



INSTITUTO SUPERIOR TÉCNICO
Universidade Técnica de Lisboa

Modelação Numérica e Experimental do Comportamento Mecânico do Chumbo Tecnicamente-Puro

Pedro David Lourenço Jorge

Dissertação para obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia Mecânica

Júri

Presidente:	Prof. Pedro Miguel dos Santos Vilaça da Silva
Orientador:	Prof. Pedro Alexandre Rodrigues Carvalho Rosa
Co-orientador:	Prof. Luís Manuel Mendonça Alves
Vogal:	Prof. Paulo António Firme Martins

Setembro de 2008

Agradecimentos

Gostaria de prestar os meus sinceros agradecimentos a todos os que, de uma forma directa ou indirecta, contribuíram para a realização desta dissertação de mestrado.

Em especial, gostaria de agradecer:

Ao meu orientador, o professor Pedro Alexandre Rodrigues Carvalho Rosa e ao meu co-orientador, o professor Luís Manuel Mendonça Alves por todo o apoio quer a nível técnico na resolução das dificuldades encontradas ao longo destes meses, como a nível pessoal no incentivo e moral dada para perseguir e concluir este trabalho.

Ao mestre Carlos Manuel Alves Silva pela incansável disponibilidade para me auxiliar nos mais diversos aspectos deste trabalho e pelo constante acompanhamento dos desenvolvimentos realizados.

A todos os colegas e amigos pelas sugestões apresentadas durante a realização desta tese de mestrado e pelo auxílio na resolução dos pequenos problemas do dia-a-dia.

À Secção de Tecnologia Mecânica do Instituto Superior Técnico pela facilidade na utilização dos recursos necessários à conclusão desta fase do meu curso.

Aos meus pais pelo seu apoio incondicional durante o decorrer de todo o curso.

Resumo

O fabrico de componentes através dos processos tecnológicos de deformação plástica pode ocorrer essencialmente por redistribuição ou por subtracção do material a processar, onde a diferença fundamental está em considerar a ocorrência de fissuras como parte integrante do processo ou como algo a evitar. Na modelação teórica destes processos é geralmente utilizada a teoria matemática da plasticidade no intuito de prever o campo de tensões e de deformações. Nestas análises teóricas, e apesar de ser possível prever a ocorrência e a propagação de fissuras, indispensáveis aos processos subtractivos, são poucos os exemplos na literatura onde a sua influência é considerada na modelação do processo. Deste modo, a modelação dos processos de subtracção (ou corte) de material apresenta poucas, ou nenhuma, diferenças relativamente à modelação de processos exclusivamente do domínio da deformação plástica.

Uma das principais causas que tem limitado a aplicação combinada da teoria da deformação plástica e da mecânica da fractura dúctil na modelação dos processos de corte, para além da escassez de dados experimentais, deve-se a algum desconhecimento e falta de integração entre estes dois domínios do comportamento mecânico dos materiais. Neste âmbito, a presente tese tem o objectivo principal de avaliar a influência da abertura de fissuras na modelação dos processos de fabrico, dos quais se destacam pela sua importância industrial os processos de corte por arrombamento e os de corte por arranque de aparas. Estes processos de fabrico, em particular os de arranque de aparas, apresentam a propagação da fissura em condições de elevadas velocidades de deformação. Deste modo, importa não só quantificar o valor da tenacidade à fractura (energia consumida na abertura das novas superfícies), como analisar a influência da velocidade de deformação imposta pelo processo de fabrico.

O trabalho experimental desta tese foi conduzido em provetes de chumbo tecnicamente-puro e, consistiu na caracterização mecânica do material através de ensaios de compressão e, na caracterização da tenacidade à fractura através de ensaios de fractura em provetes duplamente entalhados. Estes ensaios foram realizados em condições 'quasi-estáticas' numa prensa hidráulica e em condições de média/alta velocidade num martelo de queda existente nos laboratórios do Instituto Superior Técnico. O trabalho teórico consistiu na introdução da lei de escoamento viscoplástica do material no programa de elementos finitos I-FORM2 e na modelação do trabalho experimental para posterior verificação da correlação de resultados.

Nesta tese foi possível identificar a importância da modelação do mecanismo de abertura de fissuras na modelação dos processos de fabrico. Apesar da excelente correlação entre os resultados experimentais e teóricos dos ensaios de compressão, observa-se um afastamento significativo a quando da modelação dos ensaios de fractura. Esta diferença é consequência da não inclusão do fenómeno da tenacidade à fractura na modelação teórica destes ensaios. Verificou-se também a evolução deste parâmetro em função da velocidade de deformação.

Abstract

The manufacturing of components throughout technological processes of plastic deformation occurs essentially by redistribution or removal of material, the major difference between them is in considering the occurrence of cracks as part of the process or something to avoid. In the theoretical modeling of these processes the mathematical theory of plasticity is commonly used in order to predict the stress and deformation fields. In these analyses, although it is possible to predict the beginning and the propagation of cracks (necessary to the removal processes), these phenomena are generally considered irrelevant and it is hard to find references to them in the relevant literature. As a consequence the modeling of the cutting processes presents almost no difference when compared with the one used in processes that are exclusively on the plastic deformation domain.

One of the main causes of the limited application of a theory combined of plastic deformation and ductile fracture criterion in the modeling of the cutting processes is due to the lack of experimental data and constrained knowledge on the interaction between these two areas. Under these conditions, the present thesis has a primary objective of evaluate the influence of crack opening in the modeling of fabrication processes, from which, by their high industrial importance, namely, the processes of blanking and metal cutting. These operations, in particular the metal cutting processes, present the crack propagation phenomenon in high strain rates. So, it matters not only to quantify the value of the fracture toughness of the materials (energy consumed in the opening of new surfaces), as it's evolution due to the strain rate imposed by the process itself.

The experimental work was conducted in theoretically-pure lead, and consisted on the mechanical characterization of the material using compression tests on cylindrical specimens, and in the characterization of the fracture toughness using fracture tests in double-notched specimens. Both tests were performed first in 'quasi-static' conditions using a hydraulic press and later in medium/high velocities using a drop hammer. The theoretical part of this work consisted in the introduction of the visco-plastic flow curve of the material in the finite element software (I-FORM2) and in the modeling of the experimental work to conduct a later evaluation of the results.

In this thesis it was possible to identify the importance of the crack opening mechanism in the modeling of the fabrication processes. Although, it has an excellent correlation between the experimental and theoretical results in the compression tests, the same is not verified in the fracture tests. This difference can be explained by the absence of the fracture toughness quantification in the modeling of the process, which uses an exclusively plastic deformation modeling. It was also verified the evolution of fracture toughness with the strain rate.

Palavras-Chave

Tenacidade à fractura

Velocidade de deformação

Curva de escoamento

Método dos elementos finitos

Martelo de queda

Keywords

Fracture toughness

Effective strain-rate

Flow curve

Finite element method

Drop hammer

Índice

Resumo	II
Abstract	III
Palavras-Chave	IV
Keywords	IV
Índice	V
Lista de Figuras	VII
Lista de Tabelas	XI
Nomenclatura	XII
Abreviaturas	XIV
Organizações	XIV
1 Introdução	1
2 Comportamento Mecânico dos Materiais	5
2.1 Materiais e Comportamento	5
2.2 Tipos de Ensaios	7
2.3 Influência da Velocidade de Deformação	9
2.4 Grandes Deformações	10
2.5 Modelação	17
3 Fundamentos Teóricos	26
3.1 Deformação Plástica	26
3.1.1 Tensão, Extensão e Velocidade de Deformação	26
3.1.2 Critérios de Plasticidade	28
3.1.3 Equações Constitutivas	31
3.2 Mecânica da Fractura Dúctil	33
3.2.1 Tipos de fractura	33
3.2.2 Mecânica da Fractura Linear Elástica (MFLE)	34
3.2.3 Extensão da Mecânica da Fractura Linear Elástica à Plasticidade	37
4 Desenvolvimento Experimental	39
4.1 Preparação da Matéria-Prima	39
4.2 Aparato Experimental	42
4.2.1 Equipamentos	42
4.2.2 Monitorização	46
4.2.3 Melhoramentos	50
4.3 Plano de Ensaios	52
5 Resultados e Discussão	54
5.1 Caracterização do Comportamento Mecânico	54
5.1.1 Curva Força-Deslocamento	54
5.1.2 Curva Tensão-Extensão	55
5.1.3 Equação de Voce em Função da Velocidade do Ensaio e da Extensão	55

5.1.4 Equação de Voce em Função da Velocidade de Deformação e da Extensão	58
5.2 Caracterização da Tenacidade à Fractura.....	60
5.2.1 Curvas Força-Deslocamento.....	60
5.2.2 Evolução da Tenacidade à Fractura R	63
5.3 Validação do Modelo Numérico	67
6 Conclusões e Perspectivas de Trabalho Futuro	72
7 Referências Bibliográficas	74

Lista de Figuras

Figura 2.1 – Caracterização mecânica do chumbo em condições quasi-estáticas à temperatura ambiente. [10]	6
Figura 2.2 – Tipos de ensaios utilizados. A) Esquema simplificado de um provete e de um ensaio de compressão. [13] B) Ilustração do fenómeno de instabilidade num ensaio de compressão. [13] C) Esquema simplificado de um provete e de um ensaio de fractura. [14].....	8
Figura 2.3 - Evolução do comportamento do chumbo tecnicamente-puro em função da temperatura e da velocidade de deformação.....	9
Figura 2.4 – Provete entalhado utilizado por Bridgman nos ensaios torção e compressão axial combinada. [18]	10
Figura 2.5 – Efeito da trefilagem na curva tensão-extensão uniaxial (corrigida à estricção) através de ensaios realizados a baixa velocidade e à temperatura ambiente. [19].....	11
Figura 2.6 – Provete utilizado para reproduzir o corte em deformação plana combinado com carga axial controlada. [23].....	12
Figura 2.7 – Evolução da tensão de corte em função da distorção para diferentes valores de tensão normal ao plano de corte para um aço de baixo carbono. [14]	13
Figura 2.8 – A) Ensaio de corte realizado por Usui e colab. B) Fotomicrografia de provete para um deslocamento da ferramenta superior ao comprimento da secção de corte. [15]	14
Figura 2.9 – Evolução da tensão de corte em função da tensão normal ao plano de corte. A) Várias observações experimentais para o mesmo material em diferentes condições operativas. B) Valores médios da totalidade das observações experimentais. [27].....	15
Figura 2.10 – Evolução da tensão de corte em função do volume de material em deformação plástica no plano de corte. A) Várias observações experimentais para o mesmo material em diferentes condições operativas. B) Valores médios da totalidade das observações experimentais. [27].....	15
Figura 2.11- Evolução da tensão de corte em função da distorção medida no plano de corte. A) Várias observações experimentais para o mesmo material em diferentes condições operativas. B) Valores médios da totalidade das observações experimentais. [27].....	16
Figura 2.12 – Fases da abertura de fissuras em metais dúcteis: nucleação, crescimento e coalescimento de defeitos. [29]	17
Figura 2.13 – Representação do mecanismo de formação de apara, no qual a ferramenta se desloca da direita para a esquerda. A) Equilíbrio de forças transmitidas ao longo da interface apara/ferramenta e do plano de corte. B) Modelo de Ernst-Merchant, o qual descreve o comportamento da apara como um corpo rígido. [30]	18
Figura 2.14 – Ensaio de corte ortogonal conduzidos em aço SAE 9445. A) Tensão de corte em função da tensão normal no plano de corte. B) Observações experimentais e previsões teóricas para o ângulo do plano de corte ϕ em função da direcção da força resultante $(\beta - \alpha)$. [31].....	19

Figura 2.15 – Estimativa da evolução da tensão média, σ_m , obtida com base no método de elementos finitos através do software I-CUT2, para diferentes instantes do mecanismo de formação da apara ($\alpha = 10^\circ$ e $t_0 = 0.5mm$). [9].....	23
Figura 2.16 - A) Simulação de um ensaio de fractura no programa de elementos finitos DYNA2D. B) Comparação entre a tensão real, a extensão real e a variação de temperatura aquando da realização de um ensaio de impacto a uma velocidade de deformação de $7 \times 10^3 s^{-1}$. [38].....	25
Figura 3.1– Representação gráfica no espaço tridimensional de Haigh-Westergaard das superfícies limites de deformação elástica de Tresca e de von Mises de um material isotrópico.	30
Figura 3.2 – Três modos de fractura e as respectivas zonas plásticas típicas.	34
Figura 3.3 – Problema de fractura de Griffith. A) Pequena fenda elíptica numa placa infinita, carregada nos seus limites. B) Diagrama carga-deslocamento do problema de fractura de Griffith.	35
Figura 3.4 – Geometria dos provetes duplamente entalhados. A) Pormenor da espessura de ligação do provete. [38] B) Ilustração do provete no colocado no enquadramento do ensaio. [10].....	37
Figura 4.1 - Equipamentos utilizados na transformação da matéria-prima em material com forma semelhante á final. A) Pormenor do interior do forno de atmosfera controlada, contendo o recipiente com o material fundido. B) Moldes onde foi vazado o material e grampo de fixação dos moldes.	40
Figura 4.2 - Equipamentos utilizados na maquinagem dos provetes de ensaio. A) Fresadora CNC utilizada no fabrico dos provetes de fractura. B) Torno manual utilizado no desbaste dos brutos de maquinagem.	41
Figura 4.3 – Provetes cilíndricos utilizados nos ensaios de compressão. A) Aparência real. B) Representação geométrica.....	41
Figura 4.4 – Provetes cilíndricos duplamente entalhados utilizados nos ensaios de fractura. A) Aparência real. B) Representação geométrica.....	42
Figura 4.5 – Representação esquemática dos equipamentos e da instrumentação utilizada. A) Prensa hidráulica. B) Martelo de queda. [10].....	43
Figura 4.6 – Martelo de queda utilizado. A) Vista geral. [10] B) Pormenor do carro móvel com massas auxiliares. C) Pormenor do suporte das ferramentas.....	44
Figura 4.7 – Prensa hidráulica utilizada. A) Vista geral. B) Pormenor da mesa.	45
Figura 4.8 – Ferramentas utilizadas para realizar os ensaios. A) Ferramenta para o ensaio de compressão. B) Ferramenta para o ensaio de fractura. C) Pormenor da ferramenta colocada no martelo de queda.	45
Figura 4.9 – Aparelhos utilizados para aquisição de dados na prensa hidráulica. A) Transdutor piezoeléctrico. B) Amplificador de sinal. C) Conector de blocos. D) Placa de aquisição de dados. E) Transdutor linear indutivo.	46
Figura 4.10 – Aparelhos utilizados para aquisição de dados dos ensaios de compressão no martelo de queda. A) Célula de carga. B) LVDT. C) Amplificador de sinal. [10].....	47
Figura 4.11 – Aparelhos utilizados para aquisição de dados dos ensaios de fractura no martelo de queda. A) Célula de carga. B) Estrutura de suporte da nova célula de carga.	47

Figura 4.12 – Gráfico obtido aquando da calibração da célula de carga para os ensaios de compressão, representa os valores da força obtidos no piezoeléctrico em função da voltagem obtida na célula de carga.....	48
Figura 4.13 – Aparelhos utilizados para a calibração do LVDT e seu modo de funcionamento. A) Micrómetro digital. B) Estrutura constituinte do LVDT e seu modo de funcionamento. C) Sinal do LVDT em função de deslocamento do núcleo móvel. [10].....	49
Figura 4.14 – Gráfico obtido aquando da calibração do LVDT, representa os valores da amplitude pico a pico do LVDT em função do deslocamento do micrómetro digital	49
Figura 4.15 – Sistema para esticar as barras.....	50
Figura 4.16 – Programas realizados em Labview. A) Filtragem inicial dos dados no programa “filtragem total”. B) Ajuste de um dos vários polinómios pré-definidos á curva força-deslocamento....	52
Figura 5.1– Evolução das curvas Força-Deslocamento em função da velocidade dos ensaios de compressão.	54
Figura 5.2– Evolução das curvas tensão-extensão em função da velocidade e de ensaio e ajuste das mesmas em função da velocidade de deformação recorrendo à equação de Voce.	55
Figura 5.3 - Evolução das curvas tensão-extensão em função da velocidade de ensaio	57
Figura 5.4 - Evolução das curvas tensão-extensão em função da velocidade de deformação	60
Figura 5.5 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 0.001 m/s.	61
Figura 5.6 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 4 m/s.	61
Figura 5.7 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 6 m/s.	61
Figura 5.8 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 8 m/s.	62
Figura 5.9 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 10 m/s.	62
Figura 5.10 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 13 m/s.	62
Figura 5.11 – Evolução das forças máximas em função da espessura de ligação c para as diversas velocidades em que se efectuaram os ensaios.....	63
Figura 5.12 – Evolução da energia W em função da espessura de ligação para as diversas velocidades em que se efectuaram os ensaios.....	64
Figura 5.13 – Evolução da energia por unidade de área de secção resistente (R) em função do comprimento da ligação entre entalhes para as diversas velocidades de ensaio utilizadas.	65
Figura 5.14 – Evolução em termos médios da tenacidade á fractura em função da velocidade de ensaio para os diferentes valores de espessuras de ligação (c).	65
Figura 5.15 – Evolução da tenacidade á fractura R em função da espessura de ligação c e da velocidade de ensaio v	66

Figura 5.16 – Evolução da tenacidade á fractura R em função da velocidade de ensaio v para $c = 0$	67
Figura 5.17 - Comparação dos pontos experimentais e os resultados obtidos através do programa I-FORM2, para a curva de tensão em função extensão para diferentes velocidades de ensaio.....	68
Figura 5.18 - Gráfico da força (N) em função do deslocamento (mm) para varias espessuras de ligação (mm) do provete para uma velocidade de ensaio 'quasi-estática', valores extraídos da simulação numérica	68
Figura 5.19 - Gráfico da força (N) em função do deslocamento (mm) para varias espessuras de ligação (mm) do provete para uma velocidade de ensaio de 4 m/s, valores extraídos da simulação numérica.	69
Figura 5.20 - Gráfico da força (N) em função do deslocamento (mm) para varias espessuras de ligação (mm) do provete para uma velocidade de ensaio de 13 m/s, valores extraídos da simulação numérica.	69
Figura 5.21 - Gráfico das forças máximas em função da espessura de ligação dos provetes para as várias velocidades de ensaio utilizadas, valores extraídos da simulação numérica.....	70
Figura 5.22 - Gráfico de comparação entre os valores experimentais e teóricos das forças máximas em função da espessura de ligação dos provetes para as várias gamas de velocidades de ensaio utilizadas. A) 0.001 m/s. B) 1 m/s. C) 2 m/s. D) 4 m/s. E)10 m/s. F)13 m/s.....	71

Lista de Tabelas

Tabela 2.1 - Valores típicos da tensão de cedência, e da tenacidade à fractura dúctil dos materiais de engenharia mais representativos do mercado. [11]	6
Tabela 2.2 – Propriedades físicas e metalúrgicas do chumbo tecnicamente-puro. [12].....	7
Tabela 4.1 – Características principais do forno de atmosfera controlada utilizado para efectuar a fundição do chumbo tecnicamente-puro. [53]	40
Tabela 4.2 – Principais características do martelo de queda. [10].....	43
Tabela 4.3 – Principais características da prensa hidráulica. [53]	44
Tabela 4.4 – Condições a que os ensaios foram inicialmente realizados.....	52
Tabela 4.5 – Características dos provetes e dos ensaios a realizar, para a análise da tenacidade à fractura.....	53
Tabela 5.1 – Parâmetros da equação de Voce para ajuste do comportamento mecânico do chumbo sob condições de diferentes velocidades de ensaio ou diferentes velocidades de deformação inicial.	56
Tabela 5.2 - Valores dos coeficientes que caracterizam a evolução dos parâmetros A , B e C da equação de Voce em função da velocidade de compressão.....	57
Tabela 5.3 - Valores dos coeficientes que caracterizam a evolução dos parâmetros A , B e C da equação de Voce em função da velocidade de deformação e da extensão.....	59

Nomenclatura

Apresentam-se de seguida os principais símbolos utilizados nesta dissertação e o seu significado:

A – Área da fissura

a – Comprimento da fissura

b – Largura da zona de deformação plástica

\mathbf{B} – Matriz das velocidades de deformação

C – Representação matricial do símbolo de Kronecker

C – Constante de maquinagem

c – Espessura de ligação dos provetes de fractura

\mathbf{D} – Matriz que relaciona a tensão desviadora com a velocidade de deformação

E – Módulo de Young

$F(\sigma_{ij})$ – Função limite de elasticidade

F – Força de corte

F_w – Trabalho exercido pela força aplicada

G – Parâmetro energético

H – Altura dos provetes de fractura

H_0 – Altura inicial dos provetes de compressão

I_i – Invariante do tensor das tensões

J_i – Invariante do tensor desviador das tensões

k – Tensão limite de elasticidade em corte puro

K – Constante associada aos critérios de plasticidade

k_s – Pressão específica de corte

n – Índice de trabalho de dureza

\mathbf{N} – Matriz das funções interpoladoras

Q – Factor de correcção de atrito

R – Tenacidade á fractura

S – Constante do material

U – Energia elástica

v – Velocidade de ensaio

W – Energia requerida para o avanço da fissura

Símbolos gregos

δ_{ij} – Delta de Kronecker

ε – Extensão verdadeira

ε_{ij} – Tensor das extensões

$\bar{\varepsilon}$ – Extensão efectiva

$\bar{\varepsilon}_f$ – Extensão efectiva na fractura

$\dot{\varepsilon}_{ij}$ – Tensor das velocidades de deformação

$\dot{\varepsilon}$ – Velocidade de deformação

$\dot{\bar{\varepsilon}}$ – Velocidade de deformação efectiva

$d\lambda$ – Constante de proporcionalidade das equações de Lévy Mises

μ – Coeficiente de atrito

ν – Coeficiente de Poisson

σ – Tensão verdadeira ou de Cauchy

σ_e – Tensão limite de elasticidade no ensaio de tracção uniaxial

σ_i – Tensão principal

σ_j – Tensor das tensões

σ'_{ij} – Tensor desviador das tensões

$\bar{\sigma}$ – Tensão efectiva

σ_m – Tensão média ou hidrostática

τ – Tensão de corte

τ_y – Tensão de cedência rígido-plástica

γ – Distorção

Δv – Termo de correcção da velocidade

Abreviaturas

CAD	<i>Computer Aided Design</i>
CAM	<i>Computer Aided Manufacturing</i>
CNC	<i>Computer Numerical Control</i>
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
DAQ	<i>Data Acquisition</i>
CFC	Cúbica de Faces Centradas
MFLE	Mecânica da Fractura Linear Elástica
FEM	<i>Finite Element Method</i>
LVDT	<i>Linear Variable Differential Transformer</i>
MFEP	Mecânica da Fractura Elasto-Plástica
MFNLE	Mecânica da Fractura não Linear Elástica
PFO	<i>Plasticity and Friction Only analysis</i>

Organizações

UTL	Universidade Técnica de Lisboa (Technical University of Lisbon)
IST	Instituto Superior Técnico
STM	Secção de Tecnologia Mecânica
DEM	Departamento de Engenharia Mecânica
ASME	American Society of Mechanical Engineers
DIN	Deutsches Institut für Normung
ISO	International Organization of Standardization
NI	National Instruments

1 Introdução

O fabrico de componentes pode ocorrer por remoção, adição ou redistribuição de material. A principal diferença do primeiro grupo de processos tecnológicos para os restantes está associada à necessidade em promover a propagação de fissuras. Estas fissuras são responsáveis pela definição da geometria das novas superfícies, cujo controlo define a qualidade superficial e geométrica do componente obtido.

Na modelação teórica destes processos de fabrico é utilizada a teoria matemática da plasticidade, geralmente através de aplicações do método dos elementos finitos, no intuito de prever o campo de tensões e de deformações. Nestas análises teóricas, e apesar de ser possível prever a ocorrência e a propagação de fissuras, indispensáveis aos processos substractivos, são poucos os exemplos na literatura onde a sua influência é considerada na modelação dos processos de fabrico ao nível das principais variáveis de campo. Deste modo, a modelação dos processos de subtracção (ou corte) de material apresenta poucas, ou nenhuma, diferenças relativamente à modelação de processos exclusivamente do domínio da deformação plástica.

Uma das principais causas que tem limitado a aplicação combinada da teoria da deformação plástica e da mecânica da fractura dúctil (abertura de fissuras) na modelação dos processos de corte, para além da escassez de dados experimentais, deve-se a algum desconhecimento e falta de integração entre estes dois domínios.

De entre os processos de fabrico onde este aspecto é relevante, destaca-se o processo de corte arranque de apara, não só pelo seu interesse industrial, mas pela influência significativa que a abertura de fissuras tem na sua modelação. Esta é possivelmente a razão pela qual existem inúmeros registos de trabalhos que identificam dificuldades e incoerências na aplicação dos modelos teóricos construídos unicamente com base na teoria da plasticidade. Citam-se como exemplo os trabalhos Watkins e Wilkinson [1] (1957), Chisholm e McDougall [2] (1952), Pugh [3] (1958), Creveling, Jordan e Thomsen [4] (1957), Tekkaya [5] (2004) e Astakov [6] (2005).

Recentemente têm vindo a surgir novas abordagens aos fundamentos teóricos dos processos de corte que assentam na teoria da plasticidade e na mecânica da fractura. Uma das propostas mais consistentes foi apresentada por Atkins [7] (2006). Este autor considera que na modelação dos processos de corte por arranque de apara a energia consumida na abertura das novas superfícies (designada por tenacidade à fractura, R) é significativa, podendo alcançar valores da ordem de grandeza dos kJ/m^2 , ou seja, valores muito superiores aos J/m^2 típicos dos fenómenos de tensão superficial e que estão na base da interpretação clássica do corte por arranque de apara, Shaw [8] (1984).

O conceito apresentado por Atkins foi implementado e melhorado por Rosa e colaboradores [9] (2007) através da contabilização da energia de abertura de novas superfícies junto da aresta de corte nos modelos computacionais de elementos finitos, apresentando estimativas teóricas que reproduzem com exactidão as observações e medições experimentais. O trabalho foi realizado em condições 'quasi-estáticas' de forma a eliminar os efeitos decorrentes da temperatura e da velocidade de deformação e, desta forma, permitir focar a investigação no fenómeno de abertura de novas superfícies junto da aresta de corte da ferramenta. A simulação numérica foi realizada com base num programa de elementos finitos especificamente desenvolvido para o efeito e os dados de entrada relativos ao comportamento mecânico do material e ao atrito, foram obtidos com base em procedimentos de caracterização experimental independentes dos ensaios de corte por arranque de apara.

Apesar dos bons resultados alcançados por este último autor, estes foram obtidos em condições 'quasi-estáticas', diferentes daquelas que são utilizadas na prática industrial. Por esta razão, tem vindo a ser desenvolvida uma linha de investigação no Instituto Superior Técnico para permitir a modelação experimental e teórica do processo de corte por arranque de apara numa gama alargada de condições operativas.

Nesta linha, Silva [10] (2008) desenvolveu recentemente novas condições experimentais adequadas para a caracterização independente do comportamento mecânico (curva de escoamento e tenacidade à fractura) de até condições de deformação próximas das industriais. No entanto, limitações experimentais impediram a correcta caracterização do comportamento mecânico do material utilizado nessa investigação.

Neste âmbito, a presente tese tem como principal objectivo avaliar a influência da abertura de fissuras na modelação dos processos de corte. A linha de investigação é idêntica à seguida por Silva [10] (2008), mas onde se procura introduzir novos meios experimentais para assegurar a qualidade dos resultados experimentais alcançados. Procura-se ainda alargar a gama de condições operativas de forma a incluir a generalidade das condições praticadas na indústria.

De facto, a correcta contabilização da energia consumida na abertura de novas superfícies directamente nos modelos teóricos de corte por arranque de apara, à semelhança do que é efectuado com a lei do material e com o modelo de atrito, permitirá resolver o problema da diferença entre os resultados teóricos e experimentais relativamente aos processos de remoção de material.

O trabalho experimental desta tese foi conduzido em provetes de chumbo tecnicamente-puro, consistindo na caracterização mecânica do material através de ensaios de compressão e, na caracterização da tenacidade à fractura através de ensaios de corte em provetes duplamente entalhados. Estes ensaios foram realizados em condições 'quasi-estáticas' numa prensa hidráulica e em condições de média/alta velocidade num martelo de queda existente nos laboratórios do Instituto

Superior Técnico. O trabalho teórico consistiu na introdução da lei de escoamento visco-plástica do material no programa de elementos finitos I-FORM2 e na modelação do trabalho experimental para posterior verificação da correlação de resultados.

Nesta tese foi possível identificar a importância da modelação do mecanismo de abertura de fissuras na modelação dos processos de fabrico. Apesar da excelente correlação entre os resultados experimentais e teóricos dos ensaios de compressão, observa-se um afastamento significativo destes a quando da modelação dos ensaios de fractura. Esta diferença é consequência da ausência da tenacidade à fractura na modelação numérica do processo, onde a influência da velocidade de deformação foi igualmente observada.

Esta tese está subdividida em 6 capítulos, servindo o presente capítulo de introdução ao trabalho desenvolvido no âmbito desta investigação.

