

Análise numérica do ensaio de indentação em materiais com comportamento frágil

DIAS, A.M.S.^I; GODOY, G.C.^{II}; MODENESI, P.J.^{II}

^I Departamento de Engenharia Mecânica – Universidade Federal de São João Del-Rei (UFSJ)
Praça Frei Orlando, 170 – CEP: 36307-352, São João Del-Rei, MG.

e-mail: avelino@ufsj.edu.br

^{II} Departamento de Engenharia Metalúrgica – UFMG – CEP: 30160-030, Belo Horizonte, MG.
e-mail: gogodoy@uaivip.com.br , modenesi@demet.ufmg.br

RESUMO

O ensaio piramidal Vickers é uma técnica utilizada há décadas para avaliação da dureza superficial de materiais metálicos, cerâmicos, compósitos e, recentemente, filmes finos. Diversos estudos têm sido desenvolvidos a fim de utilizar esta metodologia como ferramenta para avaliação de outras propriedades mecânicas como, por exemplo, a tenacidade à fratura. Contudo, a sua implementação na determinação desta propriedade mecânica e os seus resultados ainda ocasionam dúvidas no meio científico. Estas dúvidas são mais intensas quando se pretende analisar materiais com comportamento frágil. Por isso, utilizou-se um modelo numérico através do método dos elementos finitos para avaliar os campos de tensões e de deformações durante o ciclo de indentação, auxiliando em uma interpretação mais segura deste ensaio.

No presente trabalho, obteve-se o comportamento da curva carga *versus* deslocamento para o ensaio Vickers em uma amostra de carboneto de tungstênio com cobalto e em uma amostra de alumina. Também foram encontrados os valores numéricos da dureza superficial destes dois materiais. Estes resultados se encontram compatíveis com os dados experimentais presentes na literatura especializada, mostrando que o modelo numérico foi capaz de representar o comportamento global deste ensaio. Por fim, foi determinada a distribuição da máxima tensão principal e das deformações para o ciclo de carregamento e descarregamento do teste, utilizando-se um modelo numérico de trinca difusa. Baseado nestes resultados de tensões e de deformações estudou-se os mecanismos de nucleação e de crescimento de trincas que ocorrem nestes materiais sob ensaios de indentação piramidais.

Palavras-chaves: ensaio Vickers, elementos finitos, fratura, materiais frágeis, modelo de trincamento.

Analysis of pyramidal vickers testing in brittle materials

ABSTRACT

The experimental indentation testing is a methodology used during decades to obtain the surface hardness of different kinds of materials. Nowadays, these tests have been reported in the literature as a reliable tool for mechanical properties determination, such as hardness, Young modulus, yielding stress and fracture toughness. However, the implementation of this indentation technique to evaluate the mechanical properties and also the results therefrom obtained has still brought doubts on research areas. These doubts are really intense when they involve problems which aim to analyse the mechanical behaviour of brittle materials. Because of those testing analysis limitations, the use of a numerical technique, able to evaluate the stress and strain fields during the indentation cycle, may help on a more accurate interpretation of the testing.

In this study, the numerical simulation of Vickers hardness testing is modelled with three-dimensional elements making use of commercial explicit finite element code. Two different brittle materials were analyzed, tungsten carbide with cobalt and alumina. The numerical analysis indicated that the model represents well the strain and stress fields during the loading and unloading phases of the Vickers indentation cycle. Those results were found to agree well with the experimental trends presented in the literature. Finally, a diffuse crack constitutive model was used to identify the most probable crack nucleation sites that usually occur during real indentation testing.

Keywords: Vickers testing, finite element, fracture, brittle materials, cracking model.

1 INTRODUÇÃO

Os ensaios de indentação têm sido amplamente empregados para a determinação da dureza superficial em diferentes materiais [1]. Devido à sua grande versatilidade, numerosos trabalhos estão sendo desenvolvidos neste campo, estudando-se novas metodologias e aplicações para estes ensaios. Recentes trabalhos propõem a utilização dos ensaios de indentação como uma ferramenta capaz de avaliar características mecânicas como o módulo de Young (E), a tenacidade à fratura (K_{IC}) e uma curva do comportamento da tensão *versus* deformação sob compressão destes materiais [2-5]. Entretanto, a implementação desta técnica para a avaliação das propriedades mecânicas e os seus resultados obtidos ainda ocasionam dúvidas no meio científico [6, 7]. Estas dúvidas são mais intensas quando se pretende avaliar a tenacidade à fratura em materiais com comportamento frágil. Pois esta metodologia para determinação de K_{IC} apresenta algumas limitações e complicações, das quais se destaca a diversidade de equações experimentais encontradas na literatura que utilizam diferentes modelos para prever os mecanismos de nucleação e propagação de trincas [6]. Em função destas limitações, o uso de uma técnica numérica capaz de avaliar os campos de tensões e de deformações durante o ciclo de indentação pode auxiliar em uma interpretação mais segura deste ensaio. Nas últimas décadas, esta metodologia numérica começou a ser estudada através de modelos discretos de elementos finitos para avaliar o comportamento de diferentes materiais por intermédio do ensaio de indentação [8-15].

A simulação adotada neste trabalho utilizou modelos discretos através do Método dos Elementos Finitos (MEF), que se tem mostrado uma técnica numérica confiável para análise de tensões e deformações e para a simulação de diferentes problemas de engenharia. Porém, a utilização desta técnica para avaliar os mecanismos de fratura que ocorrem no ensaio de indentação também tem apresentado problemas principalmente devido às dificuldades na implementação de critérios de falhas que possam representar os processos de nucleação e crescimento de trincas que ocorrem nestes ensaios. Por isso, também foram implementados modelos numéricos capazes de representar o comportamento mecânico de materiais com comportamento frágil através de uma relação constitutiva linear-frágil com a incorporação de mecanismos de trinca difusa, Figura 1 [16, 17].

No presente trabalho, foram simulados os ensaios piramidais Vickers em um material cerâmico (alumina – Al_2O_3) e em um metal duro (WC-6Co). Este último apresenta alta dureza superficial e alta resistência mecânica à compressão, porém baixa tenacidade à fratura, diminuindo sua vida útil quando aplicado em condições severas de desgaste. Os dois materiais apresentam trincas radiais após a realização dos ensaios experimentais, por isso, nestas simulações avaliaram-se seus processos de nucleação e crescimento de trincas [6, 18].

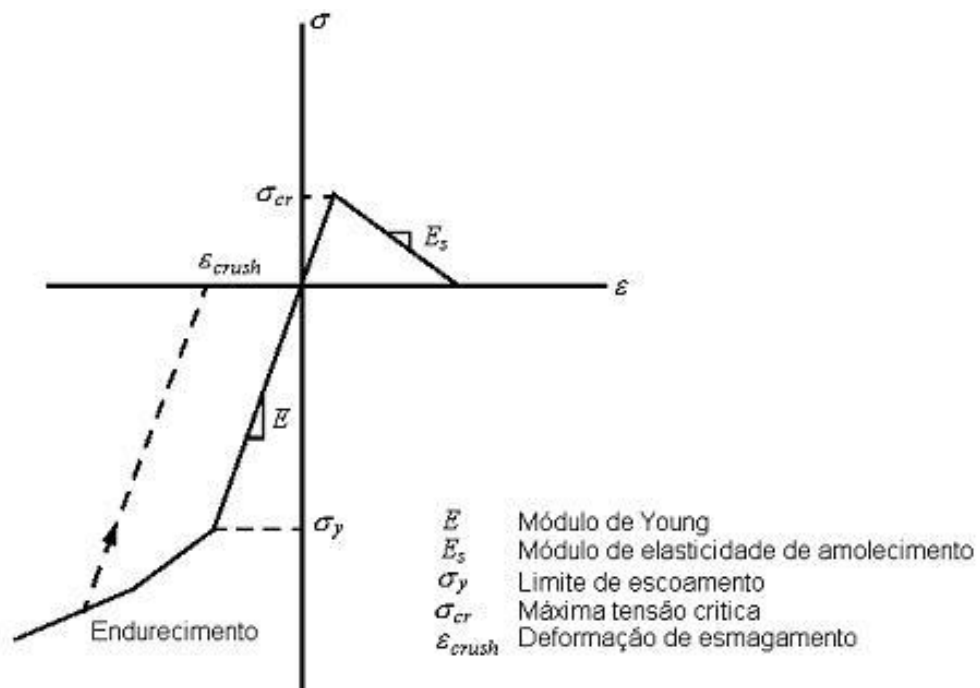


Figura 1: Diagrama uniaxial de tensão *versus* deformação para modelo de trinca difusa [16, 17].

