

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

**Tese de Doutorado**

**“Análise Numérica do Processo de Fratura no Ensaio  
de Indentação Vickers em uma Liga de  
Carboneto de Tungstênio com Cobalto”**

Autor: Avelino Manuel da Silva Dias  
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Março/2004

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Curso de Pós- Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Avelino Manuel da Silva Dias

**Análise Numérica do Processo de Fratura no Ensaio de Indentação Vickers em  
uma Liga de Carboneto de Tungstênio com Cobalto**

Tese de Doutorado apresentada ao Curso de Pós-Graduação  
em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade  
Federal de Minas Gerais

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação  
Orientador: Prof. Paulo José Modenesi

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG

2004

A Deus por tudo.

A minha mãe, Maria do Carmo  
da Silva Dias,

A minha namorada, amiga e  
companheira Sara Del'Vecchio.

## **AGRADECIMENTOS.**

- Ao Professor Paulo José Modenesi, pelo apoio, confiança e orientação ao longo de todo o trabalho.
- Aos Professores Cristina de Godoy e Paulo Roberto Cetlin, na co-orientação e pela colaboração no desenvolvimento deste trabalho.
- Ao Departamento de Mecânica da UFSJ, pela liberação e apoio para execução deste trabalho. Em especial aos colegas professores e funcionários.
- Aos funcionários e Professores do curso de pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas.
- Aos colegas do curso pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas.
- Aos Professores José Luiz de França Freire, José Ricardo Queiroz Franco, Gabriel de Oliveira Ribeiro e Armando César Lavall pelo contínuo incentivo.
- Ao aluno de iniciação científica, Fernando Marques, pelo auxílio na etapa final do trabalho.
- Aos amigos que me acompanharam nesta jornada e aos que já se foram.
- À CAPES pelo suporte financeiro através do programa de capacitação docente PICDT.
- À FAPEMIG pelo apoio imprescindível concedido para a viabilização técnica e financeira deste trabalho (projeto TEC 188/2001).
- Ao suporte técnico da MSC.Marc™ do Brasil S.A.

## SUMÁRIO.

<b>LISTA DE FIGURAS.....</b>	<b>vii</b>
<b>LISTA DE TABELAS.....</b>	<b>xiii</b>
<b>SIMBOLOGIA.....</b>	<b>xv</b>
<b>RESUMO.....</b>	<b>xviii</b>
<b>ABSTRACT.....</b>	<b>xiv</b>
<b>1. INTRODUÇÃO.....</b>	<b>020</b>
<b>2. OBJETIVO.....</b>	<b>024</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>025</b>
<b>3.1. Nucleação de Trincas nos Ensaios de Indentação Vickers.....</b>	<b>028</b>
<b>3.1.1. Trinca Mediana.....</b>	<b>029</b>
<b>3.1.2. Trinca Lateral.....</b>	<b>030</b>
<b>3.1.3. Trinca Palmqvist.....</b>	<b>030</b>
<b>3.1.4. Trinca Radial.....</b>	<b>031</b>
<b>3.2. Carboneto de Tungstênio com Cobalto (WC-Co): Propriedades e         Características.....</b>	<b>034</b>
<b>3.2.1. Modelos Experimentais de Avaliação da Tenacidade para o                 WC-Co.....</b>	<b>036</b>
<b>3.3. Simulação Numérica dos Ensaios de Indentação.....</b>	<b>044</b>
<b>4. METODOLOGIA.....</b>	<b>059</b>
<b>4.1. Introdução.....</b>	<b>059</b>
<b>4.2. Equipamentos e Materiais.....</b>	<b>060</b>
<b>4.2.1. Modelo do Comportamento Mecânico do WC-6Co.....</b>	<b>061</b>
<b>4.3. Procedimentos.....</b>	<b>063</b>
<b>4.3.1. Ensaio de Dureza Vickers.....</b>	<b>063</b>
<b>4.3.2. Modelagem Numérica do Ensaio de Indentação.....</b>	<b>066</b>
<b>4.3.3. Modelagem Numérica do Ensaio de Indentação com Trinca                 Difusa.....</b>	<b>068</b>
<b>4.3.4. Modelagem Numérica do Ensaio com Incorporação de Trincas.....</b>	<b>071</b>

<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO</b> .....	075
<b>5.1. Modelo Numérico sem a Incorporação de Trincas</b> .....	075
<b>5.2. Modelo Numérico do Ensaio de Indentação com Trinca Difusa</b> .....	091
<b>5.3. Modelo Numérico do Ensaio com Incorporação de Trinca</b> .....	100
<b>6. CONCLUSÕES</b> .....	116
<b>7. CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS E RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS</b> ..	119
<b>8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	120
<b>9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	122
<b>10. BIBLIOGRAFIA</b> .....	128
<b>11. PUBLICAÇÕES DO AUTOR</b> .....	140
<b>Apêndice A</b> .....	A.1
<b>Apêndice B</b> .....	B.1
<b>Apêndice C</b> .....	C.1
<b>Apêndice D</b> .....	D.1
<b>Apêndice E</b> .....	E.1
<b>Apêndice F</b> .....	F.1

## LISTA DE FIGURAS.

Figura 1.1–	Geometria do indentador e da impressão Vickers.....	020
Figura 3.1 –	Penetrador e impressão Vickers.....	025
Figura 3.2–	Trincas radiais após ensaio Vickers em um carboneto de tungstênio com 6% de cobalto (WC-6Co).....	027
Figura 3.3 –	Ilustração esquemática das trincas: (a) mediana e radial-mediana; (b) lateral; e, (c) Palmqvist.....	028
Figura 3.4 –	Campo de tensões abaixo do indentador em um ensaio de dureza.....	029
Figura 3.5 –	Comparação entre os sistemas de nucleação e propagação de trincas (a) radial-mediana e, (b) Palmqvist, ao redor de uma impressão Vickers.....	032
Figura 3.6 –	Possível transição entre os sistemas de nucleação de trincas durante o ensaio de indentação: (a) Palmqvist; (b) mediana; e, (c) radial.....	033
Figura 3.7 –	Comportamento de dois WC-Co e uma liga de aço rápido a partir de um ensaio de compressão.....	035
Figura 3.8 –	Modelos geométricos das trincas radiais Palmqvist: (a) Niihara; (b) Laugier.....	036
Figura 3.9 –	Modelo semielíptico da geometria final da trinca Palmqvist.....	038
Figura 3.10 –	Comparação entre a dureza e a tenacidade à fratura para vários WC-Co. A região escura indica a dispersão entre os valores de dureza e de tenacidade.....	041
Figura 3.11 –	Corpo tridimensional genérico.....	045
Figura 3.12 –	Malha tridimensional para simulação da indentação Vickers.....	047
Figura 3.13 –	Geometria do indentador Vickers com ângulo de abertura entre as faces $2\theta$ de $136^\circ$ .....	048
Figura 3.14 –	Ilustração da malha utilizada por Niezgodá <i>et al.</i> para representar a amostra de alumina durante a ação do indentador Vickers.....	049
Figura 3.15 –	Impressão da indentação Vickers, (a) sem anomalias; (b) com afundamento e (c) com aderência.....	050

Figura 3.16 – Simetria do ensaio Vickers: (a) vista de cima; (b) vista lateral; e, (c) representação da malha utilizada na análise numérica.....	051
Figura 3.17 – Distribuição das tensões principais máximas no carregamento de um ensaio Vickers, onde a área escura do gráfico é a região da tensão de tração máxima.....	053
Figura 3.18 – Modelo constitutivo bimodular para trinca difusa, (a) genérico e (b) reduzido.....	054
Figura 3.19 – Distribuição da tensão principal máxima no carregamento do ensaio Vickers.....	056
Figura 3.20 – Estratégica para acompanhar a propagação de uma fissura.....	058
Figura 4.1 – (a) Regiões elástica e plástica durante indentação; (b) trincas radiais superficiais e simetria do ensaio Vickers.....	064
Figura 4.2 – Representação esquemática do indentador de base piramidal Vickers.....	065
Figura 4.3 – Modelo tridimensional do ensaio de indentação Vickers e a discretização da amostra através de 3000 elementos e 3431 nós.....	067
Figura 4.4 – Diagrama uniaxial de tensão <i>versus</i> deformação para modelo de trinca difusa.....	069
Figura 4.5 – Desenvolvimento de trinca perpendicular à direção da tensão principal $\sigma_1$ .....	070
Figura 4.6 – Frente e face da trinca para modelos numéricos tridimensionais.....	072
Figura 4.7 – Trinca Palmqvist em um WC-Co após ensaio de indentação.....	073
Figura 4.8 – Modelagem numérica do ensaio de indentação incorporando uma trinca radial superficial semicircular.....	074
Figura 5.1 – Modelo numérico do ensaio Vickers para uma placa de WC-6Co.....	076
Figura 5.2 – Curva da carga <i>versus</i> deslocamento do indentador na simulação do ensaio Vickers em um WC-6Co.....	077
Figura 5.3 – Curva genérica para carga de penetração do ensaio de indentação....	077
Figura 5.4 – Campo das tensões principais máximas no carregamento do ensaio Vickers.....	080

Figura 5.5 – Campo das tensões principais máximas após o descarregamento do ensaio Vickers.....	081
Figura 5.6 – Campo de deformação plástica equivalente após o descarregamento do ensaio Vickers.....	083
Figura 5.7 – Distribuição do campo de deformações plástica após indentação.....	083
Figura 5.8 – Distribuição prevista numericamente das tensões principais máximas na direção da diagonal do indentador, após descarregamento do ensaio.....	084
Figura 5.9 – Distribuição prevista numericamente das tensões normais ao plano da diagonal do indentador, após descarregamento do ensaio.....	085
Figura 5.10 – Evolução das tensões principais máximas durante o ciclo de indentação.....	086
Figura 5.11 – Curva ( $Pxh$ ) do indentador na simulação do ensaio Vickers através do modelo com elementos cúbicos de 20 nós.....	088
Figura 5.12 – Distribuição numérica da tensão principal máxima na direção da diagonal do indentador para o modelo com 13261 nós.....	089
Figura 5.13 – Comportamento da tensão principal máxima durante o ciclo de indentação, para o modelo com 3000 elementos de 20 nós.....	090
Figura 5.14 – Diagrama uniaxial de tensão <i>versus</i> deformação.....	091
Figura 5.15 – Curva ( $Pxh$ ) da simulação do ensaio Vickers com o modelo de trinca difusa e com elementos cúbicos de 20 nós.....	093
Figura 5.16 – Distribuição numérica da tensão principal máxima na direção da diagonal do indentador.....	094
Figura 5.17 – Campo de deformação plástica equivalente após o ensaio do modelo de trinca difusa.....	095
Figura 5.18 – Comportamento da tensão principal máxima para os nós selecionados durante o ciclo de indentação.....	096
Figura 5.19 – Evolução da deformação de trincamento equivalente nos nós localizados na direção da diagonal do indentador.....	097
Figura 5.20 – Deformação de trincamento equivalente durante o descarregamento do ensaio Vickers.....	099

Figura 5.21 – Modelo numérico com a incorporação de uma trinca semicircular....	101
Figura 5.22 – Malha da região da trinca semicircular com 15352 elementos cúbicos de oito nós.....	103
Figura 5.23 – Curva ( $Pxh$ ) do ensaio de indentação para o modelo com incorporação de um trinca semicircular.....	104
Figura 5.24 – Campo de deformação plástica principal no carregamento do ensaio Vickers.....	105
Figura 5.25 – Evolução numérica da integral $J$ na frente da trinca durante ensaio de indentação.....	106
Figura 5.26 – Componente das deformações elásticas, plástica e total.....	107
Figura 5.27 – Evolução da componente normal da deformação elástica durante o ciclo do ensaio Vickers.....	108
Figura 5.28 – Evolução da componente normal da deformação plástica durante o ciclo do ensaio Vickers.....	109
Figura 5.29 – Comparação entre a evolução das deformações equivalentes na borda da trinca (nó 273) durante o ciclo de indentação.....	109
Figura 5.30 – Evolução numérica da tensão normal ao plano da trinca nos nós selecionados.....	110
Figura 5.31 – Identificação dos nós selecionados na superfície da trinca semicircular.....	111
Figura 5.32 – Deslocamento normal ao plano da trinca dos nós selecionados na sua superfície.....	112
Figura 5.33 – Modelo numérico com a incorporação de uma trinca radial semi-elíptica.....	113
Figura 5.34 – Curva ( $Pxh$ ) do ensaio de indentação para o modelo com incorporação de um trinca semi-elíptica.....	114
Figura 5.35 – Modelo proposto para o diagrama tensão <i>versus</i> deformação.....	115
Figura A.1 – Formação da trinca radial Palmqvist.....	A.2
Figura A.2 – Modelo semi-elíptico para a trinca Palmqvist.....	A.3

Figura A.3 – Trinca superficial semi-elíptica sujeita ao modo I de carregamento uniforme, sendo $b \leq c$ , onde $b$ é a profundidade da trinca e $2c$ é o seu comprimento.....	A.4
Figura B.1 – Corpo tridimensional genérico.....	B.2
Figura B.2 – Discretização de uma estrutura através de elementos finitos.....	B.4
Figura B.3 – Função de forma para elementos de barra com dois e três nós.....	B.5
Figura B.4 – Representação nodal de um elemento isoparamétrico plano com: (a) quatro; e (b) oitos nós.....	B.6
Figura C.1 – Microestrutura da amostra da ferramenta de corte K10.....	C.2
Figura C.2 – Principais dimensões da ferramenta de corte K10, onde (a) é a superfície de corte, (b) a superfície de saída e (c) a superfície de folga.....	C.3
Figura C.3 – Representação esquemática das medidas das trincas Palmqvist.....	C.5
Figura C.4 – Trincas radiais após ensaio Vickers em um carboneto de tungstênio com 6% de cobalto (WC-6Co).....	C.6
Figura E.1 – Tela principal do <i>pré-processador</i> gráfico Mentat™.....	E.2
Figura E.2 – Superfícies auxiliares para geração da malha 3D.....	E.3
Figura E.3 – Malha bidimensional gerada a partir das superfícies de apoio.....	E.4
Figura E.4 – Representação numérica de 1/4 da amostra e indentedor.....	E.5
Figura F.1 – Sistema de coordenadas na trinca para os modelos (a) bidimensional e (b) tridimensional.....	F.2
Figura F.2 – Definição do contorno da Integral $J$ ao redor da ponta da trinca.....	F.3
Figura F.3 – Contorno numérico de integração para avaliar a integral $J$ .....	F.3
Figura F.4 – Corpo de prova compacto, dimensões e tolerâncias padrões.....	F.5
Figura F.5 – Malha para o modelo numérico do ensaio de tração com corpos de provas compactos.....	F.6
Figura F.6 – Vista lateral do modelo numérico com a incorporação de uma trinca semicircular.....	F.8
Figura F.7 – Malha na região da trinca semicircular com 3456 elementos cúbicos de oito nós.....	F.9

- Figura F.8 – Curva ( $Pxh$ ) para o modelo do ensaio de indentação com a incorporação de uma trinca semicircular..... F.10
- Figura F.9 – Distribuição numérica dos valores das deformações plásticas durante o carregamento do indentador..... F.11

## LISTA DE TABELAS.

Tabela III.1 – Valores médios de tenacidade obtidos a partir dos ensaios de indentação para dois WC-Co.....	040
Tabela III.2 – Comparação dos valores para o fator de intensidade de tensões de um metal duro da classe H10.....	043
Tabela IV.1 – Propriedades mecânicas do WC-6Co, onde $E$ é o módulo de Young, $\nu$ é o coeficiente de Poisson, $\sigma_y$ é o limite de escoamento, $\sigma_{tr}$ é o limite de ruptura transversal e $K_{IC}$ é o fator de intensidade de tensões crítico.....	062
Tabela V.1 – Comparação dos valores de dureza Vickers para um WC-6Co.....	079
Tabela V.2 – Valores da tensão principal máxima em nós selecionados na direção da diagonal do indentador, nas 800 <sup>a</sup> e 1000 <sup>a</sup> interações.....	085
Tabela V.3 – Comparação dos resultados de dureza e tempo de execução entre os modelos discretos testados na simulação do ensaio Vickers.....	087
Tabela V.4 – Valores da tensão principal máxima em nós selecionados na direção da diagonal do indentador, nas 800 <sup>a</sup> e 1000 <sup>a</sup> interações, para o modelo com 13261 nós.....	089
Tabela V.5 – Comparação dos resultados de dureza e tempo de execução entre os modelos discretos testados e os valores encontrados na literatura.....	093
Tabela V.6 – Valores da tensão principal máxima na direção da diagonal do indentador para o modelo numérico de trinca difusa.....	095
Tabela V.7 – Valores numéricos para a deformação de trincamento nos nós selecionados, nas 800 <sup>a</sup> e 1000 <sup>a</sup> interações.....	097
Tabela V.8 – Valores limites para as deformações de ruptura transversal ( $\epsilon_{tr}$ ), última ( $\epsilon_{II}$ ) e de escoamento ( $\epsilon_y$ ) para o WC-6Co.....	098