O capítulo 2 inicia-se com algumas referências aos conceitos utilizados ao longo do documento, nomeadamente em relação ao comportamento mecânico dos materiais, ao tipo de ensaios utilizados para realizar a caracterização do comportamentos desses materiais e a importância da caracterização de materiais a altas velocidades de deformação. Apresenta as bases para a compreensão do comportamento mecânico de materiais sujeitos a elevada velocidade de deformação e por fim a modelação analítica e computacional dos processos de deformação plástica (aplicado ao corte por arranque de apara).

O capítulo 3 aborda os fundamentos teóricos da deformação plástica e da mecânica da fractura dúctil. Na primeira parte do capítulo referem-se os conceitos de tensão, extensão e velocidade de deformação, os vários critérios de plasticidade e as equações constitutivas que servem de base à modelação numérica do processo de fabrico. Na segunda parte do capítulo são mencionados os tipos de fractura existentes, a teoria da mecânica da fractura linear elástica e a sua extensão à plasticidade.

No capítulo 4 é descrito todo o desenvolvimento experimental que foi efectuado, começando por se referir aspectos relacionados com a matéria-prima utilizada, seguidamente enumera-se os vários equipamentos utilizados ao longo de todo este processo bem como o modo de monitorização das experiências. Apresenta-se ainda as melhorias introduzidas nas montagens experimentais existentes no Laboratório de Tecnologia Mecânica. Por fim refere-se o plano de ensaios previsto para cada uma das experiências conduzidas.

O capítulo 5 dedica-se à apresentação e explicação dos resultados obtidos, divide-se em dois grandes temas, sendo que na parte da caracterização mecânica dos materiais mostra-se a curva força-deslocamento e a curva tensão-extensão, bem como a equação de Voce em função da velocidade de ensaio e da extensão, e em função da velocidade de deformação e da extensão. Na parte da análise da tenacidade à fractura, apresentam-se as curvas força-deslocamento para as

várias velocidades de ensaio e por fim a evolução da tenacidade à fractura em função da espessura de ligação do provete e da velocidade de impacto.

Com o capítulo 6 termina-se esta dissertação de mestrado, no entanto, para além das conclusões sugere-se alguns possíveis desenvolvimentos futuros nesta área de investigação.

2 Comportamento Mecânico dos Materiais

A caracterização do comportamento mecânico dos materiais é fundamental para permitir obter uma modelação teórica adequada dos processos de fabrico. No entanto, é importante identificar de entre as características mecânicas do material as que influenciam de forma significativa a análise do processo de fabrico. Nos processos de deformação plástica (grandes deformações) a modelação teórica é muitas vezes simplificada por omissão das componentes de menor contribuição (p.ex. módulo de elasticidade, resiliência, etc) ou desadequadas ao tipo de análise (p.ex. temperatura de fluência). Por exemplo a utilização de modelos rígido-plásticos para caracterizar a curva de escoamento do material é comum sem prejuízo da qualidade da estimativa numérica, quando aplicado em processos onde a recuperação elástica é desprezável relativamente à deformação plástica. Deste modo, antes de iniciar a construção do modelo teórico, importa identificar quais as características do comportamento do material que contribuem de forma mais significativa para o mecanismo de deformação do processo tecnológico e quais as técnicas experimentais a utilizar na sua caracterização.

No âmbito dos processos de corte, pelas suas características de deformação plástica até à ocorrência de fractura junto da aresta de corte, importa observar o comportamento mecânico do material de dois pontos de vista; (i) a influência que a velocidade de deformação poderá ter nas principais características mecânicas dos materiais, pois os processos de corte por arranque de apara são conduzidos a elevada velocidade de corte; (ii) as alterações que poderão ocorrer no comportamento mecânico dos materiais para grandes extensões, pois em geral a caracterização mecânica de materiais raramente ultrapassa uma extensão efectiva de 0.8, enquanto o processo de corte por arranque de apara facilmente atinge 2.0.

2.1 Materiais e Comportamento

Existem vários materiais passíveis de sofrerem uma análise deste tipo, cada um deles apresentará comportamentos distintos aos ensaios a realizar. Essa diferença de comportamento poderá inclusivamente ser verificada dentro do mesmo material, bastando para isso que ele possua um histórico metalúrgico diferente.

Os materiais podem apresentar vários tipos de comportamentos mecânicos característicos, frágil, dúctil, etc., no entanto a maioria dos materiais de engenharia possui um comportamento dúctil.

A Figura 2.1 apresenta a caracterização mecânica do chumbo comercial em condições quasi-estáticas à temperatura ambiente, é possível notar a saturação da tensão de escoamento do material com o aumento da extensão, podendo deste modo ser utilizada a equação de Voce como ajuste para as curvas de caracterização deste material. Pode ainda notar-se que em comparação com

comportamento mecânico do latão, e de acordo com os valores referidos na Tabela 2.1, o chumbo apresenta tensões de trabalho muito menores que a maioria dos materiais de engenharia.

23-25. Tin and Lead

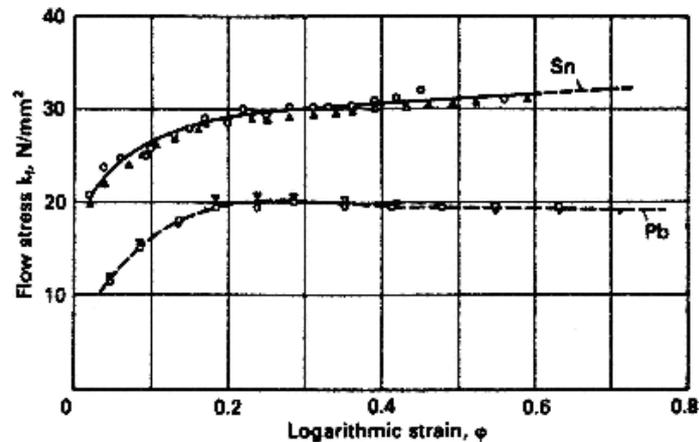


Figura 2.1 – Caracterização mecânica do chumbo em condições quasi-estáticas à temperatura ambiente. [10]

Na Tabela 2.1 apresenta-se os valores típicos da tensão de cedência, e da tenacidade à fractura dúctil dos materiais de engenharia mais representativos do mercado, bem como as relações entre estas duas grandezas.

Material	σ_y (MPa)	R (kJ/m ²)	R / σ_y (m)
Aço SAE 1112 temperado	445	18	4×10^{-5}
Aço SAE 1112 trabalhado a frio	571	16	3×10^{-5}
Aço NE 9945	583	14	2×10^{-5}
Aço SAE 1015	683	24	4×10^{-5}
Liga de alumínio 2024-T4	350	6	2×10^{-5}
Liga de alumínio 6061-T6	239	7	3×10^{-5}
Bronze 85/15 laminado a frio	345	11	3×10^{-5}
Chumbo tecnicamente-puro (99.9%)	7.815	13.3	2×10^{-3}

Tabela 2.1 - Valores típicos da tensão de cedência, e da tenacidade à fractura dúctil dos materiais de engenharia mais representativos do mercado. [11]

Observando a Tabela 2.1 podemos perceber que a tensão de cedência do chumbo é muito menor do que a dos outros materiais apresentados, mas a sua tenacidade à fractura é semelhante aos restantes, o que permite obter uma razão muito menor (mais equilibrada) entre estas duas propriedades do que nos outros materiais. Isto torna o chumbo um material bastante atractivo para

efectuar estudos, pois ao termos uma menor componente de deformação plástica, permite evidenciar muito mais a componente da fractura no cômputo geral das energias. Com base nas indicações anteriores a presente tese focar-se-á essencialmente no comportamento mecânico do chumbo tecnicamente-puro.

A Tabela 2.2 apresenta as principais características físicas e metalúrgicas do chumbo tecnicamente-puro.

Densidade (Kg.m⁻³)	11.34	Calor Especifico (J.Kg⁻¹.°K⁻¹)	129
Estrutura cristalina	CFC	Velocidade do Som a 293.15 °K (m.s⁻¹)	1260
Ponto de fusão (°K)	600.61	Entalpia de fusão (KJ.mol⁻¹)	4.799
Ponto de ebulição (°K)	2022	Entalpia de vaporização (KJ.mol⁻¹)	177.7
Dureza (Mohs)	1.5	Condutividade Térmica (W.m⁻¹°K⁻¹)	35.3

Tabela 2.2 – Propriedades físicas e metalúrgicas do chumbo tecnicamente-puro. [12]

2.2 Tipos de Ensaios

Existe uma vasta gama de opções no que toca a ensaios que permitem caracterizar materiais, no entanto, apenas vão ser referidos aqueles que permitem obter as características que necessitamos, são eles os ensaios de compressão e de fractura.

Os ensaios de compressão (Figura 2.2-A) consistem basicamente em submeter o material a forças axiais que comprimem o material entre dois pratos, bem lubrificados, planos e de rugosidade reduzida. Este tipo de ensaios é largamente utilizado para a obtenção das curvas tensão-extensão dos materiais, pois permitem obter extensões muito mais elevadas que por exemplo os ensaios de tracção.

Neste tipo de ensaios são geralmente utilizados provetes de forma cilíndrica. Durante o ensaio o provete deformado reduz a sua altura e aumenta o seu diâmetro, mantendo assim um volume constante.

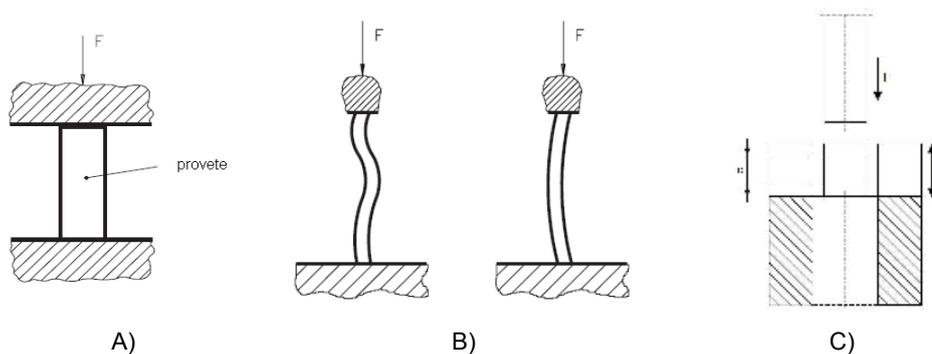


Figura 2.2 – Tipos de ensaios utilizados. A) Esquema simplificado de um provete e de um ensaio de compressão. [13] B) Ilustração do fenómeno de instabilidade num ensaio de compressão. [13] C) Esquema simplificado de um provete e de um ensaio de fractura. [14]

A grande desvantagem deste tipo de ensaios é a possibilidade de ocorrência de instabilidade dos provetes (Figura 2.2-B) caso estes possuam uma relação entre a sua altura e o seu diâmetro superior a 2, caso em que será difícil obter ensaios válidos.

Os ensaios de fractura (Figura 2.2-C) consistem em submeter o material a uma força que deverá romper o provete em locais pré-determinados, sendo importante tanto a força como a velocidade aplicada, pois como se sabe uma força associada a uma velocidade traduz-se numa energia.

Neste tipo de ensaios as fracturas produzidas podem ser frágeis ou dúcteis, as frágeis são caracterizadas por terem um aspecto cristalino e as dúcteis por apresentarem uma aparência fibrosa. [13]

Os provetes utilizados neste tipo de ensaios sofreram grandes evoluções ao longo dos tempo, recentemente, após estudos efectuados em softwares de simulação numérica, de modo a tentar otimizar a geometria dos provetes, foi sugerido por Klepaczko (1994) um modelo de duplo entalhe modificado em forma de disco ou viga. Este tipo de provetes suporta elevadas extensões pois o fenómeno de “necking” (instabilidade geométrica devida à redução da secção de ligação) não ocorre como no caso de um ensaio de tracção. [15]

Quando são utilizadas elevadas velocidades de deformação, deve ser usado um provete muito mais pequeno do que para os ensaios quasi-estáticos, por exemplo numa razão de $A_0/L_0 = 1/5$. Com essa geometria obtemos um campo de deformações mais uniforme na zona do corte e reduz-se a vibração do sistema. [16]

Para ensaiar provetes de compressão ou provetes de fractura são normalmente utilizadas prensas hidráulicas ou martelos de queda, dependendo da velocidade a que se pretende realizar os ensaios.

2.3 Influência da Velocidade de Deformação

A caracterização de materiais é um procedimento essencial para o correcto uso de softwares de simulação numérica na análise de processos de fabrico utilizados na indústria, esta caracterização é realizada em máquinas universais de ensaios mecânicos. No entanto, a generalidade das máquinas disponíveis funcionam com velocidades de actuação várias ordens de grandeza abaixo das velocidades reais, utilizadas nos processos de fabrico. Não é assim possível prever de uma forma fiável os fenómenos ocorridos a elevadas velocidades de deformação.

O chumbo tecnicamente-puro acarreta no entanto um grave problema, o seu comportamento mecânico a elevadas velocidades de deformação não está reportado bibliograficamente, aspecto que possui elevada relevância pois a generalização das leis de comportamento dos materiais obtidas em condições quasi-estáticas, para valores de velocidade de deformação consideravelmente mais elevados (de modo a reproduzir as condições operativas encontradas na realidade industria) arrasta consigo uma vasta panóplia de imprecisões, que fará por certo diminuir consideravelmente a precisão e a fiabilidade dos resultados.

Esta falta de dados sobre o comportamento mecânico deste e de outros materiais de engenharia para elevadas velocidades de deformação, pode ser explicado em parte pela dificuldade de realizar ensaios com essas características, que produzam dados fidedignos.

Na Figura 2.3 apresenta-se o único gráfico encontrado em toda a literatura consultada sobre o comportamento do chumbo tecnicamente-puro onde é possível acompanhar a evolução da tensão em função da extensão para várias temperaturas e para três velocidades de deformação diferentes, quasi-estática, baixa e média velocidade de deformação respectivamente.

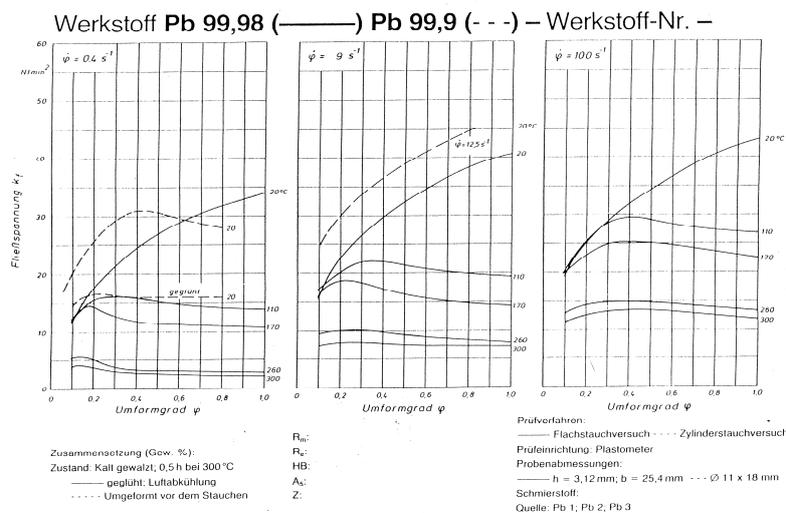


Figura 2.3 - Evolução do comportamento do chumbo tecnicamente-puro em função da temperatura e da velocidade de deformação.

Pode-se verificar na Figura 2.3, que a tensão sofre um ligeiro acréscimo com o aumento da velocidade de deformação, independentemente do valor da temperatura a que se encontra. Em relação á temperatura, é visível que a tensão diminui significativamente quando se dá uma elevação desta, consequência do aumento da ductilidade que ocorre neste material devido ao amaciamento térmico.

Um fenómeno que possui grande importância especialmente a altas velocidades de deformação é o atrito. Verifica-se normalmente alguma diferença entre os valores teóricos da tensão uniaxial e os valores obtidos experimentalmente, diferença essa que é inaceitável face á elevada precisão de resultados necessária, assim é fulcral reduzir o coeficiente de atrito nos ensaios a realizar.

Kolsky (1949) e Lindholm (1964), mostraram a eficácia do uso de lubrificantes nas interfaces entre o provete e as ferramentas de compressão. Após vários estudos sobre relações entre lubrificantes e superfícies de contacto, Gorham et al (1984) concluiu que o lubrificante mais adequado para este tipo de ensaios seria baseado em grafite. [17]

2.4 Grandes Deformações

A compreensão do comportamento mecânico de materiais sujeitos a grandes deformação plásticas é crucial para o estudo dos fenómenos que ocorrem nos processos de fabrico pois acarretam enormes dispêndios de energia, no entanto, apesar a importância referida são poucas as investigações realizadas neste domínio.

Bridgman [18] realizou ensaios experimentais onde combinava a torção de um provete tubular entalhado com esforços de compressão axial (Figura 2.4), a utilização de provetes entalhados permitiu concentrar a deformação plástica em zonas específicas do provete. Com estes ensaios Bridgman concluiu que a tensão de escoamento dos materiais metálicos é independente da tensão de compressão no plano de corte, um resultado consistente com outros ensaios envolvendo extensões plásticas reduzidas. No entanto, observou-se que a extensão para a qual se verificava a fractura era fortemente influenciada pela tensão de compressão N .

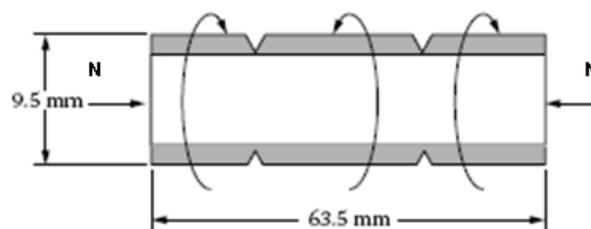


Figura 2.4 – Provette entalhado utilizado por Bridgman nos ensaios torção e compressão axial combinada. [18]

Langford e Cohen [19] avaliaram a evolução do encruamento (existência de saturação) submetendo diversos materiais metálicos a elevadas deformações plásticas até à fractura. Realizaram ensaios de

refilagem a baixa velocidade e à temperatura ambiente (reduções de 10% por passagem) após o qual os provetes eram sujeitos a ensaios de tracção. O resultado conjunto dos ensaios de trefilagem e tracção permitiram obter uma percepção global do encruamento ocorrido (Figura 2.5). Resultados similares foram obtidos por Piispanen [20] e por Blazynski e Cole [21].

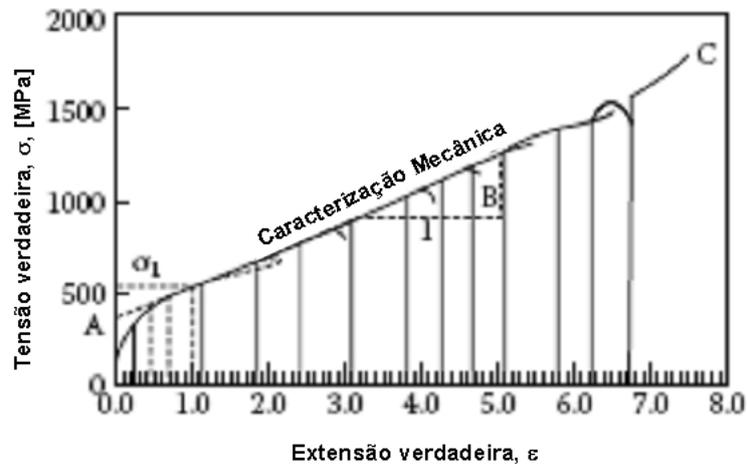


Figura 2.5 – Efeito da trefilagem na curva tensão-extensão uniaxial (corrigida à estricção) através de ensaios realizados a baixa velocidade e à temperatura ambiente. [19]

Até uma extensão de 1 (Figura 2.5) obteve-se um bom ajuste dos dados experimentais com a relação empírica geralmente utilizada, proposta por Ludwik e Holloman,

$$\sigma = k \cdot \varepsilon^n \quad (2.1)$$

Contudo a curva de encruamento para uma extensão além de 1, apresenta um comportamento linear descrito pela equação,

$$\sigma = A + B \cdot \varepsilon \quad (\varepsilon > 1) \quad (2.2)$$

Onde A e B são constantes, podendo ser demonstrado que,

$$A = (1 - n) \cdot k \quad (2.3)$$

$$B = n \cdot k \quad (2.4)$$

De forma a que as curvas das Equação (2.1) e (2.2) tenham a mesma derivada e ordenada em $\varepsilon = 1$.

Apesar da Equação (2.1) ser conhecida e bastante aplicada, existem relativamente poucos dados na literatura para extensões superiores a 1, assim a Equação (2.2) é relativamente desconhecida. A Equação (2.1) e a Equação (2.2) fazem questionar a extrapolação do comportamento mecânico dos materiais para a região das elevadas deformações, baseada unicamente nos tradicionais ensaios de caracterizações mecânica.

Langford e Cohen [19] por seu lado avaliaram experimentalmente o comportamento das deslocações durante a deformação através de micrografias obtidas em microscópio electrónico. Observaram o início do aparecimento de concentração de deslocações em forma de células para valores de extensão na ordem de 0.2, assumindo o formato de tiras, cujo comprimento médio diminui com a progressão da deformação. Verificou-se que a tensão de escoamento varia linearmente com o inverso do comprimento médio destas células.

Walker [22] realizou um estudo de emissão acústica produzida pela distorção localizada em materiais metálicos. Os estudos iniciais foram efectuados em provetes similares aos utilizados por Bridgman, mas dificuldades na interpretação dos resultados, devido à presença dos entalhes (Figura 2.5) obrigou á utilização de um nova geometria de provete, substituindo o corte simples devido à torção por tensão normal no plano de corte.

Para reproduzir melhor o processo de corte verificado na maquinagem foram utilizados níveis de tensão normal mais baixos do que os de Bridgman, permitindo concluir que a região de intensa actividade acústica ocorreu no ponto de cedência, seguido por uma região silenciosa até ser atingida uma extensão de 1.5, nesse ponto houve um aumento abrupto de actividade acústica que continuou com a extensão da fractura (significativamente maior que 1.5). Também se verificou que a tensão de corte atingiu um máximo na extensão correspondente ao início da segunda actividade acústica ($\gamma \approx 1.5$).

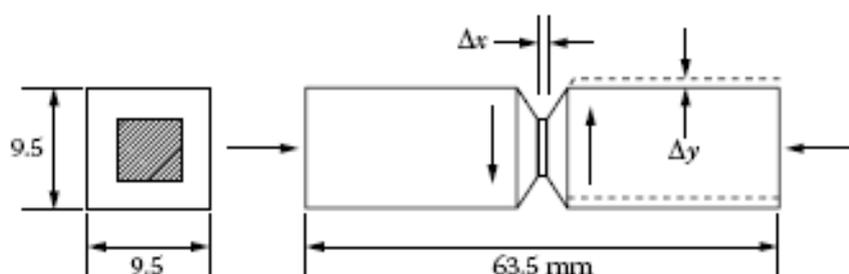


Figura 2.6 – Provette utilizado para reproduzir o corte em deformação plana combinado com carga axial controlada. [23]

Ajustando empiricamente a distância Δx (Figura 2.6) para um valor de 0.25mm, é possível confinar toda a distorção plástica numa zona reduzida, tornando assim possível a determinação directa da distorção ($\gamma \approx \Delta y / \Delta x$). Na Figura 2.7 apresenta-se os resultados para um aço de baixo carbono, outros materiais metálicos apresentam resultados semelhantes.

Para valores de extensão abaixo de 1.5 não são encontradas diferenças significativas entre as curvas para diferentes valores de tensão normal no plano de corte (σ), em boa concordância com o trabalho de Bridgman. No entanto, para uma extensão acima de 1.5 as curvas diferem substancialmente em função da tensão de compressão no plano de corte.

Para valores elevados de extensões, observou-se a diminuição de τ , em desacordo com Bridgman [18]. A comparação dos resultados da Figura 2.5 e da Figura 2.7 comprova essa diferença, no caso da Figura 2.5 o encruamento é sempre positivo, mesmo para uma extensão de 7. No caso da Figura 2.7 o encruamento torna-se negativo acima de uma distorção particular, aumentando com a tensão normal no plano de corte.

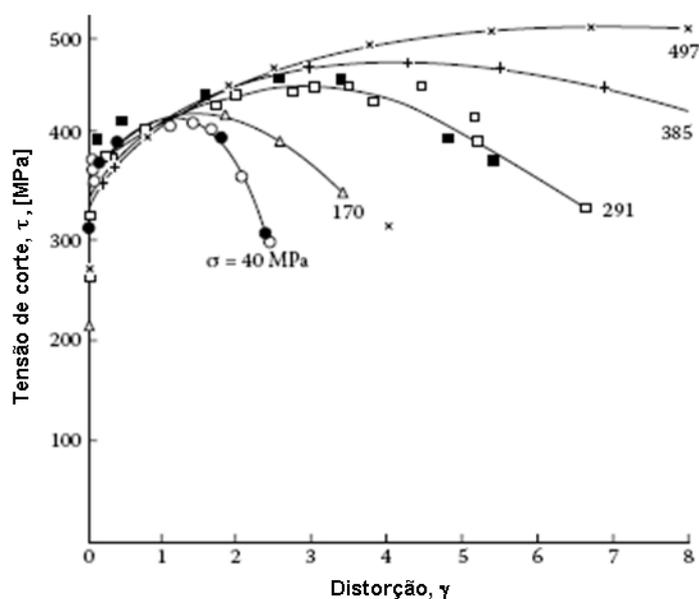


Figura 2.7 – Evolução da tensão de corte em função da distorção para diferentes valores de tensão normal ao plano de corte para um aço de baixo carbono. [14]

Na Figura 2.7 observa-se que para valores baixos da tensão normal ao plano de corte os valores de encruamento são negativos a partir de uma determinada distorção, por exemplo para uma tensão normal de 40 MPa o encruamento muda de sinal para uma distorção de cerca de 1.5. Por outro lado o encruamento permanece sempre positivo para distorções muito elevadas, especialmente quando a tensão normal ao plano de corte é aproximadamente igual à tensão máxima de corte, por exemplo para uma tensão normal 497 MPa o encruamento permanece positivo pelo menos até uma distorção de 8.

Um trabalho relevante para a compreensão do papel das micro-fissuras e das novas superfícies geradas durante o corte por arranque de apra pode ser encontrado em Usui et al [24]. Nesta investigação foi utilizado um bloco de cobre (Figura 2.8-A)), consistindo o ensaio em deslocar a ferramenta de corte de forma a realizar um corte no castelo (secção $d \times A$) do bloco. O resultado obtido, não foi o esperado, pois o castelo não se separou do material base após a ferramenta se ter deslocado uma pequena percentagem do seu comprimento, ao invés disso, bastante além do comprimento original do plano de corte, a ferramenta continuou firmemente ligada à base. Por outro lado, quando se coloca algumas gotas de CCl_4 na superfície A da (Figura 2.8-A), antes do ensaio, o castelo era separado (fractura no plano de corte) com apenas um pequeno deslocamento da

ferramenta. Na Figura 2.8-B mostra-se micrografias dos ensaios com e sem o lubrificante CCl_4 , onde se pode observar que este é mais eficiente a evitar a ressoldadura das micro-fissuras do que o ar.

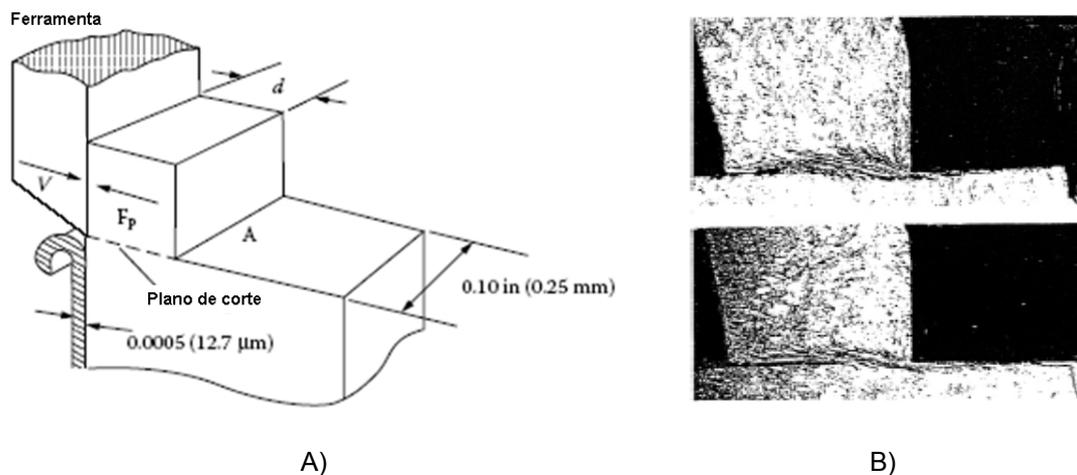


Figura 2.8 – A) Ensaio de corte realizado por Usui e colab. B) Fotomicrografia de provete para um deslocamento da ferramenta superior ao comprimento da secção de corte. [15]

Kececioglu [25] [26] [27] apresentou diversos trabalhos de investigação sobre a previsão da tensão de corte média (ou a dificuldade em a prever) no plano de formação da aparas em regime estacionário, concluindo que a tensão média de corte depende essencialmente de um conjunto de variáveis (tensão normal média, volume do plano de corte, velocidade de deformação média, temperatura e grau prévio de encruamento no material), assim como da sua inter-relação. Este resultado é importante, pois significa que em geral não é possível extrapolar os tradicionais ensaios de caracterização mecânica de materiais para condições de corte largamente diferentes.

