

ANÁLISE INVERSA EM NANOINDENTAÇÃO

J. V. Fernandes¹, N. A. Sakharova¹, M. C Oliveira¹, J. M. Antunes^{1,2}

¹ CEMUC, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Coimbra

² Escola Superior de Tecnologia de Abrantes, Instituto Politécnico de Tomar



RESUMO

Referem-se aspectos teóricos e experimentais relacionados com o ensaio de nanoindentação, também designado por ensaio dinâmico de dureza, que permite determinar, além da dureza, o módulo de elasticidade de materiais. Abordam-se metodologias de análise inversa, que aplicadas aos resultados deste ensaio permitem estimar, entre outras, as propriedades obtidas num ensaio de tracção, nomeadamente a tensão limite de elasticidade e o coeficiente de encruamento de materiais. Investiga-se a influência da presença de tensões residuais nos resultados do ensaio, no que diz respeito à dureza e ao módulo de elasticidade. Propõe-se uma metodologia de análise inversa para determinar o sinal e o valor de tensões residuais presentes em superfície de materiais.

1- INTRODUÇÃO

A caracterização do comportamento mecânico de materiais constitui um importante domínio de investigação em desenvolvimento. Os ensaios de tracção e de dureza são habitualmente utilizados para tal efeito. A realização do ensaio de tracção requer a produção de provetes com geometria e tamanho específicos, o que limita muitas vezes a sua aplicação, em particular quando não se dispõe de material na quantidade necessária para realizar o ensaio. O ensaio de dureza, pelo seu carácter não destrutivo e simplista, torna apetecível a sua utilização na avaliação das propriedades mecânicas dos materiais.

O ensaio de dureza tradicional consiste na aplicação de uma carga num indentador, que ataca a superfície do provete segundo a direcção normal à superfície. A carga aplicada actua durante um intervalo de tempo predefinido, após o qual é removida, tornando possível a medição do tamanho da

indentação residual, geralmente com recurso a meios ópticos. Isto permite a determinação da dureza, que é definida como a razão entre a carga aplicada e a área da indentação residual.

O procedimento de avaliação da área da indentação residual, por meios ópticos, está limitado para valores pequenos das cargas aplicadas, isto é quando as indentações resultantes têm dimensão reduzida. Contudo, o desenvolvimento dos equipamentos de dureza, sobretudo nas últimas duas décadas, permitiu não só eliminar esta limitação, entre outras, como também alargar o campo de aplicação do ensaio de dureza. O aparecimento dos designados equipamentos dinâmicos de dureza (DSI – “*Depth Sensing Indentation*”), que possibilitam o traçado de curvas de carga-descarga, estendeu a aplicação deste ensaio a escalas próximas da atómica. Estes equipamentos, além da determinação da dureza, permitem ainda avaliar o módulo de

elasticidade (p. ex. (Sneddon 1965; Doerner e Nix 1986; Oliver e Pharr 1992)).

Outras propriedades mecânicas, como por exemplo as que são habitualmente obtidas realizando ensaios de tracção em materiais maciços ou filmes finos, podem também ser determinadas recorrendo ao ensaio de nanoindentação (p. ex. (Dao et al. 2001; Antunes et al. 2007)). Mesmo a avaliação de tensões residuais em superfícies pode ser realizada com recurso a este ensaio. Nestes casos, é obrigatório recorrer a modelos ou a procedimentos de análise inversa. A maioria dos desenvolvimentos nestes domínios surge associada à utilização de ferramentas numéricas que permitem simular numericamente o ensaio de dureza.

Neste contexto, este trabalho refere uma metodologia de análise inversa aplicada a corte2010, com o objectivo de avaliar tensões residuais em superfícies.

2- O ENSAIO DE NANOINDENTAÇÃO

2.1 - Curvas de indentação

Os equipamentos de ensaio dinâmico de dureza permitem o traçado da curva de carga-descarga, também designada por curva de indentação, que representa a evolução da carga aplicada com a profundidade de indentação, durante o ensaio de dureza. É constituída por uma fase de carga seguida de uma fase de descarga. Entre estas duas fases pode ainda proceder-se a um estágio de manutenção à carga máxima, cuja principal finalidade é estabilizar a deformação induzida durante a carga. Vários aspectos influenciam o intervalo de tempo necessário para que esta estabilização ocorra, como por exemplo o tipo de material ensaiado e a velocidade de carregamento, pelo que cada caso deve ser objecto de estudo específico (Simões et al. 2002). Também é comum a realização de um estágio durante a fase de descarga, à última carga ou a uma carga relativamente pequena. Este período de manutenção tem por finalidade corrigir a deriva térmica do equipamento. Um procedimento para realizar esta correcção é proposto, por exemplo, por Simões et al. (2002).

A Fig. 1 mostra esquematicamente uma curva de carga-descarga típica de um material elasto-plástico e a geometria da indentação. Nesta figura estão indicadas: a carga máxima aplicada durante o ensaio, $P_{\text{máx}}$, e a respectiva profundidade de indentação, $h_{\text{máx}}$; h_f representa a profundidade de indentação residual após descarga e h_c a profundidade de contacto na carga máxima, cujo valor permite determinar a respectiva área de contacto entre o material e o indentador, A_c (cujo valor é igual à área da indentação residual, de dimensão a no plano da Fig. 1(b)), necessária para determinar a dureza e o módulo de elasticidade.

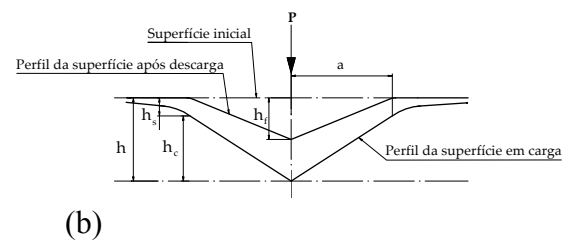
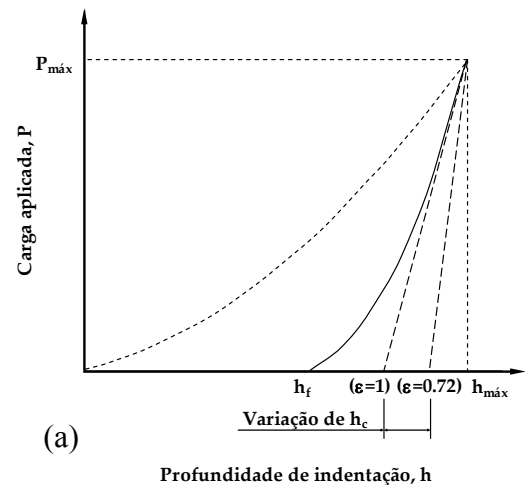


Fig. 1 - Representação esquemática de: (a) curva de indentação típica; (b) parâmetros geométricos da indentação (Antunes et al. 2002).