Tabela V.9 – Valores encontrados experimentalmente para o comprimento da trinca radial Palmqvist para o WC-Co.....	101
Tabela V.10 – Distâncias do nós selecionados na superfície da trinca em relação à ponta do indentador.....	111
Tabela A.I – Valores das constantes adotadas por Niihara.....	A.5
Tabela C.I – Composição química da ferramenta de corte K10.....	C.3
Tabela C.II – Dados experimentais obtidos na análise de uma amostra de WC-6Co.....	C.4
Tabela C.III – Avaliação da tenacidade para o WC-6Co a partir do ensaio Vickers.	C.6
Tabela D.I – Configurações da <i>Workstation</i> DELL <i>Precision</i> 530.....	D.2
Tabela E.I – Propriedades Mecânicas do WC-6Co ( $E$ - módulo de Young, $\nu$ - coef. de Poisson, $\sigma_y$ - limite de escoamento, $\sigma_{tr}$ - limite de ruptura transversal e $K_{IC}$ - fator de intensidade de tensões crítico.....	E.6
Tabela E.II – Entrada de dados do modelo tridimensional do ensaio Vickers.....	E.7
Tabela F.I – Propriedades mecânicas do WC-6Co.....	F.5
Tabela F.II – Comparação entre os valores numéricos e $J$ crítico.....	F.7
Tabela F.III – Avaliação numérica da integral $J$ para os nós selecionados na frente da trinca no final da fase de carregamento (interação 500).....	F.11

## SIMBOLOGIA

$H$	Dureza Vickers do material.
$E$	Módulo de Young (elasticidade) do material.
$K_{IC}$	Fator de intensidade de tensão crítica.
$2a$	Comprimento da diagonal da impressão de um indentador Vickers.
$2a_1$	Comprimento da diagonal da impressão na direção 1.
$2a_2$	Comprimento da diagonal da impressão na direção 2.
$2\theta$	Ângulo de abertura das faces do indentador piramidal Vickers.
$\sigma_y (\sigma_e)$	Limite de escoamento do material.
$P$	Carga do Indentador.
$\sigma_1$	Tensão normal principal na direção 1/ tensão normal máxima.
$\sigma_2$	Tensão normal principal na direção 2.
$\sigma_3$	Tensão normal principal na direção 3.
$2c$	Comprimento do traço superficial da trinca radial-mediana.
$l$	Comprimento do traço superficial da trinca Palmqvist.
$\nu$	Coefficiente de Poisson do material.
$\phi$	Função de restrição experimental dependente da dureza e do limite de escoamento do material.
$B_2$	Constante – formulação de Niihara.
$K_I$	Fator de intensidade de tensão no modo I.
$4l$	Soma dos comprimentos da trincas Palmqvist.
$W$	Resistência à nucleação de trincas.
$K_I^{Palmqvist}$	Fator de intensidade de tensões numa trinca Palmqvist.
$K_I^{Mediana}$	Fator de intensidade de tensões numa trinca mediana.
$X, Y, Z (X_1, X_2, X_3)$	Coordenadas cartesianas globais.
$(\sigma-\varepsilon)$	Relação tensão <i>versus</i> deformação.
$\Omega$	Energia específica de compressão plástica.
$h$	Profundidade de penetração do indentador.

$h_e$	Componente elástica da profundidade de penetração do indentador.
$h_r$	Componente residual da profundidade de penetração do indentador.
$\sigma$	Tensão efetiva de Von Mises.
$\sigma_{yy}$	Tensão normal da direção global $Y$ .
$c$	Comprimento da trinca.
$\sigma_{cr} (\sigma_f)$	Tensão crítica.
$P_{0,1}$	Incrementos de carga para abertura de trincas.
$\delta$	Deslocamento (abertura) na ponta da trinca.
$\varepsilon$	Deformação equivalente ou total.
$\varepsilon_y$	Deformação no limite de escoamento.
$n$	Coefficiente de encruamento.
$\sigma_{tr}$	Limite de resistência à ruptura transversal.
$\dot{\varepsilon}$	Velocidade de deformação.
$m$	Coefficiente de sensibilidade à velocidade de deformação.
$A, B$	Constantes para a curva de fluxo elasto-plástica.
$d, d_1$	Raio da amostra modelada numericamente.
$E_S$	Módulo de elasticidade de amolecimento.
$\varepsilon_{crush}$	Deformação de esmagamento.
$u$	Valor máximo para abertura de trinca em materiais frágeis.
$e$	Comprimento característico de um elemento.
$\varepsilon^e$	Deformação elástica.
$\varepsilon^{cr}$	Deformação de trincamento.
$\varepsilon^p$	Deformação plástica.
$\varepsilon_{tr}$	Deformação no limite de ruptura transversal.
$\varepsilon_u$	Deformação última.
Integral $J$	Integral $J$ de Rice – Energia estocada em um corpo com o avanço da trinca.
$J_{el}$	Componente elástica da integral $J$ .

$J_{IC}$	Componente crítica da integral $J$ .
$J_{pl}$	Componente plástica da integral $J$ .
$dJ_R/da$	Curva de resistência do material.
$J_{273}$	Integral $J$ no nó 273.
$(P_xh)$	Curva de carga <i>versus</i> deslocamento do indentador.
$v$	Velocidade de descida do indentador.
$a_3$	Distância entre a ponta do indentador e a borda da trinca radial.
$\mu$	Coefficiente de atrito entre o indentador e a amostra ensaiada.
$\varepsilon^{cr}_1, \varepsilon^{cr}_2, \varepsilon^{cr}_3$	Deformação de trincamento nas direções principais 1,2 e 3.
WC-Co	Carboneto de tungstênio em uma matriz de cobalto.
WC-6Co	Carboneto de tungstênio contendo 6% de cobalto.
Cu	Cobre.
H10, K10	Classes de pastilhas para ferramentas de corte contendo WC-Co.
TiN	Nitreto de titânio.
$Al_2O_3$	Óxido de alumínio (alumina).
SiC	Carboneto de Silício.
HD	Disco rígido.
CT	Corpo de Prova compacto para ensaio de tração.
SENB	Ensaio de flexão em três ou Quatro pontos.
MEF	Método dos elementos finitos.
MFLE	Mecânica da fratura linear elástica.
PVD	Processo de recobrimento superficial através de plasma.
XRD	Método de difração por Raios-X.
MARC™	Marca registrada do <i>solver</i> comercial de elementos finitos Marc.
ABAQUS	Código comercial de elementos finitos.
MENTAT™	Pré-processador do <i>solver</i> MARC.
Windows/NT2000	Sistema operacional.
TEC188/01	Projeto de pesquisa aprovado pela agência de fomento à pesquisa do Estado de Minas Gerais (FAPEMIG)

## RESUMO.

O ensaio de dureza Vickers é uma técnica utilizada durante décadas para avaliação da dureza superficial de materiais cerâmicos, metálicos e compósitos. Recentemente, diversos pesquisadores têm desenvolvido novas técnicas baseadas neste ensaio para utilizá-lo como uma ferramenta na avaliação de outras propriedades mecânicas, como módulo de Young, coeficiente de Poisson e tenacidade à fratura, com o intuito de caracterizar materiais peculiares e recobrimentos superficiais. Porém, o ensaio de indentação apresenta algumas limitações na determinação da tenacidade. Para avaliar estas dificuldades, implementou-se uma análise através de modelos discretos de elementos finitos para simular o comportamento mecânico de um carboneto de tungstênio com 6% de cobalto durante o ciclo de indentação. Tal material tem a peculiaridade de apresentar um comportamento mecânico intermediário entre os materiais metálicos e os frágeis. Na forma sinterizada, o WC-6Co é utilizado na confecção de ferramentas de corte, apresentando altas dureza superficial e resistência mecânica à compressão, porém baixa tenacidade. Foram implementados três modelos numéricos para avaliar os campos de tensões e de deformações no ensaio Vickers através de um código comercial de elementos finitos. Para calibrar estes modelos numéricos, utilizaram-se como parâmetros os valores experimentais de dureza superficial e do comportamento da carga de indentação no ciclo do ensaio. Através de critérios de falhas, tentou-se avaliar as condições para a nucleação e propagação de trincas que ocorrem durante este ensaio em uma amostra do material estudado. Os resultados de dureza superficial obtidos numericamente apresentaram-se dentro da faixa dos valores experimentais e a relação entre a carga e o deslocamento teve um comportamento similar ao comumente apresentado na literatura. Por fim, a análise dos campos de tensões e deformações utilizando os critérios de falha implementados possibilitou a identificação de regiões que se mostraram críticas para a nucleação e o crescimento de trincas, como, por exemplo, a região ao longo da diagonal do indentedor.

**ABSTRACT.**

The Vickers indentation testing has been used for decades for surface hardness evaluation of ceramic, metallic and composite materials. Recently, researchers have developed new techniques based on this test in order to evaluate mechanical properties such as Young's modulus, Poisson coefficient and fracture toughness, to characterise peculiar materials and superficial coatings. However, the indentation testing presents some limitations to toughness determination. To evaluate these difficulties, a numerical analysis was implemented using finite element discrete models to simulate the mechanical behaviour of tungsten carbide with 6% cobalt during the indentation cycle. This material presents a mechanical behaviour between ductile metallic and brittle ceramic materials. In the sintered form, the WC-6Co is used to manufacture cutting tools because it has high superficial hardness and mechanical compression strength, despite its low toughness. Three numerical models were implemented to evaluate the Vickers' stress and strain fields with a finite element commercial code. Experimental values of hardness and the indentation load behaviour in the testing cycle were used as parameters to calibrate these numerical models. The conditions for crack nucleation and propagation mechanism during the testing were evaluated using damage criteria. The obtained results of surface hardness were inside the range of experimental values given by the literature. The numerical behaviour of the load versus displacement curve was also similar to those present by the literature. Finally, the analyses of the stress and strain fields and the implemented damage criteria made it possible to identify the critical regions for crack nucleation and growth, such as the region of the direction of the indenter diagonal line.

## 1. INTRODUÇÃO.

Os testes de indentação Vickers têm sido amplamente utilizados para a caracterização de materiais metálicos e, também, têm sido usados para materiais cerâmicos, polímeros, compósitos e de recobrimentos superficiais.<sup>(1)</sup> Devido à grande versatilidade destes ensaios, numerosos trabalhos foram desenvolvidos neste campo, estudando-se novas metodologias e aplicações para estes testes. Trabalhos recentes têm proposto a utilização dos ensaios de indentação como uma ferramenta capaz de avaliar características mecânicas além da dureza superficial ( $H$ ) como o módulo de Young ( $E$ ), tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ) e o levantamento de uma curva de fluxo do comportamento elasto-plástico destes materiais.<sup>(2)</sup>

O indentador Vickers é uma pirâmide de diamante de base quadrada, com um ângulo de  $136^\circ$  entre as faces opostas, Figura 1.1. Como o penetrador é um diamante, ele é praticamente indeformável e sendo suas impressões semelhantes, não importando o tamanho, a dureza Vickers ( $H$ ) é independente da carga, ou seja, dentro de certos limites o valor da dureza obtida é o mesmo qualquer que seja a carga usada, para materiais homogêneos.<sup>(3)</sup>

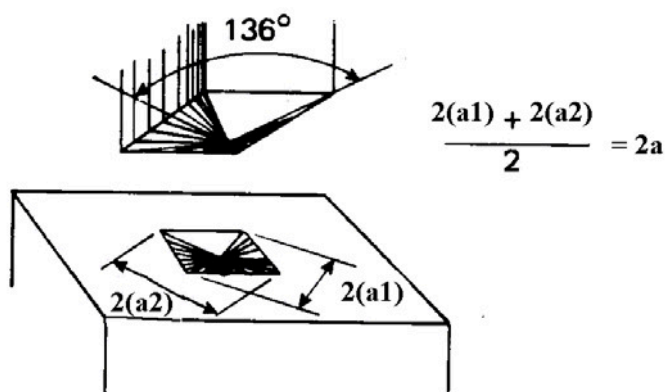


Figura 1.1 – Geometria do indentador e da impressão Vickers.<sup>(3)</sup>

A implementação destas novas aplicações do ensaio de indentação para avaliação das propriedades mecânicas e seus resultados têm ainda ocasionado dúvidas no meio científico.<sup>(4, 5)</sup> Estas dúvidas são mais importantes quando se pretende avaliar as propriedades mecânicas de materiais com características peculiares, como os recobrimentos superficiais, compósitos e metais duros que, apesar de serem considerados como materiais frágeis, apresentam uma pequena fração de fase dúctil. Um exemplo deste tipo de material é o carboneto de tungstênio com cobalto.<sup>(6)</sup>

O carboneto de tungstênio com cobalto (WC-Co) é muito utilizado na fabricação de ferramentas de corte, aplicação na qual se deseja uma grande dureza superficial aliada a grandes resistências à compressão e ao desgaste.<sup>(7)</sup> Devido a estes requisitos mecânicos peculiares, que dificultam a confecção de corpos de prova, estes materiais são difíceis de serem analisados por ensaios mecânicos convencionais. Por isso, numerosos trabalhos utilizando testes não convencionais foram desenvolvidos para avaliar suas propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade à fratura.<sup>(8)</sup> Entre estes testes, os ensaios de indentação Vickers têm se destacado para este tipo de aplicação.

Contudo, esta técnica apresenta algumas limitações e complicações na avaliação da tenacidade à fratura, das quais se sobressai a diversidade de equações experimentais encontradas na literatura que utilizam dois possíveis modelos para os mecanismos de nucleação e propagação de trincas.<sup>(4, 5)</sup>

Em função das limitações da análise experimental dos ensaios de indentação Vickers que estão descritas neste trabalho e das diferentes equações semi-empíricas encontradas na literatura para avaliação da tenacidade à fratura em WC-Co, o uso de técnicas numéricas para avaliar os campos de tensões e de deformações durante o ciclo do ensaio Vickers tem sido considerado uma opção interessante para estudar estes ensaios.<sup>(1, 9)</sup>

Atualmente, a análise numérica de processos de sistemas de engenharia é uma das técnicas mais utilizadas para avaliar o comportamento de corpos e estruturas em situações reais complexas. As formulações numéricas através de modelos discretos como, por exemplo, o método de elementos finitos, proporcionam na maioria dos casos

uma metodologia financeiramente mais viável em comparação aos métodos experimentais. Além disto, esta técnica permite acompanhar interativamente os processos simulados, o que, algumas vezes, é impossível experimentalmente. Esta metodologia também tem sido largamente utilizada para soluções de problemas em processos de fabricação, instabilidade estrutural e em processos de fratura.<sup>(1, 9)</sup>

Na década passada, o ensaio de indentação Vickers começou a ser estudado através de modelos discretos de elementos finitos para avaliar o comportamento de diferentes materiais submetidos a este ensaio.<sup>(1)</sup> Porém, também esta metodologia tem apresentado problemas, principalmente devido às limitações computacionais e à dificuldade de utilização de critérios capazes de identificar numericamente os mecanismos de nucleação e propagação de trincas.

Nos últimos anos, modelos discretos de elementos finitos também têm sido utilizados juntamente com os conceitos da fratura e da mecânica da fratura através de critérios de dano ou da avaliação dos fatores de intensidade de tensões críticos. Estas novas abordagens vêm sendo desenvolvidas tanto para análise de falhas estruturais em materiais frágeis, como em materiais dúcteis e, também, em materiais compósitos e em recobrimentos superficiais. Porém, a correta incorporação de aspectos mecânicos e fenomenológicos inerentes à fratura é um fator chave para o sucesso e a eficácia de tais metodologias.

No presente trabalho, é apresentada a análise numérica dos ensaios de indentação Vickers através de modelos discretos de elementos finitos, utilizando-se elementos isoparamétricos tridimensionais por meio de um *solver* comercial de elementos finitos (MARC<sup>TM</sup>/University).<sup>(10)</sup> Este pacote mostrou-se capaz de realizar análises numéricas de problemas onde ocorrem grandes gradientes de deformações e de tensões e não linearidade do comportamento mecânico do material.

As simulações foram focadas no carboneto de tungstênio com 6% de cobalto (WC-6Co) que é comercialmente denominado como classe K10. Estas análises numéricas foram motivadas pela dificuldade de se visualizar experimentalmente os campos de tensões e

de deformações que ocorrem durante o carregamento e, principalmente, no descarregamento do ensaio. Estes campos de tensões e de deformações são responsáveis pela nucleação e propagação de trincas, e por isso, diversos estudos têm sido feitos tentando identificar os mecanismos de nucleação e propagação de trincas durante estes ensaios Vickers. Por fim, são apresentados e analisados os campos de tensões obtidos nas simulações, assim como o comportamento global da carga versus deslocamento, durante o ciclo do ensaio, e de sua dureza, os quais são comparados com valores experimentais obtidos a partir de ensaios de dureza com penetradores piramidais Vickers numa amostra de uma pastilha de ferramenta de corte de carboneto de tungstênio com 6% cobalto.

## 2. OBJETIVO.

O presente trabalho tem por objetivo avaliar numericamente o comportamento dos ensaios de indentação Vickers em uma amostra de um carboneto de tungstênio com cobalto. Este teste pode ser utilizado para determinar dureza superficial e a tenacidade à fratura de materiais frágeis, compósitos e, mais recentemente, de recobrimentos superficiais. Contudo, estes ensaios de indentação apresentam limitações e dificuldades, principalmente na avaliação da tenacidade. As limitações, dificuldades e vantagens na utilização desta técnica serão descritas nos capítulos seguintes.