2 Mecanismos de nucleação e crescimento de trincas durante o ensaio piramidal Vickers

Materiais com comportamento frágil submetidos a ensaios de indentação, em geral, apresentam trincas em torno da impressão do penetrador [19]. Na Figura 2 estão ilustrados os principais tipos de trincas que podem surgir durante um ensaio com penetradores piramidais Vickers. Elas podem ser formadas durante a ação do indentador sob um carregamento P , quando esta carga atingir um valor crítico. Também, podem ser formadas no momento do descarregamento, devido ao surgimento do campo de tensões residuais ao redor da impressão superficial [20]. A seguinte terminologia é usualmente encontrada na literatura para designar os tipos de trinca formados durante o ensaio Vickers: mediana, radial-mediana, radial Palmqvist e lateral (Figura 2).

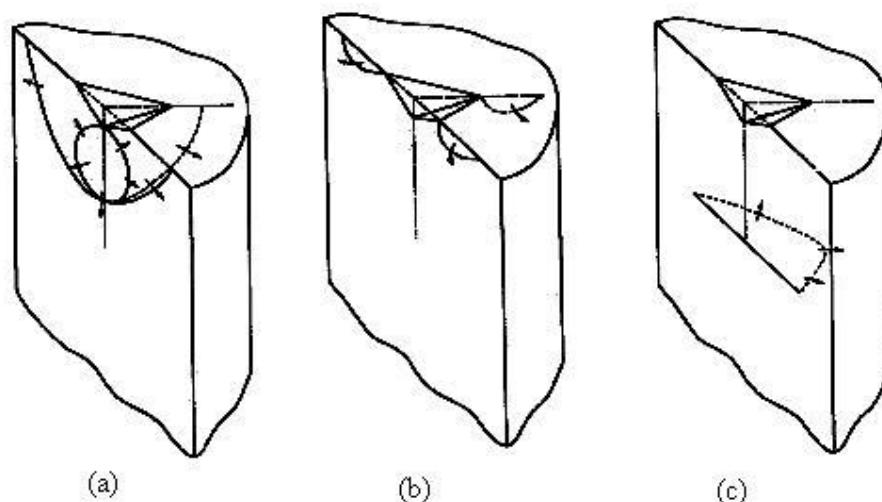


Figura 2: Ilustração esquemática de trincas no ensaio de indentação: (a) trincas mediana e radial-mediana; (b) trincas radiais Palmqvist; e, (c) trinca lateral [13].

Durante o ensaio piramidal Vickers ocorre a formação de um campo de deformação plástica aparecendo, como resultado, a impressão do indentador e uma região deformada permanentemente. Acredita-se que a trinca mediana, Figura 2(a), seja nucleada na interface entre a região deformada plasticamente e a região deformada elasticamente [20]. A intensidade da componente de tensão na direção da penetração da ponta do indentador, entre as regiões deformadas plástica e elasticamente, tende a aumentar, podendo até se tornar uma componente de tração durante a ação do indentador. Como as componentes radiais e circunferenciais das tensões ao redor da região de indentação são de tração na fase de carregamento do ensaio, abaixo da região de deformação permanente, na transição entre as regiões deformadas plástica e elasticamente, poderia aparecer um campo hidrostático de tensões de tração o qual seria o responsável pela nucleação da trinca mediana. Com o incremento da carga de indentação esta trinca cresceria de maneira estável e quando o carregamento atingisse um valor crítico ocorreria a propagação instável da trinca fazendo com que esta trinca se torne uma trinca radial-mediana, originando-se os traços radiais superficiais na amostra ensaiada [16].

A Figura 2(b) ilustra trincas radiais Palmqvist, que também ocorrem na interface entre as regiões deformadas plástica e elasticamente. Todavia, o seu ponto de nucleação e crescimento se localiza próximo da superfície da amostra, na direção da diagonal do indentador. O estado de tensões na superfície da amostra se mostra semelhante ao encontrado no caso da nucleação da trinca mediana, contudo, falhas superficiais preexistentes podem ser responsáveis por potencializar a nucleação deste outro sistema de trincas. Também, semelhantemente ao sistema de trincas medianas, com o incremento da carga de indentação aplicada tem-se o crescimento estável da trinca. Quando esta carga atingisse um valor crítico, ocorreria a propagação instável surgindo, na superfície da amostra, trincas radiais na direção da diagonal do indentador. De modo similar ao sistema de trinca radial-mediana, a propagação instável da trinca Palmqvist poderia ocorrer no instante do descarregamento do ensaio, devido ao campo de tensões residuais formado durante a retirada da carga do indentador [16].

A dificuldade de se identificar o tipo de trinca, sua geometria final, o valor do carregamento crítico e uma possível transição entre estes dois sistemas de nucleação de trincas (radial-mediana e Palmqvist) são algumas limitações da utilização do ensaio de dureza Vickers para a avaliação da tenacidade à fratura dos materiais com comportamento frágil. Estes dois sistemas ou modelos empíricos resultam em formulações

matemáticas parecidas para a avaliação da tenacidade à fratura, baseadas nos conceitos da Mecânica de Fratura Elástica Linear (MFEL). Porém, cada formulação utiliza diferentes expressões semi-empíricas para avaliar esta propriedade mecânica [6, 18]. Por exemplo, na literatura especializada verifica-se que a alumina apresenta a formação do sistema de trincas radial-mediana no ensaio Vickers. Outro exemplo é o carboneto de tungstênio com cobalto que apresenta o sistema radial Palmqvist. Por isso, optou-se por analisar numericamente estes dois diferentes materiais no presente trabalho, procurando-se identificar seus diferentes mecanismos de nucleação e crescimento de trincas.

3 METODOLOGIA

3.1. Modelo numérico do ensaio Vickers

O ensaio de dureza Vickers consiste na penetração de um indentedor piramidal rígido de base quadrada, com ângulo de abertura entre as faces opostas de 136° , na superfície de uma amostra do material a ser ensaiado. No procedimento experimental, a carga é lentamente aplicada na superfície de uma amostra com uma velocidade de penetração que deve estar entre 0,001mm/s a 0,02mm/s. A superfície da amostra deve ser cuidadosamente preparada para se evitar a ocorrência de tensões residuais superficiais provenientes da preparação da amostra [1].

Aproveitando-se a simetria do indentedor em relação a sua geometria, modelou-se o problema considerando-se apenas $\frac{1}{4}$ do ensaio, reduzindo-se o esforço computacional. A amostra foi modelada como sendo uma placa circular plana utilizando-se de elementos tridimensionais cúbicos, Figura 3 [14, 21].