No caso de materiais com comportamento puramente elástico, as curvas de carga e descarga coincidem, sendo a profundidade de indentação residual, h_f , igual a zero. Nos materiais com comportamento rígido-plástico, as profundidades de indentação, à carga máxima e residual após descarga, são iguais ($h_f = h_{\text{máx}}$), devido à ausência de recuperação elástica durante a descarga.

2.2 - Área de contacto

No caso dos indentadores mais utilizados no ensaio dinâmico de dureza, o Vickers e o Berkovich (ambos de geometria piramidal, de base quadrangular e triangular, respectivamente), a área de contacto, A_c , da geometria ideal é dada por:

$$A_c = 24.5h_c^2 \quad (1)$$

em que a profundidade de contacto da indentação, h_c , é determinada directamente da curva de carga-descarga, através da seguinte equação (Oliver e Pharr 1992):

$$h_c = h_{\text{máx}} - \varepsilon CP_{\text{máx}} \quad (2)$$

em que C designa-se por complacência e representa o inverso da rigidez S à carga máxima ($C = 1/S = (dh/dP)_{P_{\text{máx}}}$) e ε é um factor de correcção, que depende da geometria do indentador (como se vê na Fig. 1(b), $h_c = h_{\text{máx}} - h_s$, sendo $h_s = \varepsilon CP_{\text{máx}}$). O factor ε tem um valor que varia entre 0.72 e 1 (Fig. 1(a)). Quando se usam os indentadores Berkovich e Vickers, as melhores estimativas para a profundidade de contacto da indentação, h_c , são obtidas para um valor do parâmetro geométrico, ε , igual a 0.75 (Oliver e Pharr 1992).

Finalmente, convém mencionar a necessidade de calibrar a área de contacto (devido à existência de defeitos no indentador real, como por exemplo o “offset”, no caso do indentador Vickers), isto é adoptar uma função que relacione a área de contacto real, A_c , com a profundidade de contacto medida, h_c , de modo a corrigir a Eq. (1) que é válida apenas para o caso da geometria ideal. Foram propostas várias metodologias para realizar esta correcção (p. ex. (Oliver e Pharr 1992; Antunes et al. 2002)).

2.3 - Dureza e módulo de elasticidade

A dureza, H_{IT} , é definida como sendo a razão entre a carga máxima aplicada e a área de contacto (ISO 14577, 2002):

$$H_{IT} = \frac{P_{\text{máx}}}{A_c} \quad (3)$$

A curva de carga-descarga permite também a determinação do módulo de elasticidade do material. A sua determinação baseia-se na equação de Sneddon (1965), que estabelece uma relação linear entre a carga aplicada, P , e a deflexão elástica da superfície do material, h_e , válida para o caso de um indentador rígido de fundo plano circular, de raio a :

$$P = \frac{2E}{(1-\nu^2)} ah_e \quad (4)$$

em que E e ν são, respectivamente, o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson do material ensaiado.

Derivando a equação anterior ($dP/dh_e = 2Ea/(1-\nu^2)$), e fazendo a equivalência entre um indentador de fundo plano circular, a actuar sobre um material sujeito a deflexão elástica, e um indentador piramidal (ou outro) no início da descarga (meramente elástica), de tal modo que $A_c = \pi a^2$ e $(dh/dP)_{P_{\text{máx}}} = dh_e/dP$, é possível obter uma equação que relaciona a complacência da curva de descarga à carga máxima, $C = (dh/dP)_{P_{\text{máx}}}$, com o módulo de elasticidade reduzido, E_r , para o caso de um indentador piramidal (ISO 14577, 2002):

$$C = C_0 + \frac{\sqrt{\pi}}{2E_r} \frac{1}{\sqrt{A_c}} \frac{1}{\beta} \quad (5)$$

C_0 e β não provêm da Eq. (4), mas foram incluídos na equação (5) uma vez que C_0 toma em consideração a complacência própria do equipamento, e β pondera o facto da geometria de um indentador piramidal se desviar da circular de fundo plano. Uma revisão recente sobre os valores de β indicados na literatura (Oliver e Pharr 2004), sugere que no caso do indentador Berkovich, o seu valor deve situar-se entre 1.023 e 1.085; além disso, o valor de β indicado para o indentador Berkovich é geralmente superior ao indicado para o Vickers (por exemplo: 1.05 para o Vickers e 1.08 para o Berkovich (Antunes et al. 2006)).

O módulo de elasticidade reduzido, E_r , é apenas função das constantes elásticas do material da amostra, no caso de o indentador ser considerado infinitamente rígido. Porém, no caso real, em consequência da rigidez finita do material do indentador, o módulo de elasticidade reduzido, E_r , é também função das constantes elásticas do indentador, ou seja (Oliver e Pharr 1992):

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1 - \nu^2)}{E} + \frac{(1 - \nu_i^2)}{E_i} \quad (6)$$

A grandeza $E^* = E/(1 - \nu^2)$ é designada por módulo de elasticidade reduzido do material.

3- ANÁLISE INVERSA

A ambição de utilizar o ensaio de dureza na caracterização dos materiais em termos de tensão resistente remonta aos anos cinquenta do século passado, ou mesmo antes. Tabor (1951), com base nos resultados de ensaios experimentais de dureza, realizados em amostras de aço macio e cobre pré-deformadas, propôs uma relação linear entre a dureza e a designada tensão característica, σ_c , a qual está associada a um determinado valor de deformação plástica em tracção, ε_c , designada por deformação plástica característica. Isto é, materiais cuja curva de tracção passe pelo mesmo ponto (σ_c, ε_c) apresentam o mesmo valor de dureza. A relação estabelecida entre a dureza e a tensão característica, foi expressa por (Tabor 1951):

$$H_{IT} = \eta \sigma_c \quad (7)$$

em que H_{IT} é a dureza, η é uma constante de proporcionalidade (3.3 no caso do indentador Vickers) e σ_c é a tensão característica correspondente a uma deformação plástica característica, ε_c , igual a 0.08, no caso da Eq. (7).