A análise numérica proposta neste trabalho utiliza o Método dos Elementos Finitos (MEF) através de um *solver* comercial que permite a incorporação e implementação de subrotinas. Esta técnica numérica se mostra confiável para análise de tensões e deformações e na simulação de diferentes problemas de engenharia, por isso, tem sido largamente utilizado para simular e resolver inúmeros problemas nas áreas estruturais, de sistemas dinâmicos e termo-fluidodinâmicos, sistemas eletromagnéticos, de conformação mecânica e em processo de fratura. Recentemente, o MEF também tem sido implementado para simular numericamente os ensaios de indentação Vickers em materiais cerâmicos e em compósitos.

Os ensaios de dureza Vickers foram simulados modelando o comportamento mecânico de uma amostra de uma ferramenta de corte de carboneto de tungstênio contendo 6% de cobalto. Avaliou-se o comportamento global das análises numéricas do WC-6Co através dos resultados obtidos para a curva de carga *versus* deslocamento do ensaio de indentação e do valor numérico para sua dureza superficial. Posteriormente, foram analisadas as distribuições previstas numericamente dos campos de tensões e deformações durante o ciclo de indentação. Também, avaliou-se os mecanismos de nucleação e crescimento de trincas durante o ensaio Vickers.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

Os ensaios de indentação consistem em comprimir lentamente um penetrador esférico (Brinell) ou piramidal (Vickers), de um material rígido, sobre uma superfície plana, quase sempre polida e limpa, de uma amostra a ser analisada, através de uma carga  $P$ , durante um determinado intervalo de tempo.<sup>(11)</sup> Esta compressão provocará uma impressão permanente na superfície da amostra com o formato do indentador. A dureza da amostra ensaiada ( $H$ ) pode ser definida como o quociente entre a carga aplicada e a área da impressão superficial.<sup>(3)</sup> A Figura 3.1 ilustra um indentador piramidal Vickers de base quadrada com ângulo de abertura entre as faces de  $136^\circ$  contra uma amostra do material ensaiado.

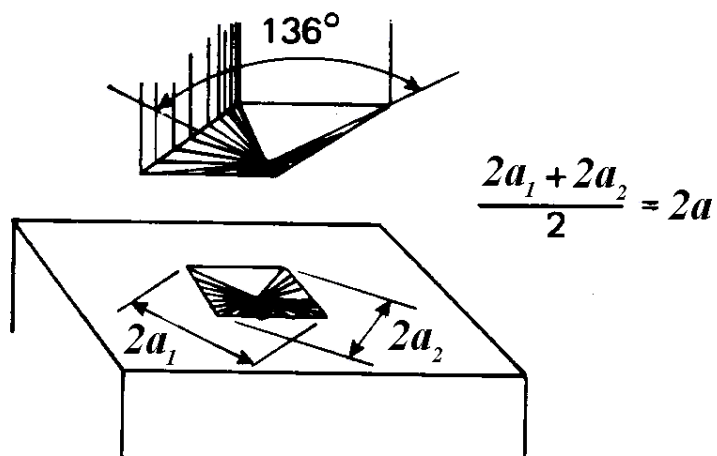


Figura 3.1 – Penetrador e impressão Vickers.<sup>(3)</sup>

Atualmente, a técnica de indentação está estabelecida como uma metodologia simples e versátil para avaliação da dureza superficial. Novas metodologias e aplicações também têm sido estudadas visando caracterizar outras propriedades mecânicas como o módulo de Young ( $E$ ), limite de escoamento ( $\sigma_y$ ) e tenacidade à fratura ( $K_{IC}$ ).<sup>(2, 8)</sup> Entretanto, estas novas metodologias apresentam algumas limitações e complicações como, por

exemplo, na avaliação da tenacidade à fratura de materiais frágeis que apresentam uma pequena ductilidade.<sup>(6)</sup>

Dentre os diversos ensaios mecânicos existentes, as técnicas de indentação têm-se mostrado como uma das melhores opções para a determinação das propriedades mecânicas de materiais com características peculiares. Algumas vantagens na utilização dos testes de indentação, mais especificamente com penetradores piramidais de diamante Vickers, para determinação da tenacidade em materiais frágeis são as seguintes:

- i. utilização de um equipamento comumente encontrado em laboratórios de pesquisa, ensaiando pequenas amostras e necessitando apenas de pequenas áreas de contato;
- ii. a preparação das amostras é relativamente simples: um polimento na sua superfície é suficiente para obtenção de vários pontos de ensaios;
- iii. o ensaio é rápido, de baixo custo e, para grande número das aplicações, pode ser considerado como não destrutivo;

Materiais frágeis submetidos a ensaios de indentação, em geral, apresentam trincas em torno da impressão do penetrador. A Figura 3.2 mostra pequenas trincas superficiais próximas aos contornos da impressão de um indentador Vickers. A observação destas trincas e de seu potencial uso na correlação com a tenacidade à fratura foi primeiramente feita por *Palmqvist*.<sup>(12)</sup> Trabalhando com carbonetos de tungstênio contendo cobalto e um indentador piramidal de diamante, este autor identificou a dureza superficial como um importante parâmetro na formação das trincas.

Mais tarde, Evans & Charles<sup>(13)</sup> iniciaram uma análise da formação destas trincas com maiores detalhes. Este trabalho culminou na elaboração de uma correlação entre a dimensão e o formato da trinca, a carga e o fator de intensidade de tensões crítico do material  $K_{IC}$ .

A técnica do ensaio de indentação para avaliação da tenacidade à fratura que utiliza os conceitos da mecânica da fratura linear elástica (MFLE) tem sido usada na avaliação de fenômenos de desgaste, erosão e principalmente na determinação da tenacidade à fratura

em materiais frágeis.<sup>(11)</sup> Entretanto, apesar da grande gama de trabalhos desenvolvidos nesta área, esta técnica apresenta algumas complicações ou limitações, das quais destacam-se:

- i. a falta de precisão na medição do tamanho da trinca superficial;
- ii. os modelos de indentação assumem como dois os possíveis sistemas de nucleação de trinca que podem ser formados durante o teste de indentação Vickers;
- iii. a diversidade de equações para a determinação da tenacidade à fratura a partir de testes de indentação reportadas na literatura;
- iv. possíveis discrepâncias entre os valores obtidos para tenacidade à fratura através do teste de indentação quando comparados com valores obtidos a partir de testes convencionais da mecânica da fratura;

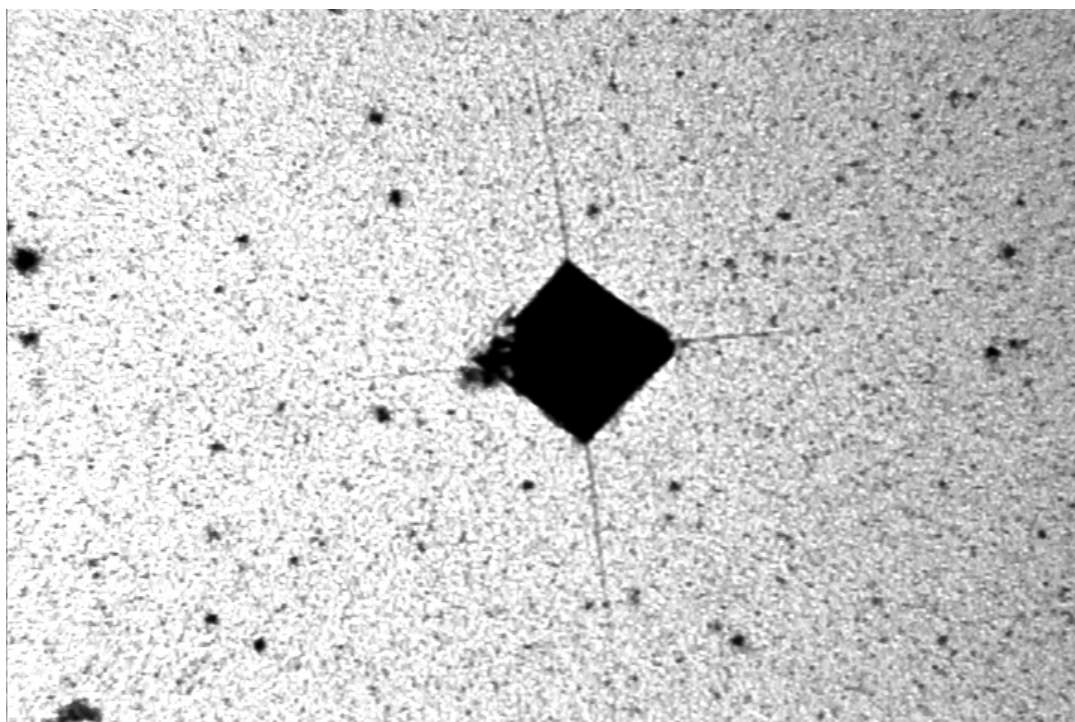


Figura 3.2 – Trincas radiais após ensaio Vickers em um carboneto de tungstênio com 6% de cobalto (WC-6Co).<sup>(14)</sup>

Neste capítulo serão descritos alguns dos principais trabalhos encontrados na literatura sobre os ensaios de indentação Vickers para avaliação da tenacidade à fratura, seus mecanismos de nucleação e propagação de trincas em materiais frágeis e, principalmente nos carbonetos de tungstênio com cobalto. Também, serão apresentados

alguns trabalhos numéricos e experimentais desenvolvidos sobre estes ensaios de indentação.

### 3.1. Nucleação de Trincas nos Ensaios de Indentação Vickers.

A Figura 3.3 ilustra os principais tipos de trincas que podem surgir durante um ensaio de indentação com penetradores piramidais. Estas trincas podem ser formadas durante a ação do indentador sob um carregamento  $P$ , quando a carga atingir um valor crítico. Também, podem ser formadas no momento do descarregamento, devido ao campo de tensões residuais ao redor da impressão superficial que surge por causa do campo de deformação plástica o qual ocorre durante a compressão do indentador.<sup>(11)</sup> A seguinte terminologia é usualmente encontrada na literatura para designar os tipos de trinca formados:

- mediana;
- lateral;
- Palmqvist;
- radial;

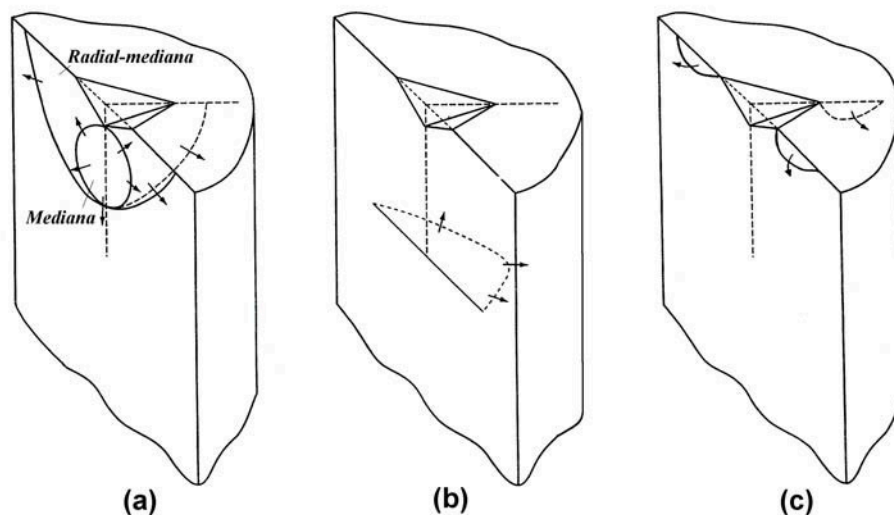


Figura 3.3 – Ilustração esquemática das trincas: (a) mediana e radial-mediana; (b) lateral; e, (c) Palmqvist.<sup>(1)</sup>

### 3.1.1. Trinca Mediana.

A Figura 3.3a mostra esquematicamente uma trinca mediana. Acredita-se que esta trinca seja nucleada na interface entre a região deformada plasticamente e a região deformada elasticamente. Durante o ensaio de dureza ocorre uma deformação permanente (plástica) aparecendo, como resultado, a impressão do indentedor e uma pequena região deformada plasticamente. Em torno da região de indentação aparece um campo de tensões tridimensionais, como ilustra a Figura 3.4. A intensidade da tensão de compressão na direção da penetração da ponta do indentedor,  $\sigma_3$ , a partir da interface entre as regiões deformadas plástica e elasticamente, tende a diminuir e pode até se tornar uma componente de tração durante a ação do indentedor. Como as componentes de tensões  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  são de tração na fase de carregamento do ensaio, a partir da região de deformação plástica pode aparecer um campo hidrostático de tensões de tração o qual seria o responsável pela nucleação da trinca abaixo da transição entre as regiões deformadas plástica e elasticamente.

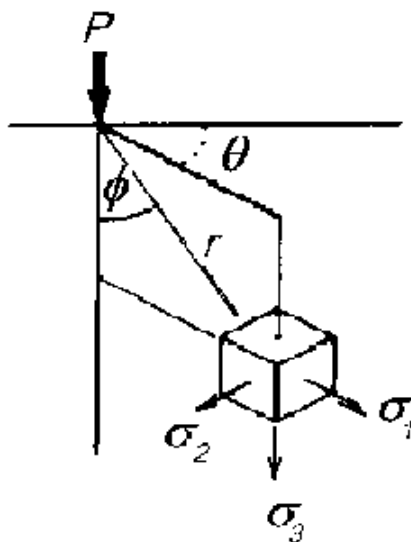


Figura 3.4 – Campo de tensões abaixo do indentedor em um ensaio de dureza.<sup>(9, 11)</sup>

Com o incremento da carga esta trinca se propagará de maneira estável. Quando o carregamento atingir um valor crítico ocorrerá o *pop-in*, ou seja, a propagação instável

da trinca fazendo com que a trinca mediana se torne uma trinca radial-mediana, Figura 3.3a, originando traços de trincas radiais superficiais na amostra ensaiada.

Alternativamente, a nucleação e a propagação instável desta trinca mediana pode ocorrer durante o descarregamento, mesmo que a carga aplicada no ensaio seja inferior ao valor crítico. Neste caso, a tensão  $\sigma_3$  na fase de descarregamento do ensaio seria de tração devido à acomodação das deformações elásticas e plásticas na região de indentação devido ao gradiente de tensões residuais. A intensidade deste campo de tensões formado durante o descarregamento pode ser capaz de nuclear e propagar a trinca mediana de forma instável, também gerando uma trinca radial-mediana.

### **3.1.2. Trinca Lateral.**

A Figura 3.3b ilustra a trinca lateral. Em alguns casos esta trinca pode aparecer devido a uma grande carga de indentação aplicada com penetradores esféricos (Brinell, por exemplo) ou piramidais. Esta trinca geralmente surge durante o descarregamento do ensaio de indentação Vickers.<sup>(15)</sup> Neste caso, acredita-se que a trinca lateral possivelmente se propagará a partir da trinca mediana, contudo, paralelamente à superfície da amostra e no contorno da região de deformação plástica. Se, durante o carregamento do ensaio de indentação, não ocorrer a nucleação da trinca mediana, possivelmente, não aparece a nucleação e crescimento da trinca lateral. Esta trinca lateral está associada ao desgaste superficial (escamação) em materiais frágeis durante o serviço. Entretanto, esta trinca raramente foi utilizada em expressões que avaliam a tenacidade dos metais duros e de cerâmicos.<sup>(15)</sup>

### **3.1.3. Trinca Palmqvist.**

A nucleação da trinca Palmqvist, cujo nome é uma homenagem a *S. Palmqvist*,<sup>(12)</sup> também ocorre na interface entre as regiões deformadas plástica e elasticamente, Figura 3.3c. Todavia, o seu ponto de nucleação se localiza próximo da superfície da amostra, na direção da diagonal do indentador.<sup>(16)</sup> O estado de tensões na superfície da amostra é semelhante ao encontrado no caso da nucleação da trinca mediana, contudo, falhas

superficiais preexistentes podem ser responsáveis por pontos de concentração de tensões que potencializam a nucleação deste outro sistema de trincas. Também, semelhantemente ao sistema de trincas medianas, com o incremento da carga aplicada tem-se a propagação estável da trinca. Quando esta carga atingir um valor crítico, ocorrerá a propagação instável surgindo, na superfície da amostra, trincas radiais na direção da diagonal do indentador.

De modo similar à propagação do sistema de trinca radial-mediana, a propagação instável da trinca Palmqvist também pode ocorrer no instante do descarregamento do ensaio, devido ao campo de tensões residuais formado durante a retirada da carga do indentador. No presente trabalho, as trincas radiais Palmqvist sempre serão referidas apenas como trincas Palmqvist.

Alguns metais duros, entre estes, os carbonetos de tungstênio com cobalto, apresentam a formação de trinca Palmqvist durante o ensaio de indentação Vickers. Shetty *et al.*<sup>(18)</sup> e, mais tarde, Laugier<sup>(6)</sup> desenvolveram trabalhos experimentais com estes materiais que possuem uma pequena fase dúctil e apresentam encruamento sob compressão e formularam equações para avaliação da tenacidade à fratura utilizando os conceitos da MFLE.