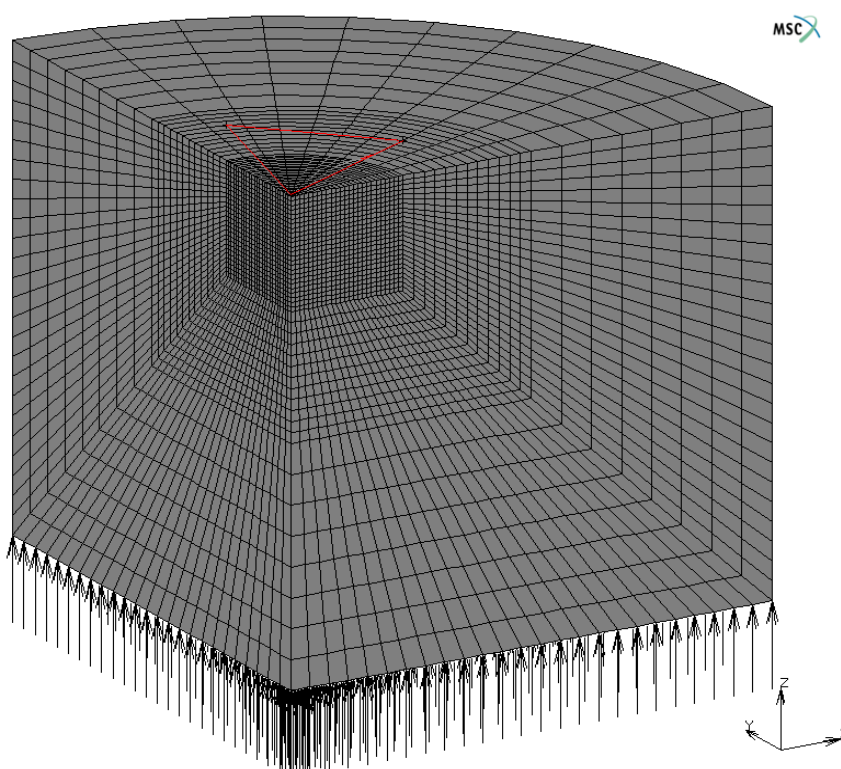


Figura 3: Modelo numérico da amostra submetida ao ensaio Vickers.

Na presente análise numérica, o problema foi considerado como um ensaio quase-estático devido à baixa velocidade de penetração do indentedor. O modelo numérico que representa a amostra foi considerado livre de tensões residuais. O atrito entre o indentedor e a superfície ensaiada foi desconsiderado, pois, segundo a literatura, este não influencia os valores de dureza obtidos experimentalmente [5, 9, 14]. Também foram desconsiderados os deslocamentos superficiais verificados nos ensaios experimentais como a aderência e o afundamento [1, 8].

Este ensaio apresenta uma particularidade muito importante do ponto de vista da simulação numérica, uma vez que o valor da dureza independe da carga aplicada e pode ser considerado como proporcional à razão entre a força e a área da impressão do indentedor. Desta forma, foi possível realizar a análise numérica da aplicação da carga do indentedor na amostra ensaiada através do seu deslocamento

prescrito, permitindo um melhor controle numérico durante o ciclo de indentação. Adotaram-se valores para o deslocamento do indentador similar a profundidade de penetração obtida nos ensaios experimentais para os dois materiais objetos do presente estudo. Na discretização do modelo utilizou-se uma malha com 14250 elementos cúbicos isoparamétricos de oito nós, totalizando-se 15992 nós no modelo. Na região de contato com o indentador optou-se por uma malha mais refinada para representar melhor os deslocamentos, assim como, os campos de tensões e de deformações, Figura 3. Para evitar problemas de distorção dos elementos (*lock*) durante a fase de compressão do ensaio, usaram-se elementos cúbicos com reduzido número de pontos de integração [17]. Como condições de contorno do problema, esta placa possui restrição ao deslocamento na direção da indentação (eixo *z*) na sua base. Nas demais direções foram aplicadas as condições de contorno relativas à simetria do problema [14, 21].

Os materiais estudados foram inicialmente considerados como sendo isotrópicos e homogêneos. Para representar numericamente o comportamento elasto-plástico sob compressão destes materiais, adotou-se a curva de fluxo da Equação (1). Nesta expressão, σ_e , ε_e , ε'_e , n e m são, respectivamente, a tensão efetiva, a deformação efetiva, a velocidade de deformação efetiva, o coeficiente de encruamento e o coeficiente de sensibilidade à velocidade de deformação. Na Tabela 1 estão ilustrados os valores experimentais obtidos na literatura para definir esta curva de fluxo da Equação (1), assim como, os valores do módulo de Young, coeficiente de Poisson (ν), limite de ruptura transversal à tração ou máxima tensão crítica (σ_{cr}) e o limite de escoamento sob compressão (σ_o) para o WC-6Co e o Al₂O₃ [2, 8, 22]. As propriedades mecânicas mostradas na Tabela (1) também são dados de entrada dos modelos numéricos para simular o ensaio de dureza Vickers. Por fim, nos modelos numéricos não lineares implementados, foram usados 1500 incrementos na análise do ciclo no ensaio da amostra de WC-6Co e 2500 incrementos no ensaio da amostra de Al₂O₃.

$$\sigma_e = A \varepsilon_e^n \varepsilon'_e{}^m + B \quad (1)$$

Tabela 1: Propriedades Mecânicas dos Materiais Estudados [2, 8, 22].

Material	<i>E</i> (GPa)	ν	σ_{cr} (MPa)	σ_o (MPa)	<i>A</i> (MPa)	<i>B</i> (MPa)	<i>m</i>	<i>n</i>
WC-6Co	619,5	0,28	3750	5760	18060	0	0	0,244
Al ₂ O ₃	380,0	0,22	400	1000	15827	0	0	0,396

3.2. Modelo numérico da relação constitutiva com bimodularidade

Para incorporar ao modelo numérico alguns mecanismos para análise de processos de fratura utilizou-se uma relação constitutiva baseada nos modelos clássicos da mecânica dos meios contínuos através de uma curva uniaxial de tensão versus deformação, conhecida como modelo de bimodularidade ou trinca difusa, Figura 1 [17].

Para esforços de tração, o modelo de bimodularidade permite um comportamento elástico até o limite de ruptura (σ_{cr}). Alcançando este limite, admite-se o trincamento (caracterizado pela deformação de trincamento) do material na direção normal à máxima tensão principal (teoria de Rankine). Após a formação desta primeira trinca, o modelo passa a ter um comportamento ortotrópico. Este modelo permite a formação de, no máximo, três trincas perpendiculares entre si, caso as três tensões principais excedam o limite de ruptura do material. Após a nucleação da primeira trinca, uma segunda trinca pode se nuclear perpendicular a primeira e uma terceira trinca se formaria perpendicular às duas anteriores. O modelo também permite a incorporação de um comportamento de decréscimo na resistência da estrutura após a formação das primeiras trincas descritas através de um parâmetro de amolecimento do módulo de elasticidade (E_S). Este parâmetro, o qual pode ser determinado a partir das características do material e da geometria da malha utilizada, impede que a tensão de tração do modelo numérico num ponto trincado tenda rapidamente a zero, após a tensão normal máxima ter ultrapassado seu limite de resistência [23].

O WC-6Co apresenta um comportamento que se assemelha a este modelo de bimodularidade, ou seja, este material apresenta uma baixa resistência à tração, porém possui boa resistência à compressão, podendo, inclusive sofrer grandes deformações plásticas, com endurecimento sob compressão [7, 24]. A alumina também apresenta um comportamento frágil sob tração, por isso, no presente trabalho também representou seu comportamento mecânico sob ensaio de indentação através deste modelo constitutivo com bimodularidade [14].