Entretanto, compreendeu-se que o módulo de elasticidade do material influencia o valor da constante de proporcionalidade η da Eq. (7) e

estabeleceram-se relações entre a dureza e a tensão característica, tendo em conta o efeito do módulo de elasticidade reduzido do material, $E^* = E/(1 - \nu^2)$, como por exemplo (Antunes et al. 2007):

$$\frac{E^*}{H_{IT}} = 0.231 \left(\frac{E^*}{\sigma_c} \right) + 4.910 \quad (8)$$

Neste caso, σ_c é a tensão característica correspondente a uma deformação plástica, ε_c , cujo valor varia entre 0.034 e 0.042, em função dos valores do módulo de elasticidade e da própria tensão característica.

Ultimamente, estabeleceram-se procedimentos de análise inversa que permitem determinar a curva real de tracção definida, por exemplo, pela equação de Swift, que relaciona a tensão equivalente, Y , com a deformação plástica equivalente, ε_p , do seguinte modo:

$$Y = K(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n \quad (9)$$

em que K , ε_0 e n são constantes para cada material, determinados pelo ensaio de tracção; ε_0 tem geralmente um valor muito pequeno e pode ser fixado (p. ex. $\varepsilon_0 = 0.005$). Deste modo, os parâmetros a determinar por análise inversa são apenas dois, K e n , ou seja é possível determinar a tensão limite de elasticidade do material: $Y_0 = K(\varepsilon_0)^n$ e o seu coeficiente de encruamento, n .

O valor da tensão característica fornecido pela Eq. (8), pode ainda ser otimizado, por análise inversa (Antunes et al. 2007), através da comparação dos valores de carga máxima obtidos experimentalmente, P_{exp} , e por simulação numérica, P_N , de materiais modelados considerando o módulo de elasticidade reduzido, previamente determinado num ensaio experimental, e fazendo variar o valor da tensão característica nos ensaios numéricos até que as curvas experimental e numérica se sobreponham, isto é $P_N = P_{exp}$.

Também, por análise inversa é possível avaliar o coeficiente de encruamento

(Antunes et al. 2007). Para tal, é necessário o conhecimento da rigidez, S , avaliada no ensaio experimental de dureza. Esta segunda fase do procedimento de análise inversa consiste na comparação deste valor de S , com os obtidos em ensaios numéricos de materiais, cujo comportamento plástico é descrito pela lei de Swift (Eq. (9)), considerando o valor da tensão característica igual à determinada na primeira fase da análise inversa e o coeficiente de encruamento a variar entre limites pré-estabelecidos (o módulo de elasticidade reduzido considerado na simulação é também aqui igual ao previamente determinado num ensaio experimental).

O ensaio de nanoindentação é muitas vezes utilizado para determinar as propriedades mecânicas de filmes finos depositados em substratos, nomeadamente a dureza e módulo de elasticidade reduzido, com recurso às Eq. (3), (5) e (6). Porém, em geral, os resultados deste ensaio não representam apenas o comportamento do filme, pois são também influenciados pela presença do substrato, que, em geral, sofre deformação elástica e plástica, durante o ensaio. A solução habitual para resolver este problema consiste em realizar ensaios a profundidades de indentação muito pequenas ou então em separar as contribuições do filme e do substrato nos valores da dureza e do módulo reduzido obtidos para o composto. A utilização de profundidades de indentação reduzidas conduz ao inevitável aumento do erro experimental, associado aos equipamentos de nanodureza e ao facto dos indentadores apresentarem sempre imperfeições geométricas, cuja correcção a cargas muito pequenas é sempre deficiente. A separação das contribuições do filme e do substrato é geralmente conseguida com recurso a modelos analíticos. Em alguns poucos casos, a separação é conseguida com recurso a metodologias de análise inversa, como por exemplo na avaliação do módulo de elasticidade reduzido do filme (Antunes et al. 2008).

No presente estudo desenvolve-se um procedimento de análise inversa para avaliar a presença, sinal e valor de tensões residuais em superfícies.

4- SIMULAÇÃO NUMÉRICA

Nos exemplos que a seguir se descrevem, respeitantes a procedimentos de análise inversa baseados em resultados do ensaio de indentação, utilizou-se o programa HAFILM para realizar a simulação numérica deste ensaio. Este programa considera aspectos tais como o contacto com atrito entre o indentador e o provete e a existência de defeito de ponta (“*offset*”, por exemplo) no indentador (Antunes et al. 2006; Antunes et al. 2007). O modelo mecânico em que se baseia o programa HAFILM concebe o ensaio de dureza como um processo quasi-estático que ocorre com grandes deformações plásticas. A base do programa foi desenvolvida no início dos anos noventa e foi, e continua a ser, desenvolvido e aplicado com sucesso, na simulação de processos de conformação por deformação plástica (Menezes et al. 1991; Menezes and Teodosiu 2000; Oliveira et al. 2008). O programa HAFILM foi inicialmente desenvolvido em 1999 (Antunes et al. 1999; Menezes et al. 2000), e desde então tem sido continuamente actualizado.

Neste programa, o comportamento plástico do material é descrito por uma superfície de plasticidade, cuja formulação geral é da forma:

$$f(\sigma_{ij}) = Y \quad (10)$$

Nesta equação, σ_{ij} são as componentes do tensor das tensões (ou do seu desviador) e Y representa a tensão equivalente, que é uma função da deformação plástica equivalente ε_p , descrita por exemplo pela lei de Swift (Eq. (9)). Neste estudo assume-se que superfície de plasticidade é descrita pelo critério isotrópico de von Mises.