#### **3.1.4. Trinca Radial.**

As trincas radiais podem ser formadas a partir de um dos dois sistemas de nucleação de trinca, mediana ou Palmqvist, Figura 3.5, ou até pela combinação de ambos, como se verifica na Figura 3.6. As trincas radiais surgem no instante em que ocorre a propagação instável a partir de um destes dois sistemas de nucleação. O traço radial da trinca na superfície da amostra, por ser visível e mensurável, tornou-se um importante parâmetro para avaliar a tenacidade à fratura do material ensaiado. Alguns pesquisadores estabeleceram uma relação para a razão entre o comprimento do traço da trinca radial na superfície do corpo de prova e o comprimento da diagonal da impressão do indentador,  $c/a$  ou  $l/a$ , e o de sistema de nucleação de trincas, mediana ou Palmqvist, respectivamente.<sup>(18, 19, 20)</sup> A Figura 3.6 ilustra uma possível transição dos dois sistemas

originais de nucleação e propagação para uma trinca radial, mostrando a dificuldade na identificação do sistema original de nucleação de trincas nos ensaios de indentação.

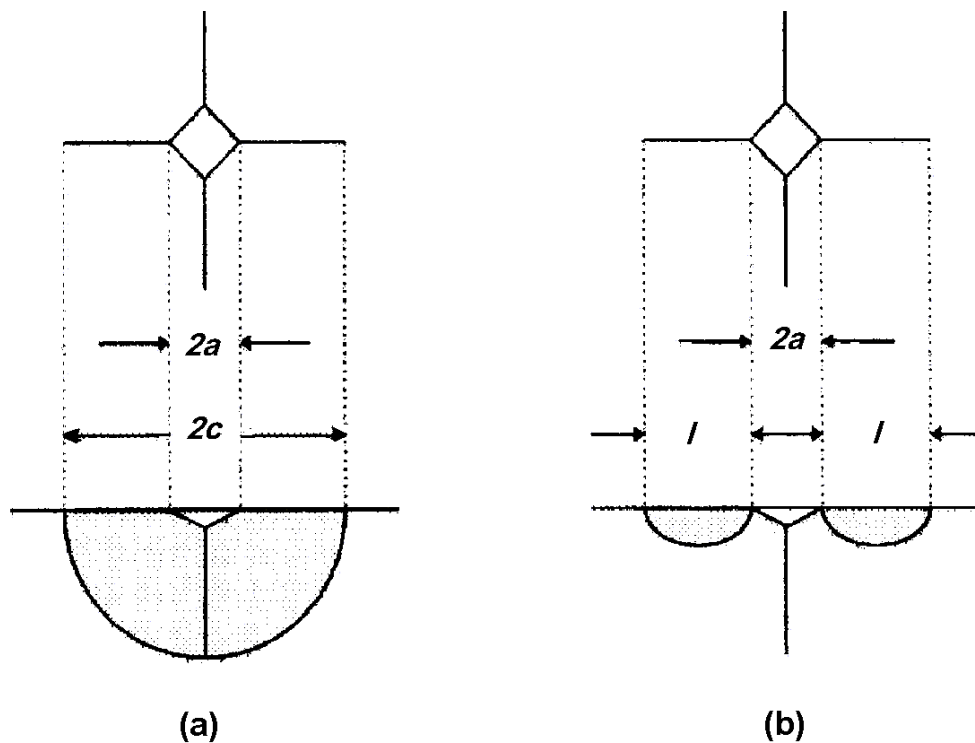


Figura 3.5 – Comparação entre os sistemas de nucleação e propagação de trincas (a) radial-mediana e, (b) Palmqvist, ao redor de uma impressão Vickers.<sup>(6, 17)</sup>

Esta dificuldade de se identificar o tipo de trinca inicial, sua geometria final e o valor do carregamento crítico são alguns dos problemas da utilização do teste de indentação para a avaliação da tenacidade à fratura dos materiais. Os dois sistemas de nucleação de trincas (mediana ou Palmqvist) resultam em formulações matemáticas parecidas para a avaliação da tenacidade à fratura, baseadas nos conceitos da MFLE, porém, cada formulação utiliza diferentes expressões semi-empíricas para avaliar este parâmetro. Além disso, existe uma grande gama de equações para o cálculo de tenacidade publicadas em trabalhos especializados. Durante a década de setenta, Lawn,<sup>(19, 20)</sup> Fuller,<sup>(19)</sup> Evans,<sup>(13, 20)</sup> Charles,<sup>(13)</sup> entre outros, publicaram as primeiras expressões para avaliar a tenacidade à fratura de materiais cerâmicos a partir do resultado de ensaios de indentação. Nas décadas seguintes, outros cientistas desenvolveram novas expressões ou aperfeiçoaram as existentes em uma tentativa de avaliar o parâmetro em questão. Em 1989, Ponton e Rawlings<sup>(4)</sup> identificaram quinze diferentes expressões para avaliar a

tenacidade à fratura a partir do sistema de nucleação de trincas mediana (sistema radial-mediana) e outras quatro para o sistemas de nucleação de trincas Palmqvist (sistema radial-Palmqvist). Estes autores, em um segundo trabalho, chamaram a atenção para a dificuldade na escolha, identificação e utilização destes dois diferentes sistemas de nucleação de trincas.<sup>(5)</sup>

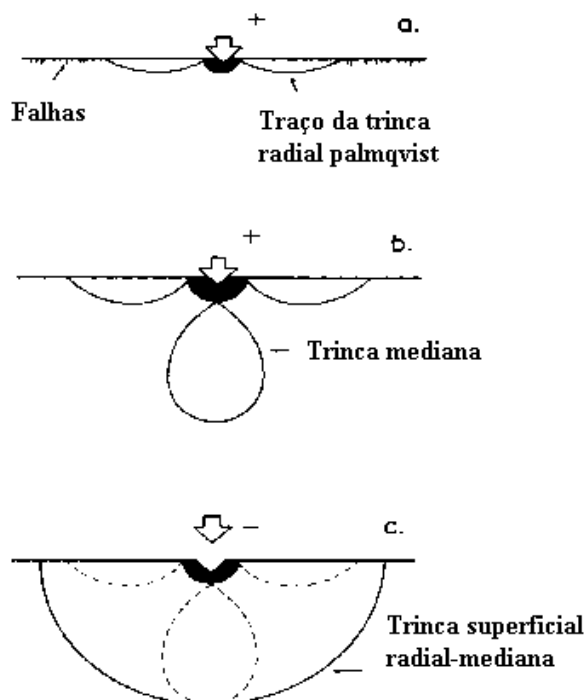


Figura 3.6 – Poss vel transi o entre os sistemas de nuclea o de trincas durante o ensaio de indenta o: (a) Palmqvist; (b) mediana; e, (c) radial.<sup>(16)</sup>

Apesar destas limita es para a avalia o, com o ensaio de indenta o Vickers, das propriedades mec nicas de materiais fr geis, principalmente da tenacidade   fratura, os pesquisadores, em geral, ressaltam as vantagens desta t cnica. Recentemente, alguns pesquisadores t m utilizado a simula o num rica como ferramenta para analisar os campos de tens es e de deforma es durante o ciclo de indenta o para melhor compreender os fen menos de nuclea o e propaga o de trincas destes diferentes sistemas.

Este campo de pesquisa tamb m tem se mostrado promissor para aplica o na Engenharia de Recobrimentos Superficiais, que trabalha com condi es muito

particulares, envolvendo pequenos volumes de materiais, muitas vezes com características e propriedades especiais. Por isso, a técnica da indentação tem sido empregada para estimar as propriedades mecânicas dos recobrimentos, assim como, na avaliação da coesão do recobrimento e sua adesão ao substrato.<sup>(11)</sup>

### **3.2. Carboneto de Tungstênio com Cobalto (WC-Co): Propriedades e Características.**

Neste item, são apresentadas algumas das principais características do carboneto de tungstênio com cobalto (WC-Co), o qual foi objeto deste trabalho de simulação numérica do ensaio de indentação Vickers. Este material é fabricado a partir de partículas finas de carboneto de tungstênio (composto refratário e duro) ligado por um metal de transição (cobalto), empregando-se a técnica da metalurgia do pó, obtendo-se um material (metal duro) com dureza superficial e resistência à compressão elevada. Por isso, o WC-Co é muito utilizado em aplicações em que se deseja uma grande dureza superficial aliada a uma grande resistência mecânica e ao desgaste, o que justifica, por exemplo, a sua utilização em ferramentas de corte.<sup>(7)</sup>

O presente trabalho focou suas análises neste material, uma vez este tem a particularidade de apresentar um comportamento mecânico intermediário entre os materiais metálicos (elasto-plásticos), Figura 3.7, e os materiais frágeis.<sup>(6, 8)</sup> Este metal duro é considerado como um dos mais importantes do ponto de vista tecnológico, principalmente devido à sua grande aplicação comercial em processos de fabricação. Neste trabalho, estudou-se o carboneto de tungstênio com 6% de cobalto que é comercialmente denominado como da classe K10.

Devido às suas características mecânicas peculiares, os WC-Co são difíceis de serem analisados por ensaios mecânicos convencionais, principalmente devido à sua alta dureza superficial, o que dificulta a confecção de corpos de prova. Em ensaios de fratura, de dobramento ou de tração, a falha destes materiais ocorre sem grandes deformações plásticas. Por esta razão, às vezes, os WC-Co são inadequadamente caracterizados como um material frágil. Entretanto, sob condições de grandes tensões

compressivas, estes materiais suportam grandes deformações plásticas antes de falhar. A Figura 3.7 ilustra as curvas da relação tensão por deformação de dois WC-Co comparadas com um aço rápido sob compressão. O módulo de Young e o limite de escoamento destes materiais são maiores que a do aço e, sob compressão, sua deformação plástica é acompanhada por seu encruamento. A capacidade dos WC-Co de se deformarem plasticamente antes de falharem pode ser demonstrada utilizando-se os testes de indentação em uma superfície polida de uma amostra de carboneto de tungstênio com cobalto.<sup>(7, 14)</sup>

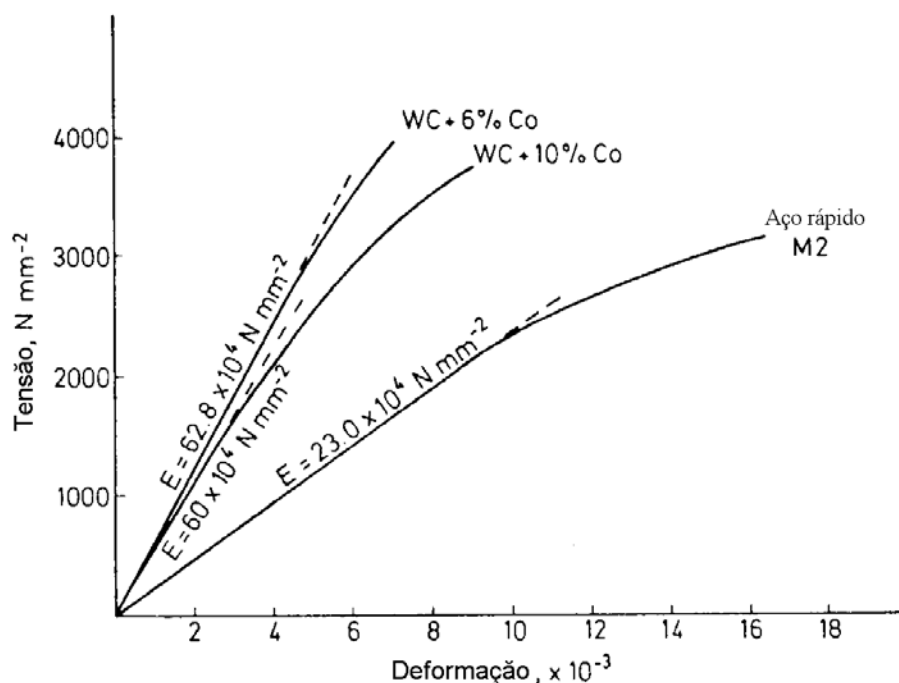


Figura 3.7 – Comportamento de dois WC-Co e uma liga de aço rápido a partir de um ensaio de compressão.<sup>(7)</sup>

Atualmente, vários pesquisadores têm utilizado as técnicas de indentação para avaliar as propriedades mecânicas destes metais duros, com destaque para a sua tenacidade à fratura.<sup>(8, 18 e 21)</sup>

Por fim, na análise da fratura nos ensaios de indentação, segundo a literatura especializada, está entendido que o primeiro sistema de nucleação e propagação de trincas radiais durante um ensaio de indentação com penetradores piramidais em

carbonetos de tungstênio contendo mais do que 5% cobalto é do tipo Palmqvist.<sup>(17, 18, 22, 23)</sup> Porém, ainda existe uma diversidade de equações experimentais para a determinação do fator de intensidade de tensões que utilizam dois diferentes modelos geométricos do formato final da trinca Palmqvist, Figura 3.8. Esta diversidade de equações tem ocasionado dúvidas e levado à implementação de modelos discretos para análise dos estados de tensões e deformações durante os ensaios de indentação.<sup>(1,2, 9, 14, 24)</sup>

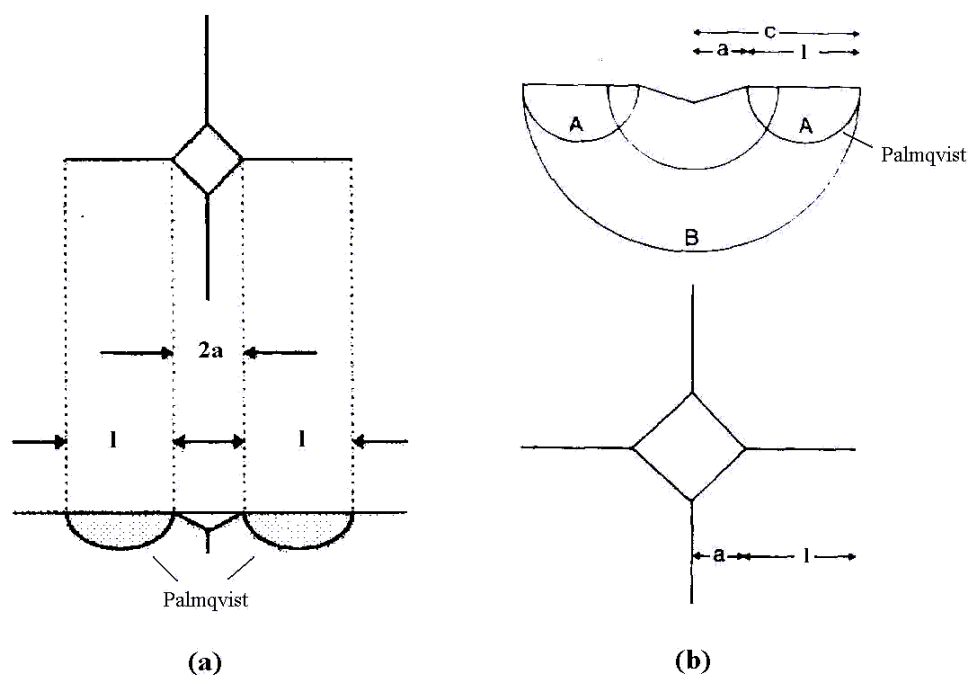


Figura 3.8 – Modelos geométricos das trincas radiais Palmqvist: (a) Niihara; (b) Laugier.<sup>(6, 22)</sup>

### 3.2.1. Modelos Experimentais de Avaliação da Tenacidade para o WC-Co.

Entre 1953 e 1963, *Palmqvist*<sup>(12)</sup> propôs que as trincas radiais superficiais propagadas durante o ensaio de indentação com penetradores pontiagudos poderiam possibilitar o desenvolvimento de técnicas capazes de avaliar a tenacidade à fratura de materiais frágeis. Mais tarde, em 1975, Lawn e Fuller,<sup>(19)</sup> através de ensaios em materiais frágeis, verificaram que a nucleação e propagação de trincas poderiam tomar a forma radial-mediana no descarregamento do ensaio. Utilizando os conceitos da mecânica da fratura linear elástica e modelando esta trinca radial-mediana com uma forma final semicircular

com uma carga aplicada no centro, atuando na direção normal ao plano da trinca, estes autores apresentaram um modelo que culminou em uma das primeiras equações para a avaliação da tenacidade.<sup>(19)</sup>

Neste sub-item são ilustradas as principais equações encontradas na literatura para avaliação do fator de intensidade de tensões apenas para os carbonetos de tungstênio com cobalto a partir dos ensaios de indentação Vickers. As equações aqui apresentadas foram baseadas no sistema de nucleação de trincas Palmqvist, cujos mecanismos de nucleação e propagação foram descritos anteriormente. Estes modelos semi-empíricos também foram baseados nos conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).