Segundo Zhang e Subhash, o valor para a máxima deformação total (ε) pode ser estimado considerando-se uma abertura de trinca máxima (u) de 5 μ m, para materiais com comportamento frágil [14]. A partir desta abertura de trinca e considerando um comprimento característico para o elemento finito (e),

possibilita-se computar o valor da máxima deformação total no elemento. Uma vez determinada esta deformação, pôde-se avaliar a deformação de trincamento máxima (ϵ_{cr}). Finalmente, utilizando-se o valor do limite de ruptura transversal do material analisado, Tabela 1, pode-se calcular o parâmetro de amolecimento do módulo de elasticidade (E_S) [25]. Contudo, a partir de inúmeras análises numéricas para a calibração deste parâmetro E_S , verificou-se que o mesmo pode ser estimado como sendo um centésimo do valor do módulo de elasticidade do material analisado para o WC-6Co e de cinco milésimos do módulo de elasticidade para o Al_2O_3 [26]. A Tabela 2 mostra os valores adotados para o E_S , assim como, a profundidade de penetração (h_r) utilizada na simulação do ensaio no metal duro e na alumina e o valor da componente de deformação de elástica de cada material (ϵ_e).

Tabela 2: Parâmetros E_S , h_r e ϵ_e utilizados no presente trabalho.

Material	E_S (MPa)	h_r (mm)	ϵ_e
WC-6Co	6195	0,020	0,00605
Al_2O_3	1900	0,014	0,01080

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As Figuras 4 e 5 ilustram os resultados numéricos do comportamento das curvas de carga *versus* deslocamento ($P \times h$) do indentedor para o metal duro e para a alumina, respectivamente. O comportamento destas curvas se mostrou compatível com gráficos da carga *versus* deslocamentos encontrados na literatura para ensaios de indentação com penetradores piramidais em materiais frágeis [2, 4, 8, 27]. Analisando-se a fase de descarregamento do ensaio, verifica-se que o mesmo apresenta deformações permanentes, observadas pelo valor da penetração residual que ocorreu no descarregamento. Esta deformação plástica residual tem sido responsável pelo surgimento das tensões residuais que tem sido relacionada com a nucleação e propagação de trincas no ensaio [6, 8].

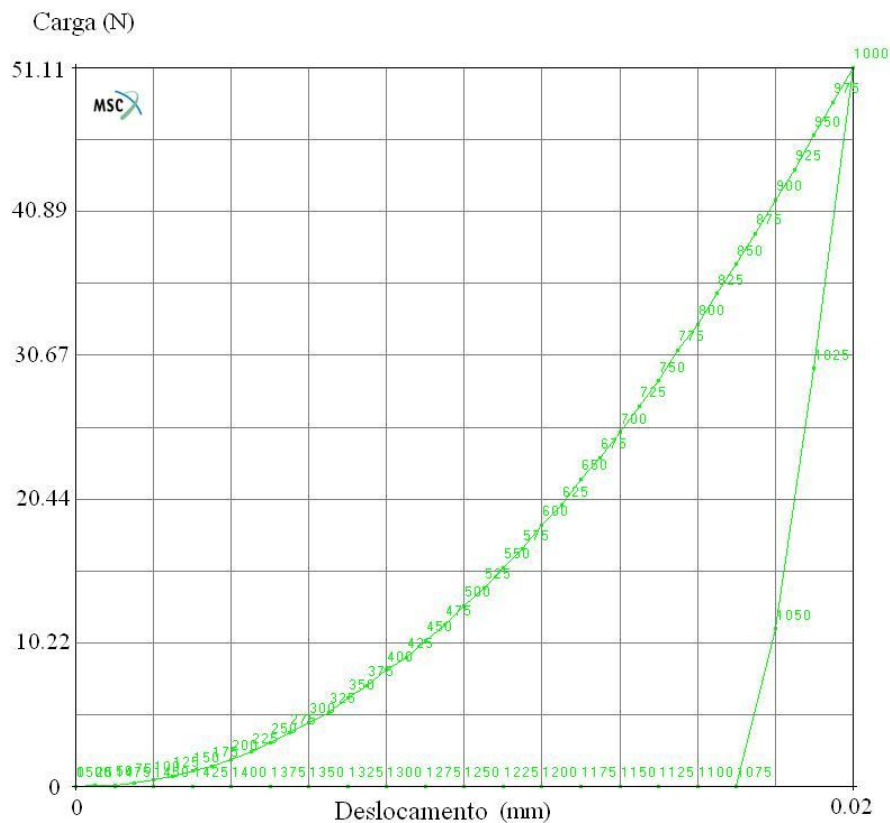


Figura 4: Curva carga *versus* deslocamento do indentedor no ensaio Vickers para a amostra de WC-6Co.

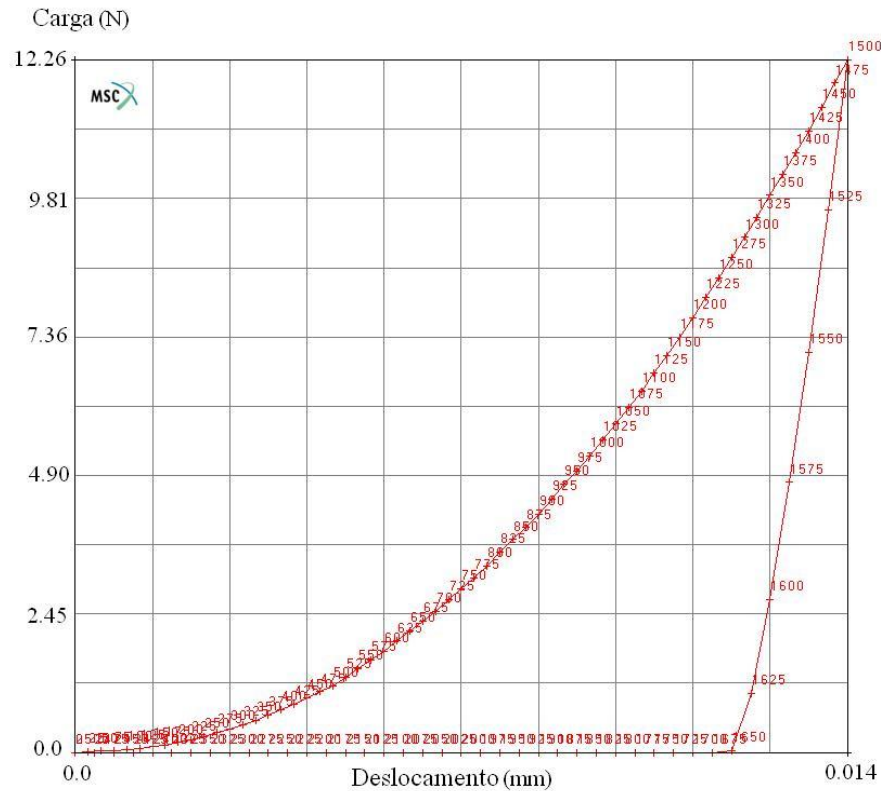


Figura 5: Curva carga versus deslocamento do indentador no ensaio Vickers para a amostra de Al₂O₃.

O resultado numérico para dureza superficial foi determinado através da Equação (2). Sendo *P* o valor numérico da carga do indentador e *2a* o comprimento da diagonal da impressão do indentador no material estudado [1].

$$H_v = 1,8544 \left(\frac{P}{4a^2} \right) \tag{2}$$

A Tabela 3 mostra os valores numéricos de ¼ da carga do indentador e da metade da diagonal da impressão do Vickers. Substituindo-os na Equação (2), obtêm-se os valores de dureza superficial da alumina e do metal duro. Nesta mesma tabela, os respectivos valores de dureza foram comparados com valores experimentais e numéricos encontrados na literatura. O metal duro (WC-6Co) apresentou uma diferença que variou entre 2% e 13%, respectivamente, em relação aos valores experimental e numérico encontrados na literatura [2, 28]. A alumina (Al₂O₃) apresentou uma diferença que variou entre 4% e 11% [22, 28].

Tabela 3: Avaliação da dureza a partir do ensaio Vickers.