Uma das dificuldades mais comuns da simulação numérica do processo de indentação está relacionada com a evolução temporal das condições de fronteira, devido ao contacto com atrito entre o indentador, considerado rígido, e o corpo deformável. No programa HAFILM, o contacto com atrito é modelado pela clássica lei de Coulomb. Na formulação mecânica, utiliza-se o método do lagrangeano aumentado,

para associar o equilíbrio estático com o contacto com atrito. Isto conduz a um sistema de equações não lineares, em que as variáveis cinemáticas (deslocamentos materiais) e estáticas (forças de contacto) são as incógnitas do problema (Simo e Laursen 1992). A resolução deste sistema é realizada com um algoritmo completamente implícito, do tipo Newton - Raphson. As não-linearidades, induzidas pelo comportamento elasto-plástico do material e pelo contacto com atrito, são tratadas num único ciclo iterativo (Menezes e Teodosiu 2000; Oliveira et al. 2008).

O provete é discretizado em elementos finitos sólidos isoparamétricos, associados a uma integração selectiva reduzida de modo a melhorar o desempenho dos elementos, quando são assumidas grandes deformações plásticas. O modelo considera apenas um quarto do provete, devido ao comportamento isotrópico do material e à simetria geométrica em dois planos verticais contendo o eixo de solicação. O provete, de altura e raio iguais a 40 μm , é discretizado com 5832 elementos finitos sólidos hexaédricos, trilineares, isoparamétricos de oito nós. O refinamento da malha foi previamente otimizado, através de estudos de sensibilidade, de modo a garantir a correcta estimativa da área de contacto da indentação (Antunes et al. 2006). O indentador utilizado, considerado rígido, foi o Vickers, cuja geometria foi modelada por superfícies paramétricas de Bézier, permitindo uma descrição pormenorizada da ponta do indentador, nomeadamente a existência do defeito, geralmente observado nos casos reais (“*offset*”).

5- TENSÕES RESIDUAIS

5.1 - Introdução

A avaliação de tensões residuais é um aspecto importante em várias aplicações de engenharia, tais como superfícies produzidas por processos de tratamento mecânico ou térmico, ou mesmo filmes finos depositados em substratos. Actualmente, existem várias técnicas de medição de tensões residuais. No entanto, a sua aplicação é limitada por problemas associados

com a precisão e simplicidade de medição, bem como a sua aplicabilidade a amplas variedades de materiais e situações.

Os ensaios de indentação são muito utilizados na determinação das propriedades mecânicas de materiais, pelo que é muito importante avaliar a sua sensibilidade à presença de tensões residuais. Neste contexto, o recurso à simulação numérica do ensaio de indentação revela-se uma ferramenta importante para estudar o efeito de tensões residuais na determinação da dureza e do módulo de elasticidade, bem como na própria determinação de tensões residuais (Suresh e Giannakopoulos, 1998).

5.2 - Materiais

De modo a avaliar a influência das propriedades mecânicas dos materiais na sensibilidade à presença de tensões residuais em superfície, realizaram-se simulações numéricas em materiais fictícios, de cujas propriedades mecânicas se dão exemplos na Tabela 1. Nesta tabela Y_0 representa a tensão limite de elasticidade, n o coeficiente de encruamento e H_{IT} a dureza do material. O módulo de elasticidade, E , e o coeficiente de Poisson, ν , definem o comportamento elástico dos materiais. O material M1, com um valor elevado de tensão limite de elasticidade, apresenta um comportamento perfeitamente plástico, enquanto que o material M2 é macio e encruável.

Estes materiais foram sujeitos a diferentes níveis de tensões residuais de tracção e de compressão, como se mostra na Fig. 2, de modo a avaliar a sua influência nos resultados da dureza e do módulo de elasticidade, determinados por nanoindentação. O valor máximo de tensões residuais, $\sigma_r = \sigma_x = \sigma_z$, utilizado é sempre inferior à tensão limite de elasticidade do material.

Tabela 1 – Propriedades mecânicas dos materiais utilizados.

| Mat. | Y_0 (GPa) | n | E (GPa) | ν | H_{IT} (GPa) |
|------|----------------|-----|--------------|-------|-------------------|
| M1 | 6.00 | 0 | 137 | 0.20 | 11.9 |

M2 0.22 0.30 140 0.33 1.5

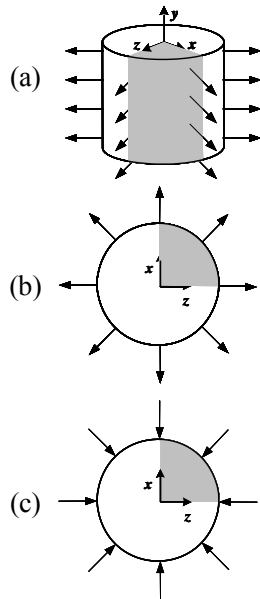


Fig. 2 (a) - Representação esquemática do provete numérico sujeito a tensões residuais; (b) de tracção; (c) de compressão.

5.3 - Resultados e discussão

A Fig. 3 mostra as curvas de carga-descarga, obtidas por simulação numérica até um mesmo valor de profundidade de indentação, de cerca de 0.3 μm , para os materiais M1 e M2, sujeitos a diferentes níveis de tensões residuais de compressão e de tracção. Quando os provetes são sujeitos a tensões residuais de compressão, as curvas de carga-descarga encontram-se acima da curva obtida para o provete sem tensões residuais. Pelo contrário, as curvas dos provetes sujeitos a tensões de tracção têm um nível inferior ao da curva do provete sem tensões residuais. À medida que o valor absoluto das tensões residuais induzidas diminui, as curvas de carga-descarga tendem para a obtida para o material sem tensões residuais.

A Fig. 4 mostra, para os materiais M1 e M2, as evoluções de H_{IT} vs. σ_r obtidas a partir dos resultados da Fig. 3. Em ambos os materiais a dureza estimada diminui quando os provetes são sujeitos a tensões residuais de tracção e aumenta quando sujeitos a tensões residuais de compressão.

