents/2/msds>.
- Teodora, A. (2013)**, Determinação dos limites de enformabilidade de chapa metálica, Tese de Mestrado, IST.
- Universal Marking Systems, Lta. (2014)**, *Electrochemical Strain Grid Marking*, Moving Marking Technology Forward, England.
- Vigier, P., Lefort, S. (1975)**, *Compte-Rendu de fin de Contrat Pechiney*, DGRST, 73-7-1593.
- Vilaça, P. (2011)**, Cutting and Other Edge Preparation Processes, *Welding Processes and Equipment*, ISQ, Lisboa.

**World Auto Steel (2009)**, *Advanced High Strength Steel (AHSS)*.

**Yamakawa, R. S., Razzino, C. A., Correa, C. A., Hage, E. (2004)**, *Influence of notching and molding conditions on determination of EWF parameters in polyamide 6*, *Polymer testing* 23, pp. 195-202.

**Yoshida, K., Abe, K., Miyauchi, K., Nakagawa, T. (1968)**, *Instability and Fracture Behaviours in Sheet Metal Forming*, *La Metallurgia Italiana*, pp. 685-699.