Kececioglu sugeriu ainda que a energia específica devia estar relacionada com o volume da zona de corte em vez da espessura da secção de corte, t_0 , como acontece na generalidade dos modelos teóricos do corte por arranque de aparas. O volume desta zona de corte é definido por,

$$v = (t_0 / \sin \phi) \cdot w \cdot b \text{ [mm}^3\text{]} \quad (2.5)$$

Onde w representa a profundidade de corte e b a espessura da zona em deformação plástica (plano de corte). Esta sugestão é bastante útil, pois a relação inversa entre a pressão específica de corte k_s e t_0 (ou v) parece dever-se à maior probabilidade de encontrar um defeito redutor de tensão à medida que t_0 ou v aumenta.

De seguida apresentam-se alguns resultados de Kececioglu onde se observa a evolução experimental da tensão no plano de corte em função de duas das variáveis de maior influência, a tensão normal e volume da zona de corte, Figura 2.9 e Figura 2.10 respectivamente.

A Figura 2.9-A mostra a variação do valor médio da tensão de corte para um grupo de pontos experimentais na vizinhança do valor da tensão normal, observa-se que em média (Figura 2.9-B) a tensão de corte aumenta com o aumento da tensão normal, o que é consistente com a visão da diminuição no número de micro-fissuras (formadas no plano de corte devido as grandes deformações) em consequência do aumento da tensão normal, dando origem a um aumento da secção resistente efectiva (plano de corte).

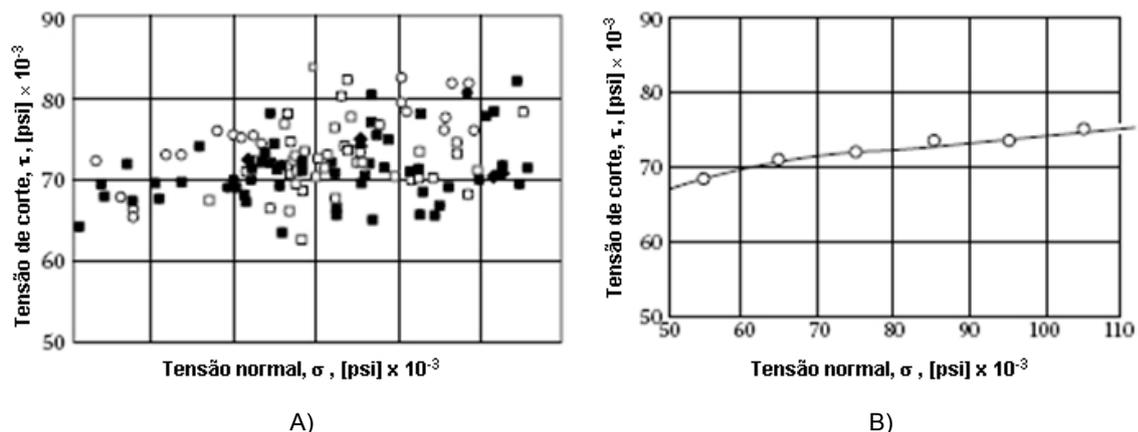


Figura 2.9 – Evolução da tensão de corte em função da tensão normal ao plano de corte. A) Várias observações experimentais para o mesmo material em diferentes condições operativas. B) Valores médios da totalidade das observações experimentais. [27]

A Figura 2.10-A mostra resultados semelhantes para a tensão média de corte no plano de corte em função do volume da zona de corte v , podemos ver em média (Figura 2.10-B) que o decréscimo do volume da zona de corte causa um aumento da tensão de corte no plano de corte, particularmente para volumes de corte abaixo de 0.164 mm^3 . O uso de v em vez de t_0 é mais geral embora seja uma forma mais complexa de expressar o 'size effect'.

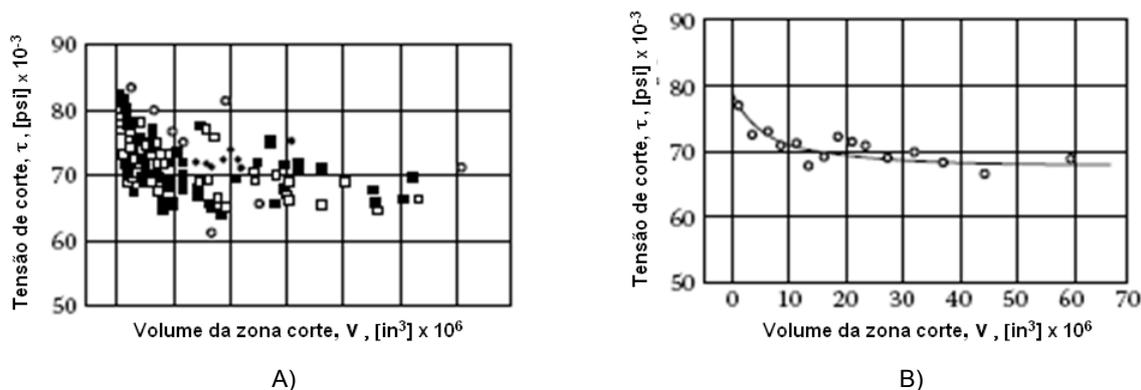


Figura 2.10 – Evolução da tensão de corte em função do volume de material em deformação plástica no plano de corte. A) Várias observações experimentais para o mesmo material em diferentes condições operativas. B) Valores médios da totalidade das observações experimentais. [27]

A Figura 2.11 mostra resultados da tensão média de corte no plano de corte em função da distorção para os ensaios da Figura 2.9. Note-se que o decréscimo da tensão de corte com o aumento de extensão não é consistente com os ensaios de materiais vulgares que envolvem encruamento. A razão para este paradoxo deve-se ao facto de existir não só distorção, mas também muitas outras variáveis envolvidas, e o efeito combinado destas é a diminuição da tensão de corte com a distorção.

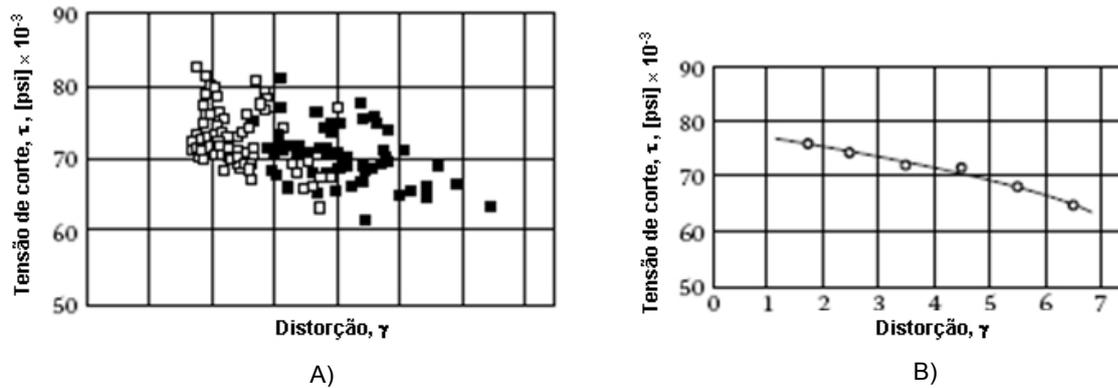


Figura 2.11- Evolução da tensão de corte em função da distorção medida no plano de corte. A) Várias observações experimentais para o mesmo material em diferentes condições operativas. B) Valores médios da totalidade das observações experimentais. [27]

Zhang e Bagchi [28] realizaram uma análise da mecânica do dano através de elementos finitos para procurar entender o problema da separação da avara. Estes autores sugeriram que na presença de tensões médias positivas, os pontos de concentração de tensões degeneram em pequenos poros na estrutura cristalina do metal. Estes poros aumentam o seu volume, mas não coalescem antes de atingirem a vizinhança da aresta de corte da ferramenta, assume-se que a separação da avara junto à aresta de corte da ferramenta ocorre quando a junção dos defeitos origina uma fissura. Por outras palavras, a formação de avara em materiais dúcteis ocorre em três fases, nucleação, crescimento e coalescência de poros iniciados em pontos de concentração de tensões (Figura 2.12).

Zhang e Bagchi afirmam ainda que na presença de uma tensão normal no plano de corte relativamente elevada e na ausência de uma película lubrificante, estas micro-fissuras irão ressoldar-se depois de se deslocarem uma distância relativamente curta. Também, devido às grandes extensões associadas ao plano de corte, será esperada uma densidade muito mais alta de micro-fissuras em vez de micro-porosidades, presentes no material não deformado.

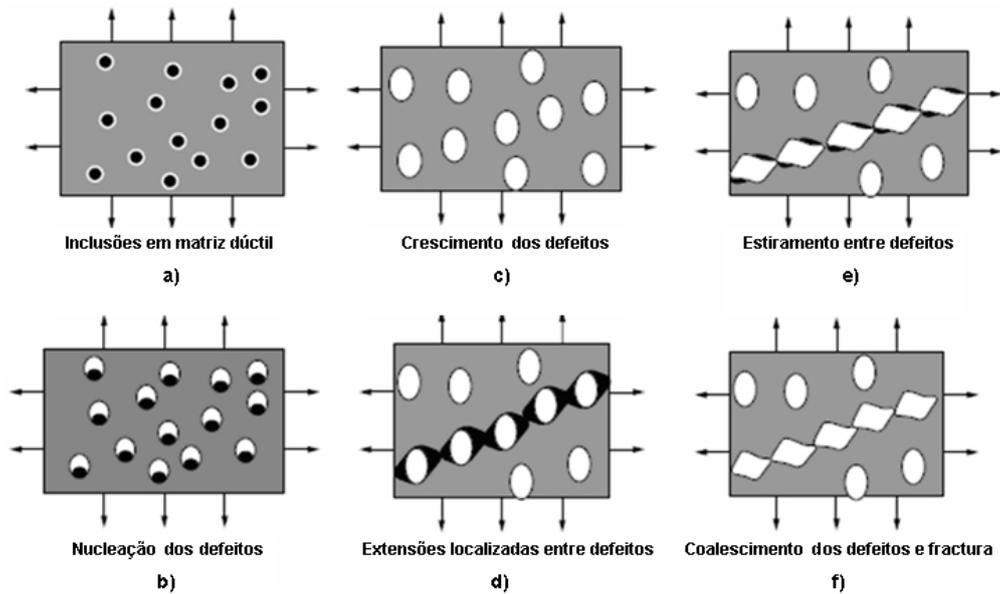


Figura 2.12 – Fases da abertura de fissuras em metais dúcteis: nucleação, crescimento e coalescimento de defeitos. [29]

2.5 Modelação

Neste subcapítulo irá ser referida a modelação teórica dos processos de fabrico que envolvem a deformação plástica de materiais, no entanto como foi referido anteriormente, apenas estamos interessados em modelar processos de fabrico que envolvam separação do material a grandes velocidades de deformação. Um dos processos de fabrico em que estas características são mais evidentes é o corte por arranque de apara, assim seguidamente apresenta-se a modelação teórica do processo de corte por arranque de apara.

Desde o final do século XIX que têm sido realizadas diversas tentativas para encontrar uma solução completa para o mecanismo de formação de apara. Destaca-se pelo seu pioneirismo a primeira análise quantitativa do ângulo do plano de corte (ϕ) para o corte ortogonal obtida por Ernst e Merchant [30],

$$2\phi + \beta - \alpha = \frac{\pi}{2} \quad (2.6)$$

Onde β é o ângulo de atrito e α é o ângulo de ataque da ferramenta de corte. A Equação (2.6) não está de acordo com os resultados experimentais.

Neste caso, a análise foi feita assumindo que o comportamento da apara era idêntico a um corpo rígido em equilíbrio sob acção de forças transmitidas através da interface apara/ferramenta e no

plano de corte (Figura 2.13-A), este modelo é baseado numa representação relativamente simples do sistema de tensões existente no processo de corte ortogonal real.

Esta teoria supõe que a apanha se encontra em equilíbrio devido à força de atrito F_f e à força normal F_n na interface apanha/ferramenta, a qual possui uma resultante F_R , estabelecida a partir da força normal F_σ , e da força F_τ , no plano de corte. A decomposição vectorial da força resultante, de acordo com o sentido de corte, resulta na força de corte F_c e na força de penetração F_p . A Figura 2.13-B mostra as forças que actuam na apanha, deslocadas por conveniência para a extremidade de corte da ferramenta.

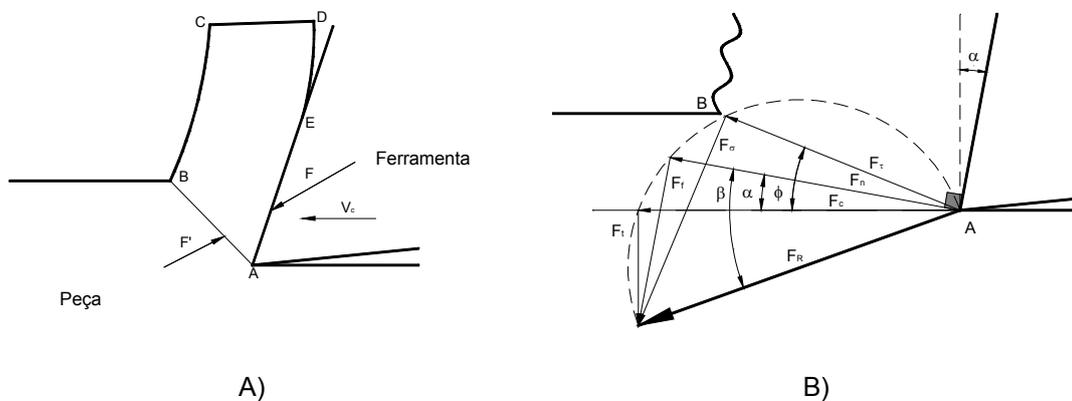


Figura 2.13 – Representação do mecanismo de formação de apanha, no qual a ferramenta se desloca da direita para a esquerda. A) Equilíbrio de forças transmitidas ao longo da interface apanha/ferramenta e do plano de corte. B) Modelo de Ernst-Merchant, o qual descreve o comportamento da apanha como um corpo rígido. [30]

Uma expressão idêntica à Equação (2.6) foi obtida assumindo que a tensão de corte τ deve ser influenciada directamente pela tensão normal ao plano de corte σ , como se segue,

$$\tau = \tau_0 + S\sigma \quad (2.7)$$

Onde S é uma constante do material, de onde prosseguiu por sua segunda análise, como se segue.

Da Figura 2.13 observa-se que,

$$2\phi + \beta - \alpha = C \quad (2.8)$$

Onde Merchant designou C a constante de maquinagem, definida por $\cot^{-1} S$.

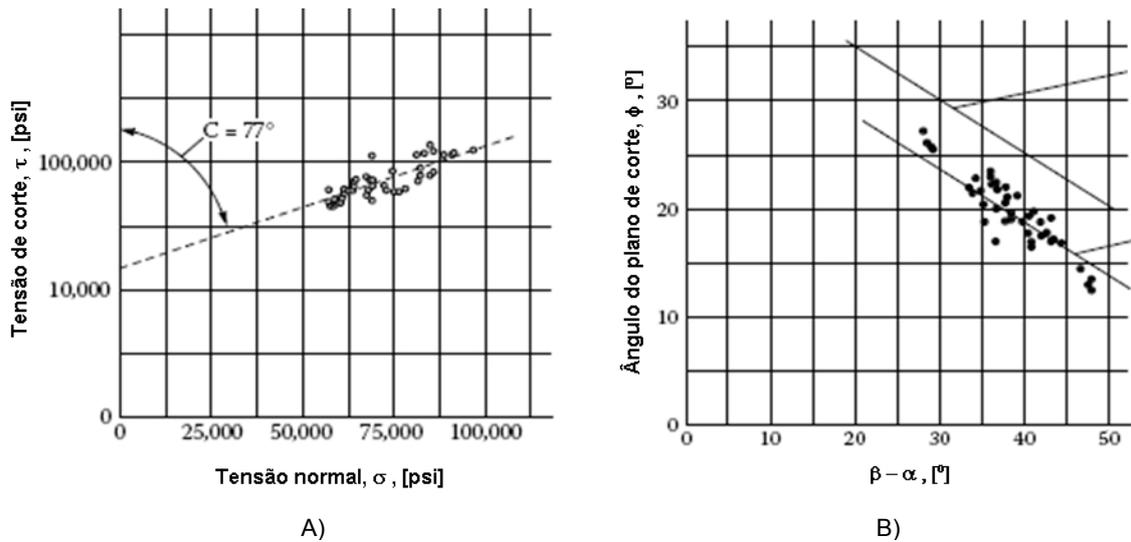


Figura 2.14 – Ensaio de corte ortogonal conduzidos em aço SAE 9445. A) Tensão de corte em função da tensão normal no plano de corte. B) Observações experimentais e previsões teóricas para o ângulo do plano de corte ϕ em função da direcção da força resultante $(\beta - \alpha)$. [31]

Quando C tem um valor de 77° , a Equação (2.8) apresenta uma boa aproximação às medições experimentais. A Figura 2.14-B mostra a comparação entre as medições experimentais e as equações (2.6) e (2.8). Merchant [32] determinou os valores da constante empírica C para diferentes materiais (diferente composição química e estrutura) em diversas condições de corte, tendo chegado a conclusão que C não é uma constante.

Seguidamente procedemos a um resumo das teorias analíticas elaboradas ao longo do tempo acerca do corte por arranque de aparas.

Uma das primeiras investigações neste campo foi conduzida por Watkins e Wilkinson [1] a velocidades de corte relativamente baixas num laminador utilizando chumbo, estanho e alumínio. Chisholm e McDougall [2] realizaram experiências a elevadas velocidades de corte num torno utilizando chumbo, aço macio e cobre de alta condutividade. Uma das investigações mais extensas foi conduzida por Pugh [3].

O resultado de todas estas investigações pode ser visualizado na Figura 2.14-B, pode-se observar também nesta figura que os valores medidos de ϕ em função $(\beta - \alpha)$ não condizem com as estimativas teóricas de ambas as teorias de a Ernst e Merchant [30] e de Lee e Schaffer [33]. Enquanto que os resultados para o cobre e o aço macio são aproximadamente paralelos à estimativa devida a Ernst e Merchant, os resultados para o chumbo, alumínio e estanho conduzem a inclinações significativamente diferentes das soluções teóricas.

Ambas as teorias prevêem relações lineares entre o ângulo do plano de corte ϕ , o ângulo de atrito na interface de contacto β e o ângulo de ataque da ferramenta α , independente do material a maquinar. Este último resultado não é coerente com as observações experimentais pois estas indicam relações lineares distintas para materiais diferentes, isto sugere que uma solução completa para o mecanismo de formação de avara deverá também ela conduzir a uma relação linear, baseada numa característica física do material ainda omissa e não numa qualquer constante empírica sem significado físico.

Muitos autores adaptaram os seus modelos teóricos de forma a poderem ajustar as suas previsões analíticas com os resultados experimentais. Enquanto alguns modelos prevêem as forças de corte de uma forma realista para um determinado grupo de materiais, não conseguem apresentar uma estimativa adequada da geometria de corte.

Outros modelos prevêem a geometria de corte mas não são capazes de prever as forças de uma forma aceitável. Foi recentemente mostrado que um problema similar ocorre com todos os modelos teóricos disponíveis na literatura da especialidade [9], aparte de soluções particulares (condições específicas de corte), não existe uma solução geral para o mecanismo de formação de avara.

Ao longo do tempo a culpa do desacordo teórico e experimental tem sido atribuída a um conjunto de pressupostos e simplificações introduzidas nos modelos analíticos de forma a simplificar a sua manipulação. Tentativas para encontrar uma solução para o ângulo do plano de corte através da utilização de modernos *softwares* de simulação numérica, apesar da capacidade de resolução de problemas não lineares e utilização de geometrias complexas, parecem também falhar.

Tekkaya et al. [5] realizou uma avaliação compreensiva de vários *softwares* de simulação numérica comerciais relativamente a um conjunto de resultados experimentais. Deste trabalho observou-se que nenhum dos programas era capaz de apresentar uma solução completa para o problema, tendo sido apontado como uma possível causa a dificuldade em calibrar o comportamento mecânico e tribológico dos materiais em condições de temperatura e velocidade de deformação similares às verificadas no processo de corte por arranque de avara.

O valor do atrito é referido como um fenómeno que permite um bom ajuste para alguns parâmetros do processo, por exemplo a força de corte, mas não de todos. Esta é provavelmente a razão pela qual Astakhov [6] após analisar vários trabalhos de investigação faz notar que os resultados da simulação por elementos finitos do corte por arranque de avara parecem estar sempre em boa correlação com os dados experimentais, independentemente do valor do coeficiente de atrito seleccionado para a modelação.

Uma vez que são largamente conhecidas as limitações dos modelos analíticos e numéricos do corte por arranque de avara, parece haver necessidade de uma nova estratégia. Num artigo recente

publicado por Atkins [11] foi apontado que o corte por arranque de apara não é um problema só do domínio da plasticidade e da tribologia, mas igualmente da mecânica de fractura dúctil devido à existência de um completo colapso plástico (na formação da apara).

Atkins argumentou que o campo das linhas de escorregamento e as análises similares do escoamento da apara, calculam só o trabalho do colapso plástico designado por “fluxo remoto” e omitem o trabalho da tenacidade à fractura nas zonas de grandes deformações na superfície maquinada. Assim este autor apresenta um novo conceito para os fundamentos de corte por arranque de apara baseado na mecânica de fractura dúctil moderna.

Atkins modificou o modelo básico do plano de corte devido a Ernst e Merchant, incluindo o trabalho de formação das novas superfícies, equacionando a taxa do trabalho externo com a soma das taxas de trabalho interno durante o processo (deformação plástica, atrito e formação de novas superfícies), demonstrando que a força na direcção do corte é,

$$F_c = \left(\frac{\tau_y \gamma w}{Q} \right) \cdot t_0 + \frac{Rw}{Q} \quad (2.9)$$

Onde τ_y é a tensão de cedência rígido-plástica (é possível incluir o encruamento [34]), γ é a distorção ao longo do plano de corte inclinado com um ângulo ϕ e t_0 é a espessura da secção de corte, w é a largura do corte ortogonal, β é o ângulo de atrito, α é o ângulo de ataque (Figura 2.13-B), R é a tenacidade à fractura e Q é o factor de correcção de atrito dado por,

$$Q = [1 - (\sin \beta \sin \phi / \cos(\beta - \alpha) \cos(\phi - \alpha))] \quad (2.10)$$

O atrito depende da força normal sobre a face de ataque, que por sua vez depende da força de corte através do equilíbrio de forças, assim o factor Q é formado quando as duas componentes da força são obtidas simultaneamente (ver também Williams [35]). De notar que a Equação (2.10) sem o segundo termo da direita é o modelo básico de Ernst e Merchant.

Atkins também demonstrou que a força tangencial no plano F_τ de corte é determinada pela seguinte equação,

$$F_\tau = \tau_y A_S + \cos \phi \cdot Rw \quad (2.11)$$

A qual é independente de Q e representa uma relação linear entre F_S e A_S , com uma inclinação de τ_y e uma intersecção com o eixo de $\cos \phi \cdot Rw$. A minimização da equação (2.9) prevê a orientação do ângulo do plano de corte principal ϕ em termos de β e α e o quociente entre R / τ_y do material,

$$\begin{aligned}
& \left[1 - \frac{\sin \beta \sin \phi}{\cos(\beta - \alpha) \cos(\phi - \alpha)} \right] \cdot \left[\frac{1}{\cos^2(\phi - \alpha)} - \frac{1}{\sin^2(\phi)} \right] = \\
& = -[\cot \phi + \tan(\phi - \alpha) + Z] \cdot \left[\frac{\sin \beta}{\cos(\beta - \alpha)} \left(\frac{\cos \phi}{\cos(\phi - \alpha)} + \frac{\sin \phi \sin(\phi - \alpha)}{\cos^2(\phi - \alpha)} \right) \right] \quad (2.12)
\end{aligned}$$

Onde $Z = R/\tau_y t_0$ é o parâmetro adimensional que faz com que ϕ seja dependente do material.

A mesma liga em diferentes estados termo-mecânicos apresenta diferentes valores de R/τ_y e é por esta razão que a análise tradicional PFO baseada só na resistência mecânica do material nem sempre está de acordo com os resultados experimentais. Onde o parâmetro Z é zero, a presente análise reduz-se à conhecida expressão devida a Ernst e Merchant [30], a qual é independente do material da peça e não está de acordo com os resultados experimentais.

Os cálculos demonstram que quando $Z < 0.1$, (isto é $t_0 > 10 \times (R/\tau_y)$), para um determinado material, ϕ é virtualmente independente de t_0 e que a distorção γ , é praticamente constante para um dado α . Então, na equação (2.9), $\tau_y \times \gamma$ é também constante, sendo previsível uma relação linear entre F_c e t_0 com uma inclinação de $\tau_y \times \gamma/Q$, esta não passa pela origem, só que (tal como previsto por Ernst e Merchant) a intercepção positiva da força é uma medida da tenacidade à fractura, também conhecida por $R \times w/Q$. Esta intercepção é conhecida experimentalmente, só que normalmente está associada com o contacto da face de saída da ferramenta da peça [36] [37] ou devido ao arredondamento da aresta de corte, não desaparecendo mesmo para as ferramentas mais afiadas.

Quando $t_0 < 10 \times (R/\tau_y)$, verifica-se [11] que ϕ baixa, γ e Q aumentam e a relação de F_c com t_0 curva para baixo em direcção à origem mas não cruza em zero, esta intercepção é igual a $R \times w$, sendo agora $Q=1$ em $t_0=0$. Para pequenos valores de t_0 é conhecido que k_s aumenta substancialmente, não tendo a análise PFO explicação para o conhecido "size effect" verificado.

Nesta análise, k_s é obtida a partir da Equação (2.9) sendo dada por,

$$k_s = \frac{\tau_y}{Q} (\gamma + Z) \quad (2.13)$$

Desde que $Z < 0.1$, γ é virtualmente constante e este segue k_s , e essencialmente constante. Para baixos valores de t_0 e grandes Z , onde γ aumenta e k_s aumenta substancialmente.

Uma ferramenta importante para a compreensão da abertura da fissura junto da aresta de corte é a mecânica do dano, foi recentemente mostrado que a sua utilização deve ser baseada no estado de tensão junto da aresta de corte da ferramenta durante a separação da avara [9]. Na simulação numérica apresentada na Figura 2.15 pode-se observar claramente a presença de estados de tensão de sinal oposto na vizinhança da aresta de corte, indiciando a concentração de corte puro na zona de abertura da fissura. Esta conclusão mostra a necessidade de utilizar critérios adequados, pois os tradicionais critérios de dano baseados nas tensões normais ou extensões, utilizados na maioria das aplicações da deformação plástica, apresentam dificuldades na previsão da localização e do instante de iniciação da fissura.

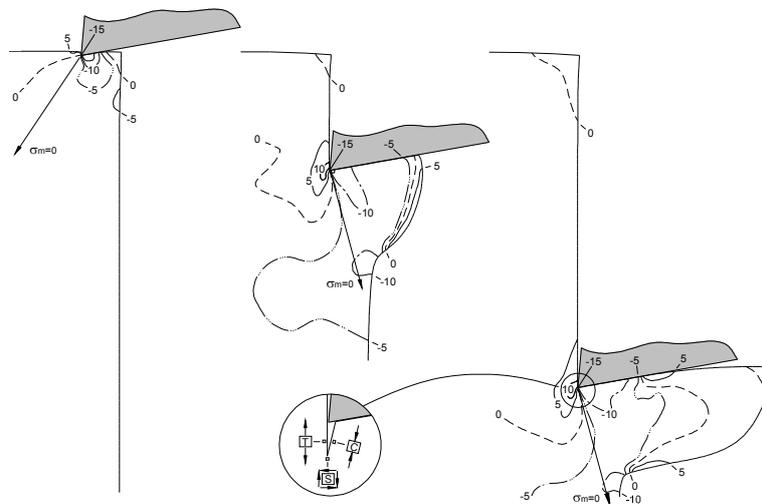


Figura 2.15 – Estimativa da evolução da tensão média, σ_m , obtida com base no método de elementos finitos através do software I-CUT2, para diferentes instantes do mecanismo de formação da avara ($\alpha = 10^\circ$ e $t_0 = 0.5mm$). [9]

Nos próximos parágrafos vai-se alterar um pouco o tema da discussão, transpondo-o para a modelação de um campo mais prático do corte por arranque de avara, expondo os fenómenos observados nos ensaios de fractura, que é o tipo de ensaio que nos permite obter resultados acerca deste processo de fabrico.

Estudos realizados por Bonnet-Lebouvier e Klepaczko [14] para velocidades de impacto que se situam entre o quasi-estático e até cerca de 180m/s, mostraram a existência de importantes fenómenos, como por exemplo a mudança da localização da deformação e dos campos de extensões em função da velocidade de impacto.