No que diz respeito ao módulo de elasticidade estimado, pelo ensaio de nano-

indentação, o seu valor não varia com o tipo ou nível de tensões residuais introduzidas

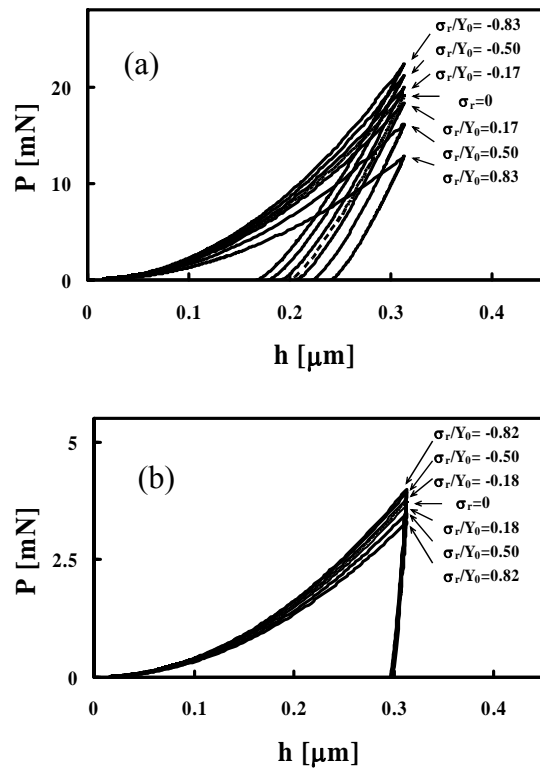


Fig. 3 - Curvas de indentação obtidas, com e sem tensões residuais de tracção e compressão, para os materiais: (a) M1 e (b) M2.

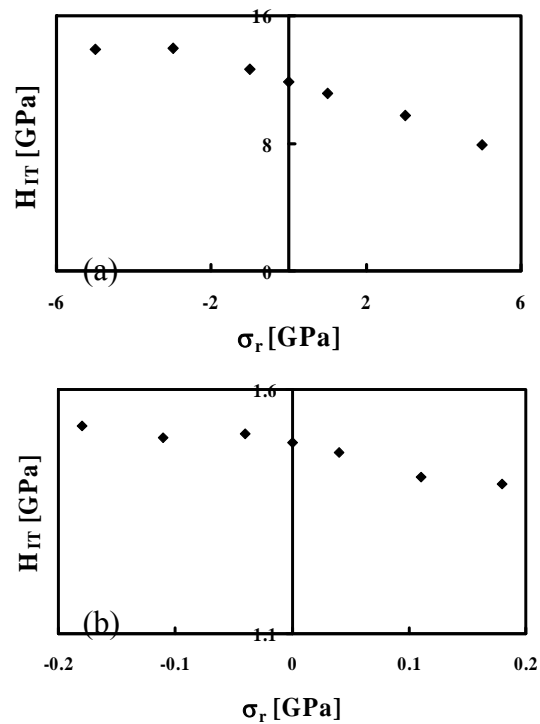


Fig. 4 - Evolução da dureza, H_{IT} , com o valor da tensão residual, σ_r , de tracção e compressão, para os materiais: (a) M1 e (b) M2.

em ambos os materiais e reproduz bem o valor de entrada nas simulações.

Para tentar compreender a alteração da dureza medida com o valor de tensão residual presente no material, na Fig. 5 apresenta-se a distribuição da deformação plástica equivalente, obtida à carga máxima para o material M2. É possível observar que as tensões residuais alteram a resposta do material, nomeadamente a geometria da deformação junto ao bordo da indentação. As tensões residuais de compressão (Fig. 5(a)) resultam na formação de um lábio (“pile-up”) significativo, enquanto que as de tracção (Fig. 5(b)) provocam um afundamento (“sink-in”) do material, durante o ensaio. Os valores máximos da deformação equivalente, bem como a sua como a sua distribuição também são substancialmente

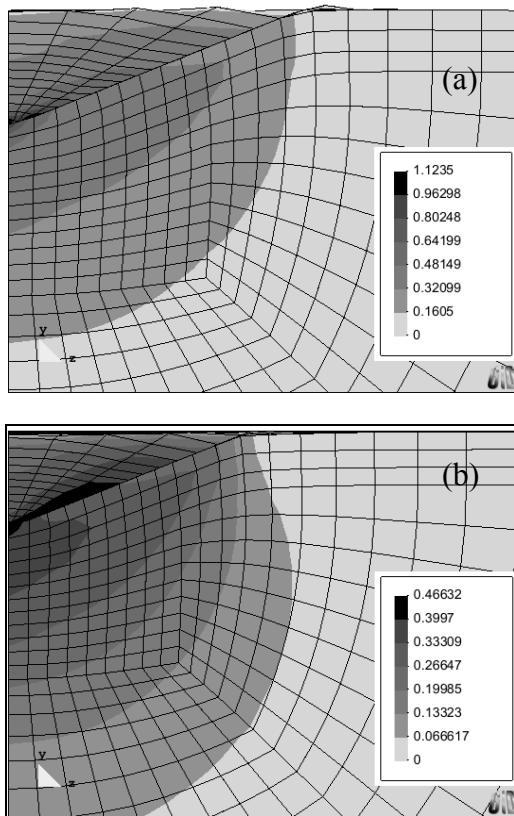


Fig. 5 – Distribuição da deformação plástica equivalente obtida à carga máxima na simulação numérica do material M2, no caso de tensões residuais de: (a) compressão: $\sigma_r = -0.18$ GPa; (b) tracção: $\sigma_r = 0.18$ GPa.

diferentes. Quando a tensão residual é de compressão, os valores de deformação plástica equivalente são maiores do que em

tracção, para o mesmo valor de profundidade de indentação (cerca de $0.3 \mu\text{m}$).

Os campos de tensões causados pelo processo de indentação sobrepõem-se ao campo de tensões residuais existente inicialmente nos provetes, com consequências também na distribuição da tensão equivalente. Na Fig. 6 mostram-se estas distribuições, para o material M1, nos casos de tensões residuais de compressão e de tracção. Os provetes sujeitos a compressão residual apresentam uma região quase livre de tensões por baixo do vértice da indentação (Fig. 6(a)). Os provetes sujeitos a tracção residual apresentam uma distribuição de tensão equivalente mais uniforme por baixo da indentação (Fig. 6(b)).