Em 1982, Niihara *et al.*<sup>(17)</sup> verificaram que as relações semi-empíricas para avaliação da tenacidade à fratura baseada no sistema de trincas medianas não apresentavam resultados satisfatórios para alguns carbonetos, entre eles, os carbonetos de tungstênio com cobalto (WC-Co). A partir de ensaios experimentais, estes pesquisadores sugeriram que as trincas radiais que ocorriam nestes materiais teriam uma geometria do tipo Palmqvist, Figura 3.8a. Também sugeriram que a trinca radial superficial Palmqvist ocorreria para pequenos valores da relação do tamanho da trinca ( $2c$ ) pelo comprimento da impressão da diagonal do indentador ( $2a$ ), ou seja, para pequenos valores de carga do indentador ( $P$ ). Por fim, analisando os dados experimentais, estes autores verificaram que o valor do comprimento superficial da trinca radial Palmqvist era caracterizado melhor através da dimensão  $l$ , Figura 3.8a. Também, fizeram uma correção no modelo de tenacidade proposto por Evans e Charles,<sup>(13)</sup> para trincas medianas, tornando-o mais apropriado para avaliação da tenacidade à fratura em carbonetos de tungstênio com cobalto. Para trincas radiais superficiais do tipo Palmqvist, foi proposta a Equação (3.1), válida para uma relação  $l/a$  entre 0,25 e 2,5.<sup>(17)</sup>

$$\left( K_{IC} \phi / H a^{1/2} \right) (H/E\phi)^{2/5} = 0,035 (l/a)^{1/2} \quad (3.1)$$

Onde,  $K_{IC}$  é o fator de intensidade de tensões crítico do WC-Co,  $H$  é a sua dureza Vickers,  $E$  é o módulo de Young, e  $\phi$  é uma constante dependente da forma do

indentador (fator de forma) e das propriedades mecânicas do material e que seria aproximadamente igual a 2,7.

A Equação (3.1) é obtida a partir de uma analogia com a expressão da MFLE para a determinação do fator de intensidade de tensões para uma trinca carregada por uma força  $P$  a uma distância  $l$  da sua ponta em um plano semi-infinito.<sup>(17)</sup> Esta analogia é diferente da verificada no modelo experimental para avaliação da tenacidade a partir da trinca radial-mediana.

Em 1983, Niihara,<sup>(22)</sup> com base em uma análise experimental do comportamento do campo de tensões elasto/plásticas na região da indentação juntamente com os princípios da mecânica da fratura linear elástica, apresentou uma nova expressão para avaliação da tenacidade do WC-Co, Equação (3.2). Neste estudo, o autor interpretou que a nucleação da trinca Palmqvist ocorria anteriormente à nucleação da trinca mediana.

No desenvolvimento deste modelo para as trincas Palmqvist, Niihara<sup>(22)</sup> considerou que a trinca radial superficial teria uma configuração final semi-elíptica, conforme a Figura 3.9. e concluiu que esta análise estava melhor fundamentada do ponto de vista da mecânica da fratura para avaliação do fator de intensidade de tensões  $K_I$  (Apêndice A), pois a diferença entre as Equações (3.1) e (3.2) seria a constante  $B_2$  cujo valor estaria em torno de 0.0485 para os carbonetos de tungstênio.<sup>(22)</sup>

$$\left( K_{IC} \phi / H a^{1/2} \right) (H / E \phi)^{2/5} = B_2 (l/a)^{1/2} \quad (3.2)$$

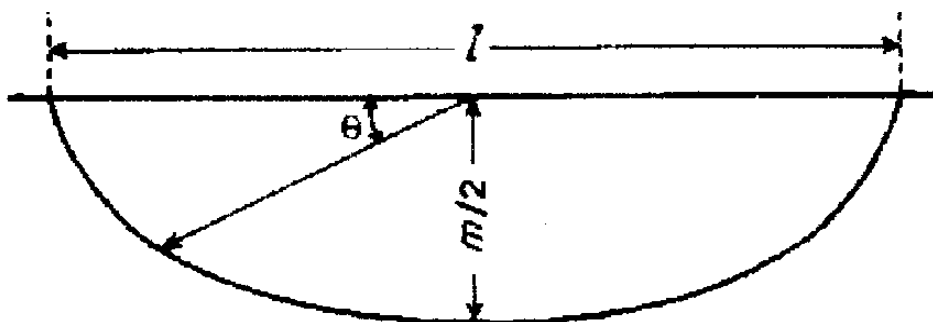


Figura 3.9 – Modelo semielíptico da geometria final da trinca Palmqvist.<sup>(22)</sup>

Em 1985, Shetty *et al.*<sup>(18)</sup> apresentaram um trabalho sobre a análise da fratura na indentação em WC-Co. Baseados em resultados experimentais e observando uma relação linear entre a carga do indentedor  $P$  e a soma dos comprimentos das trincas superficiais Palmqvist de comprimento ( $4l$ ), nos cantos da impressão Vickers, Figura 3.8, estes pesquisadores definiram a resistência à nucleação de trincas ( $W$ ) pela Equação (3.3).

$$W = P/4l \quad (3.3)$$

Utilizando um indentedor Vickers com ângulo de abertura das faces de  $136^\circ$ , estes autores obtiveram uma expressão semi-empírica, Equação (3.4), para avaliar a tenacidade à fratura dos carbonetos de tungstênio com cobalto.

$$K_{IC} = 0,0937(HW)^{1/2} \quad (3.4)$$

Por fim, eles concluíram que, para os carbonetos de tungstênio com teor de cobalto maior que 5%, trincas radial-medianas não ocorreriam e que as produzidas durante a ação de um indentedor piramidal Vickers sempre seriam trincas superficiais Palmqvist.

Laugier,<sup>(6, 23)</sup> entre os anos de 1985 e 1989, publicou trabalhos sobre a análise do fator de intensidade de tensões crítico para os WC-Co a partir dos ensaios de indentação Vickers. Nestes materiais que, segundo o autor, são compósitos frágeis contendo uma pequena fase dúctil, as trincas superficiais observadas sempre foram do tipo Palmqvist.

Para avaliar a tenacidade à fratura dos WC-Co, Laugier<sup>(23)</sup> considerou que as trincas superficiais Palmqvist teriam uma geometria final semicircular, Figura 3.8b. Através de uma correção no modelo para trincas radial-medianas, proposto por Lawn *et al.*,<sup>(19, 20)</sup> Laugier<sup>(23)</sup> apresentou a Equação (3.5) para avaliar o fator de intensidade de tensões associado com o desenvolvimento da trinca Palmqvist.

$$K_I^{Palmqvist} = 2^{1/2} \left( \frac{l}{a} \right)^{-1/2} K_I^{Mediana} \quad (3.5)$$

Onde o termo  $K_I^{Mediana}$  é o fator de intensidade de tensões para uma trinca superficial radial-mediana de comprimento  $2c$ , desenvolvido por Lawn *et al.*<sup>(19, 20)</sup>

Até 1989, haviam sido identificadas na literatura especializada quatro expressões semi empíricas para avaliar a tenacidade à fratura a partir dos ensaios de indentação Vickers, utilizando o sistema de trincas superficiais Palmqvist.<sup>(4)</sup> A Tabela III.1 ilustra os valores encontrados por Ponton e Rawlings<sup>(5)</sup> na avaliação do fator de intensidade de tensões crítico em dois carbonetos de tungstênio com diferentes teores de cobalto a partir destas quatro equações. Estes resultados ilustram bem as dificuldades para a avaliação da tenacidade à fratura através destas equações semi-empíricas.

Tabela III.1 – Valores médios de tenacidade obtidos a partir dos ensaios de indentação para dois WC-Co.<sup>(5)</sup>

MATERIAL		WC-5Co	WC-24Co
$K_{IC}$ – Modelos baseados em trincas Palmqvist ( $\text{MNm}^{-3/2}$ )	Equação (3.1).	10,27 ± 0,14	23,17 ± 2,67
	Equação (3.2).	14,08±0,19	31,76 ± 3,67
	Equação (3.4).	9,09 ± 0,13	18,80 ± 2,15
	Equação (3.5).	7,84 ± 0,77	69,40 ± 14,65
Parâmetros importantes no cálculo Da tenacidade a partir dos ensaios De indentação.	$E$ (GPa)	640	551
	$H$ (GPa)	19,36±0,18	13,44±0,07
	$c/a$	3,07±0,20	1,29±0,09
	$E/H$	33	41
$K_{IC}$ – Ensaios SENB ( $\text{MNm}^{-3/2}$ )		8,8	11,5

Em 1998, Schubert *et al.*<sup>(21)</sup> correlacionaram a dureza com a tenacidade à fratura a partir dos ensaios de indentação para vários WC-Co, comerciais e sinterizados em laboratório. Os autores descrevem que, de um modo geral, a tenacidade à fratura aumenta com o acréscimo do teor de Co e varia em uma razão inversa com a dureza superficial. A

Figura 3.10 ilustra este efeito e mostra a dispersão dos dados obtidos para a relação entre a tenacidade e dureza. Na avaliação da tenacidade à fratura foi utilizado o ensaio de indentação Vickers, tendo estes autores adotado, como modelo de nucleação e propagação, o sistema de trincas superficiais Palmqvist através da expressão proposta por Shetty *et al.*<sup>(18)</sup>, Equação (3.4).

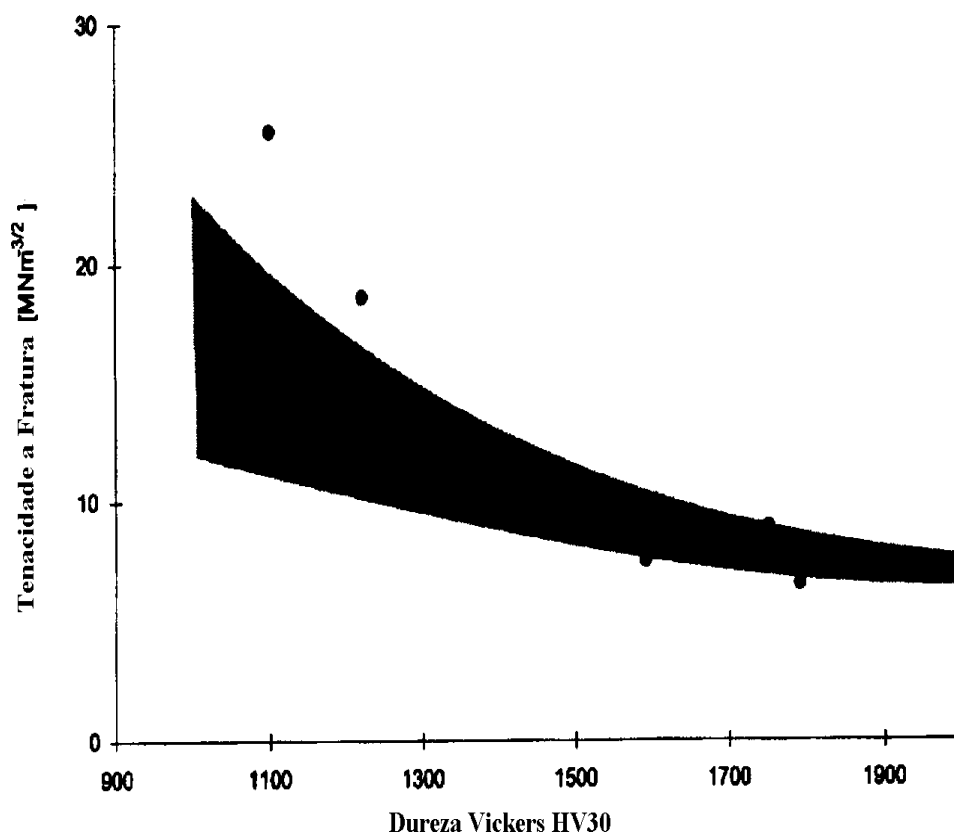


Figura 3.10 – Comparação entre a dureza e a tenacidade à fratura para vários WC-Co. A região escura indica a dispersão entre os valores de dureza e de tenacidade.<sup>(21)</sup>

No trabalho de Schubert *et al.*<sup>(21)</sup>, também foi avaliada a influência da composição, microestrutura (tamanho de grão e adição de inibidores de nucleação de trincas) e parâmetros do processo de sinterização na dureza e tenacidade de sessenta e cinco diferentes WC-Co. Foram levantadas as dificuldades e particularidades dos processos de indentação para avaliação da tenacidade à fratura destes materiais. Na conclusão deste trabalho, os pesquisadores avaliaram que os ensaios de indentação, utilizando o sistema de trincas Palmqvist, podem ser usados para avaliar a tenacidade à fratura destes metais

duros. Entretanto, eles alertam que esta técnica é muito sensível à tensões residuais de compressão formadas durante o processo de preparação da amostra a ser ensaiada.<sup>(21)</sup>

Em 1999, Szutkowska<sup>(8)</sup> avaliou a tenacidade à fratura em metais duros através dos ensaios de indentação Vickers. Segundo o autor, existe um grande interesse da indústria de fabricação mecânica na utilização de metodologias confiáveis para a avaliação da tenacidade à fratura dos carbonetos de tungstênio com cobalto. Szutkowska<sup>(8)</sup> obteve valores de tenacidade a partir dos ensaios de indentação utilizando o modelo de trincas superficiais Palmqvist através da expressão proposta por Niihara *et al.*<sup>(17)</sup>, Equação (3.1). Os valores de tenacidade foram comparados com valores obtidos através de ensaios mecânicos de flexão em corpos de provas com entalhe em *V* (*Chevron*). As amostras ensaiadas foram confeccionadas a partir do material de seis classes de ferramentas de corte do grupo K10, produzidas com WC-Co. Para estudar a presença de tensões residuais produzidas na preparação das amostras, Szutkowska<sup>(8)</sup> utilizou o método de difração por Raios-X (XRD). Ele também avaliou a influência destas tensões residuais na tenacidade, recomendando um processo de recozimento para aliviar estas tensões nas amostras. A cargas aplicadas no ensaio de dureza variaram entre 294N, para amostras contento baixo teor de cobalto, até 1472N, em amostras com maiores teores de Co.

O autor conclui que os ensaios de indentação se mostram versáteis e fornecem bons resultados quando usados na determinação da tenacidade à fratura a partir da expressão semiempírica apresentada por Niihara *et al.*<sup>(17)</sup>, Equação (3.1), mas com a recomendação de utilizar a seguinte relação para a constante de restrição  $\phi=H/\sigma_y$ . A Tabela III.2 ilustram os resultados obtidos do fator de intensidade de tensões para um metal duro H10, cujo valor crítico é de  $10\text{MN/m}^{3/2}$ . Este pesquisador ressalta que os melhores resultados foram obtidos para os de WC-Co contento um percentual de cobalto em torno de 11%, utilizando uma carga de 294N no ensaio.

Estes trabalhos, inclusive os mais recentes, mostram que este campo de pesquisa ainda está sendo explorado e que a utilização dos ensaios de indentação ainda levanta críticas e dúvidas quanto a sua aplicação. Apesar de parecer que existe um consenso razoável de

que o sistema de trincas que ocorrem durante os ensaios de indentação em WC-Co com penetradores piramidais é do tipo Palmqvist, ainda existem dificuldades relativas à avaliação dos valores do fator de intensidade de tensões a partir das diferentes equações semi-empíricas. Estas dúvidas tornam-se mais intensas quando se estudam estes materiais aplicados em recobrimentos superficiais.

Tabela III.2 – Comparação dos valores para o fator de intensidade de tensões de um metal duro da classe H10.<sup>(8)</sup>

Procedimento de preparação da amostra	20 minutos de polimento	40 minutos de polimento	20 minutos de polimento seguindo de recozimento
Carga (N)	294	294	294
$K_{IC}$ – Equação (3.1) <sup>(17)</sup>	$6,5\text{MN/m}^{3/2}$	$5,5\text{MN/m}^{3/2}$	$5,5\text{MN/m}^{3/2}$
$K_{IC}$ – Szutkowska. <sup>(8)</sup>	$12\text{MN/m}^{3/2}$	$11\text{MN/m}^{3/2}$	$9,5\text{MN/m}^{3/2}$

Atualmente têm sido estudadas novas metodologias para utilização da técnica de indentação objetivando avaliar as características mecânicas de materiais frágeis, de compósitos e de recobrimentos superficiais. Uma evolução destas metodologias é a técnica da nano indentação instrumentada que foi desenvolvida para avaliar parâmetros mecânicos como o módulo de Young, coeficiente de Poisson, limite de escoamento e coeficiente de encruamento. Em 2001, Zeng e Chiu<sup>(2)</sup> publicaram um extenso trabalho no qual eles avaliam as propriedades mecânicas de diferentes classes de materiais através da curva de descarregamento de um ensaio de nano indentação. Entre os materiais estudados está uma ferramenta de corte feita com carboneto de tungstênio contendo 6% de cobalto. A metodologia proposta por estes autores para a obtenção das propriedades mecânicas dos materiais estudados também foi avaliada utilizando modelos discretos de elementos finitos.

Apesar desta nova metodologia de nano indentação estar fora do escopo do presente trabalho, as propriedades mecânicas obtidas por Zeng e Chiu<sup>(2)</sup> para o WC-6Co serão utilizadas e avaliadas no modelo numérico proposto a ser apresentado no próximo capítulo.