A localização da deformação ocorre na maioria das operações de processamento de materiais, sendo que o corte por arranque de avara não é excepção, caracteriza-se pela concentração (localização) da deformação apenas numa zona restrita do material. Este fenómeno verifica-se a velocidades de deformação moderadas e elevadas que causam grandes extensões e uma consequente geração

adiabática de calor, que se traduz no aumento da temperatura e na mudança da microestrutura e das propriedades mecânicas do material (amacramento térmico). [38]

Wu e Freund comprovaram através da análise da propagação de ondas de deformação plástica e por simulação numérica que de facto existe a formação de uma zona bem definida de intensa deformação por corte na superfície adjacente à zona do impacto.[14]

Em relação aos modos de falha e campos de deformação, foi também estudado por Bonnet-Lebouvier e Klepaczko [14] que para condições quasi-estáticas a falha ocorre por fractura dúctil à tracção, quando as velocidades de impacto ultrapassam os 60m/s os campos de deformação são alterados pelas ondas de deformação plástica (localização da deformação) e os dois mecanismos de deformação competem entre si.

Para velocidades de impacto que ultrapassam os 130 m/s as ondas de deformação plástica começam a ser dominantes sobre o outro fenómeno e considera-se que a partir daqui existe uma velocidade critica de impacto (Critical Impact Velocity) por corte que vai ser o principal modo de falhar.

Se as velocidades de impacto forem superiores a 180m/s ocorre uma mudança no local onde a deformação plástica acontece, num provete de duplo entalhe por exemplo, a deformação desloca-se de uma zona central, no meio da espessura de ligação, para uma zona próxima do local onde a velocidade de ensaio é imposta (zona de impacto).

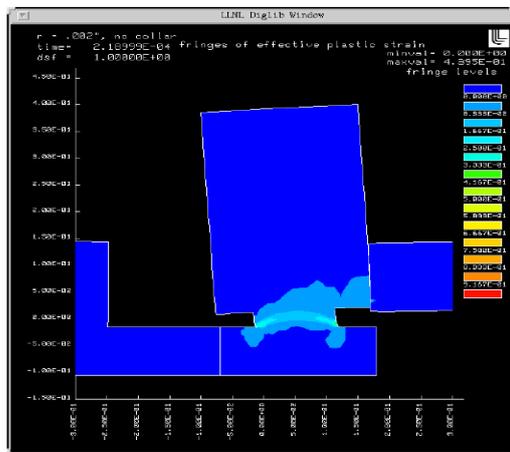
Estas alterações da localização da deformação são devidas à instabilidade termoplástica causada pelas ondas de deformação plástica que são criadas pela alta velocidade a que acontece o impacto.

Segundo ERLICH et al. o efeito da velocidade crítica de impacto em corte tem bastante importância e deve ser levada em consideração em processos que envolvam fragmentação do material, pois velocidades de ensaio superiores à velocidade crítica de impacto causam uma redução substancial na energia de deformação localizada. Este fenómeno é totalmente diferente da transição dúctil-frágil referida em muitos estudos sobre impacto em placas com duplo entalhe, como por exemplo os de Batra e Gummalla. [14]

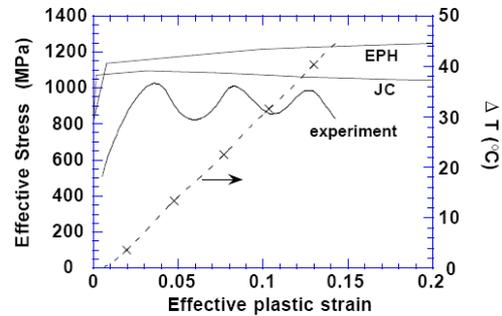
Em jeito de conclusão e para aumentar a curiosidade do leitor, apresentamos de seguida um estudo efectuado por Lesuer et al, sobre ensaios de fractura em ligas de titânio, utilizando provetes de duplo entalhe, nesse estudo os autores comparam os resultados experimentais com a simulação numérica obtida no programa de elementos finitos DYNA2D (Figura 2.16-A) para duas leis de comportamento mecânico diferentes. [38]

Pode-se verificar na Figura 2.16-B que quando se utiliza o modelo de Johnson-Cook (JC) a previsão para a deformação obtida para uma dada velocidade de impacto é superior à experimental em cerca

de 100MPa. Quando se compara o modelo hidrodinâmico elasto-plástico (EPH) com os resultados experimentais, a diferença ainda é maior (cerca de 200 a 300MPa superior). [38]



A)



B)

Figura 2.16 - A) Simulação de um ensaio de fractura no programa de elementos finitos DYNA2D. B) Comparação entre a tensão real, a extensão real e a variação de temperatura aquando da realização de um ensaio de impacto a uma velocidade de deformação de $7 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$. [38]

Esta diferença nas tensões necessárias para realizar a fractura se pode atribuir ao amaciamento causado pelo aumento de temperatura na zona de corte, efeito esse que faz diminuir a tensão necessária para que ocorra a deformação. Estima-se que ao aumentarmos em 40°C a temperatura a que acontece a deformação, pode-se baixar a tensão de escoamento do material em 100MPa.

3 Fundamentos Teóricos

Este capítulo aborda os fundamentos da deformação plástica e da mecânica da fractura dúctil necessários para a compreensão do trabalho desenvolvido no âmbito da presente investigação. Na parte inicial referem-se os conceitos de tensão, extensão e velocidade de deformação, os vários critérios de plasticidade e as equações constitutivas que possivelmente iram ser utilizadas ao longo da realização deste trabalho. Na segunda parte do capítulo são mencionados os tipos de fractura existentes, a teoria da mecânica da fractura linear elástica e a sua extensão à plasticidade.

3.1 Deformação Plástica

A teoria matemática infinitesimal da plasticidade descreve a mecânica da deformação de corpos sólidos, que por acção de solicitações exteriores sofrem deformações permanentes (deformações plásticas). De acordo com esta teoria, a quantificação das deformações num meio contínuo são realizadas utilizando como variáveis independentes as coordenadas no estado deformado. Este facto leva a que as tensões, extensões e velocidades de deformação, devam ser expressas relativamente a um sistema de coordenadas fixo ao material no estado deformado.

3.1.1 Tensão, Extensão e Velocidade de Deformação

O conceito de tensão está associado à noção de força aplicada por unidade de superfície, é um conceito puramente matemático, uma vez que não é mensurável como são, por exemplo as forças ou os deslocamentos. A generalização do conceito de tensão ao domínio tridimensional dá origem à noção de estado de tensão num ponto, \mathbf{P} , que se define através do seguinte tensor das tensões,

$$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \quad \text{onde} \quad \tau_{ij} = \tau_{ji} \quad (3.1)$$

O tensor das tensões pode ser decomposto num tensor hidrostático ou de tensões médias, σ_{kk} , envolvendo somente estados puros de tracção ou de compressão, e num tensor desviador, σ'_{ij} , onde as componentes normais são o remanescente da tensão hidrostática para a total.

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk} + \sigma'_{ij} = \begin{bmatrix} \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_m \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \sigma'_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma'_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma'_z \end{bmatrix} \quad (3.2)$$

Em que δ_{ij} é o delta de Kronecker e σ_m representa a tensão média,

$$\sigma_m = \frac{\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z}{3} \quad (3.3)$$

A extensão é igualmente um conceito matemático que é introduzido para descrever as deformações dos corpos, no caso de se tratarem de grandes deformações é habitual utilizar-se a extensão verdadeira ou logarítmica, ε ,

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad (3.4)$$

A qual considera em cada instante um incremento de deslocamento, dl , relativamente ao comprimento instantâneo de referência, l .

A generalização deste conceito ao caso tridimensional leva a que sempre que os incrementos de deslocamento sejam pequenos se possa determinar o acréscimo de deformação num elemento de volume arbitrário através do tensor das extensões, ε_{ij} ($\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ji}$),

$$\varepsilon_{ij} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_y & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{zx} & \varepsilon_{zy} & \varepsilon_z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial u}{\partial x} & \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}\right) & \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x}\right) \\ \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}\right) & \frac{\partial v}{\partial y} & \frac{1}{2}\left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y}\right) \\ \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x}\right) & \frac{1}{2}\left(\frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y}\right) & \frac{\partial w}{\partial z} \end{bmatrix} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (3.5)$$

O conceito de velocidade de deformação pode ser introduzido de uma forma perfeitamente análoga ao conceito de extensão. De facto, tal como as extensões foram expressas em função do campo de deslocamentos, u_i , também as velocidades de deformação podem ser relacionadas com o campo de velocidades v_i , obtendo-se,

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) \quad (3.6)$$

3.1.2 Critérios de Plasticidade

A generalidade dos processos tecnológicos de deformação plástica envolve estados de tensão à tracção e/ou compressão de natureza biaxial ou triaxial. Um dos aspectos mais relevantes da teoria da plasticidade é o estabelecimento de relações entre as tensões que permite definir o limite de elasticidade, isto é, determinar as condições para as quais o material sai do domínio elástico e entra em domínio plástico, independentemente do estado de tensão a que está sujeito, estas relações são conhecidas por critérios de plasticidade.

Genericamente, qualquer critério de plasticidade pode escrever-se na forma,

$$F(\sigma_{ij}) = K \quad (3.7)$$

Em que $F(\sigma_{ij})$ é uma função conhecida do estado de tensão, também designada por função limite de elasticidade e K é uma constante do material determinada experimentalmente. Como para os materiais isotrópicos, a entrada em domínio plástico deve ser independente do sistema de eixos considerados, os critérios de plasticidade podem ser escritos em função dos três invariantes do tensor das tensões I_1, I_2 e I_3 como,

$$F(I_1, I_2, I_3) = K \quad (3.8)$$

Sendo os três invariantes do tensor das tensões obtidos a partir do estado de tensão σ_{ij} ,

$$I_1 = \sigma_{ii} \quad I_2 = \frac{1}{2} \sigma_{ij} \sigma_{ij} \quad I_3 = \frac{1}{3} \sigma_{ij} \sigma_{jk} \sigma_{kl} \quad (3.9)$$

No caso dos materiais metálicos que apresentam um comportamento incompressível, Bridgman [18] concluiu a partir de trabalho experimental, que a deformação plástica é independente da tensão hidrostática, ou média,

$$\sigma_m = \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{ij} \quad (3.10)$$

Em que δ_{ij} representa o símbolo de Kronecker. Assim, para estes materiais a função limite de elasticidade pode ser escrita na forma,

$$F(J_2, J_3) = K \quad (3.11)$$

Em que J_2 e J_3 , representam respectivamente o segundo e terceiro invariantes do tensor desviador das tensões,

$$J_2 = \frac{1}{2} \sigma'_{ij} \sigma'_{ij} \quad J_3 = \frac{1}{3} \sigma'_{ij} \sigma'_{jk} \sigma'_{ki} \quad (3.12)$$

Os quais podem ser obtidos a partir do tensor das tensões,

$$\sigma'_{ij} = \sigma_{jk} - \frac{1}{3} \delta_{ij} \sigma_{kk} \quad (3.13)$$

Os critérios de plasticidade mais utilizados no estudo dos materiais metálicos são os critérios de Tresca [39] e de von Mises [40]. O primeiro admite que o início de deformação plástica ocorre quando a tensão de corte máxima atingir um valor crítico, k , enquanto que o segundo admite que o início de deformação plástica se verifica quando a energia elástica de distorção atingir um valor crítico, igual à energia elástica de distorção no ponto correspondente ao limite de elasticidade em tracção uniaxial.

Matematicamente estes dois critérios de plasticidade podem ser escritos pela Equação (3.14) Equação (3.15) respectivamente,

$$4J_2^3 - 27J_3^2 - 36J_2^2 + 96k^4 J_2 = 64k^6 \quad (3.14)$$

$$J_2 = k^2 \quad (3.15)$$

Em que, k , representa a tensão limite de elasticidade em corte puro, que se relaciona com a tensão limite de elasticidade no ensaio de tracção uniaxial, σ_e , por $k = \sigma_e / 2$, no caso do critério de Tresca e por $k = \sigma_e / \sqrt{3}$ no caso do critério de von Mises.

A representação gráfica destas equações no espaço tridimensional de Haigh-Westergaard (Figura 3.1), ou espaço das tensões principais, permite definir as superfícies limite de elasticidade de Tresca e von Mises de acordo com um prisma hexagonal e um cilindro, ambos centrados no eixo $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$.

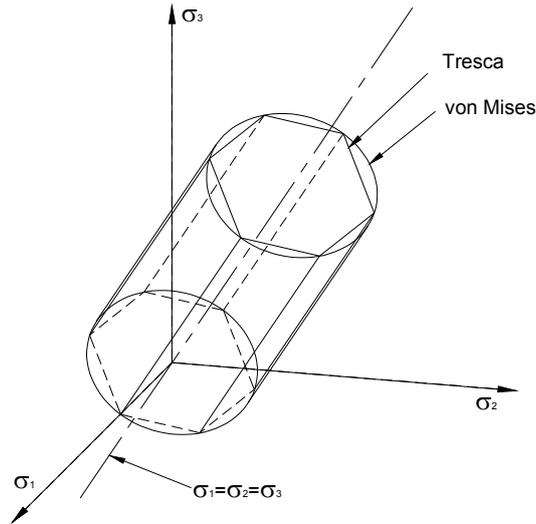


Figura 3.1– Representação gráfica no espaço tridimensional de Haigh-Westergaard das superfícies limites de deformação elástica de Tresca e de von Mises de um material isotrópico.

O critério de plasticidade de von Mises é mais adequado à reprodução dos resultados experimentais na generalidade dos materiais metálicos [41]. No plano numérico/computacional o critério de von Mises também apresenta a vantagem de ser definido por intermédio de uma função de derivada contínua.

A definição de critérios de plasticidade, permite introduzir dois novos conceitos, o de tensão efectiva e o de extensão efectiva. A tensão efectiva, $\bar{\sigma}$, é uma quantidade função da tensão aplicada que permite comparar os estados de tensão biaxiais e triaxiais a que estão sujeitos os materiais, com estados equivalentes de tensão uniaxiais, este conceito para o critério de plasticidade de von Mises é dada por,

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma_{ij} \sigma_{ij}} \quad (3.16)$$

A extensão efectiva, $\bar{\varepsilon}$, é definida de modo a ser uma quantidade conjugada da tensão relativamente ao trabalho por incremento de unidade de volume dw ,

$$dw = \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon} = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (3.17)$$

Considerando o critério de plasticidade de von Mises, pode demonstrar-se que o incremento de extensão efectiva, $d\bar{\varepsilon}$, é dado por,

$$d\bar{\varepsilon} = \sqrt{\frac{3}{2}} d\varepsilon_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (3.18)$$

A extensão efectiva obtém-se por integração da equação anterior ao longo do caminho de deformação,

$$\bar{\varepsilon} = \int d\bar{\varepsilon} \quad (3.19)$$

3.1.3 Equações Constitutivas

O principal objectivo da teoria matemática da plasticidade é o estabelecimento de relações entre a tensão e a extensão para os materiais no domínio plástico. Neste domínio a relação entre a tensão e a extensão é linear (Lei de Hooke) e depende somente dos estados inicial e final de tensão e de deformação.

No domínio plástico, os ensaios de tracção uniaxial demonstram que esta relação não é linear. Por outro lado, em plasticidade as extensões deixam de ser univocamente determinadas pelas tensões, pois dependem da história do carregamento, ou seja da forma como o estado de tensões foi obtido. Em plasticidade é necessário determinar os incrementos de deformação plástica ao longo da história do carregamento, (ou seja, à medida que o carregamento prossegue), para depois obter a deformação total por integração entre os estados inicial e final.

As relações entre os incrementos de extensão e tensão em domínio plástico denominam-se leis de escoamento plástico (equações constitutivas). As primeiras leis foram obtidas independentemente por Lévy em 1871 [42] e por von Mises em 1913 [40], ficando por isso conhecidas como equações constitutivas de Lévy-Mises, e permitem relacionar os incrementos de extensão total com o valor da tensão desviadora do seguinte modo,

$$\frac{d\varepsilon_{ij}^p}{\sigma'_{ij}} = d\lambda \quad (3.20)$$

Em que σ'_{ij} e $d\varepsilon_{ij}^p$ são respectivamente a tensão desviadora e o incremento de extensão plástica, e $d\lambda$ é uma constante de proporcionalidade que depende da história do carregamento. A determinação desta constante é possível recorrendo à conjugação deste critério com a noção de trabalho plástico por unidade de volume [43], obtendo-se,

$$d\lambda = \frac{3}{2} \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}} \quad (3.21)$$

Onde $d\bar{\varepsilon}$ e $\bar{\sigma}$ são respectivamente o incremento de extensão plástica efectiva e a tensão efectiva. Substituindo a Equação (3.21) na Equação (3.22), as equações de Lévy-Mises podem ser apresentadas na forma a seguir indicada,

$$d\varepsilon_{ij}^p = \frac{3}{2} \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}} \sigma'_{ij} \quad (3.22)$$

Estas equações ignoram a componente elástica da deformação, pois fazem coincidir os incrementos de extensão total com os de extensão plástica, sendo por isso unicamente válidas em regime plástico. São particularmente indicadas para o estudo de processos tecnológicos de deformação plástica onde as extensões plásticas atingidas pelas peças sejam relativamente elevadas, e as extensões elásticas possam ser desprezadas sem prejuízo dos resultados.

Embora o estudo efectuado no âmbito desta dissertação permita desprezar a componente elástica das deformações, apresenta-se a título complementar a generalização das equações de Lévy-Mises, indispensáveis para incluir a componente elástica da deformação (Prandtl em 1925 [44] e Reuss em 1930 [45]). Estas equações, conhecidas por equações constitutivas de Prandtl-Reuss, estabelecem que os incrementos de extensão total são obtidos pela soma dos incrementos elásticos $d\varepsilon_{ij}^e$ e plástico $d\varepsilon_{ij}^p$.

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p \quad (3.23)$$

O incremento de extensão plástica é obtido por intermédio da Equação (3.22) e o incremento de extensão elástico é calculado a partir das relações tensão-extensão em domínio elástico (leis de Hooke [41]),

$$d\varepsilon_{ij}^e = \frac{1+\nu}{E} d\sigma'_{ij} + \frac{(1-2\nu)}{E} \frac{d\sigma_{ij}}{3} \delta_{ij} \quad (3.24)$$

E , G , e ν , são respectivamente, o módulo de Young, o módulo de elasticidade transversal e o coeficiente de Poisson.

3.2 Mecânica da Fractura Dúctil

A mecânica da fractura descreve os diferentes modos de ruína dos materiais causada pela acção de solicitações exteriores, de acordo com esta teoria, para o coalescimento e a propagação de uma fissura (geração de novas superfícies) é necessário fornecer uma determinada quantidade de energia. Este facto leva a que o valor dessa energia seja expresso relativamente à área das novas superfícies, ou à variação da secção resistente, sendo esse valor é uma característica do tipo de material e das condições de carregamento.

3.2.1 Tipos de fractura

A ruína dos materiais metálicos pode ocorrer de três maneiras distintas, na ausência de deformação plástica, na presença de deformação plástica ou de modo combinado. Quando essa ruína ocorre na presença de uma elevada deformação plástica na vizinhança da fenda, é denominada por fractura dúctil, sendo estes casos geralmente caracterizados por uma progressão lenta e controlada da fissura.

Este tipo de ruína é estável, e não progride a menos que haja um aumento da tensão aplicada, sendo causada normalmente por sobrecargas simples ou pela aplicação de tensões demasiado elevadas no material, exibindo uma superfície característica de fractura com aspecto irregular, fibroso. Ocorre normalmente, de uma forma granular nos metais de elevada ductilidade e tenacidade, sendo frequente que uma quantidade considerável de deformação plástica, incluindo estiramento, seja observada no componente fracturado, deformação esta que ocorre antes da fractura final.

Por outro lado, a quase total ausência de deformação plástica na vizinhança da fissura promove o aparecimento da fractura frágil, as fendas propagam-se muito rapidamente, e é tão instável que a propagação de fenda ocorre sem gradual aumento da tensão imposta.

Este tipo de fractura ocorre nos metais com elevada dureza, nos metais com ductilidade e tenacidade baixas, e nos cerâmicos. Mesmo os metais que são normalmente dúcteis, podem fracturar de forma frágil, por exemplo quando sujeitos a temperaturas baixas, em secções densas, com elevadas taxas de tensão (tais como no impacto), ou quando as falhas representam um papel importante na fractura do material. As fracturas frágeis são observadas frequentemente quando uma sobrecarga de impacto causa a fractura. [46].

3.2.2 Mecânica da Fractura Linear Elástica (MFLE)

Os resultados dos ensaios de Charpy e de Izod [47] revelam essencialmente o comportamento frágil/dúctil do material aquando da sua fractura, permitindo avaliar o efeito da temperatura, sendo que outros parâmetros de fractura não podem ser obtidos através destes ensaios. Atendendo a estas limitações e às exigências após a segunda guerra mundial, a mecânica da fractura nasce para desenvolver parâmetros novos e alternativos aos testes de impacto tradicionais.

No final dos anos 70, os ensaios mecânicos de fractura foram desenvolvidos essencialmente para a determinação da tenacidade à fractura do material. A tenacidade à fractura pode ser determinada em circunstâncias elásticas lineares ou em circunstâncias elasto-plásticas, dependendo do material e das condições de funcionamento.

A Mecânica da Fractura Linear Elástica (MFLE) aplica-se quando a deformação não linear do material é confinada a uma pequena região junto da ponta da fissura. Para materiais frágeis, estabelecem-se com precisão os critérios para falha catastrófica, contudo levantam-se sérias limitações quando elevadas regiões do material são sujeitas a deformação plástica antes da propagação de uma fenda, situação onde a mecânica da fractura elasto-plástica (MFEP) é geralmente a primeira opção considerada.

Uma fenda num determinado corpo pode ocorrer de três modos diferentes, como mostrado na Figura 3.2.

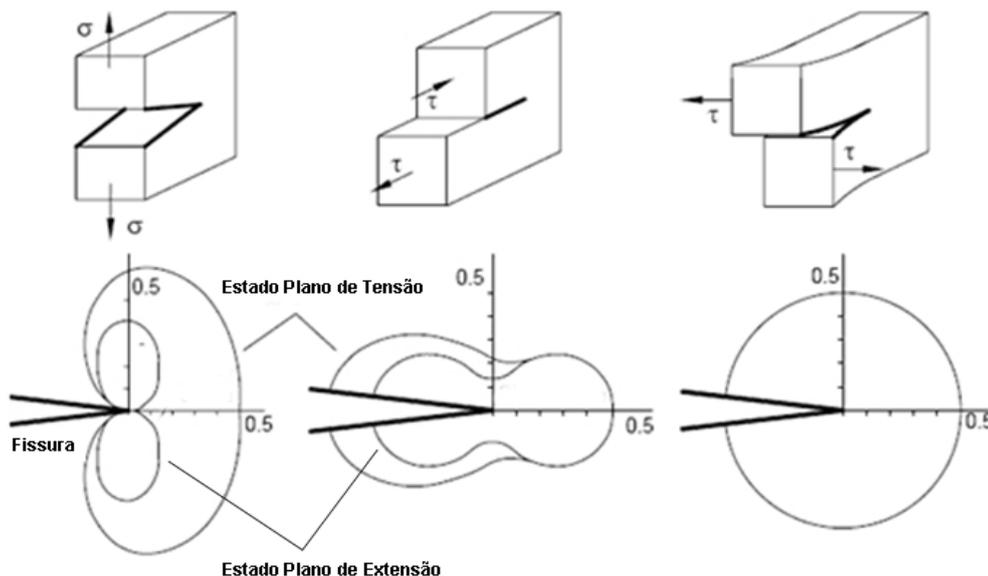


Figura 3.2 – Três modos de fractura e as respectivas zonas plásticas típicas.

Tensões normais provocam o “modo de abertura” denotado como modo I (abertura das faces da fenda por tensões normais), em que o deslocamento das superfícies é perpendicular ao plano da

fenda. Num plano de corte resulta o modo II ou “modo de escorregamento” (tensão de corte no plano da fenda), os deslocamentos das superfícies da fenda são no plano desta e perpendiculares ao bordo principal da fissura. O “modo de rasgar” ou o modo III é causado pelo corte fora do plano, os deslocamentos das superfícies da fenda são no plano desta e paralelos ao bordo principal da fissura. A sobreposição dos três modos descreve os casos mais gerais de fractura.

O primeiro problema a ser solucionado na mecânica da fractura era o chamado problema de fissuração de Griffith, o qual envolvia uma pequena fenda elíptica, de comprimento $2a$ numa placa infinita carregada nos limites com uma tensão de tracção σ . A Figura 3.3 mostra a geometria e os termos usados na seguinte análise.

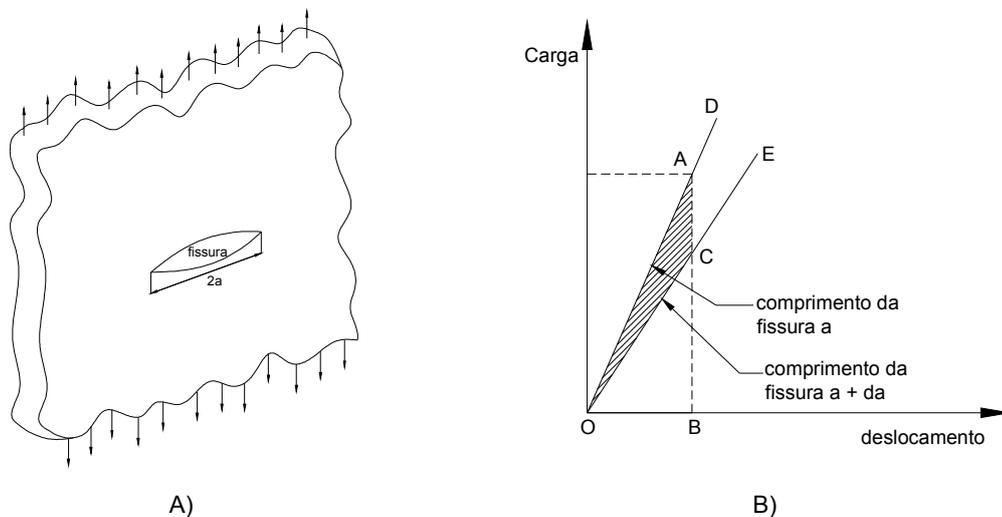


Figura 3.3 – Problema de fractura de Griffith. A) Pequena fenda elíptica numa placa infinita, carregada nos seus limites. B) Diagrama carga-deslocamento do problema de fractura de Griffith.

A energia elástica contida na placa é representada pela área OAB , se a fenda aumentar num comprimento da a rigidez da placa irá cair (linha OC), o que significa que alguma carga será libertada a partir do momento em que as extremidades da placa são fixas. Consequentemente, o índice de energia elástica irá cair a um valor representado pela área OCB .

Na propagação da fenda de a para $a + da$ irá resultar uma libertação de energia elástica igual em valor à área OAC , submetendo a placa a uma carga mais elevada, haveria uma libertação maior de energia se a fenda crescesse uma quantidade da . Griffith estabeleceu que a propagação da fenda ocorrerá se a energia disponibilizada for suficiente para o crescimento desta, Se não for o caso a tensão terá que aumentar. O triângulo representa a quantidade de energia disponível se a fenda crescer.

$$\frac{dU}{da} = \frac{dW}{da} \quad (3.25)$$

Onde U é a energia elástica e W a energia requerida para o avanço da fenda. Baseado nos arquivos de tensões e cálculos para uma falha elíptica de Inglis. [48]

Cálculo de Griffith para dU/da ,

$$\frac{dU}{da} = \frac{2\pi\sigma^2 a}{E} \quad \text{ou} \quad G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E} \quad (3.26)$$

Por unidade de espessura da placa, onde E é o módulo de Young.

$$\sigma_{crack}^2 = \frac{EG_{Ic}}{\pi a} \quad \text{ou} \quad \sigma_{crack} = \sqrt{\frac{EG_{Ic}}{\pi a}} \quad (3.27)$$

A Equação (3.27) é conhecida como a equação de Griffith para fractura frágil. Nas experiências de Griffith, no fim da primeira grande guerra, a força medida em hastes de vidro foi correlacionada com falhas de tamanhos diferentes na superfície. Para um pequeno a , σ era muito elevado e em quase todos os filamentos de vidro com a muito pequeno, σ aproximava-se do valor teórico da tensão do vidro (aproximadamente $E/10$).

De notar que a equação geral forma-se da equação de Griffith, sendo que a fractura depende da tensão aplicada e do comprimento da fenda e não meramente da tensão de cedência. A expressão sugere que a tensão ou carga crítica deve ser alcançada antes que o avanço da fenda se inicie, o seu valor crítico varia directamente com o módulo de Young e com a resistência e inversamente com o comprimento da fenda. Sugere também um comprimento crítico abaixo do qual a fissura não se propague para determinada carga aplicada. Igualmente, a tensão que faz com que uma fenda se propague num objecto é uma medida de força do objecto fissurado.

Considerando a mesma geometria de carregamento da secção anterior (problema da fenda de Griffith), é possível demonstrar que uma fenda só se propaga se existir disponível uma quantidade de energia suficiente para realizar todo o trabalho de rotura no material, ou seja, a condição necessária para o crescimento da fenda pode ser escrita na forma:

$$\frac{d(F_w - U)}{da} = \frac{dW}{da} \quad (3.28)$$

Onde U é a energia elástica contida no corpo, F_w o trabalho exercido pela força aplicada e W a energia necessária para o avanço da fenda.