De modo a estudar a sensibilidade da carga máxima do ensaio de indentação aos valores da tensão residual, na Fig. 7 mostra-se a variação relativa da carga máxima ($(P_r - P_{st})/P_{st}$), em que P_r e P_{st} representam os valores da carga máxima com e sem tensões residuais, respectivamente, vs. O correspondente valor da tensão residual,

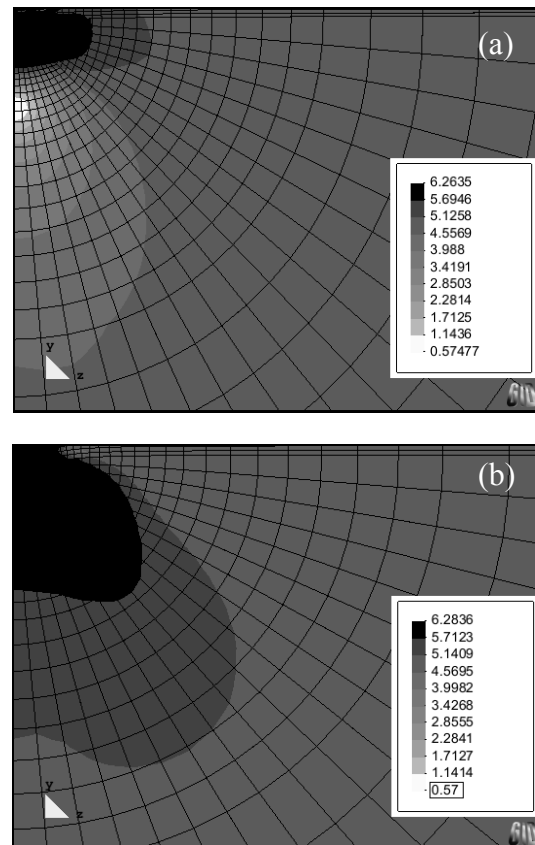


Fig. 6 – Distribuição da tensão equivalente obtida à carga máxima na simulação numérica do material M1, no caso de tensões residuais de: (a) compressão; (b) tracção.

M1, no caso de tensões residuais de: (a) compressão: $\sigma_r = -5.00$ GPa; (c) tracção: $\sigma_r = 5.00$ GPa.

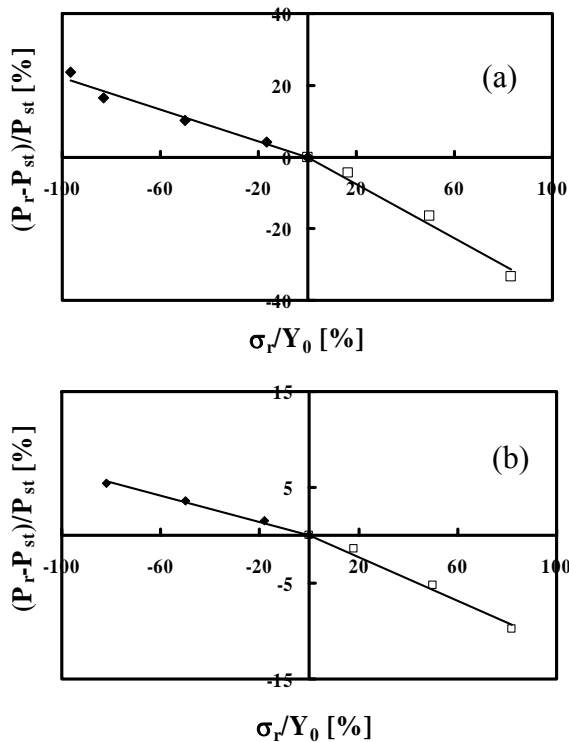


Fig. 7 - Evolução de $((P_r - P_{st})/P_{st})$ vs. (σ_r / Y_0) , para os materiais: (a) M1 e (b) M2.

normalizada pela tensão limite de elasticidade (σ_r/Y_0). Observa-se uma relação quase linear entre estes dois parâmetros para tensões residuais de tracção e de compressão, embora as rectas ajustadas aos dois casos tenham declives diferentes.

No caso do material M1, um valor de tensão residual de 10% da tensão limite de elasticidade introduz uma variação na carga máxima de cerca de 3.8%, no caso de tensões residuais de tracção, e de cerca de 2.2%, no caso de compressão. Num material muito macio, como o M2, a sensibilidade da carga máxima ao valor da tensão residual é cerca de três vezes menor do que no material M1.

O objectivo da análise inversa é a determinação da tensão residual equibiaxial $\sigma_r = \sigma_x = \sigma_z$ (ver Fig. 2). Para tal, devem realizar-se ensaios de indentação, até ao mesmo valor de profundidade máxima, em duas regiões distintas: (i) na região onde se querem determinar as tensões residuais e (ii) numa região afastada da superfície com tensões residuais. Além disso, devem ser

conhecidas as propriedades elásticas (E e ν) e plásticas (Y_0 e n) do material. Estas podem ser determinadas de modo independente ou então utilizando ensaios de indentação, realizados numa região sem tensões residuais, o que permite determinar, directamente, as propriedades elásticas do material (Eq. (5) e (6)) e, por análise inversa, as propriedades plásticas (Antunes et al. 2007).

A comparação das curvas experimentais, obtidas nas regiões atrás referidas permite conhecer o sinal das tensões residuais: positivo se o nível da curva de indentação na região com tensões residuais for inferior ao da curva na região sem tensões residuais e negativo no caso contrário.

Seguidamente, realizam-se simulações numéricas do ensaio de indentação, com diferentes valores de tensões residuais, até valores de profundidade de indentação iguais aos experimentais, e considerando no modelo numérico as propriedades elásticas e plásticas atrás mencionadas. Os valores das tensões residuais a testar devem ser identicamente espaçados, e o seu módulo inferior ao valor da tensão limite de elasticidade. Também deve ser realizada uma simulação numérica sem tensões residuais, para proceder à comparação da curva de indentação com a curva experimental correspondente, de modo a confirmar os valores das propriedades elásticas e plásticas introduzidas no programa.

A metodologia de análise inversa adoptada consiste na comparação das curvas de indentação, numéricas e experimental, obtida na região com tensões residuais. A melhor maneira de fazer esta comparação é traçar um gráfico representando a evolução das tensões residuais σ_{Nr} introduzidas na simulação numérica em função da diferença relativa, $((P_{Nr} - P_{exp r})/P_{exp r})$, entre a carga máxima obtida no correspondente ensaio numérico, P_{Nr} , e a obtida experimentalmente na região com tensões residuais $P_{exp r}$. Três ou quatro ensaios numéricos podem ser suficientes, dependendo da correlação linear obtida.