Material	Carga (N)	<i>a</i> (mm)	Dureza – Eq. (2)	Dureza - literatura	Diferença.
WC-6Co	51,11	0,0630	23,88 GPa	24,40 GPa [2]	2,18%
				21,09 GPa [28]	13,00%
Al ₂ O ₃	12,26	0,0448	12,88 GPa	13,40 GPa [22]	4,04%
				14,36 GPa [28]	11,00%

Estes resultados indicam que o modelo representa bem o comportamento global do ensaio para os dois materiais. Pois, o comportamento numérico obtido para as curvas *P**x**h* foi compatível com as obtidas experimentalmente, assim como, a dureza superficial apresentou resultados próximos aos valores experimentais.

Uma vez verificada que a simulação está reproduzindo adequadamente o comportamento global do ensaio Vickers em ambos os materiais, analisou-se a distribuição numérica das máximas tensões principais (teoria de Rankine) e, em seguida, das deformações de trincamento. Os campos de tensões foram utilizados

para identificar pontos (nós) ou regiões que apresentaram condições críticas para nucleação e crescimento de trincas.

A Figura 6 ilustra a distribuição das máximas tensões principais para o WC-6Co após o ensaio. Constata-se a existência de um campo de tensões residuais de tração na direção da diagonal do indentador. A magnitude deste campo de tensões residuais indica que esta região se mostra crítica do ponto de vista da teoria de Rankine, pois sua máxima tensão principal atingiu valores superiores ao limite de ruptura transversal a tração (σ_{cr}) indicado na Tabela 1 para o WC-6Co.

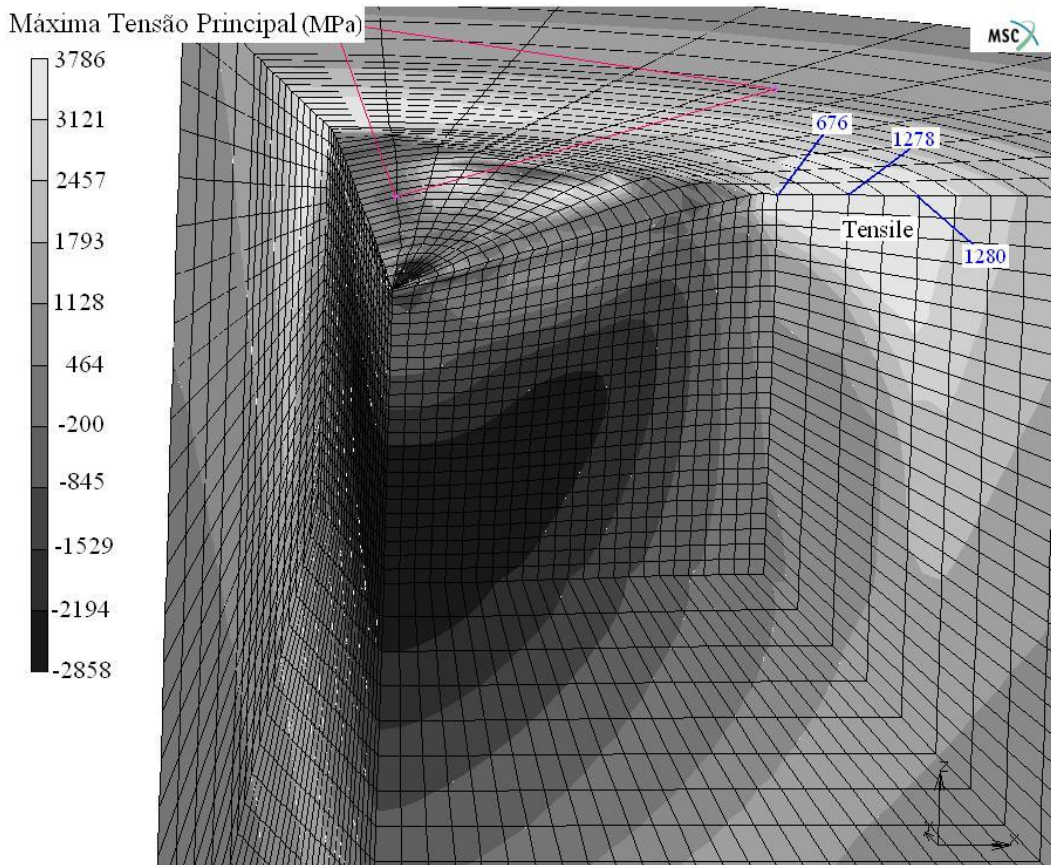


Figura 6: Distribuição da máxima tensão principal na direção da diagonal do indentador após o ciclo do ensaio para a amostra de WC-6Co.

O modelo de trinca difusa avalia o mecanismo de nucleação e crescimento de trincas na estrutura através da incorporação de trincas no modelo numérico (Figura 1), assim como, a partir da determinação da deformação equivalente de trincamento nos elementos (ϵ_{ecr}). Esta deformação equivalente pode ser obtida através da determinação da deformação de trincamento (ϵ_{icr}) para cada uma das três direções principais ($i = 1, 2, 3$), conforme Equação (3).

$$\epsilon_{ecr} = \sqrt{\frac{1}{3} \left[\epsilon_{1cr}^2 + \epsilon_{2cr}^2 + \epsilon_{3cr}^2 \right]} \quad (3)$$

Para acompanhar a evolução da distribuição prescrita numericamente da deformação equivalente de trincamento durante o ensaio na amostra do WC-6Co escolheram-se três nós situados na direção radial da diagonal do indentador (676, 1278 e 1280), conforme mostrado na Figura 6. Estes nós foram selecionados por se encontrarem situados na região crítica do ponto de vista da teoria de Rankine e por estarem localizados próximos da interface das regiões deformadas elástica e plasticamente [6, 18].

Conforme o modelo de trinca difusa, o trincamento dos elementos ocorre quando o valor da tensão atingir o limite de ruptura ou máxima tensão crítica do material (σ_{cr}). Este trincamento é caracterizado pelo surgimento da deformação de trincamento. A Figura 7 mostra a evolução desta deformação equivalente de trincamento para os nós selecionados durante o ciclo de indentação. Analisado este gráfico, pode-se estimar que para o WC-6Co estas trincas ocorrem na região da diagonal do indentador e se iniciam ao final da fase de carregamento do ensaio e se desenvolvem durante o descarregamento do mesmo. A nucleação e o

crescimento destas trincas se mostram consistente com a descrição das trincas Palmqvist encontrada na literatura [6, 8, 18]. Contudo, do ponto de vista da análise numérica, seu mecanismo de nucleação e crescimento foi devido ao campo de tensões crítico naquela região e não apenas devido às imperfeições superficiais, contrapondo as previsões experimentais.