O primeiro termo da equação é conhecido como G “taxa de libertação de energia elástica” na ponta da fenda ou “força disponível para provocar o avanço da fenda”, estas são dimensões de energia por unidade de espessura da placa e por unidade de extensão da fenda, sendo também as dimensões da força por unidade de extensão da fenda.

O segundo termo representa a energia consumida na propagação da fenda e é representado por $R = dW / da$, “resistência á fissuração”. Numa primeira aproximação pode-se supor que a energia requerida para produzir uma fissura é a mesma para cada incremento da , isto significa que R é uma constante. A condição de energia da equação (3.25) mostra que G deve ser pelo menos igual a R antes que ocorra o avanço da fenda.

$$G = R \quad (3.29)$$

Onde o parâmetro G depende da força aplicada e R é uma resistência interna do material, ambos os parâmetros são valores específicos, referidos a espessuras unitárias.

3.2.3 Extensão da Mecânica da Fractura Linear Elástica à Plasticidade

No corte e em operações similares em barras lisas, não é suficientemente claro se a “força de corte” do material é a tensão na qual se inicia a cedência, a que causa a fractura do material ou aquela na qual ocorre o corte causado por uma instabilidade de carga. De forma a permitir clarificar esta questão Atkins [49] determinou experimentalmente R , os ensaios consistiram em aplicar uma carga em barras entalhadas. A geometria dos provetes é a mostrada na Figura 3.4.

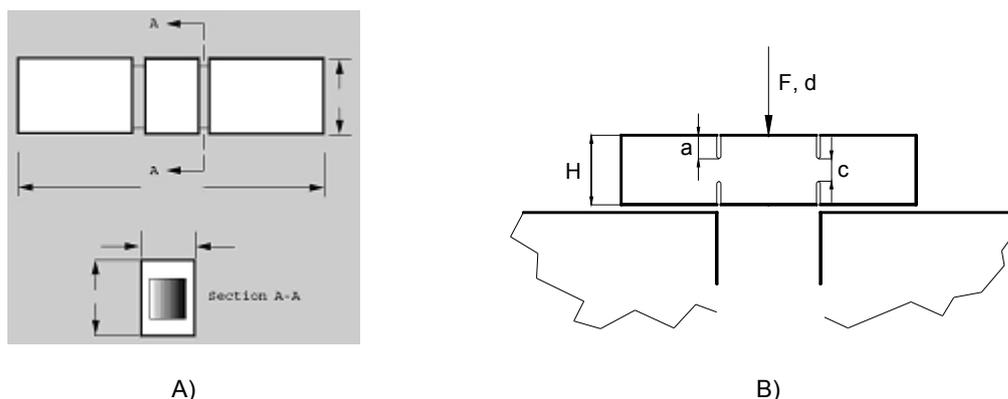


Figura 3.4 – Geometria dos provetes duplamente entalhados. A) Pormenor da espessura de ligação do provete. [38] B) Ilustração do provete no colocado no enquadramento do ensaio. [10]

Para o corte dos provetes de duplo entalhe, é considerado que antes de ocorrer a fissuração, a carga F é dada por:

$$F = F_o \left[1 - \frac{2a}{H} \right] \left[\frac{\delta}{H} \right]^n \quad (3.30)$$

Onde n corresponde ao encruamento quando $\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n$.

Nas seguintes análises ignora-se os componentes de deslocamento elástico, energia e taxa de variação de energia elástica, pois é possível comprovar analiticamente que estes contribuem relativamente pouco nos ensaios descritos. O parâmetro δ corresponde ao deslocamento plástico verificado na ponta da fissura segundo a direcção perpendicular ao eixo desta, conhecido também como parâmetro CTOD. [50]

O trabalho realizado no corte antes de o provete fissurar é dado por:

$$U = \int F d\delta = \frac{F_o H}{(n+1)} \left(1 - \frac{2a}{H} \right) \left(\frac{\delta}{c} \right)^{n+1} \quad (3.31)$$

Com a suposição usual de que antes de fissurar, a deformação total de plasticidade de Hencky coincide com a elasticidade não linear, em termos da MFNLE básica. [51]

$$R = \frac{-\partial U}{4B\partial a} = \frac{F_o H}{2(n+1)B} \left(\frac{\delta}{c} \right)^{n+1} \quad (3.32)$$

Onde $A = 4 \times a \times B$ é a área da fissura (quatro fendas), B a largura do provete e R a tenacidade á fractura. De acordo com a equação (3.32), R é independente de (a/H) e a fissuração começa no mesmo δ independentemente do comprimento inicial da fenda (a/H) .

Assim, a tenacidade é constante para a solução da MFNLE, correspondendo a linhas verticais no diagrama $F - \delta$. Uma expressão alternativa para R no começo da fissuração é dada por

$$R = \eta \times U_{ini} / Bb_0 \quad (3.33)$$

Onde U_{ini} é o trabalho aplicado no instante inicial de crescimento da fenda e b_0 é o ligamento restante entre as fendas (entalhes) iniciais de comprimento a_0 , o qual é dado por $b_0 = 2 \times (W - .2a_0)$ (Figura 3.4). O Factor Turner's η [52] no caso presente tem valor $\eta = 1$, usado nas Equações (3.31) e (3.32).

4 Desenvolvimento Experimental

Nesta parte da dissertação refere-se o modo como este trabalho foi realizado em termos práticos, ou seja, que materiais foram utilizados e como foram transformados desde a sua forma inicial até à forma final. Refere-se também os equipamentos que se utilizaram, quais as suas características, alterações que lhes foram efectuadas e o modo como foram calibrados. Descreve-se também o modo como a monitorização e aquisição dos dados foi realizada. Por fim apresenta-se o plano de ensaios a realizar quer para determinar o comportamento mecânico do material quer para estimar a sua tenacidade à fractura.

4.1 Preparação da Matéria-Prima

De acordo com o que foi referido inicialmente, para a realização deste estudo poderia ter sido escolhido um aço ou um alumínio, no entanto, a escolha acabou por recair sobre o chumbo tecnicamente-puro (99.9%), que devido às suas características mecânicas permite obter uma deformação plástica semelhante aos materiais amplamente utilizados em engenharia, por exemplo os aços, quando aplicados em situações de elevada velocidade de deformação e elevada temperatura. [11]

Mais concretamente podemos referir por exemplo, possuir um comportamento rígido-perfeitamente plástico que é ideal para reproduzir experimentalmente os modelos base do corte ortogonal, comportar-se a moderadas velocidades de deformação e à temperatura ambiente de uma forma semelhante ao modo como os materiais de engenharia se comportam a velocidades de deformação e temperaturas elevadas, ou ainda como já foi referido anteriormente, por possuir uma relação entre a tenacidade à fractura e a tensão de cedência muito elevada o que implica a existência de uma componente associada à fractura muito maior que na maioria dos materiais de engenharia, permitindo realçar este aspecto na modelação experimental do processo de corte por arranque de apara.

Para garantir que todo o material ensaiado possui características mecânicas semelhantes e que futuros estudos também utilizarão o mesmo material, de modo a que seja válida a comparação dos resultados entre eles, adquiriu-se um lingote de chumbo tecnicamente-puro na empresa *J.B.Fernandes S.A.* que se vem juntar a algum material já existente na Secção de Tecnologia Mecânica.

Depois de possuirmos a quantidade de material necessária, procedeu-se á fase de uniformização do material. Para isso foi construído a partir de chapa existente nos laboratórios da Secção de Tecnologia Mecânica um recipiente estanque, este dispositivo foi projectado para conseguir albergar no seu interior todo o material disponível e ao mesmo tempo poder ser colocado no interior de um forno de atmosfera controlada (Figura 4.1-A) de modo a poder ser feita a homogeneização do

material, sem esquecer que a geometria tem ainda que permitir retirar facilmente porções de material sem que o dispositivo seja retirado dentro do forno.

O forno de atmosfera controlada referido anteriormente, encontra-se localizado nos laboratórios da STM e a Tabela 4.1 descreve as suas principais características. Este equipamento foi colocado a uma temperatura de 650°K com o recipiente no seu interior e foi-se refundindo sucessivamente o material de modo a que fossem retiradas as impurezas existentes (como por exemplo areias e outros detritos que ficavam a flutuar no líquido ou no fundo do recipiente), garantindo deste modo um material uniforme de elevada pureza e com características físicas muito semelhantes.

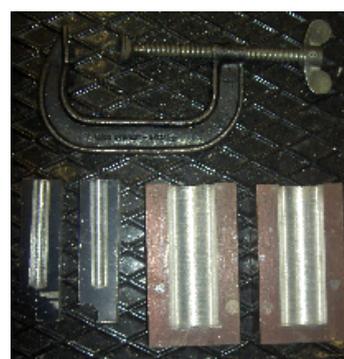
Marca	Hobersal
Modelo	HCV - 42
Controlador	Fuji PX - W9
Dimensões da câmara (largura × altura × profundidade)	350 × 300 × 400 mm
Temperatura máxima	1420 °K
Potência	15 kW

Tabela 4.1 – Características principais do forno de atmosfera controlada utilizado para efectuar a fundição do chumbo tecnicamente-puro. [53]

Após já não se identificarem detritos no líquido procedeu-se à transferência do material para moldes (Figura 4.1-B) com uma forma semelhante à forma final dos provetes a ensaiar, de modo a diminuir o desperdício de material e o tempo de operação necessário, aquando das operações de desbaste dos brutos de maquinagem. Estes moldes são de alumínio pois este possui um elevado coeficiente de condução de temperatura, o que permite um rápido arrefecimento do material.



A)



B)

Figura 4.1 - Equipamentos utilizados na transformação da matéria-prima em material com forma semelhante á final. A) Pormenor do interior do forno de atmosfera controlada, contendo o recipiente com o material fundido. B) Moldes onde foi vazado o material e grampo de fixação dos moldes.

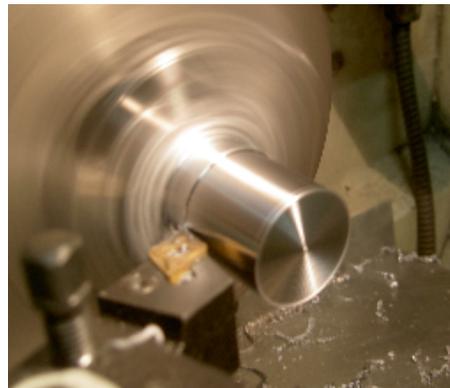
Após finalizada a operação de vazamento do material nos moldes, surge como passo seguinte o desbaste dos brutos de maquinagem até à sua forma final utilizando para isso as máquinas-

ferramenta disponíveis nos laboratórios da Secção de Tecnologia Mecânica do IST, máquinas essas que foram utilizadas com grande cuidado para cumprir as tolerâncias geométricas necessárias.

Os provetes de compressão utilizados para efectuar a caracterização mecânica do material foram totalmente fabricados em equipamentos manuais (Figura 4.2-B) devido à simplicidade da sua geometria e facilidade em garantir as tolerâncias desejadas. Os provetes de fractura utilizados para a análise da tenacidade à fractura foram maquinados primeiramente em equipamentos manuais e depois nas zonas críticas utilizaram-se equipamentos CNC (Figura 4.2-A) de modo a garantir uma melhor precisão devido à sua complexa geometria. Para além disto, todos os provetes foram sujeitos a uma limpeza exhaustiva e posterior inspecção visual.



A)



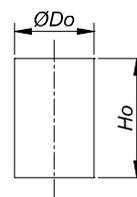
B)

Figura 4.2 - Equipamentos utilizados na maquinagem dos provetes de ensaio. A) Fresadora CNC utilizada no fabrico dos provetes de fractura. B) Torno manual utilizado no desbaste dos brutos de maquinagem.

Para realizar os ensaios de compressão necessários à obtenção da curva de escoamento do material, foram utilizados provetes cilíndricos (Figura 4.3), com diâmetro inicial $D_0 = 8\text{mm}$ e altura inicial $H_0 = 8\text{mm}$. Assim garante-se uma deformação plástica homogénea pois a relação entre a altura inicial e o diâmetro inicial dos provetes, H_0/D_0 , é mantida constante e igual a 1.



A)



B)

Figura 4.3 – Provetes cilíndricos utilizados nos ensaios de compressão. A) Aparência real. B) Representação geométrica.

Na análise da tenacidade à fractura do chumbo tecnicamente-puro utilizaram-se provetes cilíndricos duplamente entalhados (Figura 4.4) com raio exterior $r_{ext} = 15mm$, raio interior $r_a = 8.5mm$ e altura $H = 12mm$, sendo que a característica mais importante destes provetes é a espessura de ligação entre os entalhes c (limitada entre 0.8mm e 3.1mm) que possibilita confinar a deformação plástica a uma pequena região entre os entalhes.

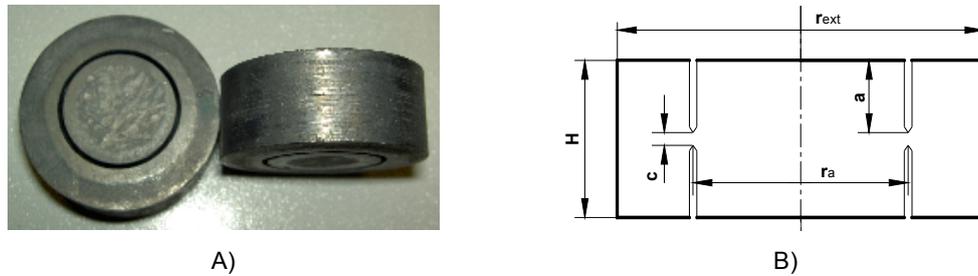


Figura 4.4 – Provetes cilíndricos duplamente entalhados utilizados nos ensaios de fractura. A) Aparência real. B) Representação geométrica.

4.2 Aparato Experimental

Neste subcapítulo iremos enumerar os principais aparelhos utilizados ao longo do decorrer desta tese de mestrado, as suas características, o seu modo geral de funcionamento e a maneira como foram calibrados. Falar-se-á também acerca do modo como foi realizada a monitorização e aquisição dos dados, finalmente apresentam-se alguns melhoramentos efectuados quer a nível estrutural de alguns equipamentos, quer a nível de software de aquisição e análise de dados.

4.2.1 Equipamentos

Os dois equipamentos a seguir mencionados estão situados nos laboratórios da Secção de Tecnologia Mecânica e são utilizados de uma forma complementar neste trabalho, visto terem funções semelhantes, mas realizarem-nas a velocidades diferentes. Em cada uma das máquinas foram realizados dois tipos diferentes de ensaios, um para efectuar a caracterização mecânica do chumbo tecnicamente puro e outro para analisar a tenacidade à fractura do mesmo, visto que em cada máquina o modo de funcionamento nos dois ensaios é semelhante, vamos enumerá-lo apenas uma vez, salvo quando existir alguma diferença.

A prensa hidráulica (Figura 4.5-A e Figura 4.7) permite velocidades de impacto entre o quasi-estático e 0.1m/s e o martelo de queda (Figura 4.5-B e Figura 4.6) atinge velocidades de impacto entre 1 e 8 m/s para os ensaios de caracterização de materiais e 1 e 13 m/s para os ensaios de tenacidade à

fractura. As principais características destas máquinas estão descritas sumariamente na Tabela 4.2 e na Tabela 4.3.

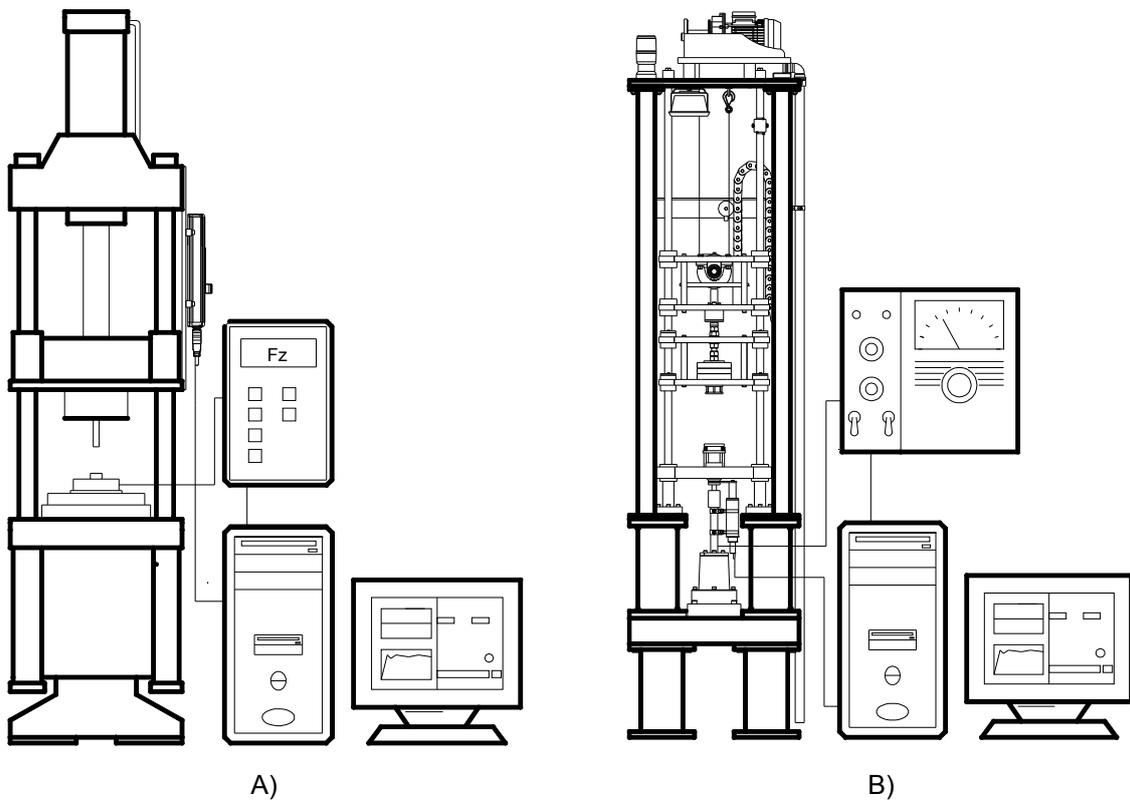


Figura 4.5 – Representação esquemática dos equipamentos e da instrumentação utilizada. A) Prensa hidráulica. B) Martelo de queda. [10]

Dimensões [mm]	7000x800x400
Curso máximo	5.2 m
Capacidade de elevação	250 kg
Peso do carro de impacto (vazio/ carga máxima)	3/20 kg
Velocidade máxima	9.8 m/s
Velocidade mínima (aconselhada)	1 m/s
Energia máxima	1020 J
Energia mínima	1.75 J
Princípio de funcionamento	Gravidade

Tabela 4.2 – Principais características do martelo de queda. [10]



A)



B)



C)

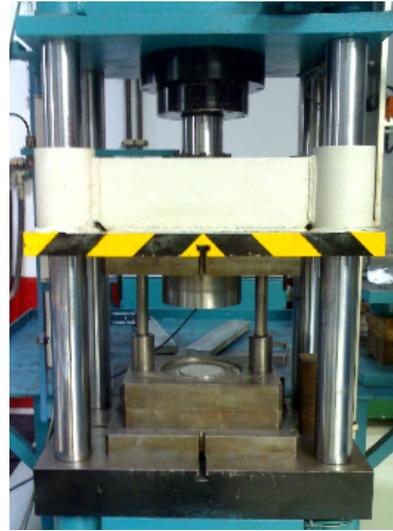
Figura 4.6 – Martelo de queda utilizado. A) Vista geral. [10] B) Pormenor do carro móvel com massas auxiliares. C) Pormenor do suporte das ferramentas.

Marca	Maquidral
Capacidade	50/20 Ton (490/196 kN)
Controlador	Bosch
Estrutura	Bancada com 4 colunas
Velocidade	Variável entre 0 e 6 m/min
Mesa	500*500 mm
Almofada	300*300 mm
Claridade	500 mm
Curso	300 mm
Potência	60 Cv (44 kW)

Tabela 4.3 – Principais características da prensa hidráulica. [53]



A)



B)

Figura 4.7 – Prensa hidráulica utilizada. A) Vista geral. B) Pormenor da mesa.

Outro equipamento muito importante neste trabalho são as ferramentas que vão deformar o material. A ferramenta utilizada para os ensaios de compressão (Figura 4.8-A) consiste simplesmente em dois discos paralelos sendo o provete esmagado entre eles. Nos ensaios de fractura a ferramenta (Figura 4.8-B) é um pouco mais complexa, não só devido ao tipo de ensaio ser diferente (um corte por arrombamento em vez de uma compressão do material), mas também porque ao ocorrer um corte por arrombamento vai ficar material preso no interior da matriz e como tal, é necessário que esta possua uma abertura lateral para que se possa retirar esse material sem que tenhamos que desmontar a ferramenta.



A)



B)



C)

Figura 4.8 – Ferramentas utilizadas para realizar os ensaios. A) Ferramenta para o ensaio de compressão. B) Ferramenta para o ensaio de fractura. C) Pormenor da ferramenta colocada no martelo de queda.

4.2.2 Monitorização

De modo a poderem ser registados os sinais provenientes dos vários aparelhos de medida existentes nos equipamentos, estes necessitam de possuir ligações físicas entre si. Como tal, seguidamente vamos passar a apresentar o modo como os transdutores de forças e deslocamentos estão ligados aos equipamentos de aquisição de dados.

Na prensa hidráulica a ferramenta está conectada a um sensor piezoeléctrico da marca Kistler e modelo 9257B (Figura 4.9-A) que por sua vez está ligado a um amplificador de sinal também da marca Kistler e modelo 5011B (Figura 4.9-B). O deslocamento do punção é medido através de um transdutor linear indutivo da marca Balluff e modelo BTL5-A11-M0600-P-S32 (Figura 4.9-E), todos estes sensores são ligados a um sistema de aquisição de dados, constituído por um conector de blocos (Figura 4.9-C) que por sua vez está ligado a uma placa da marca National Instruments e modelo PCI-6115 (Figura 4.9-D) que está colocada num computador pessoal que possui um programa para aquisição de dados baseado na linguagem Labview.



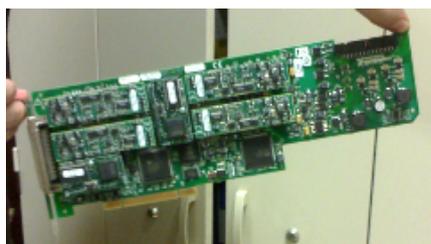
A)



B)



C)



D)



E)

Figura 4.9 – Aparelhos utilizados para aquisição de dados na prensa hidráulica. A) Transdutor piezoeléctrico. B) Amplificador de sinal. C) Conector de blocos. D) Placa de aquisição de dados. E) Transdutor linear indutivo.

No martelo de queda aquando da realização dos ensaios de compressão para caracterização do material, a ferramenta encontrava-se ligada a uma célula de carga dinâmica com quatro extensómetros de reduzida dimensão (Figura 4.10-A) da marca Vishay e modelo CEA-XX-240UZ-120, dispostos em ponte de Wheatstone [10], que por sua vez estava conectada a um amplificador de sinal (Figura 4.10-C) da marca Vishay e modelo 2100. O deslocamento era medido por um LVDT (Figura 4.10-B) da marca Solartron e modelo AC15, estes dispositivos estavam em ligados ao mesmo sistema de aquisição de dados que foi utilizado nos ensaios efectuados na prensa hidráulica.

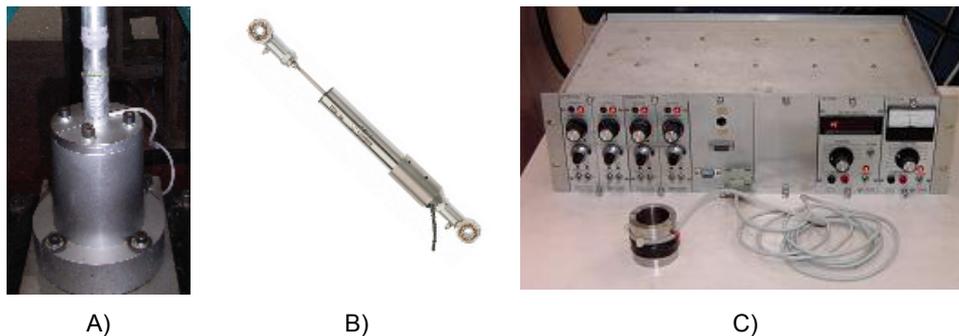


Figura 4.10 – Aparelhos utilizados para aquisição de dados dos ensaios de compressão no martelo de queda. A) Célula de carga. B) LVDT. C) Amplificador de sinal. [10]

Aquando da realização dos ensaios de fractura no martelo de queda teve que se mudar a célula de carga utilizada devido aos intensos ruídos observados, provenientes dos impactos de elevada magnitude que agora se dissipam pela estrutura do martelo, não permitindo obter uma leitura correcta das forças exercidas no ensaio. De modo a podermos utilizar outra célula de carga houve necessidade de alterar a geometria do local de encaixe do antigo dispositivo, assim construiu-se um suporte (Figura 4.11-B) para a nova célula de carga (Figura 4.11-A) da marca HBN e modelo C9B. Realizou-se de seguida todos os ensaios com este novo equipamento para que os resultados obtidos sejam coerentes e passíveis de comparação.

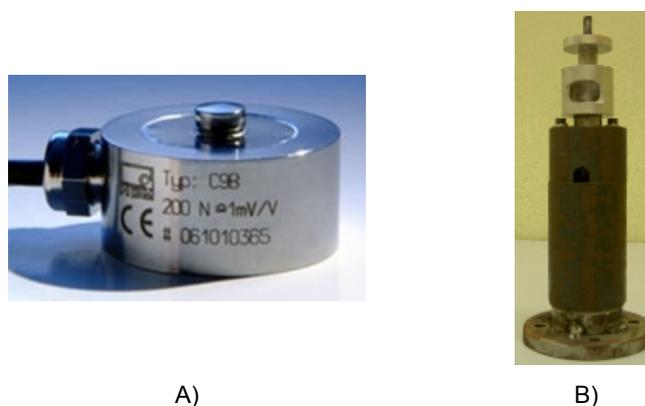


Figura 4.11 – Aparelhos utilizados para aquisição de dados dos ensaios de fractura no martelo de queda. A) Célula de carga. B) Estrutura de suporte da nova célula de carga.

De modo a assegurar a veracidade dos resultados obtidos, após possuímos todos os equipamentos correctamente montados e antes de começarmos a realizar os ensaios propriamente ditos, vamos efectuar as calibrações dos principais aparelhos de medição. Esta decisão deveu-se a estes equipamentos estarem a ser constantemente sujeitos a impactos de elevada magnitude, o que pode alterar as propriedades dos materiais que constituem as células de carga e consequentemente as constantes de calibração obtidas anteriormente.

A célula de carga utilizada para os ensaios de compressão no martelo de queda, foi calibrada utilizando o sensor piezoeléctrico Kistler 9257B, que foi sujeito a ensaios efectuados a diferentes alturas e conseqüentemente, diferentes velocidades e energias. Devido aos testes efectuados se considerem de impacto, os valores obtidos nesta calibração correspondem aos máximos de carga, permitindo assim para além de obter a calibração da célula, verificar que o seu comportamento não depende da velocidade de impacto.

Comparando num gráfico a força lida no transdutor piezoeléctrico (F) em função da voltagem obtida na célula de carga (V), para ensaios realizados nas mesmas condições, vamos obter a constante de calibração da célula de carga ((4.1). Devido a nenhum destes aparelhos possuir sistemas para leitura directa, para conseguirmos efectuar a calibração foi necessário ligá-los a um sistema de aquisição de dados.

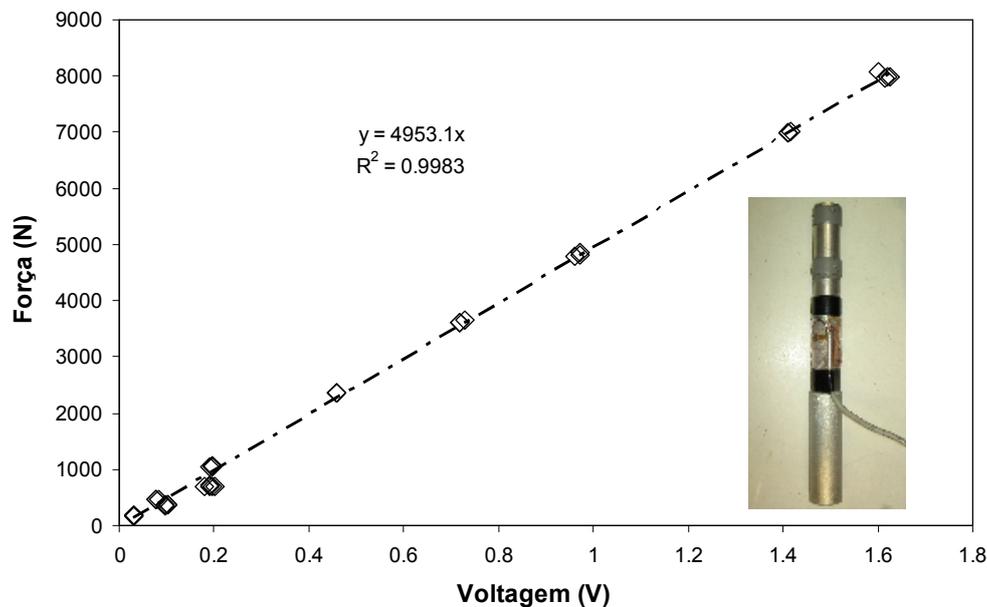


Figura 4.12 – Gráfico obtido aquando da calibração da célula de carga para os ensaios de compressão, representa os valores da força obtidos no piezoeléctrico em função da voltagem obtida na célula de carga.

$$F(V) = 4953.1 \times V \quad [N] \quad (4.1)$$

Aquando da realização dos ensaios de fractura no martelo de queda, como foi referido anteriormente, houve necessidade de mudar de célula de carga, uma vez que o valor da constante de calibração é fornecida pelo fabricante, não existe necessidade de uma nova calibração da nossa parte. O valor da constante de calibração é de 5000.