A validação deste procedimento foi realizada numericamente, com recurso a

materiais fictícios com tensões residuais, σ_r , cujas propriedades estão indicadas na Tabela 2. As curvas de indentação destes materiais, sujeitos a tensões residuais, são geradas por simulação numérica e são aqui designadas por curvas “*experimentais*”. A análise inversa realizada com estas curvas tem como objectivo testar o procedimento e fazer uma primeira estimativa do valor do erro, em condições ideais.

Tabela 2 – Propriedades mecânicas dos materiais utilizados para validação do procedimento.

| Mat. | Y_0 (GPa) | n | E (GPa) | ν | H_{IT} (GPa) | σ_r (GPa) |
|------|----------------|---|------------|-------|-------------------|---------------------|
| M3 | 15.0 | 0 | 600 | 0.22 | 35.2 | 7.5 |
| M4 | 2.0 | 0 | 220 | 0.29 | 5.6 | -0.5 |

Na Fig. 8 mostram-se as curvas de indentação “*experimentais*” dos materiais M3 e M4, respectivamente. Para comparação mostram-se também as curvas obtidas numericamente para os mesmos materiais, com diferentes valores de tensões residuais. Os valores escolhidos destas tensões foram: (i) $\sigma_{Nr} = 3.00, 5.00, 10.00$ e 12.50 GPa, para o material M3, e (ii) $\sigma_{Nr} = 0.00, -0.25, -1.00,$ e -1.50 GPa, para o material M4.

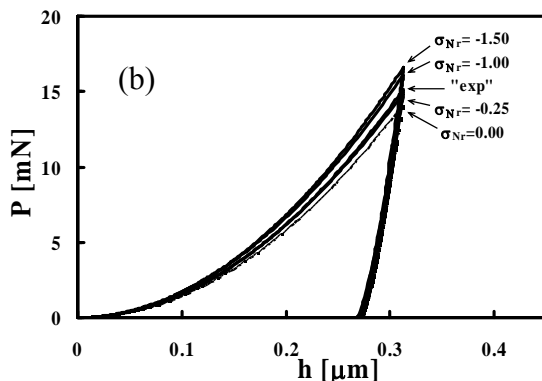
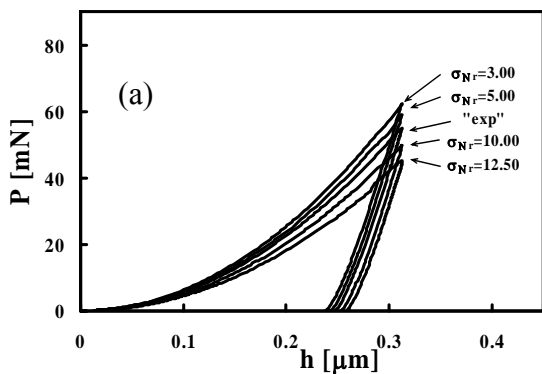


Fig. 8 - Curvas de indentação obtidas, com e sem tensões residuais de tracção e compressão, para os materiais: (a) M3 e (b) M4.

A partir dos resultados da Fig. 8 é possível traçar a evolução de σ_{Nr} (tensão residual introduzida nos ensaios numéricos) em função da diferença relativa, $((P_{Nr} - P_{exp})/P_{exp})$, como se mostra na Fig. 9. Nesta figura, a intersecção da recta de ajuste com o eixo vertical, permite estimar o valor das tensões residuais, pois ocorrem para a condição: $(P_{Nr} = P_{exp})$.

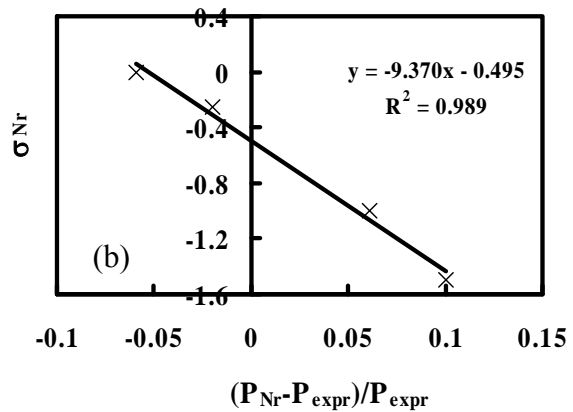
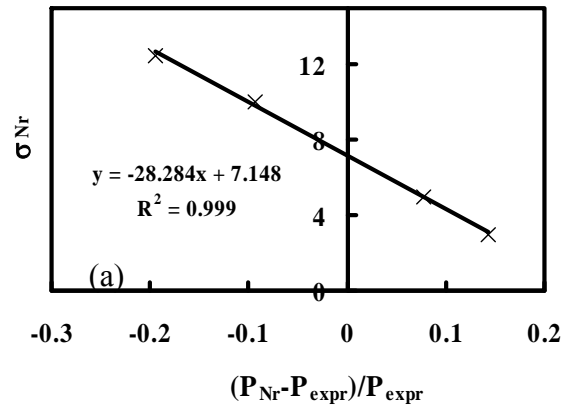


Fig. 9 – Evolução de σ_{Nr} vs. $((P_{Nr} - P_{exp})/P_{exp})$, para determinação de σ_{Er} : (a) M3 e (b) M4.

Na Tabela 3 comparam-se os valores de tensão residual, estimados por análise inversa, σ_{Er} , com os “*experimentais*”, σ_r . De notar que ambas as estimativas foram obtidas com um número reduzido de simulações numéricas. O erro seria eventualmente reduzido aumentando o numero de simulações, com tensões residuais próximas dos valores 7.148, para o material M3, e de -0.495, para o material M4.

Os resultados obtidos demonstram a possibilidade de estimar o valor das tensões residuais de tracção ou compressão utili-

Tabela 3 – Valores das tensões residuais obtidos por análise inversa, σ_{Er} , e “*experimentais*”, σ_r .

| Mat. | σ_{Er} (GPa) | σ_r (GPa) | Erro (%) |
|------|---------------------|------------------|----------|
| M3 | 7.148 | 7.500 | -4.7 |
| M4 | -0.495 | -0.500 | 1.0 |

zando o ensaio de dureza, embora seja ainda necessário proceder à validação experimental desta metodologia.