### 3.3. Simulação Numérica dos Ensaios de indentação.

Metodologias recentes abordam o problema de fratura em materiais estruturais através do acoplamento de modelos numéricos com o comportamento mecânico da estrutura. Nesta vertente têm sido utilizados modelos discretos de elementos finitos juntamente com conceitos da fratura e da mecânica da fratura através de, por exemplo, o cálculo dos fatores de intensidade de tensões, ou com os conceitos da mecânica dos meios contínuos através da avaliação do dano plástico. Esta abordagem vem sendo desenvolvida tanto para a análise de falhas estruturais em materiais frágeis, quanto para materiais dúcteis e, também, para materiais compósitos e recobrimentos superficiais. Entretanto, a correta incorporação de aspectos mecânicos e fenomenológicos inerentes à fratura em materiais é um fator chave para o sucesso e eficácia de tais metodologias aplicáveis à análise numérica da integridade mecânica de uma vasta classe de componentes estruturais e dos mais diversos materiais.<sup>(25)</sup>

A Figura 3.11 ilustra um elemento finito em um corpo genérico referenciado segundo um sistema de coordenadas globais (X, Y, Z). No método dos elementos finitos, baseado nos deslocamentos, discretiza-se um corpo em elementos e considera as equações de equilíbrio de cada elemento para posterior solução do sistema de equações resultante. Baseado na energia potencial total da estrutura, este processo de discretização consiste em utilizar funções de interpolação do campo de deslocamentos no domínio do elemento e impor as condições de equilíbrio no domínio da estrutura e de compatibilidade geométrica entre os elementos e as condições de contorno, através da minimização do potencial total da estrutura (Apêndice B).<sup>(26)</sup>

Na década de 90, diversos pesquisadores utilizaram modelos discretos de elementos finitos para a simulação dos ensaios de indentação.<sup>(1, 9)</sup> Esta ferramenta numérica foi utilizada para avaliar o campo de tensões e deformações, a dureza superficial e tentar avaliar as condições para a nucleação e propagação de trincas na simulação destes testes de indentação em diferentes classes de materiais.

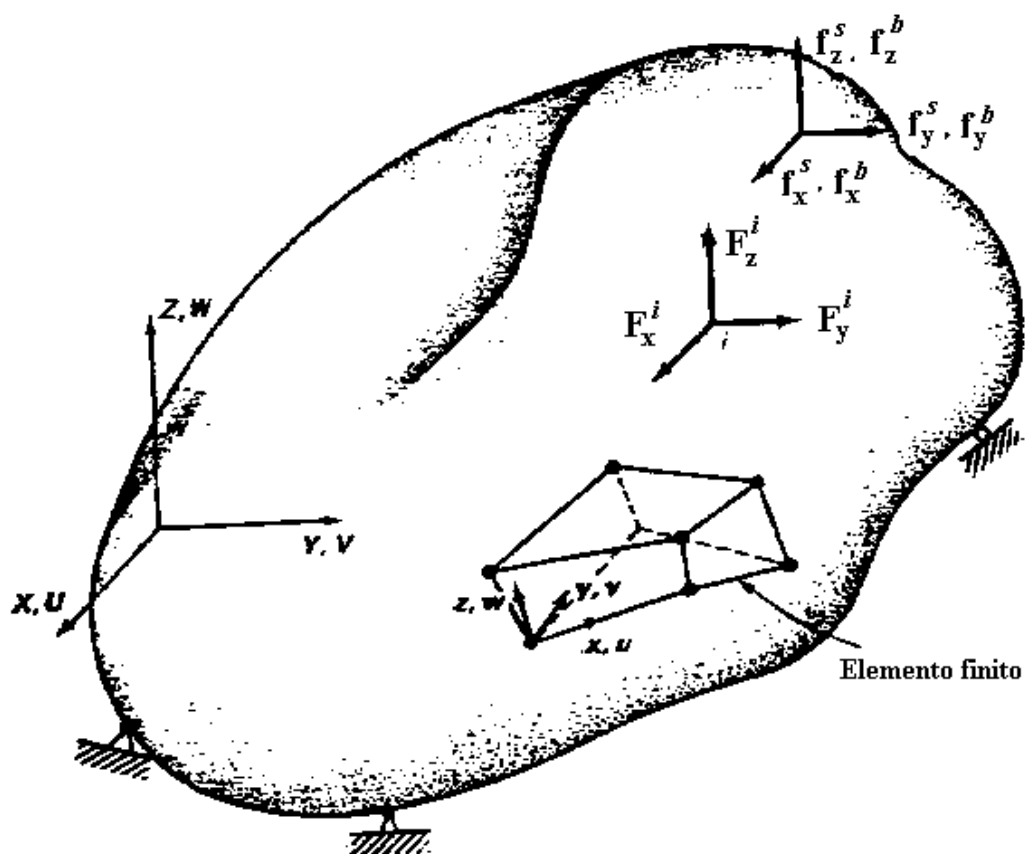


Figura 3.11 – Corpo tridimensional genérico.<sup>(26)</sup>

Em 1991, Laursen e Simo,<sup>(27)</sup> através do método de elementos finitos, estudaram os campos de tensões e deformações que ocorrem nos processos de indentação. Para simplificar o modelo numérico, estes pesquisadores modelaram numericamente uma amostra submetida a um indentador piramidal, tipo Vickers, considerando a geometria do indentador com formato cônico. Desta forma, o modelo numérico adotado utilizava elementos bidimensionais para representar a geometria cônica, evitando-se assim a necessidade de utilizar elementos tridimensionais para representar a geometria piramidal do indentador Vickers. Esta simplificação reduz significativamente o número de equações geradas e, conseqüentemente, o tamanho de sua matriz numérica para a resolução do problema. Ela também representa, em termos computacionais, uma maior rapidez na execução e simulação do programa de elementos finitos. Porém, este modelo cônico não reproduz com exatidão a ação de um indentador Vickers, fazendo com que os dados obtidos não representassem bem o ensaio. Apesar disto, em suas conclusões, os autores se mostraram otimistas quanto à futura utilização do MEF para simular os

processos de indentação, principalmente com o objetivo de visualizar o processo de carregamento e descarregamento, obtendo-se informações a respeito da área de contato, zona de escoamento, entre outros parâmetros, que são difíceis de serem levantadas a partir dos ensaios experimentais.<sup>(27)</sup>

Em 1993, Wang e Bangert<sup>(28)</sup> publicaram um trabalho de análise numérica por elementos finitos dos ensaios de indentação com penetradores piramidais Vickers, com ângulo de abertura de  $136^\circ$  entre as faces do indentador, utilizando um solver comercial de Elementos Finitos (MARC<sup>TM</sup>). Aproveitando-se da simetria do problema, os autores modelaram o teste de indentação como ilustrado na Figura 3.12, utilizando elementos tridimensionais com oito nós e considerando o penetrador como um sólido rígido atuando em uma amostra do material a ser estudado. Esta amostra foi representada como uma placa submetida à ação do indentador perpendicularmente à camada do recobrimento superficial. Neste trabalho, eles estudaram a simulação do processo de indentação em dois tipos de recobrimentos, um de Cobre (Cu) e outro de nitreto de titânio (TiN), ambos aplicados em um substrato de aço rápido. O objetivo principal do trabalho foi identificar as características dos campos de deformações e o comportamento dos deslocamentos do indentador durante o carregamento e descarregamento do ciclo do ensaio. Também avaliaram numericamente a dureza superficial dos recobrimentos simulados, considerando o cobre como um recobrimento macio e o nitreto de titânio como um recobrimento duro. Na região da indentação foi utilizada uma malha mais refinada devido aos grandes gradientes de deformações e de tensões que ocorreriam neste local. O comportamento mecânico desta placa foi caracterizada através de uma curva de fluxo ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) que representava as características do material estudado. A camada superficial da amostra ensaiada possuía o comportamento do cobre ou do nitreto de titânio e o substrato com as propriedades mecânicas de um aço rápido. Porém, neste trabalho foi utilizado um reduzido número de elementos, em torno de 700 elementos, para representar o ensaio de indentação. A utilização desta malha grosseira possivelmente foi devido às limitações computacionais da época, podendo comprometer os resultados numéricos para os campos de tensões e deformação na região da indentação.<sup>(28)</sup>

Os autores usaram o critério de Von Mises para determinar a ocorrência de deformação plástica na simulação do ensaio a partir dos campos de tensões e deformações resultantes da análise numérica na interface entre o recobrimento e o substrato.<sup>(28)</sup> Os resultados numéricos destes campos foram ilustrados através de imagens das suas distribuições, identificando as regiões com possíveis deformações plásticas na área da indentação durante o ciclo do ensaio.

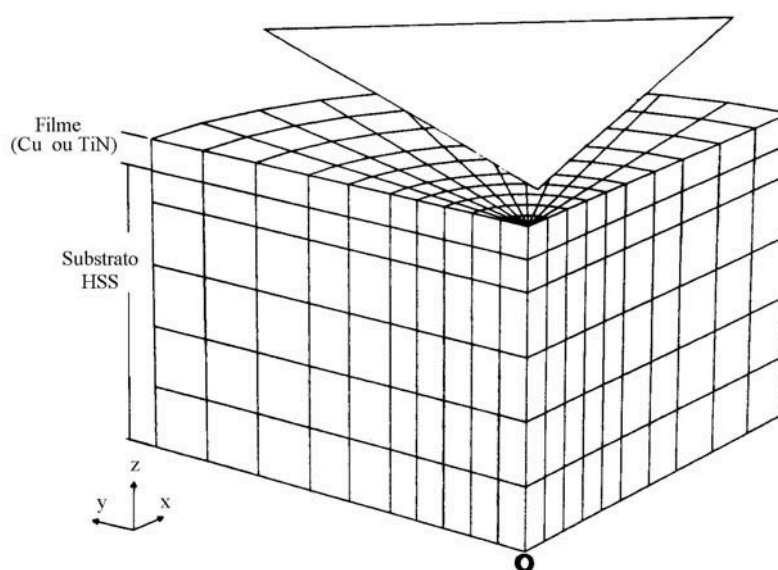


Figura 3.12 – Malha tridimensional para simulação da indentação Vickers.<sup>(28)</sup>

Na conclusão deste trabalho, Wang e Bangert<sup>(28)</sup> mostraram que a simulação tridimensional é imprescindível para a representação mais adequada da geometria do indutor Vickers e para interpretação e análise do campo de tensões durante o carregamento e o descarregamento, principalmente na direção da diagonal do penetrador. Foi também mostrado que o comportamento numérico da curva de carga *versus* deslocamento do indutor apresentava resultados compatíveis com os valores obtidos através de análise experimental para os materiais analisados.

Em 1996, Niezgodna *et al.*<sup>(29)</sup> desenvolveram um trabalho utilizando elementos discretos tridimensionais para simular o processo de indentação em uma amostra de alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), Figuras 3.13 e 3.14. O principal objetivo do trabalho foi analisar o comportamento de materiais cerâmicos durante o processo de indentação, através da sua

simulação numérica. Estes autores identificaram na literatura outros trabalhos de simulação destes ensaios considerando que o material analisado apresentasse um comportamento elasto-plástico durante o ciclo de indentação. Contudo, neste estudo, eles assumiram que a alumina teria um comportamento elástico e frágil e introduziram na análise uma função para possibilitar a avaliação do esmagamento durante a ação do indentador na amostra. Apesar de não apresentarem de uma forma clara, estes autores utilizaram um critério para avaliar a compressão plástica na solução numérica que foi baseado na energia específica ( $\Omega=H$ , onde  $H$  é a dureza Vickers) obtida a partir do campo de tensões resultantes proveniente do trabalho do indentador durante e após o teste de indentação.<sup>(29)</sup>

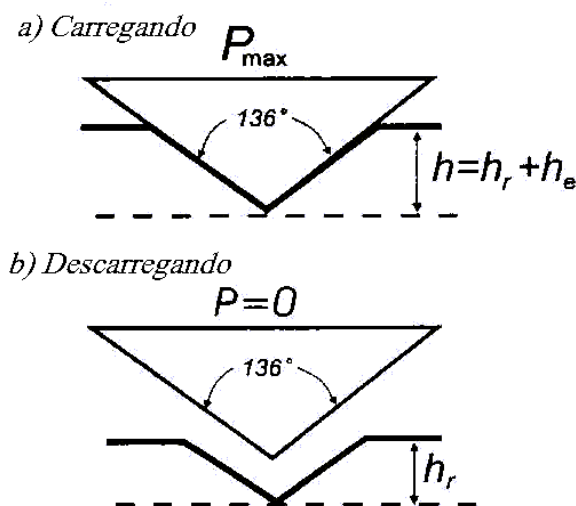


Figura 3.13 – Geometria do indentador Vickers com ângulo de abertura entre as faces  $2\theta$  de  $136^\circ$ .<sup>(29)</sup>

Os autores concluíram que a simulação numérica obteve resultados compatíveis com os da análise experimental, apesar dos valores de tensão terem sido bem maiores do que as tensões avaliadas experimentalmente. Também mostraram que as tensões máximas produzidas pelo indentador Vickers ocorrem junto à ponta do indentador e nas suas diagonais, da mesma forma ao que é observado em procedimentos experimentais. Também, concluíram que o algoritmo gerado, baseado no MEF, provou ser aplicável na simulação dos testes de indentação e que o referido trabalho foi um dos primeiros estudos dos ensaios de indentação Vickers considerando uma geometria tridimensional.

Apesar de terem utilizado uma malha pouco refinada na simulação dos problemas, Figura 3.14, os resultados obtidos foram classificados pelos autores como confiáveis representando qualitativamente bem o campo de tensões no processo de indentação.

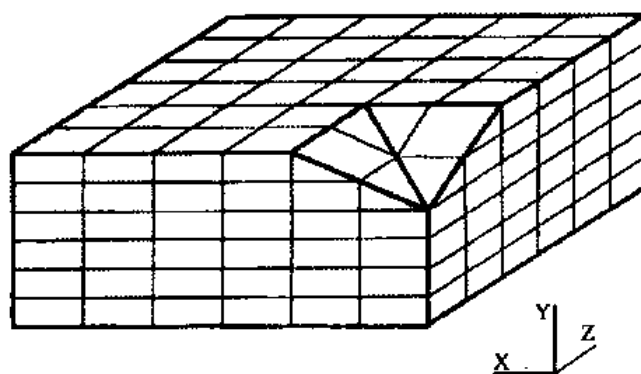


Figura 3.14 – Ilustração da malha utilizada por Niezgoda *et al.*<sup>(29)</sup> para representar a amostra de alumina durante a ação do indentador Vickers.

Marx e Balke,<sup>(30)</sup> em 1997, utilizaram uma análise através do método dos elementos finitos para avaliarem o comportamento da curva do descarregamento dos ensaios de indentação.<sup>(30)</sup> Estes autores consideraram que o ciclo completo de indentação consistia em uma etapa de carregamento seguida de um descarregamento. Utilizaram um material genérico com características frágeis, para modelarem seu comportamento como sendo elasto-plástico na fase de carregamento e elástico no descarregamento, mas não consideraram a possibilidade da nucleação e propagação de trincas. Estes autores representaram o indentador piramidal Vickers através de uma geometria cônica, com ângulo de  $140,6^\circ$ , garantido, desta forma, uma área de impressão durante a indentação similar ao do ensaio Vickers e simplificando o modelo numérico. Esta simulação foi executada através de dois *solvers* comerciais de elementos finitos (ABAQUS e MARC™).

Segundo os autores, a malha foi cuidadosamente gerada com um refinamento na região de contato para se obter melhor representação dos campos de tensões durante o ciclo de indentação.<sup>(30)</sup> Além desse cuidado, também houve uma preocupação na representação do comportamento não linear do material durante a simulação do ensaio. Por isso, os

autores adotaram por hipótese que o material simulado teria características isotrópicas e seu comportamento elasto-plástico seria representado através de uma curva de fluxo bilinear da relação tensão por deformação, com encruamento constante a partir do limite de escoamento. Foi utilizado o critério de escoamento de Von Mises nesta análise, assim como a hipótese de grandes deformações e de efeitos rotacionais.<sup>(30)</sup>

Para validarem os resultados obtidos, Marx e Balke<sup>(30)</sup> utilizaram a determinação do valor numérico da dureza superficial para avaliar o comportamento global do ensaio simulado. O cálculo da dureza superficial foi obtido através da divisão da carga máxima  $P$  pela área da impressão do indentador na amostra. Neste trabalho, os autores fizeram uma correção na determinação da dureza levando-se em conta as anomalias causadas pela deformação superficial no ensaio de indentação Vickers. Estas anomalias são conhecidas como afundamento e aderência e, na literatura, foram relacionadas com o comportamento mecânico do material a ser ensaiado, Figura 3.15.