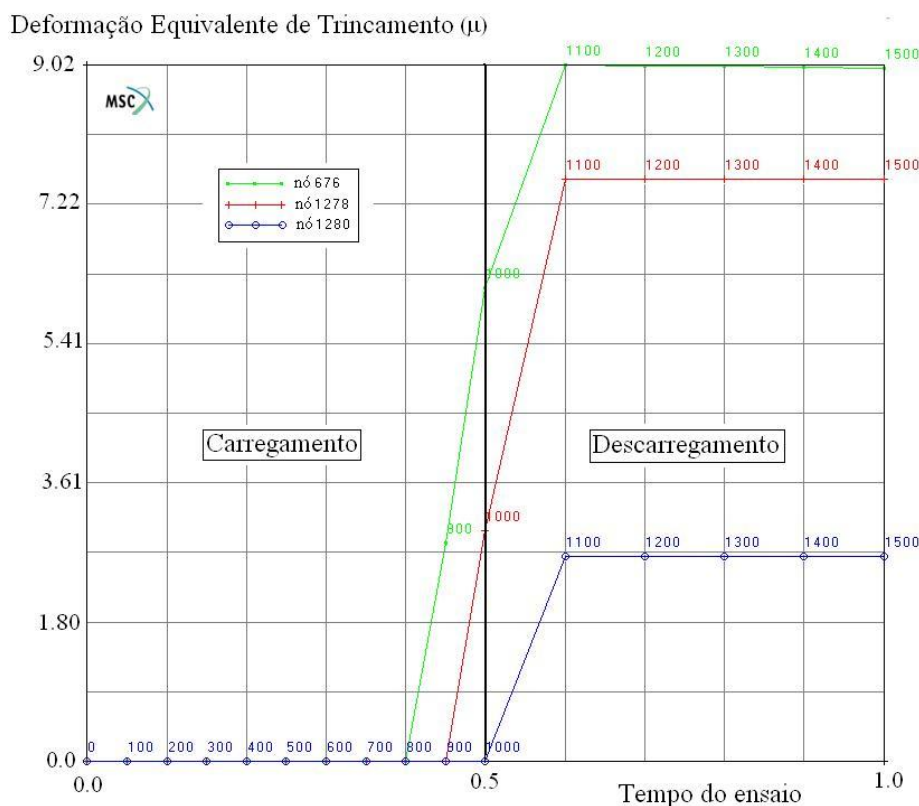


Figura 7: Evolução da deformação equivalente de trincamento para a amostra de WC-6Co nos nós localizados na direção da diagonal do indentedor.

A Figura 8 ilustra o comportamento numérico das máximas tensões principais ao final da fase de carregamento do ciclo de indentação para o Al_2O_3 . Verifica-se que a intensidade deste campo de tensões de tração na região da face da diagonal do indentedor varia de 294 MPa a 1602 MPa. Ou seja, em alguns pontos desta região, esta tensão pode ser maior que o do limite da máxima tensão crítica (σ_{cr}) da alumina que é de 400 MPa (Tabela 1). Esta distribuição de tensões indica que toda esta região se mostra crítica do ponto de vista da teoria de Rankine e o seu formato coincide com a geometria de uma trinca radial-mediana, Figura 2a [6]. Na Figura 8, também foi possível identificar uma região superficial ao redor da impressão do indentedor que se mostrou crítica do ponto da máxima tensão principal. Esta outra região coincide com a descrição da trinca lateral superficial observada por Zhang e Subhash para alumina [14].

Para acompanhar a evolução da distribuição prescrita numericamente da deformação equivalente de trincamento do ensaio Vickers na face radial da amostra de alumina foram escolhidos nove nós (469, 528, 536, 981, 1137, 1200, 675, 1280 e 1285) conforme ilustrado na Figura 9. Os nós 469, 528 e 536 estão localizados na face radial da amostra, abaixo e sob ação do indentedor. Os nós 981, 1137 e 1200 também estão situados na face radial da amostra, fora da região de ação do indentedor, mas na interface entre as regiões deformadas elástica e plasticamente [6, 19]. Por fim, os nós 675, 1280 e 1285 se localizam na superfície da amostra e na direção radial da diagonal do indentedor. Estes últimos três nós também se situam na interface entre as regiões deformadas elástica e plasticamente.

A Figura 10 mostra a evolução da deformação equivalente de trincamento para os nós 469, 528 e 536 durante o ciclo do ensaio de indentação na alumina. Analisado seu comportamento, pode-se estimar que nesta região na face radial abaixo do indentedor as trincas se iniciam e desenvolvem somente no descarregamento do ensaio, provavelmente devido à acomodação do campo de tensões residuais que ocorre na fase final do ensaio. Na região de localização dos nós 981, 1137 e 1200, ou seja, também na face radial do indentedor, porém na interface das regiões deformadas elástica e plasticamente, verifica-se que as trincas se iniciam ao final da fase de carregamento do ensaio e se desenvolvem durante o descarregamento do mesmo, Figura 11. Comparando-se a evolução destas deformações mostradas nestes dois gráficos, pode-se dizer que a

intensidade da deformação de trincamento na região identificada pelos nós da Figura 11 se mostra maiores que na região identificada pelos nós da Figura 10.

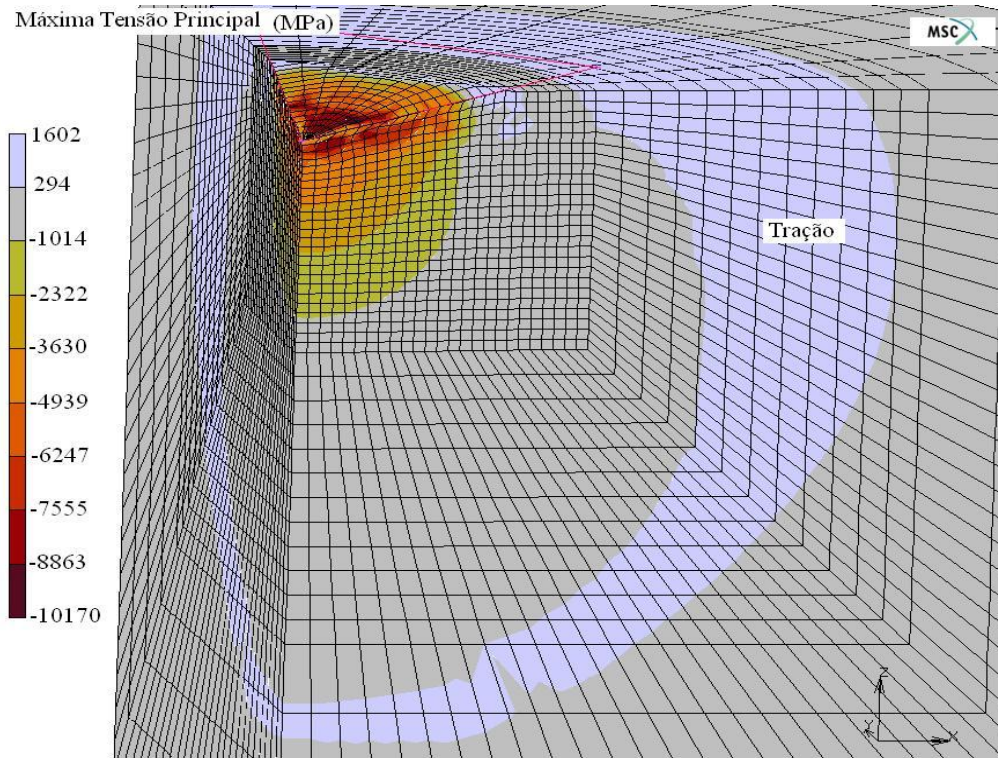


Figura 8: Distribuição das máximas tensões principais ao final do carregamento de indentação para a amostra de Al_2O_3 .