O LVDT foi calibrado com o auxílio de um micrómetro da marca Mitutoyo DIGIMATIC e da série 164 (Figura 4.13-A). Devido ao modo de funcionamento do LVDT (Figura 4.13-B), o procedimento de calibração consistiu em ligar fisicamente os dois aparelhos e seguidamente variar a posição do micrómetro (P) e por consequência alterar também a voltagem do LVDT (V) (Figura 4.13-C), colocando uma grandeza em função da outra vamos obter um gráfico (Figura 4.14) de onde é possível retirar a constante de calibração do LVDT.

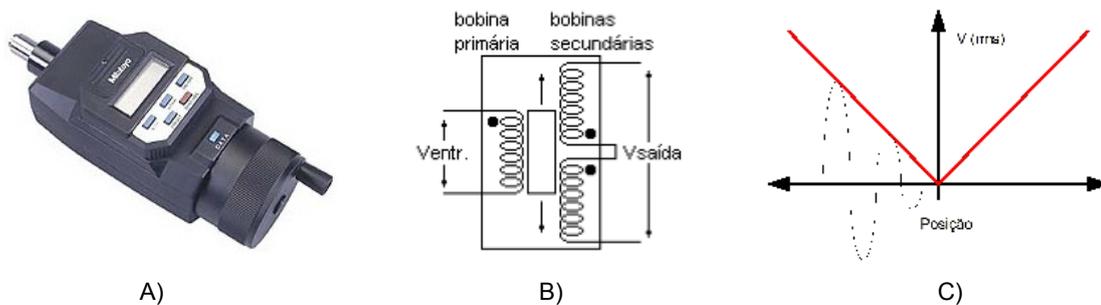


Figura 4.13 – Aparelhos utilizados para a calibração do LVDT e seu modo de funcionamento. A) Micrómetro digital. B) Estrutura constituinte do LVDT e seu modo de funcionamento. C) Sinal do LVDT em função de deslocamento do núcleo móvel. [10]

Este gráfico possui duas zonas de voltagem simétricas, variando apenas o sinal do declive das linhas de tendência, assim é correcto utilizar apenas uma função (a média entre ambas) para as duas zonas (Equação (4.2)).

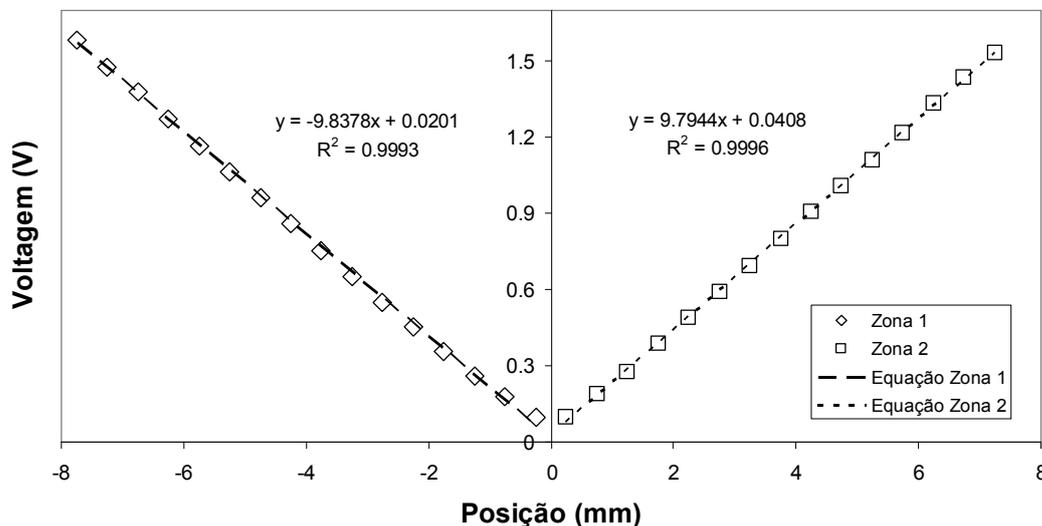


Figura 4.14 – Gráfico obtido aquando da calibração do LVDT, representa os valores da amplitude pico a pico do LVDT em função do deslocamento do micrómetro digital

$$P(V) = 9.8161 \times V \quad [mm] \quad (4.2)$$

De referir ainda que para controlarmos a variação da posição do micrómetro existe um pequeno LCD onde podemos ver esse valor, no entanto, para sabermos a variação da amplitude do LVDT, tal como acontece para a célula de carga e para o sensor piezoeléctrico, existe necessidade de ligar o LVDT a um sistema de aquisição de dados.

4.2.3 Melhoramentos

Ao longo dos meses em que foi desenvolvido este trabalho, surgiram várias necessidades de melhoramentos, por exemplo a nível estrutural dos equipamentos ou ao nível dos programas de aquisição e tratamento de dados. São pequenas alterações como as que vão ser referidas seguidamente que resolvem os problemas existentes e melhoram, na generalidade dos casos, a qualidade dos resultados obtidos.

Começemos por falar no modo como os provetes de fractura foram fabricados, sendo esta talvez a inovação mais importante de todo o desenvolvimento realizado e que irá servir de modelo para futuros trabalhos nesta área. Assim, passou-se de uma situação em que os entalhes dos provetes eram feitos num equipamento manual, com todas as imprecisões dimensionais que isso implica, para um equipamento de comando numérico (Figura 4.2-A) que para além de ser mais preciso e uniforme, pois produz todos os provetes da mesma maneira, tem a vantagem adicional de diminuir bastante o tempo de produção dos mesmos.

Outra inovação, já referida neste texto, é a criação de um sistema de suporte para uma nova célula de carga, pois o aparelho que existia anteriormente não estava a funcionar como era necessário.

A primeira alteração estrutural feita no martelo de queda consistiu no desenvolvimento de um sistema para esticar as barras de guiamento do carro móvel (Figura 4.15), pois estas vibravam bastante quando o carro móvel era largado do topo do aparelho. Após esta alteração obteve-se uma diminuição do atrito entre o carro móvel e as barras, o que permite atingir maiores velocidades de impacto.

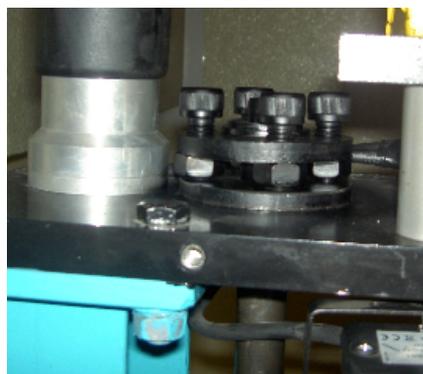


Figura 4.15 – Sistema para esticar as barras

Outra alteração estrutural efectuada no martelo de queda ocorreu ao nível do modo como a leitura da altura do carro móvel é feita. Foi retirado o anterior sistema electrónico que possuía bastantes problemas de funcionamento, substituindo-se por um sistema mecânico tipo fita métrica, que além de permitir uma leitura muito mais fácil, não apresenta qualquer tipo de problema de funcionamento.

Seguidamente vou referir alguns programas que foram criados em linguagem Labview para realizar a aquisição e tratamento de dados provenientes dos ensaios.

O “programa do martelo” serve para fazer a aquisição de dados dos ensaios e consiste numa interface muito simples e intuitiva que permite visualizar o sinal proveniente do LVDT e da célula de carga em função do tempo, permitindo gravar os dados que está a ler com uma frequência de 250000 Hz durante dois segundos, o que perfaz 500000 samples em cada ficheiro.

Para o tratamento dos dados dos ensaios de compressão foram criados vários programas também em labview, que se apresentam como uma alternativa viável à comum folha de cálculo do Microsoft Excel, tendo um interface gráfico mais agradável e sendo de mais fácil e intuitiva utilização.

O programa “filtragem das forças” serve para transformar os dados correspondentes a um gráfico força-deslocamento, obtido directamente do programa de aquisição de dados, num gráfico tensão-extensão.

O programa “filtragem tensão-extensão”, possui uma interface muito semelhante ao programa e tem como objectivo transformar os dados correspondentes a um gráfico tensão-extensão em dados de que possam ser aproximados a uma das várias leis de comportamento de material pré-existentes no programa.

Por fim vou mencionar o programa “filtragem total” que é o mais polivalente, mas também o mais complexo de todos pois possui uma interface com várias janelas que podem ser seleccionadas para visualização individual. Este programa permite tratar os dados que são recolhidos directamente do ensaio até à sua forma final como aproximação a uma lei de comportamento do material. Assim a primeira janela permite realizar uma filtragem inicial dos dados (Figura 4.16-A), desprezando samples que não possuem dados importantes, na segunda janela apresentam-se os gráficos de força e deslocamento em função do tempo já com as constantes de calibração contabilizadas, a terceira janela permite fazer uma aproximação aos picos máximos do LVDT de modo a verificarmos a velocidade a que ocorre o ensaio, na quarta janela podemos apenas visualizar o gráfico do deslocamento em função do tempo no local correspondente ao tipo de aproximação que foi feito na janela anterior, a quinta janela permite fazer o ajuste de vários polinómios à curva força-deslocamento (feita com base da força e deslocamentos filtrados na janelas anteriores) de modo a verificar qual se adapta melhor a esta (Figura 4.16-B), por fim a sexta e última janela permite então obter um gráfico

tensão-extensão (baseado no ajuste realizado ao gráfico força-deslocamento da janela anterior) e a sua aproximação a uma das várias leis de comportamento de material disponíveis

Para o tratamento dos dados dos ensaios de fractura, não se realizou nenhum programa em labview pois este teria de ser de uma complexidade extrema e face ao razoável desempenho do Microsoft Excel, não se justifica a elaboração de um programa complexo, que iria trazer poucas vantagens.

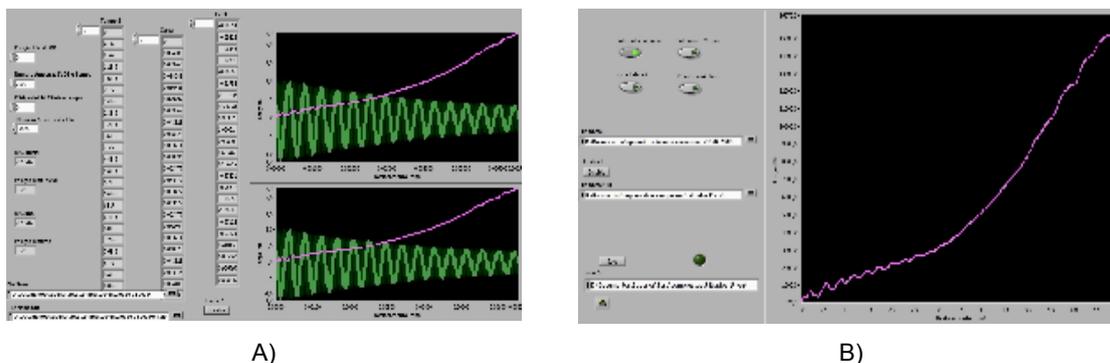


Figura 4.16 – Programas realizados em Labview. A) Filtragem inicial dos dados no programa “filtragem total”. B) Ajuste de um dos vários polinómios pré-definidos á curva força-deslocamento.

4.3 Plano de Ensaios

Para a realização dos ensaios de compressão, não existia um plano rígido para seguir, antes pelo contrário, partiu-se de uma ideia base das condições a que os ensaios se teriam que realizar (Tabela 4.4) e à medida que os resultados eram analisados, procedeu-se às alterações das condições do ensaio (quantidade de massa colocada no carro de impacto ou altura a que este era lançado), de modo a obtermos melhores resultados finais.

Velocidade (m/s)	Altura (m)	Massa (Kg)
8	5.2	7
7	4.5	9
6	4	11
4.5	3	14
3.5	2	17
2.8	1	20
2.2	0.5	27
1.5	0.2	35

Tabela 4.4 – Condições a que os ensaios foram inicialmente realizados.

Devido a termos estabelecido como meta, um valor para a extensão, quando diminuímos a velocidade do ensaio, temos que aumentar a massa com que ele se realiza, de modo a fornecer a energia necessária para obtermos a extensão pretendida.

De referir ainda que inicialmente se pretendia realizar os ensaios de compressão a velocidade de deformação constante, no entanto tal não foi possível (apesar de várias tentativas e alterações realizadas no modo de efectuar os ensaios) devido a limitações estruturais dos equipamentos utilizados. Assim os ensaios realizaram-se a velocidade de impacto constante e aquando da análise dos dados, com ajuda de alguma manipulação matemática conseguiu-se colocar a lei do material em função da velocidade de deformação.

Em relação aos ensaios de fractura, existiu uma estratégia bem definida para seguir que combina as duas grandezas que se pretendem variar, são elas a velocidade a que se realiza o ensaio e a espessura de ligação do provete a ensaiar. Podemos ver (Tabela 4.5) que para cada velocidade de ensaio, são verificadas todas as espessuras de ligação.

		Velocidade de ensaio (m/s)							
		0.01	1	2	4	6	8	10	13
Espessura de ligação c (mm)	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8	0.8
	1.2	1.2	1.2	1.2	1.2	1.2	1.2	1.2	1.2
	1.8	1.8	1.8	1.8	1.8	1.8	1.8	1.8	1.8
	2.1	2.1	2.1	2.1	2.1	2.1	2.1	2.1	2.1
	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7
	3.1	3.1	3.1	3.1	3.1	3.1	3.1	3.1	3.1

Tabela 4.5 – Características dos provetes e dos ensaios a realizar, para a análise da tenacidade à fractura.

5 Resultados e Discussão

Este capítulo desenvolve-se em torno da avaliação dos dados experimentais obtidos nos ensaios de caracterização mecânica e de análise da tenacidade à fractura do material, efectua-se também a comparação destes resultados com os obtidos através da simulação numérica realizada num programa de elementos finitos.

5.1 Caracterização do Comportamento Mecânico

Relativamente à caracterização de materiais apresenta-se de seguida a curva força-deslocamento, a curva tensão-extensão e a equação de Voce tanto em função da velocidade de impacto e da extensão como em função da velocidade de deformação e da extensão. Resultados estes que são essenciais para a realização dos ensaios teóricos no software de elementos finitos.

5.1.1 Curva Força-Deslocamento

Obtiveram-se várias curvas força-deslocamento (Figura 5.1) em função das várias velocidades de ensaio que foram testadas, curvas estas que como foi referido no capítulo anterior, são determinadas a partir de ensaios de compressão realizados em duas máquinas distintas, uma prensa hidráulica e um martelo de queda. Na prensa hidráulica devido às suas limitações dinâmicas apenas se realizaram ensaios a 0.016 m/s, por sua vez no martelo de queda a gama de velocidade de ensaio estendeu-se entre 1 e 8 m/s.

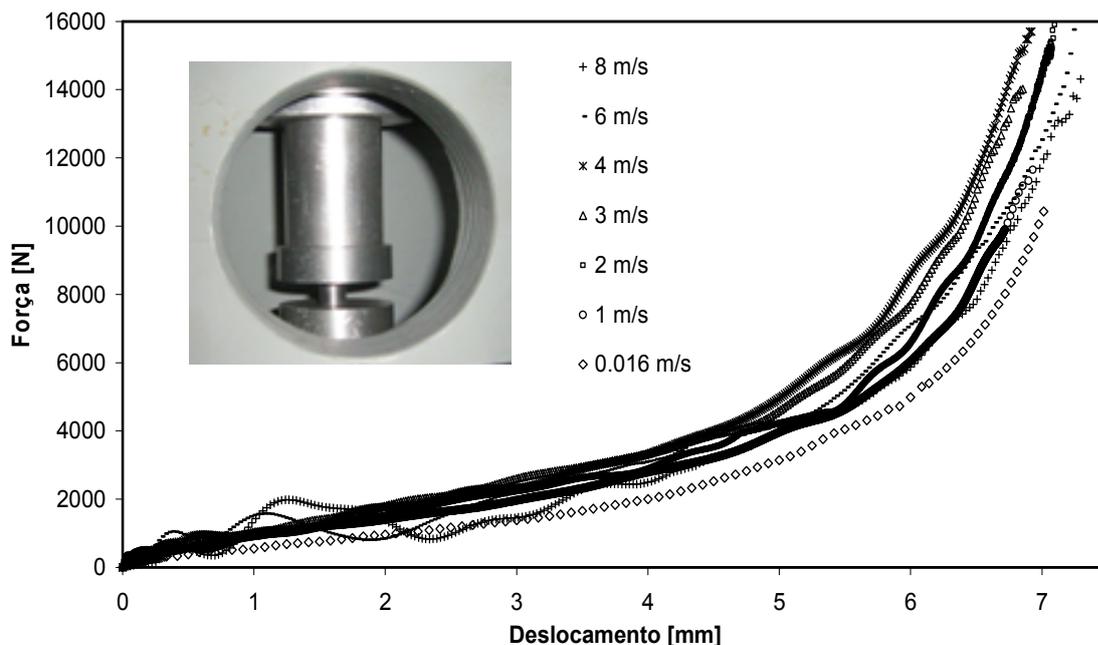


Figura 5.1– Evolução das curvas Força-Deslocamento em função da velocidade dos ensaios de compressão.

5.1.2 Curva Tensão-Extensão

Os valores presentes nas curvas anteriores são directamente convertidos em valores de tensão e extensão (Figura 5.2) através das equações de tensão e extensão verdadeira (Equação (5.1) e Equação (5.2)).

$$\sigma_i = \frac{F_i}{A_i} \quad (5.1)$$

$$\varepsilon_i = \ln\left(\frac{H_i}{H_0}\right) \quad (5.2)$$

Onde σ_i e ε_i são a tensão e a extensão verdadeira, F_i , A_i e H_i são respectivamente a força, a área e a altura do provete correspondente ao instante i do ensaio e H_0 refere-se á altura inicial do provete.

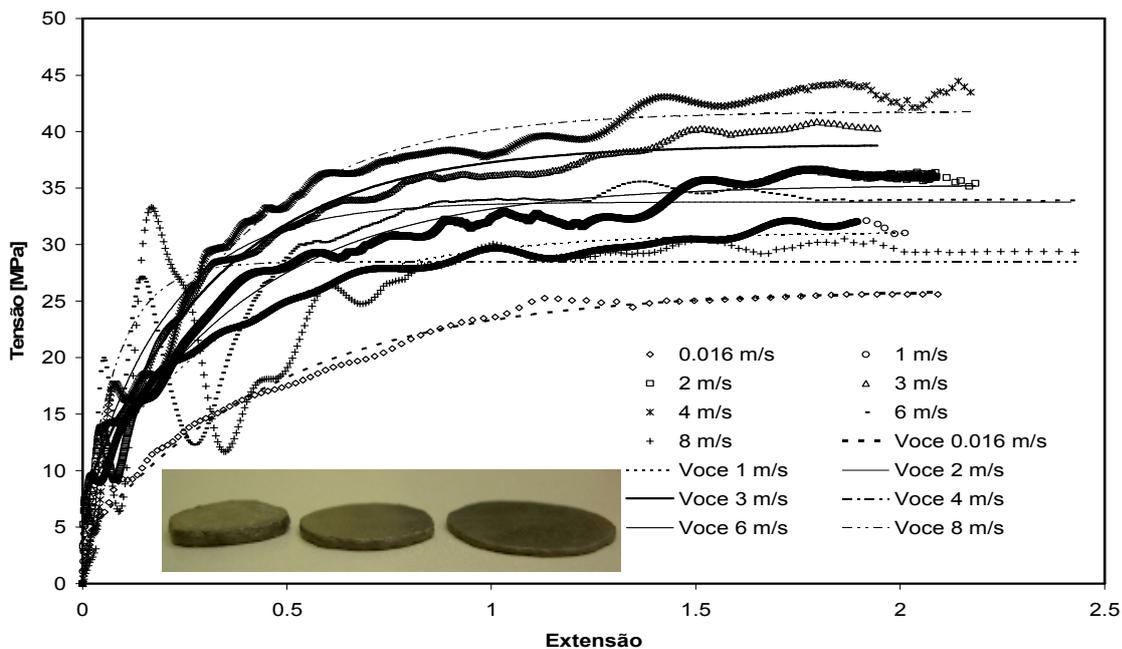


Figura 5.2– Evolução das curvas tensão-extensão em função da velocidade de ensaio e ajuste das mesmas em função da velocidade de deformação recorrendo à equação de Voce.

5.1.3 Equação de Voce em Função da Velocidade do Ensaio e da Extensão

De entre várias aproximações que foram feitas aos gráficos anteriores a lei de Voce é a mais apropriada. Este tipo de equação tem três parâmetros que dependem exclusivamente das condições sob as quais o ensaio é executado (tensão, velocidade de deformação e temperatura).

Uma vez que o fenómeno de recristalização do chumbo só se verifica acima dos 373 °K e estes ensaios foram realizados bastante abaixo desse valor, podemos desprezar a influência da temperatura nesta correlação sem perder fiabilidade nos resultados. Assim a equação de Voce ((5.3)) fica apenas dependente da extensão e da velocidade de deformação.

$$\sigma(\varepsilon; v_{comp}) = A - B \cdot e^{(-C \cdot \varepsilon)} \quad (5.3)$$

Os parâmetros A e B quantificam-se em MPa, C é um coeficiente adimensional. A optimização destes parâmetros foi executada computacionalmente utilizando um programa elaborado em LabView, o qual efectua o ajuste do modelo empírico de Voce aos pontos experimentais presentes no gráfico tensão-extensão. Na Tabela 5.1 estão descritos os valores dos parâmetros de Voce para cada da velocidade do ensaio (v_{ensaio}) obtida ou em alternativa para cada velocidade de deformação inicial ($\dot{\varepsilon}_{inic.}$) registada.

$v_{ensaio} (ms^{-1})$	A [MPa]	B [MPa]	C [adim]
0.016	26.02196	22.21771	2.103584
1	31.10382	23.08121	2.706273
2	35.29725	28.1438	2.575776
3	38.85705	31.37434	2.993774
4	41.78613	37.33461	3.1183
6	33.77224	27.19884	4.899211
8	28.48553	23.59528	11.65749

Tabela 5.1 – Parâmetros da equação de Voce para ajuste do comportamento mecânico do chumbo sob condições de diferentes velocidades de ensaio ou diferentes velocidades de deformação inicial.

Após alguma manipulação matemática obtiveram-se as equações que expressam a evolução dos parâmetros A , B e C da equação de Voce em função da velocidade de ensaio.

$$A(v_{ensaio}) = 0.05191011 \ 16104624 \ v_{ensaio}^4 - 0.77304344 \ 9606294 \ v_{ensaio}^3 + 2.62403708 \ 844825 \ v_{ensaio}^2 + 2.17906241 \ 05511 \ v_{ensaio} + 26.2386562 \ 885308$$

$$B(v_{ensaio}) = 0.09630825 \ 30817266 \ v_{ensaio}^4 - 1.52577379 \ 218571 \ v_{ensaio}^3 + 6.74230672 \ 54653 \ v_{ensaio}^2 - 5.48016120 \ 771517 \ v_{ensaio} + 22.5727472 \ 255575$$

$$C(v_{ensaio}) = 0.00409798819642112 \ v_{ensaio}^4 - 0.0108866705665449 \ v_{ensaio}^3 - 0.0911221467507604 \ v_{ensaio}^2 + 0.51749367584519 \ v_{ensaio} + 2.13418691179386$$

Para uma mais fácil identificação dos coeficientes utilizados nas equações anteriores, estes foram organizados na Tabela 5.2.

	A [MPa]	B [MPa]	C [adim]
v_{comp}^4	0.0519101116104624	0.0963082530817266	0.00409798819642112
v_{comp}^3	-0.773043449606294	-1.52577379218571	-0.0108866705665449
v_{comp}^2	2.62403708844825	6.7423067254653	-0.0911221467507604
v_{comp}^1	2.1790624105511	-5.48016120771517	0.51749367584519
v_{comp}^0	26.2386562885308	22.5727472255575	2.13418691179386

Tabela 5.2 - Valores dos coeficientes que caracterizam a evolução dos parâmetros A , B e C da equação de Voce em função da velocidade de compressão.

A Figura 5.3 representa a evolução da tensão em função da extensão e da velocidade de ensaio. É evidente um inicial aumento do valor da tensão em função da extensão à medida que a velocidade de ensaio aumenta. No entanto, após esta atingir um determinado valor a relação tensão-extensão começa a diminuir a sua magnitude, fenômeno que poderá estar relacionado com a variável temperatura, através do efeito de amaciamento do material, como foi referido na análise teórica desta tese.

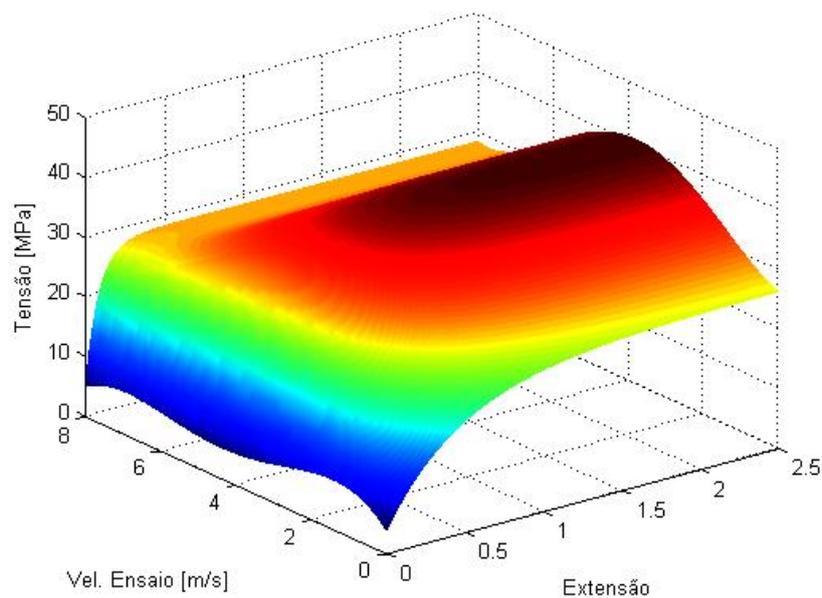


Figura 5.3 - Evolução das curvas tensão-extensão em função da velocidade de ensaio

5.1.4 Equação de Voce em Função da Velocidade de Deformação e da Extensão

A caracterização de materiais neste trabalho foi feita, como se referiu anteriormente, com o objectivo de após a lei de comportamento do material estar escrita, esta fosse introduzida no software I-Form de modo a que se pudesse realizar a simulação teórica dos ensaios de fractura.

No entanto, para que a equação de escoamento do material possa ser introduzida no programa, esta tem que estar expressa em função da velocidade de deformação e da extensão. Como foi impossível realizar os ensaios de compressão a velocidade de deformação ($\dot{\epsilon}$) constante, devido às limitações dos equipamentos utilizados, estes acabaram por ser efectuados a velocidade de ensaio (v_{ensaio}) constante, tendo sido os resultados desse estudo apresentados na secção anterior.

Seguidamente apresentam-se os argumentos matemáticos que permitem a manipulação da lei de comportamento do material de modo a que esta esteja apta a ser utilizada no software de elementos finitos.

A velocidade de ensaio v_{ensaio} , está relacionada com a velocidade de deformação $\dot{\epsilon}$, por

$$\dot{\epsilon} = \frac{v_{ensaio}}{h} \quad (5.4)$$

Rearranjando a expressão, podemos escrevê-la na seguinte forma

$$h = \frac{v_{ensaio}}{\dot{\epsilon}} \quad (5.5)$$

Considerando que a extensão verdadeira ϵ nos ensaios de compressão é dada por

$$\epsilon = \ln\left(\frac{h_0}{h}\right) \Rightarrow h = \frac{h_0}{\exp(\epsilon)} \quad (5.6)$$

Igualando as expressões anteriores

$$\frac{v_{ensaio}}{\dot{\epsilon}} = \frac{h_0}{\exp(\epsilon)} \Leftrightarrow v_{ensaio} = \dot{\epsilon} \cdot \frac{h_0}{\exp(\epsilon)} \quad (5.7)$$

Obtendo-se a seguinte expressão que relaciona a velocidade de ensaio com a velocidade de deformação, em que a única variável incorporada é a extensão

Substituindo nas equações que expressam a evolução dos parâmetros A , B e C da equação de Voce em função da velocidade de ensaio, esta pela variável de substituição $\dot{\epsilon} \cdot \frac{h_0}{\exp(\epsilon)}$, obtém-se a evolução dos parâmetros de Voce em função da velocidade de deformação $\dot{\epsilon}$ e da extensão ϵ .

$$A(\varepsilon; \dot{\varepsilon}) = 2.12623817156453E-10 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right)^4 - 3.95798246198422E-07 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right)^3 + 0.000167938373660687 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right)^2 + 0.0174324992844088 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right) + 26.2386562885308$$

$$B(\varepsilon; \dot{\varepsilon}) = 3.94478604622751E-10 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right)^4 - 7.81196181599083E-07 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right)^3 + 0.000431507630429778 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right)^2 - 0.0438412896617213 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right) + 22.5727472255576$$

$$C(\varepsilon; \dot{\varepsilon}) = 1.67853596525409E-11 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right)^4 - 5.57397533007105E-09 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right)^3 - 5.83181739204864E-06 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right)^2 + 0.00413994940676151 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\exp(\varepsilon)} \right) + 2.13418691179386$$

Novamente para uma mais fácil identificação dos coeficientes utilizados nas equações anteriores, estes foram organizados na Tabela 5.3.