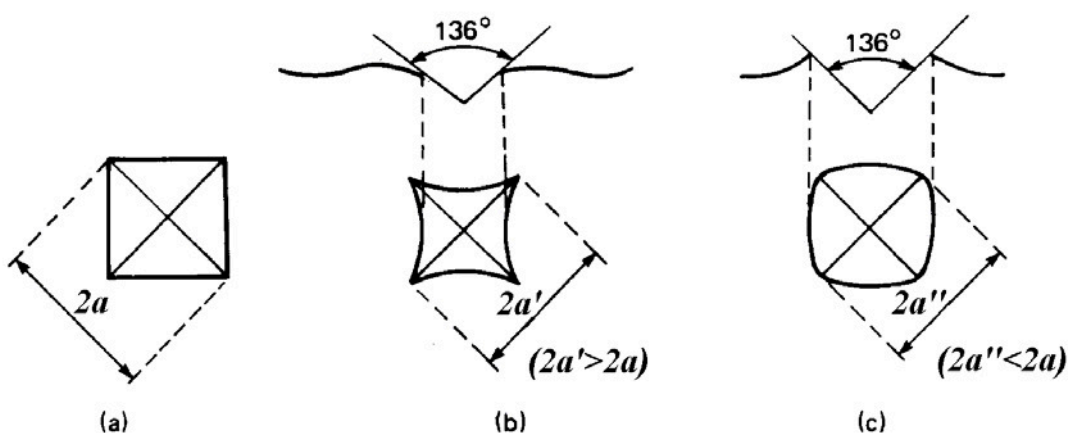


Figura 3.15 – Impressão da indentação Vickers, (a) sem anomalias; (b) com afundamento e (c) com aderência.<sup>(3, 9)</sup>

Na análise dos resultados, estes autores verificaram que as anomalias nos ensaios de indentação Vickers podem ocasionar pequenos erros na avaliação da área de contato, embora, na maioria dos ensaios, estes erros podiam ser desconsiderados. Também verificaram uma forte influência do coeficiente de encruamento nos campos de tensões, principalmente durante a fase de descarregamento do ensaio. Apesar de utilizarem

dados genéricos nas análises numéricas, os autores focaram sua atenção para materiais com um comportamento frágil e no estudo da curva de descarregamento do ensaio, tentando avaliar o comportamento mecânico através do modelo numérico implementado para estes materiais.

Em 1998, Larsson e Giannakopoulos<sup>(1)</sup> publicaram um trabalho de análise numérica do campo de tensões na indentação com penetradores piramidais Vickers e Berkovick e sua relação com a nucleação de trincas em materiais cerâmicos e metais duros. Neste trabalho, utilizaram-se modelos discretos de elementos finitos através do *solver* comercial ABAQUS, para simular uma amostra de um material homogêneo, isotrópico, sem tensões residuais superficiais e em condições quasi-estáticas de carregamento, sendo penetrada por um indentador piramidal rígido. Neste modelo numérico, os autores desconsideraram o coeficiente de atrito entre as superfícies de contato. O processo de indentação foi modelado apenas com 1/8 do problema, aproveitando-se da simetria do ensaio através de elementos cúbicos de oito nós, Figura 3.16.

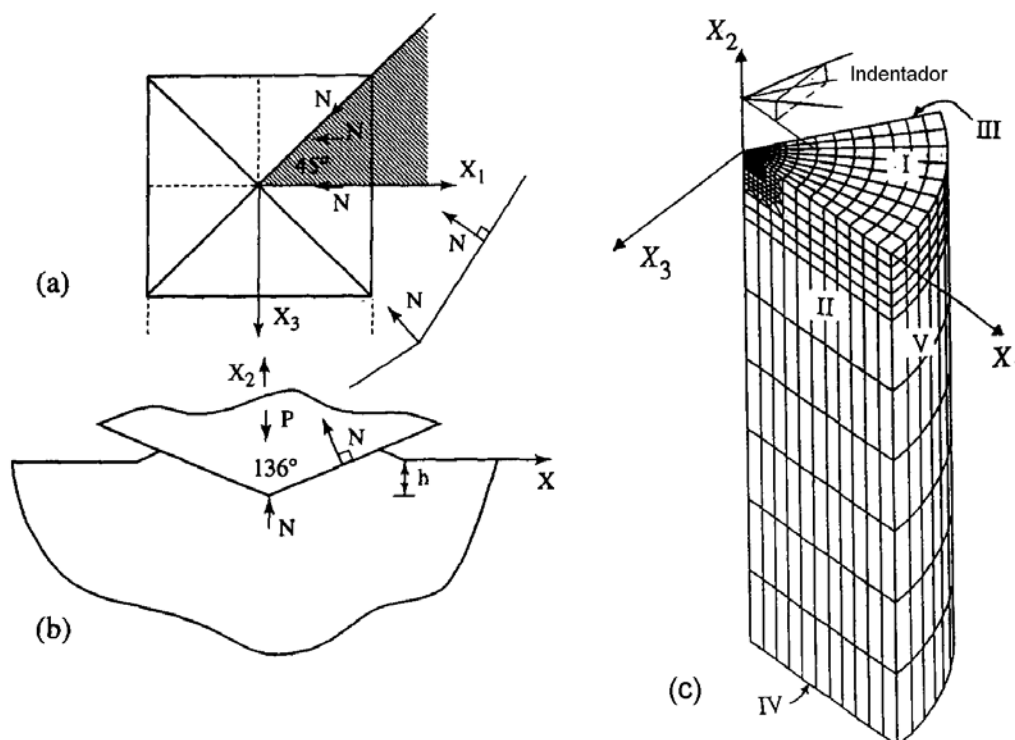


Figura 3.16 – Simetria do ensaio Vickers: (a) vista de cima; (b) vista lateral; e, (c) representação da malha utilizada na análise numérica.<sup>(1)</sup>

Baseados em trabalhos encontrados na literatura, os autores afirmaram que os materiais cerâmicos e os metais duros apresentam um comportamento elasto-plástico com um encruamento durante a ação do indentador, podendo acarretar a nucleação e propagação de trincas radiais (Palmqvist) na direção da diagonal do indentador. Em geral, estas trincas radiais aparecem durante a ação do indentador e propagam-se no descarregamento do ensaio. Para representar numericamente este comportamento não linear, foi adotado o modelo de Von Mises com encruamento isotrópico como critério de escoamento. Para representar o comportamento que estes materiais apresentam quando submetidos a esforços de compressão, que difere do comportamento à tração, foi introduzido na formulação numérica o modelo clássico Drucker-Prager, através do coeficiente de sensibilidade à compressão.<sup>(1)</sup>

Os autores utilizaram os critérios da tensão hidrostática crítica e da tensão principal máxima (teoria de Rankine) para examinar os resultados numéricos dos campos de tensão e avaliaram os campos de deformação permanente analisar e identificar uma possível indicação de nucleação de trincas. A Figura 3.17 ilustra a distribuição numérica da tensão principal máxima. A área escura da figura identifica a região de tensões de tração máxima e estes resultados, segundo os autores, indicam uma coincidência entre esta região e a região de nucleação das trincas Palmqvist verificada em ensaios experimentais. Esta semelhança indica que os critérios de falha utilizados nesta análise possibilitam avaliar as regiões de nucleação de trincas em metais duros e cerâmicos durante o ciclo de indentação.<sup>(1)</sup>

Este trabalho também apresenta uma importante contribuição para a análise numérica do ensaio de indentação de metais duros, pois explicita a importância da incorporação dos coeficientes de encruamento e de sensibilidade à compressão ao modelo numérico através das relações constitutivas destes materiais.<sup>(1)</sup> Além disso, este parece ser o primeiro trabalho numérico que indica a possibilidade de nucleação de trincas Palmqvist durante os ensaios de indentação Vickers.

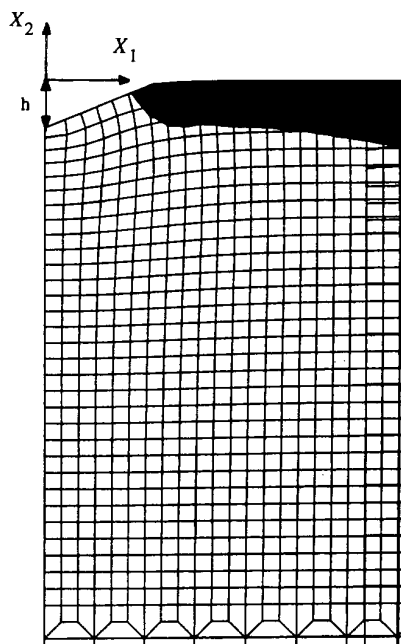


Figura 3.17 – Distribuição das tensões principais máximas no carregamento de um ensaio Vickers, onde a área escura do gráfico é a região da tensão de tração máxima.<sup>(1)</sup>

Souza *et al.*<sup>(31)</sup> desenvolveram um trabalho também baseado no método dos elementos finitos para estudar a resistência ao desgaste de recobrimentos TiN em substratos macios de ligas de alumínio. Eles também utilizaram o software de elementos finitos ABAQUS para simular um ensaio de indentação Rockwell em uma placa com uma fina camada de material cerâmico obtida através de um processo de plasma (PVD). Foi utilizado o modelo bidimensional axissimétrico para representar a geometria esférica do indentador. Na simulação deste trabalho, foi admitida a hipótese de propagação de trincas em modo *I* e utilizado como critério de colapso da estrutura (ou dos nós) a tensão crítica na ponta da trinca determinada através dos conceitos da MFLE como o fator de intensidade de tensão  $K_I$ . Quando  $K_I$  fosse maior que a propriedade de tenacidade à fratura do material ( $K_{IC}$ ) ocorreria propagação e sendo a tensão limite para que ocorresse o crescimento da trinca definida pela Equação (3.6), considerando  $c$  como o comprimento da trinca.<sup>(31)</sup>

$$\sigma = \frac{K_{IC}}{\sqrt{2\pi c}} \quad (3.6)$$

Na conclusão do trabalho, os pesquisadores observaram que seus resultados pareciam confirmar qualitativamente os valores encontrados na literatura e que os modelos numéricos avaliavam a nucleação das trincas, assim como, o alívio no campo de tensões devido o surgimento das trincas.

Recentemente, em 2001, Zhang e Subhash<sup>(24)</sup> analisaram o teste de indentação através do método dos elementos finitos utilizando um modelo constitutivo elasto-plástico com trincamento, Figura 3.18. Este modelo da relação tensão *versus* deformação foi incorporado ao *solver* comercial ABAQUS para simular o ensaio Vickers e avaliar a nucleação e propagação dos diferentes sistemas de trincas durante o seu ciclo. Neste trabalho, foi testado um modelo de bimodularidade obtido a partir do ensaio uniaxial para materiais frágeis cujo comportamento à tração difere do comportamento à compressão. Este modelo de bimodularidade também foi incorporado no presente trabalho e é também discutido no próximo Capítulo.

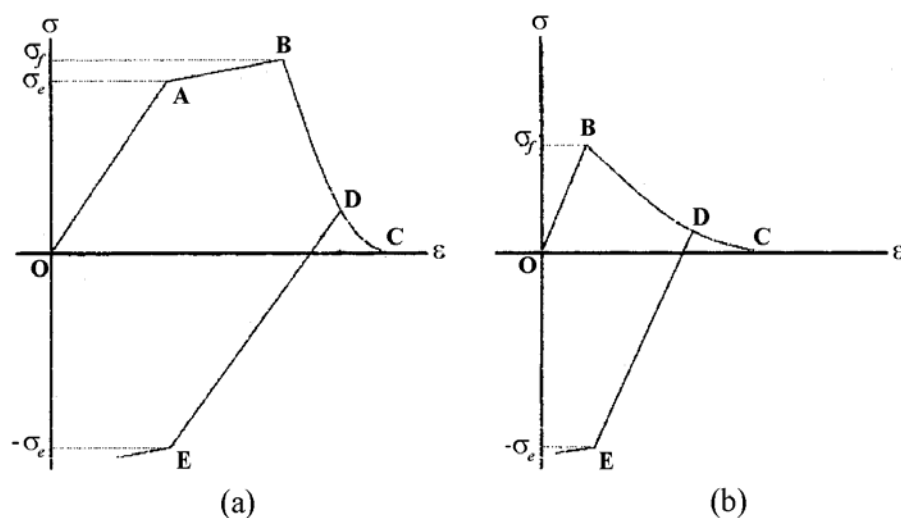


Figura 3.18 – Modelo constitutivo bimodular para trinca difusa, (a) genérico e (b) reduzido.<sup>(24)</sup>

O modelo numérico proposto permite a nucleação das trincas, que ocorreria de acordo com a teoria de Rankine, ou critério da tensão principal máxima, isto é, uma trinca se formaria quando esta tensão excedesse o limite de resistência do material.<sup>(24)</sup> Neste modelo, no máximo, três trincas perpendiculares entre si podem se formar em um

ponto. Desta forma, quando o valor da tensão principal máxima ( $\sigma_1$ ) em um ponto excede um valor predefinido para a tensão de ruptura, uma trinca perpendicular à direção principal seria formada. Neste mesmo ponto, uma outra trinca também poderia ser formada, mas somente no caso da segunda tensão principal ( $\sigma_2$ ) exceder o valor da resistência à ruptura. Em um caso extremo, neste mesmo ponto, uma terceira trinca, perpendicular às anteriores, poderia acontecer somente se a tensão normal a ela ( $\sigma_3$ ) também ultrapassasse a resistência à fratura do material.

Na representação numérica do ensaio Vickers, aproveitando-se da simetria do problema, os autores modelaram o problema através de 5376 elementos sólidos cúbicos para  $\frac{1}{4}$  da geometria. O indentador foi modelado através de cascas rígidas penetrando em uma amostra de um material frágil. Adotou-se uma malha mais fina na região de indentação e uma malha mais grossa longe desta região, de modo a minimizar o esforço computacional. O atrito no contato entre o indentador e a amostra foi desconsiderado. Para ilustrar o gasto computacional, os autores informaram que o modelo numérico demandou 10h na execução nesta análise, utilizando um computador de última geração para a época.<sup>(24)</sup>

Para avaliar o comportamento global do modelo, estes autores analisaram os resultados obtidos para a curva da carga *versus* deslocamento do indentador e para a dureza superficial. Comparando-se estes resultados com aqueles encontrados na literatura, Zhang e Subhash<sup>(24)</sup> concluíram que este modelo com bimodularidade consegue representar melhor o comportamento de materiais frágeis submetidos aos ensaios de indentação principalmente porque este modelo consegue incorporar o alívio no campo de tensões que as trincas proporcionam. Neste trabalho, os autores identificaram alguns pontos de nucleação e propagação das trincas medianas e laterais, através da utilização da teoria de Rankine como critério de falha, Figura 3.19.

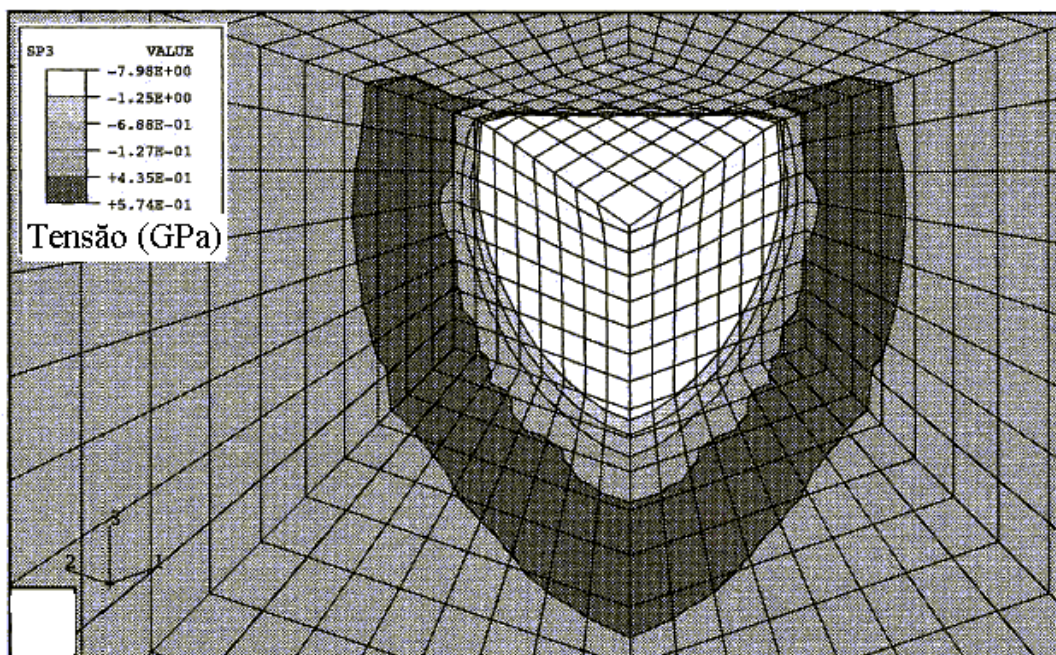


Figura 3.19 – Distribuição da tensão principal máxima no carregamento do ensaio Vickers.<sup>(24)</sup>

Em conclusão, os autores afirmam que este modelo de bimodularidade é capaz de representar bem as características de materiais frágeis submetidos aos ensaios Vickers, apesar de existirem algumas limitações nesta análise. Dentre estas limitações, a principal seria no modelamento da nucleação de trincas uma vez que o modelo não permite o aparecimento de trincas que não estejam orientadas segundo as direções ortogonais principais.<sup>(24)</sup>

Os trabalhos desenvolvidos até o presente momento utilizando a análise por métodos discretos (MEF) não foram ainda capazes de representar bem as condições para a nucleação e o crescimento da trinca abaixo do indentador. Isto se deve à dificuldade de melhor modelar a geometria dos ensaios de indentação ou às dificuldades de estabelecer critérios adequados para prever a nucleação e o crescimento das trincas.