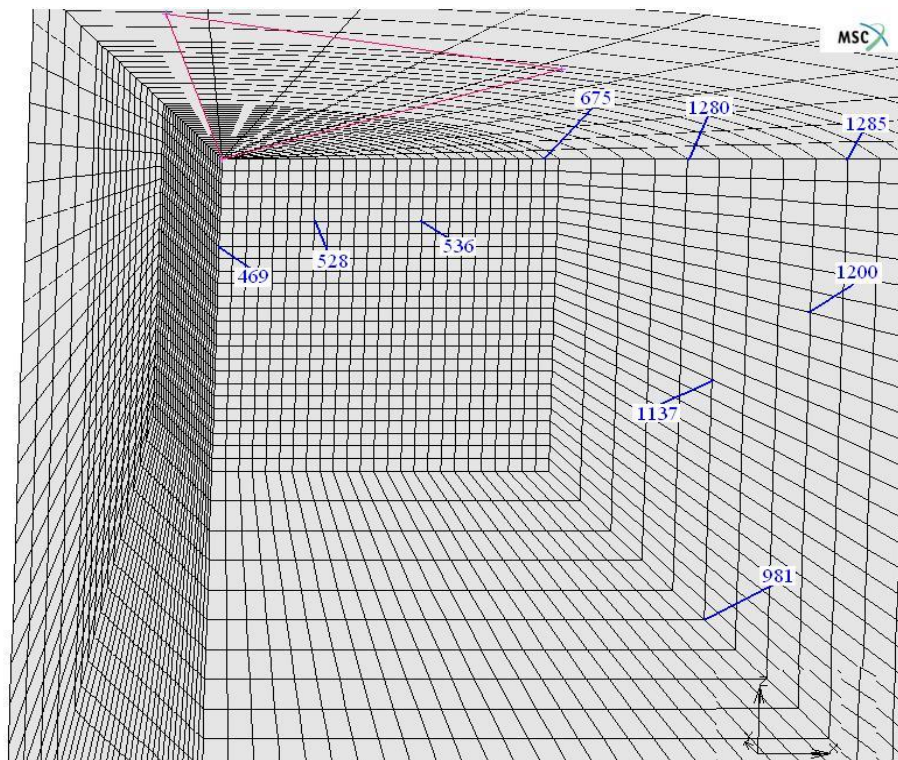


Figura 9: Localização dos nós na face radial da amostra de Al_2O_3 .

Finalmente, a Figura 12 mostra a evolução desta deformação equivalente de trincamento para os nós 675, 1280 e 1285 durante o ciclo do ensaio na alumina. Analisado este último gráfico, estima-se que nesta região da diagonal do indentador, as trincas também se iniciam ao final da fase de carregamento e se desenvolvem durante o descarregamento do ensaio. Também se verifica que a intensidade da deformação de trincamento nesta região se apresenta bem superior aos das duas anteriores. O comportamento da deformação de trincamento nesta três regiões parece indicar que os mecanismos de nucleação e crescimento de trincas no ensaio Vickers para a amostra de Al_2O_3 ocorrem a partir da região na superfície da amostra e na direção da diagonal de indentador. Ou seja, do ponto de vista da análise numérica, no ensaio da alumina, o crescimento das trincas radiais ocorreria através de uma transição do sistema de trinca Palmqvist para o sistema de trinca radial-mediana.

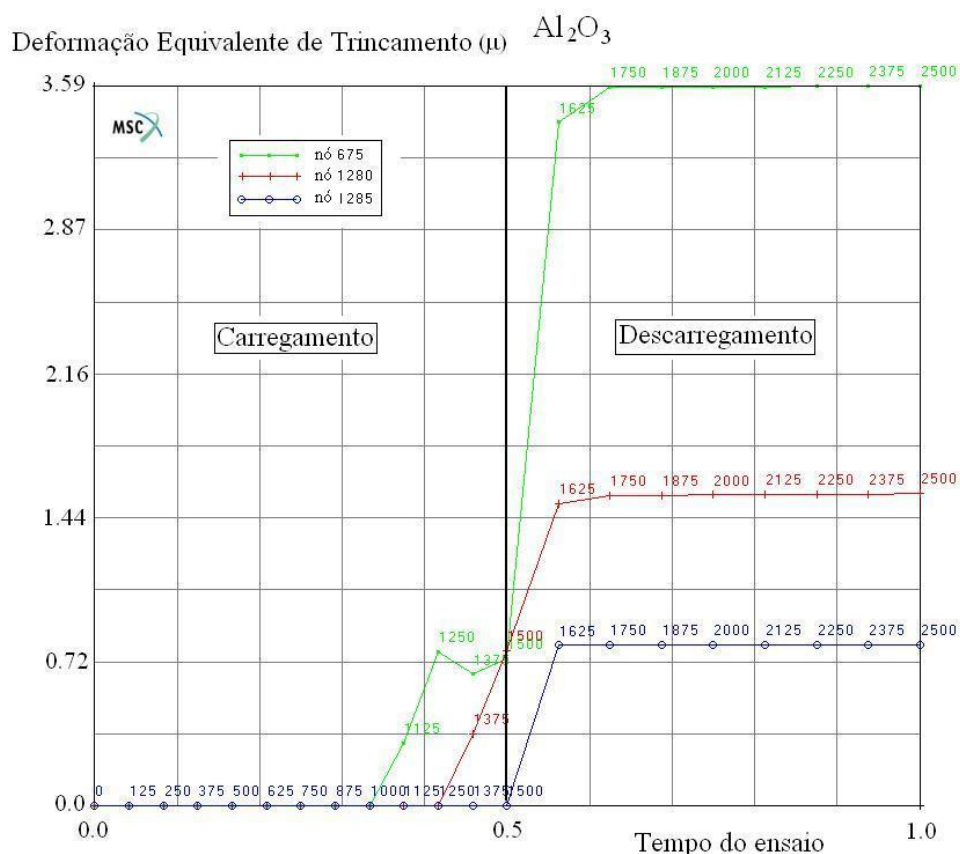


Figura 12: Evolução da deformação equivalente de trincamento para a amostra de Al_2O_3 nos nós 675, 1280 e 1285.

Na análise dos resultados numéricos do ensaio Vickers na alumina, pode-se concluir que as três regiões mostradas na Figura 9 configuram uma possível trinca radial-mediana, apesar da geometria formada por elas não reproduzir a idealizada experimentalmente. Contudo, o presente estudo numérico através do modelo com bimodularidade não consegue reproduzir o mecanismo de crescimento de trincas em modo I de fratura frágil, ou seja, o crescimento das trincas que ocorre em materiais com comportamento frágil a uma tensão inferior ao limite de resistência do material [29, 30]. Por isso, imagina-se que a forma final da trinca seja similar ao da Figura 2(a), devido ao crescimento de trincas em modo I de fratura frágil que ocorreria na fase de descarregamento do ensaio a partir das trincas identificadas nas regiões supracitadas (Figuras 8 a 12).

Por fim, na análise do ensaio de indentação Vickers através do modelo numérico com bimodularidade, a nucleação e o crescimento das trincas também se mostraram consistente com a descrição da trinca radial-mediana encontrada na literatura para o Al_2O_3 [6, 14, 31].

5 CONCLUSÕES

A análise numérica do ensaio de Vickers através do MEF representou bem o comportamento global da dureza superficial em diferentes materiais (WC-6Co e Al_2O_3), uma vez que os valores numéricos das durezas se mostraram próximos aos valores experimentais encontrados na literatura. O comportamento das

curvas de carga *versus* deslocamento do indentador também foi compatível com dados da literatura para materiais com comportamento frágil.

A análise numérica com o modelo de bimodularidade ou trinca difusa foi capaz de representar o comportamento do WC-6Co de suportar grandes deformações plásticas sob compressão e de apresentar características frágeis sob tração. As simulações numéricas mostraram que o modelo foi capaz de capturar algumas características da formação de trincas durante o ciclo de indentação. A evolução dos valores numéricos encontrados para a deformação de trincamento durante o ciclo do ensaio de indentação mostra que a região da diagonal do indentador pode ser crítica (Figura 7). Os elementos desta região apresentaram um decréscimo na resistência, associado com o crescimento de trincas nesta região e, do ponto de vista da análise numérica, seu mecanismo de nucleação e crescimento foi devido ao seu crítico campo de tensões.

Esta análise com o modelo de bimodularidade também foi capaz de representar o ensaio da amostra do Al₂O₃ e suas características frágeis sob tração, apesar deste modelo apresentar problemas numéricos de convergência no seu estudo, uma vez que a alumina apresenta uma baixa resistência à tração (Tabela 1).