	A [MPa]	B [MPa]	C [adim]
$\dot{\varepsilon} \cdot \frac{h_0^4}{\exp(\varepsilon)}$	2.12623817156453E-10	3.94478604622751E-10	1.67853596525409E-11
$\dot{\varepsilon} \cdot \frac{h_0^3}{\exp(\varepsilon)}$	-3.95798246198422E-07	-7.81196181599083E-07	-5.57397533007105E-09
$\dot{\varepsilon} \cdot \frac{h_0^2}{\exp(\varepsilon)}$	0.000167938373660687	0.000431507630429778	-5.83181739204864E-06
$\dot{\varepsilon} \cdot \frac{h_0^1}{\exp(\varepsilon)}$	0.0174324992844088	-0.0438412896617213	0.00413994940676151
$\dot{\varepsilon} \cdot \frac{h_0^0}{\exp(\varepsilon)}$	26.2386562885308	22.5727472255576	2.13418691179386

Tabela 5.3 - Valores dos coeficientes que caracterizam a evolução dos parâmetros A , B e C da equação de Voce em função da velocidade de deformação e da extensão.

Substituindo-os posteriormente na equação de Você (Equação (5.8)) iremos obter a expressão que pretendíamos desde o início deste estudo.

$$\sigma(\varepsilon; \dot{\varepsilon}) = A - B \cdot e^{(-C \cdot \varepsilon)} \quad (5.8)$$

De referir ainda que devido às manipulações matemáticas efectuadas e também às condições em que os ensaios foram realizados, os resultados apresentados anteriormente apenas são válidos para velocidades de deformação inferiores a 1000 s^{-1} .

A Figura 5.4 mostra a evolução da tensão em função da extensão e da velocidade de deformação. É perceptível o aumento do valor da tensão em função da extensão à medida que a velocidade de deformação aumenta.

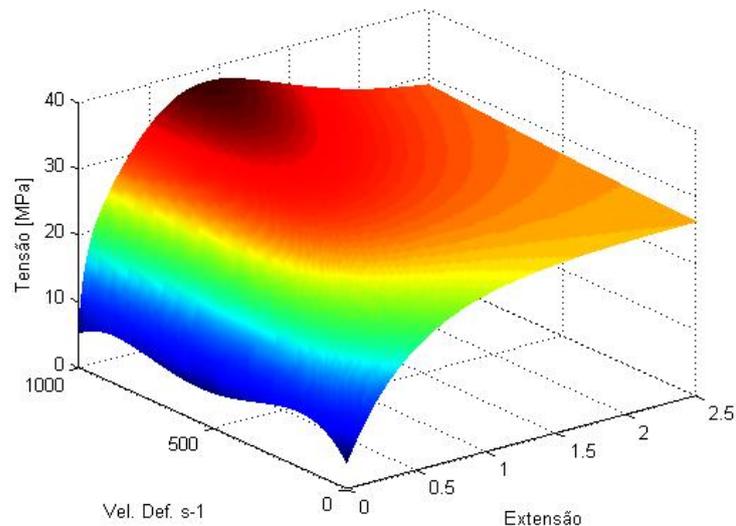


Figura 5.4 - Evolução das curvas tensão-extensão em função da velocidade de deformação

5.2 Caracterização da Tenacidade à Fractura

Neste subcapítulo referente à análise da tenacidade à fractura é apresentada primeiramente a evolução da carga em função do deslocamento do punção para as várias velocidades de ensaio utilizadas. Seguidamente baseado no princípio de que a formação e propagação da fissura ocorre para o valor de carga máxima são apresentados gráficos para ilustrar a evolução da força máxima em função da espessura de ligação e a evolução do trabalho específico também em função da espessura de ligação dos provetes, por fim mostra-se um gráfico tridimensional da tenacidade à fractura em função da espessura de ligação e da velocidade do ensaio.

5.2.1 Curvas Força-Deslocamento

As figuras seguintes mostram a evolução da carga em função do deslocamento para diferentes espessuras de ligação (c) dos provetes e para as várias velocidades de ensaio desde o quasi-estático até próximo dos 13 m/s. A influência da velocidade de ensaio pode ser verificada pela comparação dos diferentes gráficos entre si.

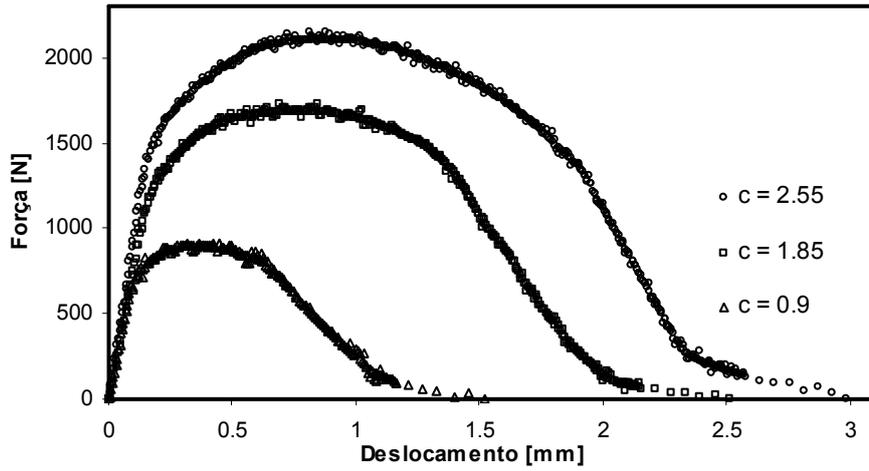


Figura 5.5 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 0.001 m/s.

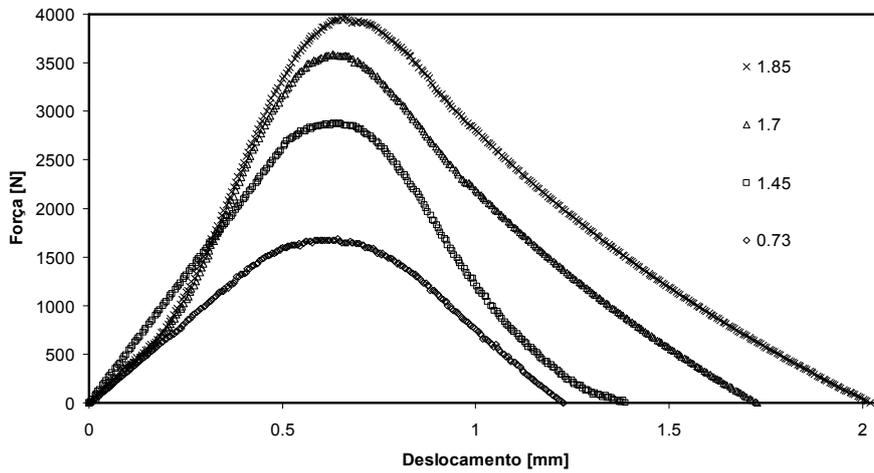


Figura 5.6 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 4 m/s.

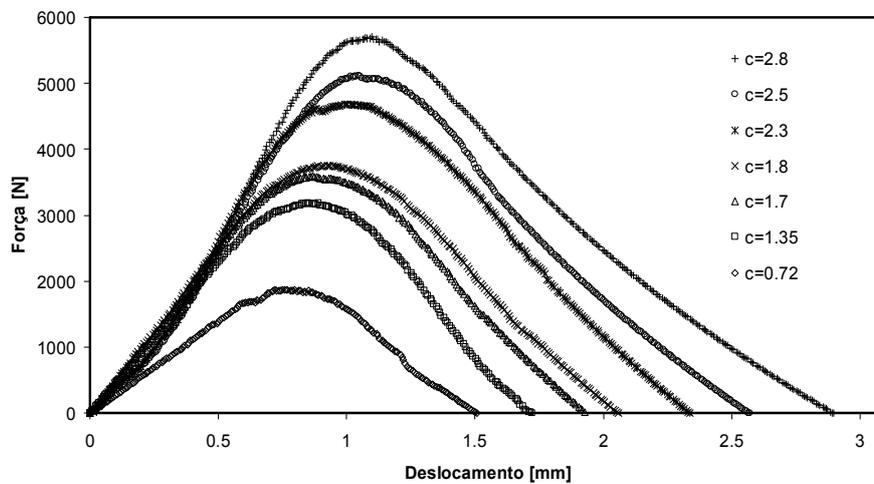


Figura 5.7 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 6 m/s.

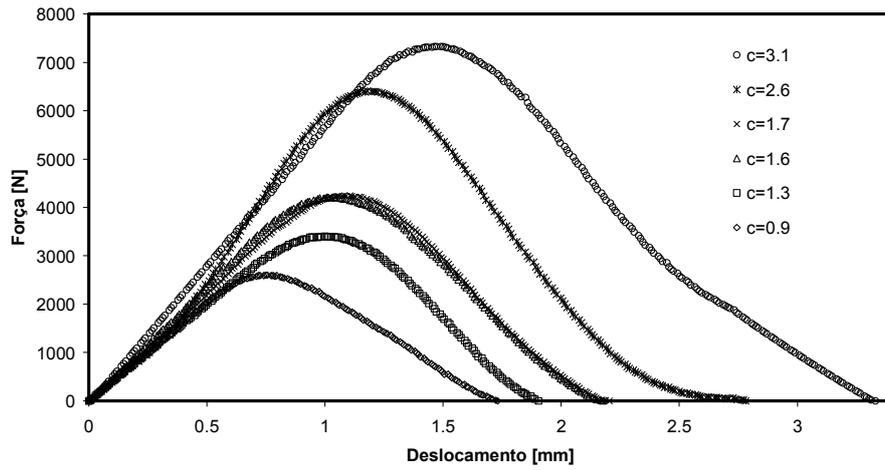


Figura 5.8 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 8 m/s.

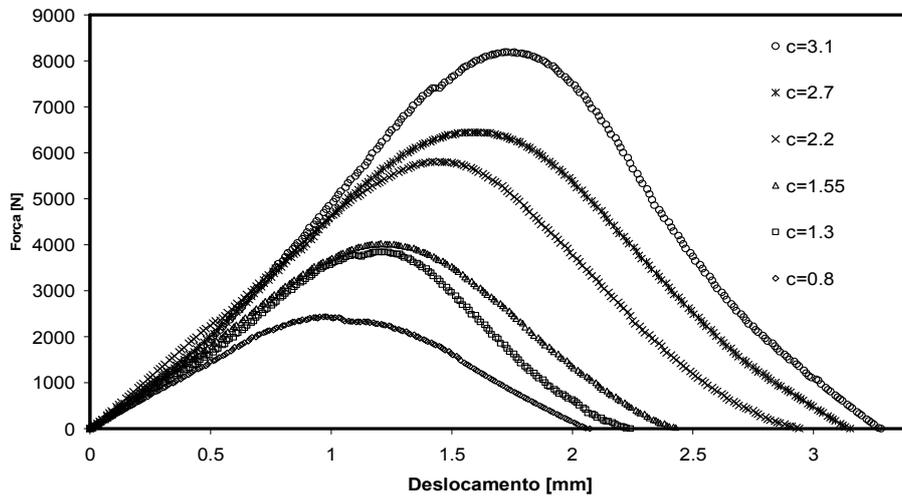


Figura 5.9 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 10 m/s.

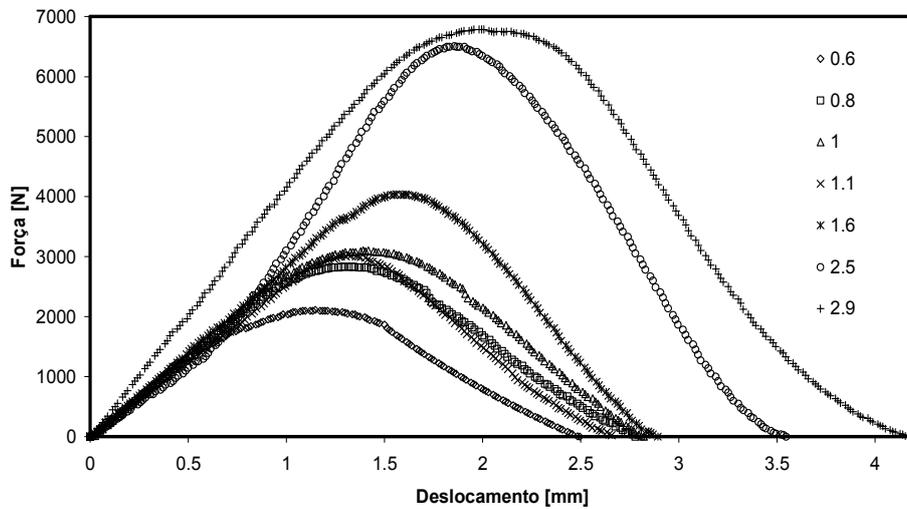


Figura 5.10 - Evolução da carga (N) em função do deslocamento (mm) para vários valores de c (mm) a uma velocidade de ensaio de 13 m/s.

5.2.2 Evolução da Tenacidade à Fractura R

Pode-se observar mais facilmente a influência da velocidade de deformação ao colocarmos as forças máximas em função da espessura do entalhe dos provetes de fractura (c) para as diferentes velocidades de ensaio (Figura 5.11). Da análise deste gráfico verifica-se que para a mesma velocidade de ensaio à medida que c aumenta a força máxima aumenta também. Para além disto mantendo constante a espessura dos entalhes, os valores de força máxima aumentam com o aumento da velocidade do ensaio, até atingirem uma saturação para velocidades na ordem dos 10 m/s.

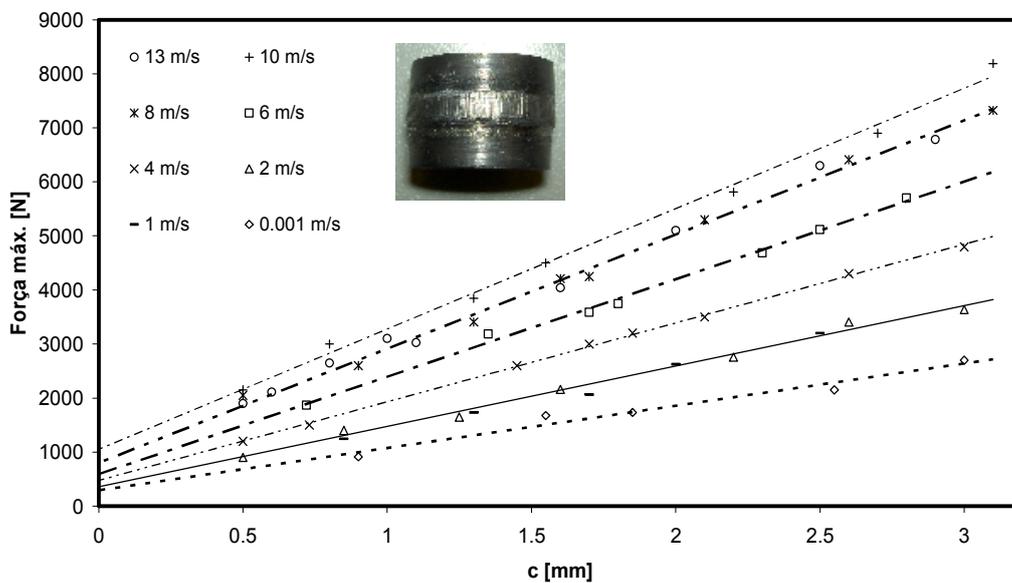


Figura 5.11 – Evolução das forças máximas em função da espessura de ligação c para as diversas velocidades em que se efectuaram os ensaios.

Considerando a geometria dos provetes e as cargas máximas envolvidas, é possível demonstrar que uma fissura se inicia quando há uma quantidade de energia suficiente para realizar fractura no material, existindo uma relação directa entre a carga máxima de corte e o comprimento da ligação entre entalhes. A energia por unidade de volume requerida na abertura da fissura, identificada como a tenacidade à fractura dúctil R , pode ser obtida a partir da Equação (5.9).

$$R = \frac{W}{2\pi r_a c} \quad [KJ/m^2] \quad (5.9)$$

Onde c é a espessura de ligação entre entalhes, r_a o raio interior do provete e W é a energia necessária para iniciar a abertura da fissura, esta última grandeza é calculada através da integração

directa (Equação (5.10)) da carga máxima proveniente das curvas força-deslocamento, apresentadas anteriormente.

$$W = \int_0^{x_{F_{m\acute{a}x}}} F dx \quad [N.mm] \quad (5.10)$$

Verifica-se que o valor da energia consumida na deformação plástica e na formação de micro-fissuras (Figura 5.12) até ao instante em que inicia a abertura da fissura, aumenta com a velocidade do ensaio e com o comprimento da ligação entre entalhes (c).

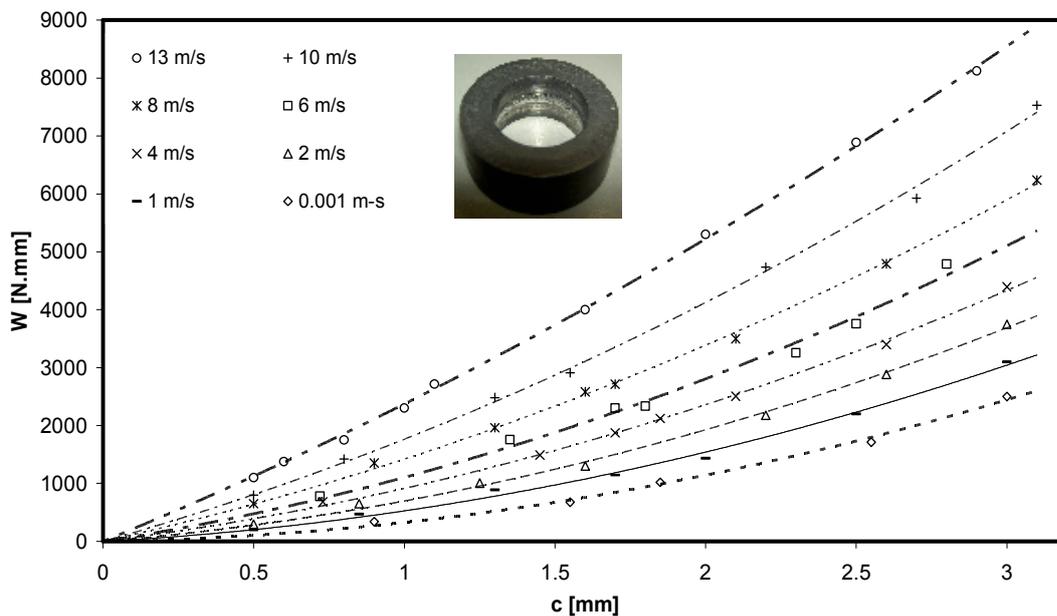


Figura 5.12 – Evolução da energia W em função da espessura de ligação para as diversas velocidades em que se efectuaram os ensaios.

Como culminar dos cálculos efectuados até agora, apresenta-se na Figura 5.13 a evolução da energia por unidade de área de secção resistente (R) em função do comprimento da ligação entre entalhes para as diversas velocidades de ensaio utilizadas e na Figura 5.14 a evolução da energia por unidade de área de secção resistente (R) em função da velocidade a que se realizaram os ensaios de fractura, para os vários comprimento da ligação entre entalhes. Pode verificar-se em ambos os gráficos que os valores de R têm um crescimento linear com o aumento do comprimento de ligação entre entalhes, bem como com o aumento da velocidade de ensaio.

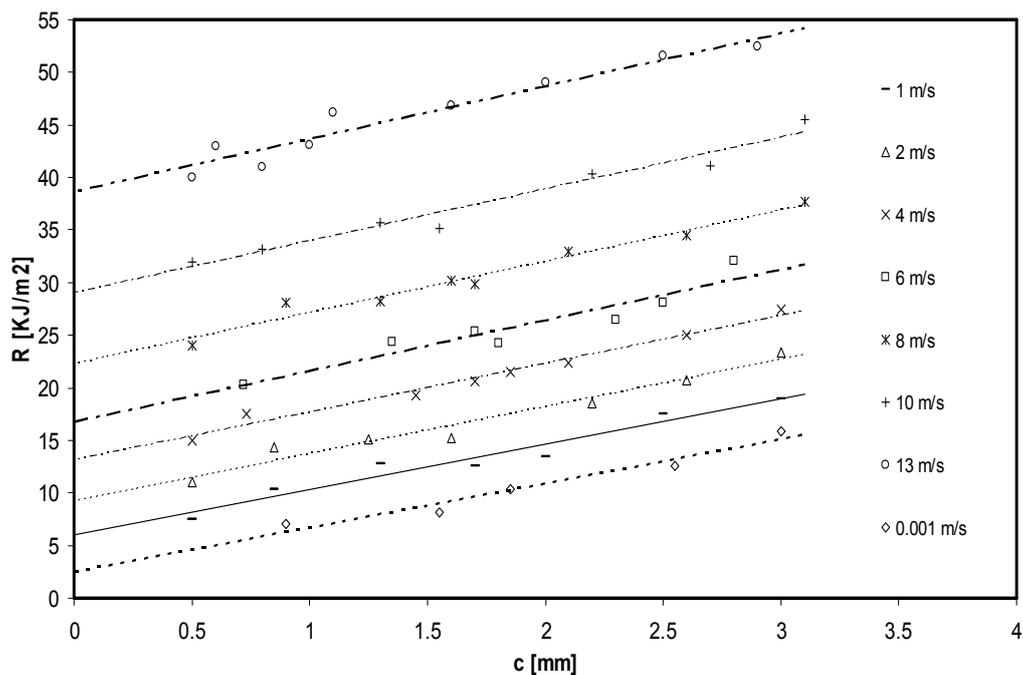


Figura 5.13 – Evolução da energia por unidade de área de secção resistente (R) em função do comprimento da ligação entre entalhes para as diversas velocidades de ensaio utilizadas.

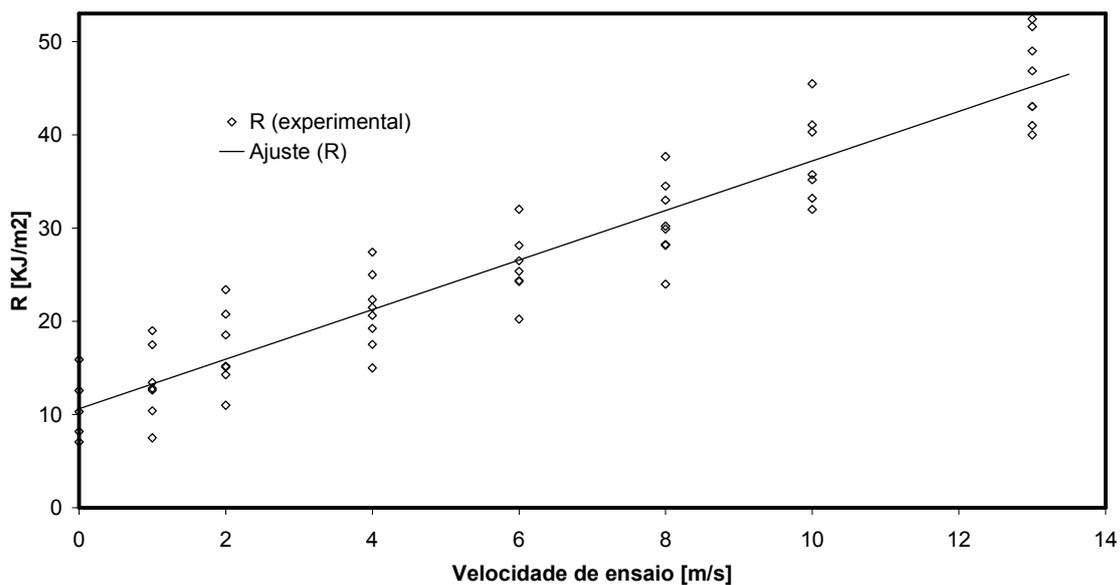


Figura 5.14 – Evolução em termos médios da tenacidade á fractura em função da velocidade de ensaio para os diferentes valores de espessuras de ligação (c).

Para uma melhor compreensão dos resultados experimentais presentes nas Figura 5.13 e Figura 5.14 apresentamo-los de seguida reorganizados num gráfico tridimensional (Figura 5.15) realizado no programa MatLab.

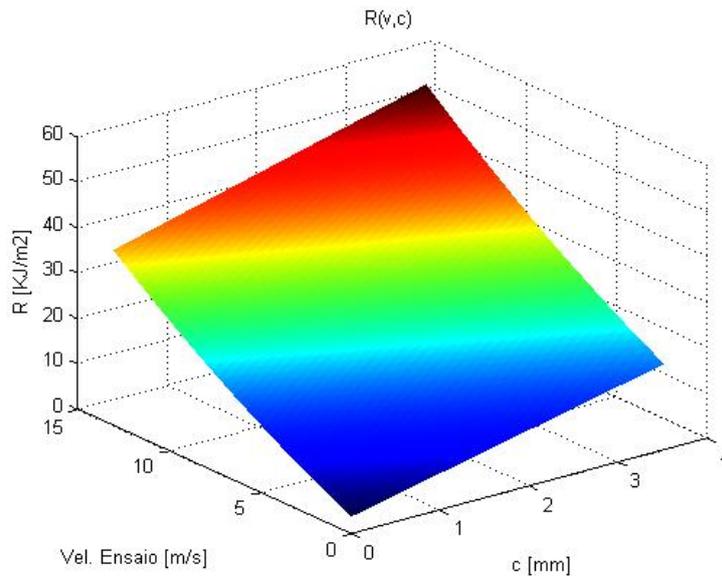


Figura 5.15 – Evolução da tenacidade à fractura R em função da espessura de ligação c e da velocidade de ensaio v .

Pode agora escrever-se uma equação para a energia total consumida (deformação plástica e abertura de fissuras) em função dos restantes parâmetros presentes no gráfico (Equação (5.11)).

$$R(v, c) = (0.0634 \times v + 4.3071) \times c + 0.0528 \times v^2 + 1.9854 \times v + 3.7047 \quad (5.11)$$

Torna-se agora fácil obter a lei (Equação (5.12)) e verificar a evolução (Figura 5.16) da tenacidade à fractura do chumbo tecnicamente-puro em função da velocidade de ensaio, para isso basta fazer tender o comprimento de ligação entre entalhes para zero ($c \rightarrow 0$), minimizando assim a contribuição da energia consumida por deformação plástica, resultando apenas a energia consumida na abertura de novas superfícies (tenacidade à fractura do material).

$$R(v) = 0.0528 \times v^2 + 1.9854 \times v + 3.7047 \quad (5.12)$$

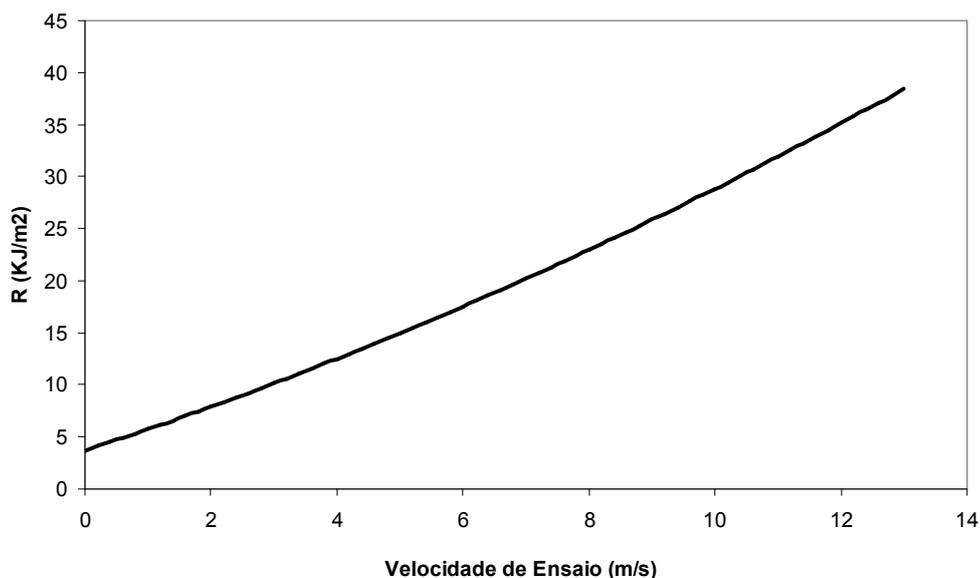


Figura 5.16 – Evolução da tenacidade á fractura R em função da velocidade de ensaio v para $c = 0$.