6- CONCLUSÕES

Neste trabalho analisa-se a influência da presença de tensões residuais nos resultados do ensaio de nanodureza, apoiando-se na simulação numérica tridimensional do ensaio com indentador Vickers.

A presença de tensões residuais de compressão ou de tracção conduz a alterações no valor medido de dureza. A dureza aumenta para provetes sujeitos a compressão residual, enquanto que para os provetes sujeitos a tracção residual os valores de dureza são menores do que os obtidos sem tensões residuais.

O estudo realizado permitiu estabelecer uma metodologia de análise inversa com o objectivo de determinar os valores das tensões residuais em superfície. Esta metodologia consiste em fazer coincidir a curva de indentação obtida numericamente com a experimental. A comparação das curvas experimentais obtidas em zonas do material com e sem tensões residuais permite identificar se estas são de tracção ou compressão. Uma vez identificado o tipo de tensões residuais, procede-se a diversas simulações numéricas, introduzindo no programa de simulação diferentes valores de tensão residual, cujo módulo pertence ao intervalo entre zero e o valor da tensão limite de elasticidade do material. Após a obtenção de uma primeira estimativa da tensão residual, por ajuste linear de σ_{Nr} vs. $((P_{Nr} - P_{exp}) / P_{exp})$, pode proceder-se a um refinamento desta evolução na região

próxima do valor da tensão residual estimada, σ_{Er} , de modo a reduzir o erro.

Finalmente, esta abordagem de análise inversa consiste num método simples e directo, que exige o mínimo de informação experimental, relativamente à curva de indentação, para atingir os resultados pretendidos.

7- REFERÊNCIAS

- Antunes, J.M., Menezes, L.F., Fernandes, J.V. 1999. Three-dimensional numerical simulation of tensile tests in coatings. In: Covas, J.A. (Ed.), Proceedings of the Second Esaform Conference on Metal Forming, Guimarães, p. 159-162.
- Antunes, J.M., Cavaleiro, A., Menezes, L.F., Simões, M.I., Fernandes, J.V. 2002. Ultramicrohardness testing procedure with Vickers indenter, Surface & Coatings Technology, 149 (1), p. 27-35.
- Antunes, J.M., Fernandes, J.V., Menezes, L.F., Chaparro, B.M. 2007. A new approach for reverse analyses in depth-sensing indentation using numerical simulation, Acta Materialia 55, p. 69-81.
- Antunes, J.M., Menezes, L.F., Fernandes, J.V. 2006. Three-dimensional numerical simulation of Vickers indentation tests, International Journal of Solids and Structures, 43 (3-4), p. 784-806.
- Antunes, J.M., Menezes, L.F., Fernandes, J.V. 2007. Influence of Vickers tip imperfection on depth sensing indentation tests, International Journal of Solids and Structures, 44 (9), p. 2732-2744.
- Antunes, J.M., Fernandes, J.V., Sakharova, N.A., Menezes L.F. 2008. Reverse analysis in depth-sensing indentation for evaluation of the Young's modulus of thin films, Philosophical Magazine, 88 (3), p. 313-325.
- Dao, M., Chollacoop, N., Van Vliet, K.J., Venkatesh, T.A., Suresh, S. 2001. Computational modelling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation, Acta Materialia, 49 (19), p. 3899-3918.
- Doerner, M.F., Nix, W.D. 1986. A method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments, Journal of Materials Research, 1 (4), 601-609.
- ISO 14577: ISO 2002. Metallic materials - Instrumented indentation tests for hardness

- and materials parameters, ISO Central Secretariat, Geneva, Suíça.
- Menezes, L.F., Teodosiu, C., Makinouchi, A. 1991. A 3-D solid elasto-plastic elements for simulating sheet metal forming processes by the finite element method. In: FE-Simulation of 3-D Sheet Metal Forming Processes in Automotive Industry Tagungsbericht der VDI Gesellschaft Fahrzeugtechnik, vol. 894. VDI VERLAG, Dusseldorf, p. 381-403.
- Menezes, L.F., Teodosiu, C. 2000. Three-dimensional numerical simulation of the deep-drawing process using solid finite elements, *Journal of Materials Processing Technology*, 97 (1-3), p. 100–106.
- Menezes, L.F., Fernandes, J.V., Trindade, A. 2000. Numerical simulation of hardness tests, In: Fritz, H.-G. (Ed.), *Proceedings of the 3rd ESAFORM Conference on Material Forming*, Stuttgart, Universitat Stuttgart, p. VII.19–VII.22.
- Oliveira, M.C., Alves, J.L., Menezes, L.F. 2008. Algorithms and strategies for treatment of large deformation frictional contact in the numerical simulation of deep drawing process, *Archives of Computational Methods in Engineering*, 15 (2), p. 113-162.
- Oliver, W.C., Pharr, G.M. 1992. An improved technique for determining hardness and elastic-modulus using load and displacement sensing indentation experiments, *Journal of Materials Research*, 7 (6), p. 1564-1583.
- Oliver, W.C., Pharr, G.M. 2004. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology, *Journal of Materials Research*, 19 (1), p. 3-20.
- Simo, J.C., Laursen, T.A. 1992. An augmented Lagrangian treatment of contact problems involving friction. *Computers & Structures* 42 (1), 97–116.
- Simões, M.I., Fernandes, J.V., Cavaleiro, A. 2002. The influence of experimental parameters on hardness and Young's modulus determination using depth-sensing testing, *Philosophical Magazine A-Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties*, 82 (10), p. 1911-1919.
- Sneddon, I.N. 1965. The relation between load and penetration in the axisymmetric Boussinesq problem for a punch of arbitrary profile, *International Journal of Engineering and Science*, 3, p. 47-57.
- Suresh, S., Giannakopoulos, A.E. 1998. A new method for estimating residual stresses by instrumented sharp indentation, *Acta Materialia*, 46 (16), p. 5755-5767.
- Tabor, D. 1951. *The Hardness of Metals*. Clarendon Press, Oxford.