Apesar disso, o modelo conseguiu indicar que no ensaio com a alumina, as regiões da face da diagonal do indentador podem ser críticas para a formação de trincas do ponto de vista da tensão principal máxima (Figura 8). A evolução dos valores numéricos encontrados para a deformação de trincamento durante o ciclo do ensaio de indentação mostrou que esta pode ser crítica (Figuras 10 a 12), sugerindo a formação de uma trinca radial mediana após o ensaio de indentação. Sob o ponto de vista deste trabalho, a nucleação e o crescimento da trinca radial-mediana ocorreu a partir de uma transição do sistema de trinca Palmqvist para o sistema radial-mediana.

Entretanto, o modelo de trinca difusa apresenta algumas limitações, uma delas é que após a iniciação da primeira trinca em certo ponto, há a possibilidade da formação de novas trincas, porém sempre perpendiculares entre si. Outra limitação é que o modelo não consegue prever a direção de propagação das trincas, apenas identifica os elementos que começam a apresentar diminuição da resistência e formação de trincas, além de não conseguir incorporar o modo I de fratura frágil.

Contudo, baseado nos bons resultados apresentados para o estudo de dois diferentes materiais, espera-se utilizar este modelo de bimodularidade para a representação do comportamento de filmes finos feitos de materiais cerâmicos submetidos a ensaios de indentação, com o intuito de auxiliar nos estudos de falhas de adesão e coesão que ocorrem nestes recobrimentos quando em serviço.

6 AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao suporte financeiro provido pela agência estadual de fomento à pesquisa FAPEMIG, através dos Projetos EDT-405/05 e EDT-531/05.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SOUZA, S.A., *Ensaio mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos*. Ed. Edgard Blücher LTD, 5th Ed., 286p, 2000.
- [2] ZENG, K., CHIU, C-h., “An analysis of load-penetration curves from instrumented indentation”, *Acta Materialia*, v. 49, pp. 3539-3551, 2001.
- [3] VANIMISSETI, S.K., NARASIMHAN, R., “A numerical analysis of spherical indentation response of thin hard films on soft substrates”, *International Journal of Solids and Structures*, v. 43, pp. 6180-6193, 2006.
- [4] FISCHER-CRIPPS, A.C., “Critical review of analysis and interpretation of nanoindentation test data”, *Surface Coatings and Technology*, v. 200, pp. 4153-4165, 2006.
- [5] DIAS, A.M.S., GODOY, G.C.D., “Determination of stress-strain curve through Berkovich indentation testing”, *Materials Science Forum*, v. 636-637, pp. 1186-1193, 2010.
- [6] PONTON, C.B., RAWLINGS, R.D., “Vickers indentation fracture toughness test, part 1: application and evaluation of standardized indentation toughness equations”, *Materials Science and Technology*, v. 5, pp. 961-976, 1989.
- [7] SCHUBERT, W.D., NEUMEISTER, H., KINGER, G., LUX, B., “Hardness to toughness relationship of fine-grain WC-Co hardmetals”, *International Journal of Refractory Metals & Hard Metals*, v. 16, pp. 133-142, 1998.
- [8] DIAS, A.M.S., MODENESI, P.J., CRISTINA, G.C., “Computer simulation of stress distribution during vickers hardness testing of WC-Co”, *Materials Research*, v. 9, pp. 74-76, 2006.

- [9] ZHAO, M., CHEN, X., YAN, J., KARLSSON, A.M., “Determination of uniaxial residual stress and mechanical properties by instrumented indentation”, *Acta Materialia*, v. 54, pp. 2823-2832, 2006.
- [10] YAN, J., KARLSSON, A.M., CHEN X., “Determining plastic properties of a material with residual stress by using conical indentation”, *International Journal of Solids and Structures*, v. 44, pp. 3720-3737, 2007.
- [11] GHOSH, S., YADAV, S., DAS, G., “Study of standard heat treatment on mechanical properties of Inconel 718 using ball indentation technique”, *Materials Letters*, v. 62, pp. 2619-2622, 2008.
- [12] NIEZGODA, T., MATACHOWSKI, J., BONIECKI, M., “Finite element simulation of vickers micro-indentation on alumina ceramics”, *Ceramics International*, v. 24, pp. 359-364, 1998.
- [13] LARSSON, P., GIANNAKOPOULOS, A.E., “Tensile stress and their implication to cracking at pyramid indentation of pressure-sensitive hard metals and ceramics”, *Materials Science and Engineering*, A254, pp. 268-281, 1998.
- [14] ZHANG, W., SUBHASH, G., “An elastic-plastic-cracking model for finite element analysis of indentation cracking in brittle materials”, *International Journal of Solids and Structures*, v. 38, pp. 5893-5913, 2001.
- [15] CARPINTERI, A., CHIAIA, B., INVERNIZZI, S., “Numerical analysis of indentation fracture in quasi-brittle materials”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 71, pp. 567-577, 2004.
- [16] DIAS, A.M.S., *Análise Numérica do Processo de Fratura no Ensaio de Indentação Vickers em uma Liga de WC-Co*, Tese de D.Sc, PGEMM/UFGM, Brasil, 2004.
- [17] Msc. MARC, *Users Manual: Volume A: Theory and User Information*, Version 2007.
- [18] NIIHARA, K., “A fracture mechanics analysis of indentation-induced Palmqvist crack in ceramics”, *Journal of the Materials Science Letters*, v. 2, pp. 221-223, 1983.
- [19] PALMQVIST, S., “Method of determining the toughness of brittle materials, particularly sintered carbides”, *Jern Kontorets Annalen*, v. 167, pp. 208, 1963.
- [20] MCCOLM, I.J., *Ceramic Hardness*, Ed. Plenum Press, London, 324p, 1990.
- [21] DIAS, A.M.S., MODENESI, P.J., CRISTINA, G.C., CETLIN, P.R., “Análise numérica do ensaio de indentação em WC-6Co”, *Revista Matéria*, v. 10, n. 1, pp. 101-110, 2005.
- [22] MATWEB, www.matweb.com, acessado em setembro de 2007.
- [23] OLLER, S., *Fratura Mecânica: um enfoque global*. CIMNE, Primera Edición, 286p, 2001.
- [24] TRENT, E. M., *Metal Cutting*, Butterworths & Co. LTD., 2nd Edition, 245p, 1984.
- [25] DIAS, A.M.S., MODENESI, P.J., CRISTINA, G.C., “Aplicação de modelos de bimodularidade à análise numérica do ensaio de indentação em materiais com características frágeis”, In: *Proceedings of Ibero-Latin American Congress of Computational Methods in Engineering*, XXVII, Porto - PT, 2007. [CD-ROM]
- [26] PEREIRA, M.G., SILVA, D.A., DIAS, A.M.S., “Estudos dos mecanismos de fratura através de modelos numéricos com bimodularidade”, In: *Proceedings of Congresso de Estudantes de Engenharia Mecânica*, XIV, Uberlândia, 2007. [CD-ROM]
- [27] BOUZAKIS, K.D., MICHAELIDIS, N., ERKENS, G., “Thin hard coatings stress-strain curve determination through a FEM supported evaluation of nanoindentation test results”, *Surface Coatings and Technology*, v. 142-144, pp. 102-109, 2001.
- [28] SILVA, D.A., PEREIRA, M.G., DIAS, A.M.S., “Simulação numérica do ensaio vickers em materiais com características frágeis”, In: *Proceedings of Congresso de Estudantes de Engenharia Mecânica*, XIV, Uberlândia, 2007. [CD-ROM]
- [29] BROEK, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Fourth Revised Edition, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 501p, 1986.
- [30] ANDERSON, T.L., *Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications*. Second edition, CRC Press, Inc., 688p, 1995.
- [31] OSTOJIC, P., McPHERSON, R., “A review of indentation fracture theory: its development, principles and limitations”, *International Journal of Fracture*, v. 33, pp. 297-312, 1987.