Com esta equação e este gráfico atinge-se o objectivo da presente dissertação de mestrado, que era perceber qual a influência da velocidade de ensaio na energia consumida na formação de novas superfícies. Como se pode verificar, trata-se de uma evolução exponencial, em que por exemplo na gama de velocidades ensaiadas, uma duplicação desta corresponde a um aumento de cerca de 1,7 vezes na tenacidade à fractura.

5.3 Validação do Modelo Numérico

A última parte deste capítulo está reservada para a apresentação dos resultados da simulação numérica e comparação destes com os obtidos experimentalmente, de modo a podermos verificar a aplicabilidade da teoria matemática da plasticidade nos programas de elementos finitos para simular processos de fabrico.

O programa computacional utilizado foi o I-FORM2, em que se simulou ensaios de compressão e de fractura, variando os principais parâmetros de ensaios de forma semelhante ao que tinha sido proposto na secção 4.3 para os ensaios experimentais.

Os resultados da simulação numérica estão a ser apresentados em último lugar, pois para que esta se pudesse efectuar, necessitávamos conhecer a lei de comportamento de material e para além disso era aconselhável ter também uma ideia acerca dos valores que deveríamos esperar na parte da análise da tenacidade à fractura.

Em primeiro lugar vamos comparar os gráficos tensão-extensão correspondentes aos ensaios de compressão para as várias gamas de velocidade de ensaio.

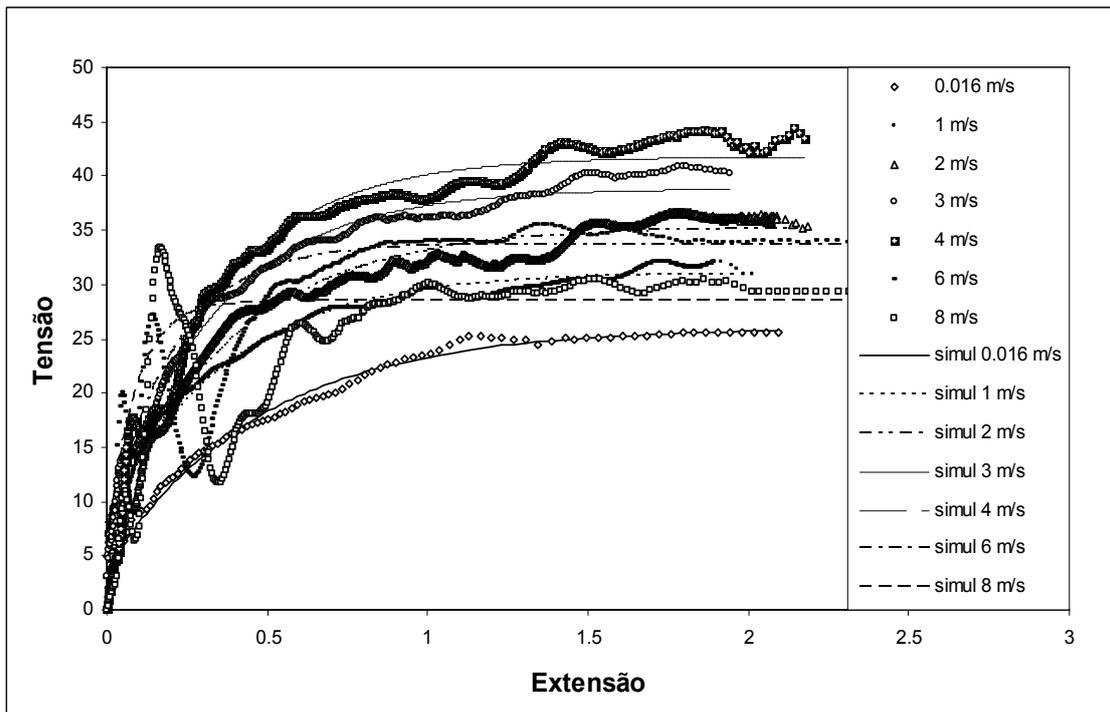


Figura 5.17 - Comparação dos pontos experimentais e os resultados obtidos através do programa I-FORM2, para a curva de tensão em função extensão para diferentes velocidades de ensaio.

Como se pode verificar na Figura 5.17 os valores da simulação numérica são semelhantes aos obtidos experimentalmente e por consequência também coincidentes com as curvas de Voce aos quais os resultados experimentais foram aproximados.

Em relação aos ensaios de fractura vamos apresentar de seguida a simulação numérica obtida para as curvas força-deslocamento para várias espessuras de ligação e para algumas gamas de velocidades.

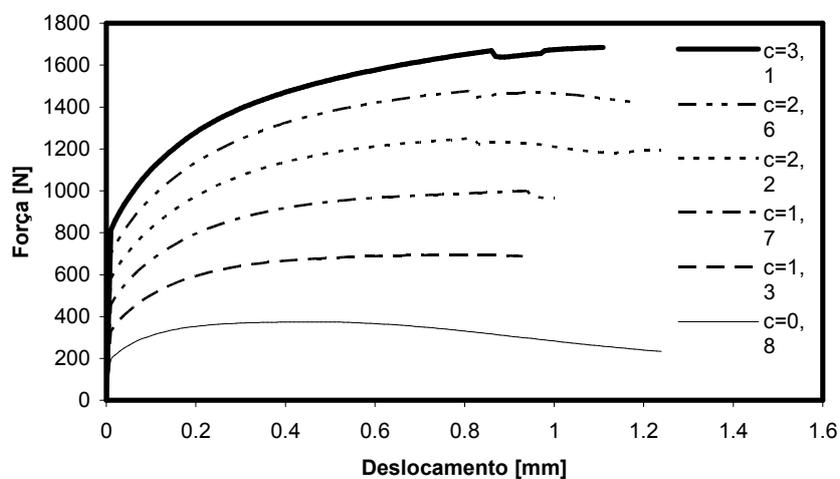


Figura 5.18 - Gráfico da força (N) em função do deslocamento (mm) para varias espessuras de ligação (mm) do provete para uma velocidade de ensaio 'quasi-estática', valores extraídos da simulação numérica.

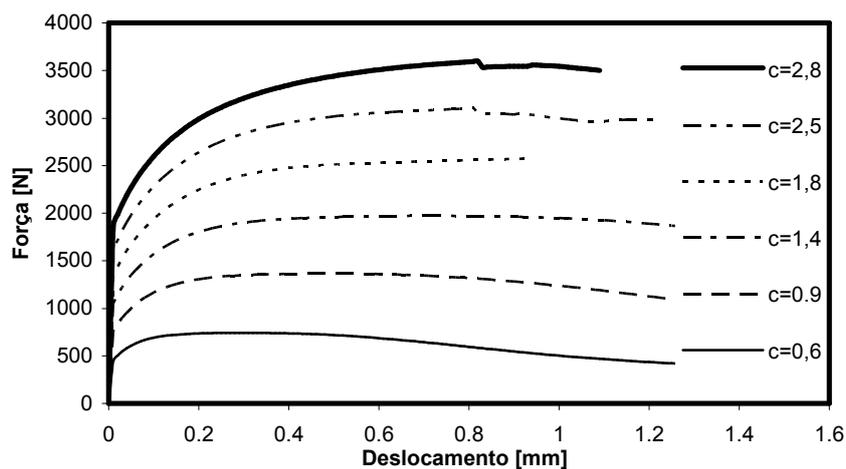


Figura 5.19 - Gráfico da força (N) em função do deslocamento (mm) para varias espessuras de ligação (mm) do provete para uma velocidade de ensaio de 4 m/s, valores extraídos da simulação numérica.

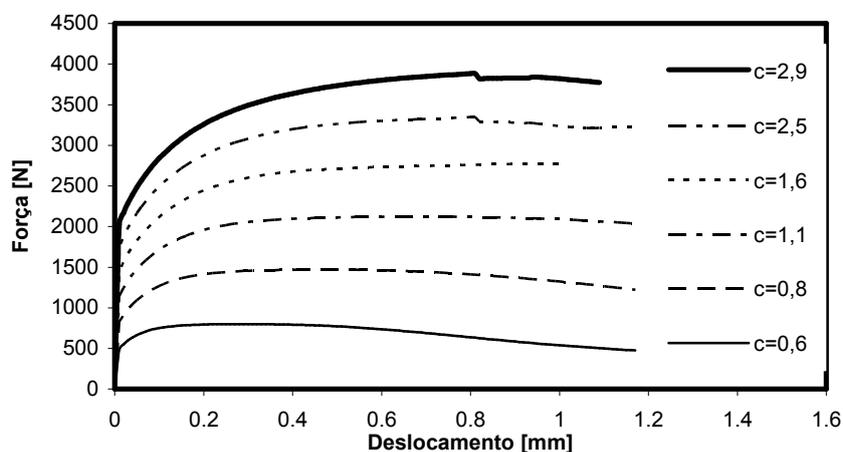


Figura 5.20 - Gráfico da força (N) em função do deslocamento (mm) para varias espessuras de ligação (mm) do provete para uma velocidade de ensaio de 13 m/s, valores extraídos da simulação numérica.

Das 3 figuras anteriores, observa-se o aumento das forças com o aumento da espessura de ligação dos entalhes tal como acontece nos resultados obtidos experimentalmente, no entanto a generalidade dos seus valores máximos de força são menores que os experimentais. Outra diferença bastante notória é o caso da não ocorrência da rotura dos provetes nestas simulações computacionais, ou seja, quando se atinge a força máxima, esta permanece constante até a deslocamentos superiores à espessura de ligação do provete, o que está incorrecto.

A disparidade destes dois fenómenos face aos resultados experimentais ocorre devido à não introdução no programa de elementos finitos do código que tem em consideração a contabilização da energia necessária para a abertura de fissuras no material. Assim esta simulação não consegue representar fielmente os ensaios de factura realizados experimentalmente.

Seguidamente apresenta-se a evolução das forças máximas em função da espessura de ligação dos provetes para várias velocidades de ensaio.

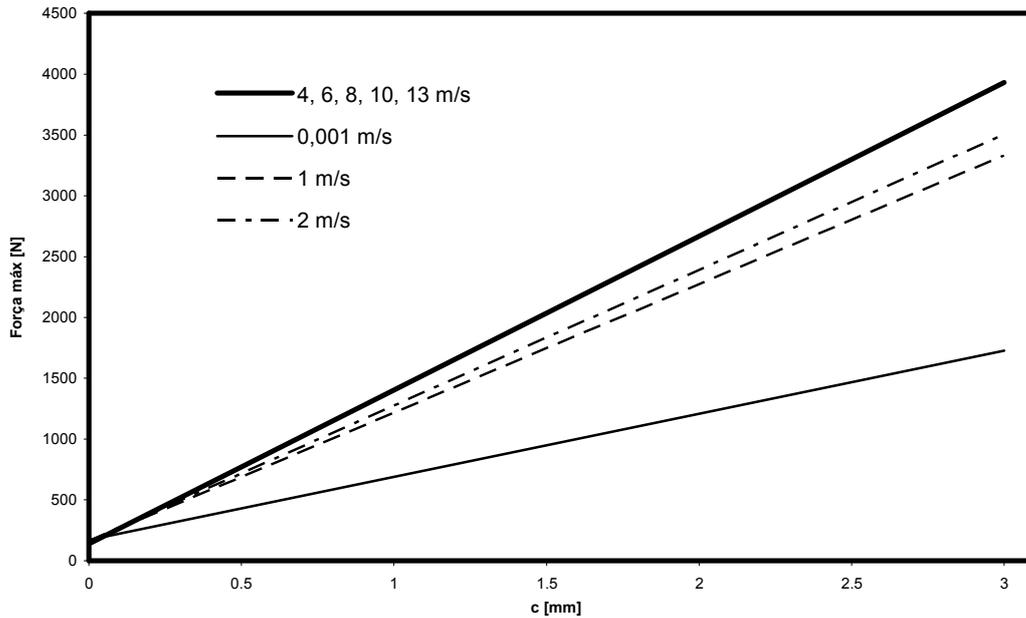
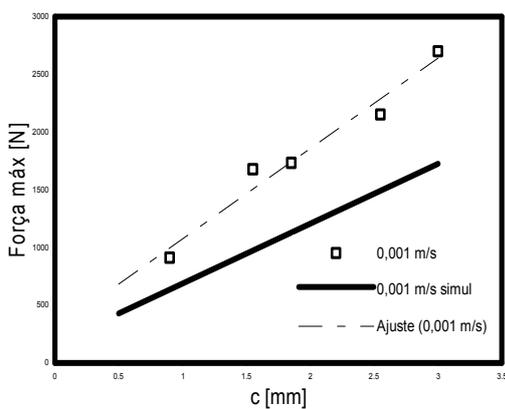


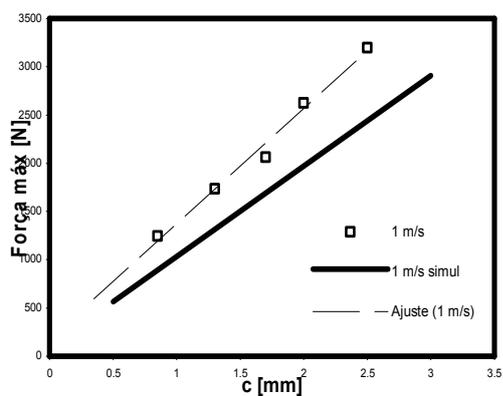
Figura 5.21 - Gráfico das forças máximas em função da espessura de ligação dos provetes para as várias velocidades de ensaio utilizadas, valores extraídos da simulação numérica.

Pela observação da Figura 5.21 confirma-se ainda a influência da velocidade de deformação e também a saturação das forças máximas de ensaio para valores de velocidade de ensaio superiores a 4 m/s, obtidos nos ensaios experimentais.

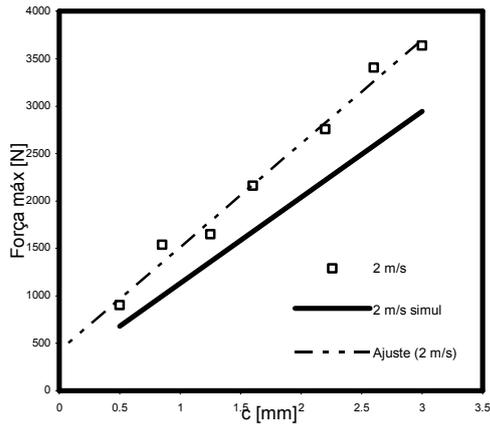
Seguidamente apresenta-se em mais pormenor a comparação entre os valores experimentais e teóricos das forças máximas em função da espessura de ligação dos provetes para as várias gamas de velocidades de ensaio.



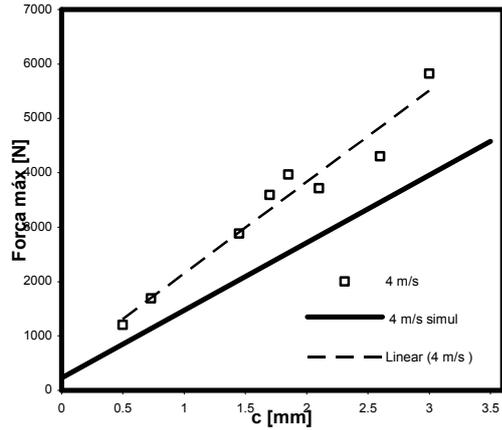
A)



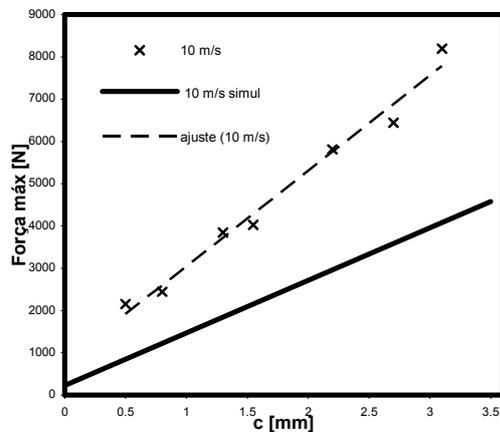
B)



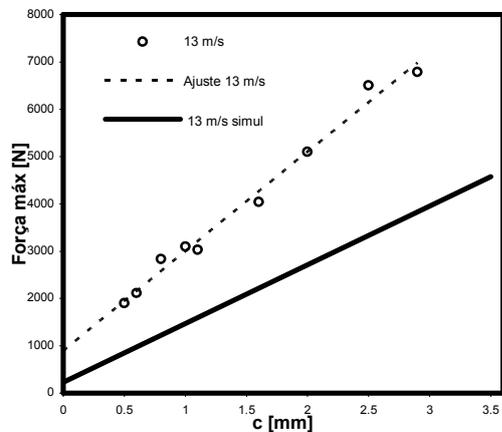
C)



D)



E)



F)

Figura 5.22 - Gráfico de comparação entre os valores experimentais e teóricos das forças máximas em função da espessura de ligação dos provetes para as várias gamas de velocidades de ensaio utilizadas. A) 0.001 m/s. B) 1 m/s. C) 2 m/s. D) 4 m/s. E) 10 m/s. F) 13 m/s.

Na Figura 5.22 verifica-se novamente que os valores experimentais e teóricos evoluem de forma semelhante e novamente também os valores teóricos são menores que os valores experimentais.

Conclui-se assim que actualmente o programa de elementos finitos, não pode ser utilizado para simular processos de fabrico, pois apresenta diferenças significativas para os resultados reais. Quando for contabilizada a energia necessária para a abertura de fissuras no material, provavelmente obteremos uma melhor aproximação dos valores teóricos aos experimentais.

6 Conclusões e Perspectivas de Trabalho Futuro

Este trabalho surgiu enquadrado noutros estudos realizados por antigos alunos da Secção de Tecnologia Mecânica e como tal, a sua importância não se traduz pela exploração de novas áreas de estudo, mas sim na consolidação de conceitos numa área onde já existe algum conhecimento acerca dos fenómenos estudados. Assim, este estudo reporta-se a uma parte muito específica dos processos tecnológicos de deformação plástica. Como tal analisaram-se experimental e numericamente o início e a propagação de fissuras em materiais de engenharia. Fenómenos bastantes importantes nos processos de deformação do material.

Foi demonstrado por Rosa [9] que a energia consumida na abertura de fissuras era significativa na globalidade das energias envolvidas nos processos de remoção de material, visto isto, decidiu-se orientar este trabalho para a análise do valor da energia consumida na abertura de novas superfícies bem como da sua evolução em altas velocidades de deformação impostas pelos diferentes processos de fabrico.

Ao realizar alguma pesquisa bibliográfica sobre o tema, descobriu-se uma enorme falta de documentação sobre o desempenho do material utilizado em velocidades de deformação elevadas, condições estas que se pretendiam estudar.

Como tal, antes de proceder à análise do tema propriamente dito, dedicou-se algum tempo à caracterização do chumbo tecnicamente-puro desde uma gama 'quasi-estática' até à alta velocidade de deformação através de ensaios de compressão, este estudo foi efectuada com extremo rigor e servirá para além de base em futuros estudos que utilizem o mesmo material, para introduzir no software de elementos finitos I-FORM2, de modo a ser possível efectuar uma comparação entre os resultados teóricos e os experimentais. O estudo da evolução da tenacidade à fractura em função da velocidade de deformação foi realizado através de ensaios de fractura nas mesmas gamas de velocidades que a caracterização de materiais.

A modelação teórica utilizada nos estudos de elementos finitos é normalmente baseada na teoria matemática da plasticidade e apesar de ser possível prever a ocorrência e propagação de fissuras, na maioria dos casos estas não são contabilizadas, ou seja, não existe praticamente nenhuma diferença face à modelação de fenómenos que se encontram apenas no domínio da deformação plástica.

Aquando da comparação entre os resultados teóricos e experimentais, verificou-se que existe uma grande semelhança entre os resultados dos ensaios de compressão. No entanto constata-se uma diferença significativa nos ensaios de fractura, esta diferença pode ser explicada pela não inclusão da tenacidade á fractura na modelação teórica destes ensaios.

Em suma com o gráfico da Figura 5.16, em que extrapolamos a espessura de ligação dos provetes de fractura para zero, cumpre-se o objectivo a que nos propusemos no início desta dissertação, pois consegue-se observar claramente o aumento exponencial da energia consumida na abertura de novas superfícies á medida que a velocidade de ensaio também aumenta.

Como perspectivas de trabalho futuro e de modo a dar continuidade a esta área de estudo, acho de elevado interesse continuar a análise do comportamento mecânico do chumbo tecnicamente-puro para velocidades de deformação mais elevadas, utilizando para isso a barra de Hopkinson que actualmente está a ser desenvolvida na Secção de Tecnologia Mecânica.

Também para dar continuidade a este trabalho seria interessante estudar a evolução da tenacidade à fractura em função da velocidade de ensaio, para gamas de velocidade mais elevadas do que as atingidas neste trabalho.

Penso também que seria importante realizar de novo um estudo com um perfil semelhante a este, mas introduzindo outras variáveis que aqui foram deixadas de lado, como por exemplo a temperatura e a tensão-média (dando especial ênfase à sua influência na regeneração das superfícies recém-geradas), ou mesmo alterando o material a ensaiar, por exemplo para um alumínio.

De referir por fim, que se torna visivelmente necessário um reforço estrutural do martelo de queda utilizado, não só para que a sua durabilidade e resistência aumentem, mas também de modo a que se possa reduzir as vibrações derivadas do impacto, pois estas têm um efeito bastante negativo e que dificulta a monitorização das cargas e dos deslocamentos aquando da realização dos ensaios.

7 Referências Bibliográficas

- [1] Watkins M.T. and Wilkinson P., "Plasticity report No. 125", Mech. Engng. Res. Lab., 1957.
- [2] Chisholm A.J. and McDougall W.M., "Plasticity report No. 61", Meh. Engng. Res. Lab., 1952.
- [3] Pugh H., Li D., "Mechanics of metal cutting process", Proc. IME Conf. Tech. Eng.Manufacture, London, pp. 237-254, 1958.
- [4] Creveling J.H., Jordan T., Thomsen E.G., "Some studies on angle relationship in metal cutting", Trans. ASME, vol.79, No.1 (section 1), pp. 127-138, 1957.
- [5] Tekkaya A. E., Bil H., Kiliç S. E., "A comparison of orthogonal cutting data from experiments with three different finite element models", Int. J. Mach. Tools & Manuf., No. 44, pp. 933-944, 2004.
- [6] Astakhov V., "On the inadequacy of the single-shear plane model of chip formation", Int.J. Mech. Sci., No. 47, pp. 1649-1672, 2005.
- [7] Atkins A. G., "Toughness and oblique machining", J. Manuf. Sci. & Tech., Trans. ASME, 2006.
- [8] Shaw M. C., "Metal cutting principles", Clarendon Press, Oxford, 1984.
- [9] Rosa P.A.R., "Theoretical and Experimental Modelling of Orthogonal Metal Cutting", PhD Dissertation, Technical University of Lisbon, 2007.
- [10] Silva C. M. A., "Influência da Velocidade de Deformação na Tenacidade à Fractura do Chumbo-Tecnicamente Puro", MSc Tese, Universidade Técnica de Lisboa, Outubro, 2007.
- [11] Atkins A. G., Modelling metal cutting using modern ductile fracture mechanics: quantitative explanations for some longstanding problems, Int. J. Mech. Sci., 45, (2003), 373-396.
- [12] <http://pt.wikipedia.org/wiki/Chumbo>.
- [13] Afonso R. J. P., "Comportamento de materiais submetidos a elevada velocidade de deformação: Análise experimental e modelação numérica", MSc Tese, Universidade Técnica de Lisboa, Abril, 2008.
- [14] A.S. Bonnet-Lebouvier, J.R. Klepaczko, Numerical study of shear deformation in Ti-6Al-4V at medium and high strain rates, critical impact velocity in shear, January, 2002.
- [15] A. Rusinek, J.R. Klepaczko, Shear testing of a sheet steel at wide range of strain rates and a constitutive relation with strain-rate and temperature dependence of the flow stress, February, 2000.
- [16] Janusz R. Klepaczko, Huu Viem Nguyen, Wojciech K. Nowacki, Quasi-static and dynamic shearing of sheet metals, August, 1998.
- [17] D. A. Gorham; P. H. Pope; J. E. Field, An Improved Method for Compressive Stress-Strain Measurements at Very High Strain Rates, July, 1992.
- [18] Bridgman P. W., "Studies in large 'plastic flow and fracture ", McGraw Hill, New York, 1952
- [19] Langford, G. and Cohen, M., Trans. ASM, 62, 623, 1969.
- [20] Piispanen, V., J. Appl. Phys., 19, 876, 1948
- [21] Blazynski, T.Z. and Cole, J.M., Proc. Inst. Mech. Eng. 174, 757, 1960.
- [22] Walker, T.J., PhD Dissertation, Carnegie-Mellon University, 1967.

- [23] Walker and Shaw, *Advances in Machine Tool Design and Research*, Pergamon Press, 1969, p. 241–252.
- [24] Usui, E., Gujral, A., and Shaw, M.C., *Int. J. Mach. Tools Res.*, 1, pp. 187–197, 1960.
- [25] Kececioglu, D., *Trans. ASME*, 80, 149–168, 1958.
- [26] Kececioglu, D., *Trans. ASME*, 80, 541–546, 1958.
- [27] Kececioglu, D., *Trans. ASME J. Eng. Ind.*, 82, 79–86, 1960
- [28] Zhang, B. and Bagchi, A., *Trans. ASME J. Eng. Ind.*, 116, 289, 1994.
- [29] Anderson, T.L., *Fracture Mechanics*, CRC Press, Florida, 1991.
- [30] Ernst H. and Merchant M. E., Chip formation, friction and high quality machined surfaces, *Trans. ASME*, 29, (1941), 299-378.
- [31] Merchant, J. *Appl. Phys.* 16, 318–324, 1945
- [32] Merchant, M.E., *Machining Theory and Practice*, Am. Soc. for Metals, 1950, p. 5–44.
- [33] Lee E. H. and Shaffer B. W., The theory of plasticity applied to a problem of machining, *J.App. Mech. Trans.*, ASME, 73, (1951), 405-413.
- [34] Atkins A. G., *Fracture mechanics and metalforming; Damage mechanics and the local approach of yesterday and today in fracture research in retrospect*, (ed. H. P. Rossmannith) Balkema, Rotterdam, (1997) 327-350
- [35] Williams J. G., Friction and plasticity effects in wedge splitting and cutting fracture tests, *Journal of Materials Science*, 33, (1998), 5351 – 5357
- [36] Albrecht, P., New development in theory of metal cutting process. *Trans. ASME, J.Engineering for Industry*, vol.83, sez. B, 557-571, 1961.
- [37] Boothroyd G., Knight W., *Fundamentals of machining and machine tools*, . 2 ed. New York: McGraw-Hill, Inc. 1989. ISBN 0-8247-7852-9.
- [38] D. Lesuer, M. LeBlanc, B. Riddle, B. Jorgensen, *Modeling of Shear Localization in Materials*, February, 1998.
- [39] Tresca H., “Sur le’écoulement des corps solides soumis à des fortes pressions”, *C. R. Acad. Sci. Paris*, 59, 754-764, (1864).
- [40] von Mises R., “Mechanik der festen Koeper in plastisch deformablem zuztand”, *Goett. Narch. Math. Phys.*, Kl., 582-592, (1913).
- [41] Mendelson A., “*Plasticity: Theory and Application*”, Macmillan, New York, (1968)
- [42] Lévy M., “Mémoire sur les equations generáles des mouvements intérieures des corps solides ductile au delá limits ou l’élasticité portrait les ramenor à leur premier état”, *Compt. Rend.*, 10, 1323-1325, (1870).
- [43] Drucker D.C., “A more fundamental approach to plastic stress-strain relations”, 1st U.S. Cong. *Appl. Mech.*, ASE, New York, 487-491, (1952).
- [44] Prandtl L., “Spannungs verteilung in plastischen koeperen”, 1st Int. Cong. on Mech., Delft, *Technische Boekhandel en Druckerij*, J. Waltman Jr., 43-54, (1925).
- [45] Reuss E., “Beruecksichtigung der elastischen formaenderungen in der plastiitaetstheorie”, *Z. Angew. Math. Mech.*, 10, 266-274. (1930).

- [46] Branco, C.M., *Mecânica dos Materiais*, Fundação Calouste Gulbenkian, 3rd ed., Portugal, 1998.
- [47] Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Martinus Nijhoff, Netherlands 1984.
- [48] Inglis, C. E., Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners, *Trans Inst. Naval Architects*, 55 (1953) pp. 219 -241
- [49] G. Atkins, *Ductile Fracture Mechanics*, *Key Engineering Materials Vol. 177-180*, Trans Tech Publications, Switzerland, 2000, pp. 59-68
- [50] Wells, A. A., *Crack Propagation Symposium*, Proc. CCA, vol.1, pp.210, 1961
- [51] C. Gurney, K. M. Ngan, *Proc. Roy. Soc*, A325, 1971, 207
- [52] C. E. Turner, *Mater. Sci. & Engr.*, 11, 1973, 275
- [53] http://www.dem.ist.utl.pt/stm/html/Lab_tecmec.html