Pode-se verificar que a correta incorporação de aspectos mecânicos e fenomenológicos inerentes à fratura em materiais é um fator chave para o sucesso e eficácia das metodologias aplicáveis à análise numérica de integridade mecânica. Por exemplo, a

implementação da teoria de Rankine como critério de falha apresenta uma baixa precisão, pois este critério não leva em consideração o histórico do carregamento nem a triaxialidade do campo de tensões que ocorre em problemas estruturais complexos.<sup>(32)</sup> Entretanto, este critério de falha tem sido utilizado para avaliação do comportamento de materiais frágeis e pode apresentar bons resultados quando associado a uma análise numérica incremental do problema. Nos ensaios de indentação em materiais frágeis, o fato de que a ocorrência de fissuras estaria localizada nas proximidades da região de indentação, mantendo-se o comportamento linear elástico da estrutura longe desta região, pode validar a utilização da teoria de Rankine como critério de falha nestas simulações numéricas. Isto talvez explique porque os trabalhos anteriormente listados têm utilizado este critério da máxima tensão principal na análise dos processos de falhas em ensaios de indentação em materiais frágeis.

Outra dificuldade encontrada para avaliar os processos de fratura em ensaios de indentação tem sido a de implementar modelos numéricos baseados nos conceitos da mecânica dos meios contínuos através da avaliação do dano plástico.<sup>(33)</sup> Esta metodologia buscou relacionar a ocorrência da fratura com uma condição fenomenológica específica ou, ainda, a um valor crítico de uma grandeza, a partir da qual seria possível prever a fratura pela comparação da situação em estudo com a situação proposta pelo critério.<sup>(32)</sup> Esta dificuldade é mais intensa quando se pretende implementar um modelo de dano em análises de fratura em materiais que apresentam um comportamento intermediário entre frágeis e dúcteis como, por exemplo, os carbonetos de tungstênio com cobalto.

Alternativamente, o problema de fratura também pode ser analisado através de elementos discretos juntamente com os conceitos da mecânica da fratura linear elástica implementando-se uma condição através do fator de intensidade de tensões crítico capaz de identificar o colapso de elementos ou nós durante o ciclo de indentação. A Figura 3.20 ilustra de forma esquemática a resolução de um problema genérico de fratura através da propagação de uma fissura, partindo de uma condição inicial (estado 0). Incrementa-se a carga  $P_0$  até o instante em que o valor do fator de intensidade de tensões na ponta da trinca (nó 0) atingir o valor crítico,  $K_I \geq K_{IC}$ , instante em que se

desconecta os elementos concorrentes a este nó. Verifica-se a possível direção de propagação da trinca e se há algum elemento ou nó adicional em condições de ser desconectado. O problema linear elástico seguinte consiste em utilizar o procedimento anterior, porém em relação ao estado *1* da Figura 3.20, onde a malha de elementos finitos e o nível da carga aplicada diferem do problema anterior. A proposta de resolução deste novo problema consistiria em aplicar uma carga menor,  $P_0 \geq P_1$ , do que no estado inicial, pois houve uma diminuição da rigidez da peça. Este procedimento se repete entre os estados *1* e *2*, até se atingir o colapso total da estrutura.<sup>(33)</sup>

Apesar de, inicialmente, a simulação numérica destes ensaios parecer simples, esta é uma análise de um problema tridimensional, não linear e em alguns casos ocorrem grandes deformações.

O modelo numérico a ser implementado para avaliar o comportamento do carboneto de tungstênio com 6% cobalto durante o ciclo de indentação será descrito no próximo capítulo. Também serão descritos os mecanismos incorporados ao modelamento para tentar capturar as regiões de nucleação e propagação de trincas.

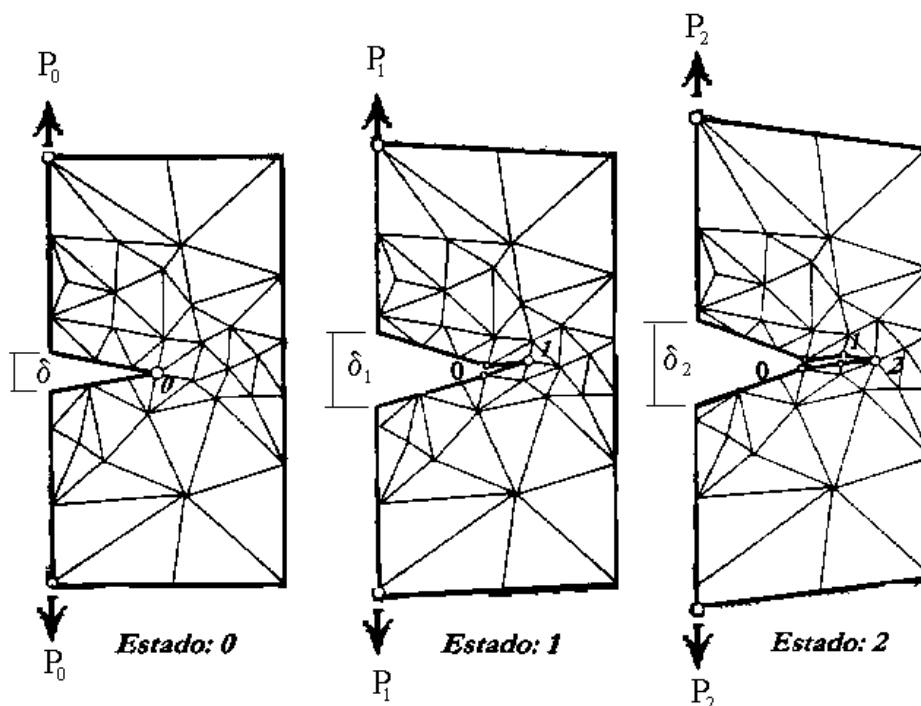


Figura 3.20 – Estratégica para acompanhar a propagação de uma fissura.<sup>(33)</sup>

## **4. METODOLOGIA.**

No presente capítulo é feita uma descrição dos procedimentos utilizados para representar numericamente o comportamento do carboneto de tungstênio contendo 6% de cobalto durante o ciclo de indentação, assim como descrever os modelos numéricos escolhidos para avaliar os campos de tensões e deformações e para se tentar identificar as condições para a nucleação e propagação de trincas.

### **4.1. Introdução.**

Ao longo deste Capítulo, são descritas as características importantes deste ensaio utilizadas nos modelos numéricos implementados. Além disto, realizaram-se ensaios de dureza Vickers em amostra de WC-6Co. Este material possui a particularidade de apresentar um comportamento intermediário entre os materiais frágeis e os metálicos,<sup>(6, 7, 8, 22, 23)</sup> principalmente quando submetidos à esforços de compressão. Graças a sua alta dureza superficial aliada a grande resistência à compressão e ao desgaste, o WC-6Co é muito utilizado em processos de fabricação. Contudo, estas características peculiares dificultam a simulação numérica do seu comportamento mecânico durante o ensaio de indentação.

Para simular o comportamento deste material durante o ciclo de indentação e avaliar seus campos de tensões e de deformações, foram implementados três modelos numéricos: o primeiro sem a incorporação de trincas, que teve por objetivo avaliar as possíveis regiões críticas para a nucleação de trincas; o segundo, com a incorporação do modelo de trinca difusa, teve como objetivos avaliar as regiões críticas e representar o comportamento mecânico bimodular do WC-Co e, por fim, no terceiro modelo incorporou-se uma trinca na região considerada crítica com o objetivo de tentar avaliar seu crescimento durante o ensaio.

A seguir, estão detalhadas as metodologias utilizadas para simular numericamente o ciclo do ensaio Vickers. Porém, antes disto, são descritos os equipamentos utilizados

nas análises experimentais e numéricas. Também é apresentado o modelo utilizado para representar as características mecânicas do WC-6Co.

#### **4.2. Equipamentos e Materiais.**

Para melhor entender este teste de dureza e representá-lo mais adequadamente a partir do um modelo numérico, ensaiaram-se alguns pontos em uma pastilha de ferramenta de corte de um carboneto de tungstênio contendo 6% de cobalto (WC-6Co). Os principais objetivos destes ensaios foram determinar a dureza superficial desta amostra, verificar as características destes experimentos, suas particularidades, assim como o comportamento do WC-6Co durante o ciclo de indentação. Os resultados obtidos nesta análise experimental estão descritos no Apêndice C. Estes dados também serviram de base para a validação do comportamento global das simulações numéricas.

Os ensaios experimentais foram realizados em uma amostra de uma pastilha de ferramenta de corte com dimensões de aproximadamente 12x12x4,5mm utilizando uma máquina de ensaio de dureza *HECKERT* com um indentador piramidal de diamante. Nestes experimentos adotou-se os procedimentos descritos na norma DIN50133.<sup>(34)</sup> A superfície da amostra foi preparada através de um procedimento de lixamento com carboneto de silício (SiC), seguido de um cuidadoso polimento com óxido de alumínio em menor granulometria disponível (0,01 $\mu$ m), conforme descrito no trabalho de Ávila *et al.*<sup>(35)</sup>, visando obter uma amostra espelhada e sem tensões residuais superficiais.<sup>(8)</sup> Foram feitas duas baterias de ensaios, com duas diferentes cargas aplicadas no indentador (294N e 612,5N). Estas cargas foram lentamente aplicadas na superfície da amostra por meio de um pistão, e mantidas durante 30 segundos, depois dos quais foram retiradas e observaram-se as impressões resultantes das indentações em um microscópio para determinar os comprimentos das suas diagonais, Figuras 3.1 e 4.1.<sup>(3, 8)</sup>

As simulações numéricas foram executadas em uma *Workstation Dell Precision*, contendo dois processadores *Intel Xeon* de 1,7GHz, memória de 1Gb e com dois discos rígidos (*HD*) de 40Gb cada (Apêndice D), cujo sistema operacional foi o Windows/NT 2000 *Professional*. Neste sistema foi instalado o *solver* comercial de elementos finitos

MARC™, versão universitária, que utiliza como pré-processador e pós-processador gráfico o *software* MENTAT™.<sup>(10)</sup> A opção por este pacote de elementos finitos deveu-se a suas potencialidades em simular problemas de instabilidade estrutural, de fratura e de processos de fratura, já tendo sido utilizado em outros trabalhos de simulação dos ensaios de indentação encontrados na literatura. Esta versão universitária não apresenta limitações para o número de nós e de elementos que possam ser utilizados nas discretizações dos problemas, além de possibilitar a incorporação de diferentes modelos constitutivos ou da avaliação de dano através da introdução de sub-rotinas neste código.<sup>(10)</sup> Este equipamento e o *solver* comercial de elementos finitos foram adquiridos através do projeto de pesquisa TEC188/01 intitulado *Simulação Numérica dos Processos de Fratura na Tecnologia de Recobrimentos Superficiais* financiado pela FAPEMIG.

#### **4.2.1. Modelo do Comportamento Mecânico do WC-6Co.**

As pastilhas de ferramenta de corte de metal duro de WC-6Co são fabricadas por metalurgia do pó. Segundo a literatura, este material pode ser considerado uniforme com relação à distribuição dos carbonetos na matriz de cobalto e, desta forma, mantém características isotrópicas.<sup>(7, 14, 35)</sup> Esta isotropia e homogeneidade também foram verificadas no trabalho de Ávila *et al.*<sup>(35)</sup> e nas análises experimentais realizadas em uma amostra de WC-6Co (Apêndice C). Por isso, a amostra do WC-6Co foi considerada como sendo um material uniforme, isotrópico, homogêneo e apresentando o comportamento mecânico mostrado na Figura 3.7, simplificando o modelo numérico de sua relação constitutiva.<sup>(36)</sup>

No trabalho de análise numérica dos ensaios de indentação proposto por Larsson e Giannakopoulos<sup>(1)</sup>, foi apresentado um modelo constitutivo elasto-plástico para metais duros através de uma curva de fluxo linear que incorpora o critério de escoamento de Von-Mises com endurecimento isotrópico e o fator de sensibilidade à compressão de Drucker e Prager, através do coeficiente de sensibilidade à compressão.<sup>(1)</sup> Como o WC-6Co apresentava um comportamento quando solicitado à tração diferente de quando estivesse sob compressão, imaginou-se inicialmente poder utilizar este modelo elasto-

plástico para representar seu comportamento durante o ensaio de indentação. Entretanto, devido à dificuldade de se levantar dados experimentais do coeficiente de sensibilidade à compressão para o WC-6Co descartou-se este modelo.

Também, devido às dificuldades de se levantar dados experimentais para caracterizar o comportamento não linear do WC-6Co a partir de ensaios mecânicos convencionais, conforme discutido no Capítulo anterior, optou-se por modelar o comportamento elasto-plástico deste carboneto através da curva de fluxo descrita na Equação (4.1).<sup>(9, 14, 25, 36)</sup>

$$\sigma = \sigma_y \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_y} \right)^n \quad (4.1)$$

Onde  $\sigma$ ,  $\sigma_y$ ,  $\varepsilon$ ,  $\varepsilon_y$  e  $n$  são, respectivamente, a tensão efetiva, o limite de escoamento, a deformação efetiva, a deformação no limite de escoamento e o coeficiente de encruamento. Nesta expressão, foram utilizados os valores experimentais encontrados por Zeng e Chiu, Tabela IV.1, a partir do ensaio de nano indentação instrumentada, para modelar o WC-6Co.<sup>(2)</sup>

Tabela IV.1 – Propriedades mecânicas do WC-6Co, onde  $E$  é o módulo de Young,  $\nu$  é o coeficiente de Poisson,  $\sigma_y$  é o limite de escoamento,  $\sigma_{tr}$  é o limite de ruptura transversal e  $K_{IC}$  é o fator de intensidade de tensões crítico.<sup>(2, 7, 37)</sup>

$E$ (GPa)	$\nu$	$\sigma_{tr}$ (MPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$n$	$K_{IC}$ (MN/m <sup>3/2</sup> )
619,5	0,28	3750	5760	0,244	10,0

O *solver* MARC™ permite modelar numericamente o comportamento elasto-plástico dos materiais, entre outras opções, através da curva de potência descrita pela Equação (4.2).<sup>(10)</sup> Nesta formulação matemática considera-se o fator de endurecimento por deformação ( $n$ ).

$$\sigma = A\varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m + B \quad (4.2)$$

$\sigma$ ,  $\varepsilon$ ,  $n$ ,  $\dot{\varepsilon}$  e  $m$ , são, respectivamente, a tensão e a deformação efetivas, o coeficiente de encruamento, a velocidade de deformação, o coeficiente de sensibilidade à velocidade de deformação e  $A$  e  $B$  são constantes.

A Equação (4.1) pode ser representada pela Equação (4.2), considerando o coeficiente  $m$  e a constante  $B$  como nulos e assumindo a constante como  $A = (\sigma_y / \varepsilon_y^n)$ . O limite de escoamento é estimado através da relação  $\sigma_y / E$ .

Assim, utilizando-se os dados da Tabela IV.1, o comportamento do regime elasto-plástico da amostra de WC-6Co foi modelado através da Equação (4.3).

$$\sigma = 18060\varepsilon^{0,244} \text{ MPa} \quad (4.3)$$

Onde  $\sigma$  e  $\varepsilon$  são, respectivamente, a tensão e a deformação efetivas. O comportamento não linear descrito nesta Equação (4.3) foi adotado para todos modelos numéricos a serem avaliados, inclusive para modelar a fase de compressão do modelo de trinca difusa, Figura 3.18. Também, foram adotados os valores definidos na Tabela IV.1 para o módulo de Young ( $E$ ) e coeficiente de Poisson ( $\nu$ ) para o material estudado.

### 4.3. Procedimentos.

Os procedimentos utilizados para simular os ensaios Vickers aproveitaram as características destes experimentos e suas particularidades para simplificar o modelo numérico reduzindo o seu custo computacional. Por isso é necessário discriminar estas simplificações. Em seguida serão apresentados os modelos numéricos implementados neste trabalho.

#### 4.3.1. Ensaio de dureza Vickers.

Uma importante particularidade do ponto de vista da simulação numérica, verificada neste ensaio, é a proporcionalidade entre a carga e a área da impressão do indentador,

indicando que o valor da dureza superficial independe da carga aplicada nestes ensaios. Entretanto, esta proporcionalidade pode não ser mantida em ensaios de micro e nano dureza, os quais não serão estudados no presente trabalho.<sup>(3, 34)</sup>

No ensaio Vickers, a carga é lentamente aplicada na superfície de uma amostra com uma velocidade de penetração que deve estar entre  $0,001\text{mm/s}$  a  $0,02\text{mm/s}$ . A superfície da amostra deve ser cuidadosamente preparada para se evitar a ocorrência de tensões residuais superficiais provenientes do seu lixamento e polimento.<sup>(3)</sup> Na presente análise numérica, o problema foi considerado como um ensaio quase-estático devido a baixa velocidade de penetração do indentador e a amostra foi considerada livre de tensões residuais.

A Figura 4.1 ilustra as regiões de deformações elásticas e plásticas formadas durante a ação do indentador e mostra também uma outra particularidade do ensaio de dureza Vickers na qual o mesmo pode ser considerado simétrico em relação a  $\frac{1}{4}$  da geometria do problema. Esta simetria é importante do ponto de vista computacional, pois possibilita modelar este teste simulando apenas  $\frac{1}{4}$  de sua geometria, reduzindo-se o gasto computacional na análise numérica.

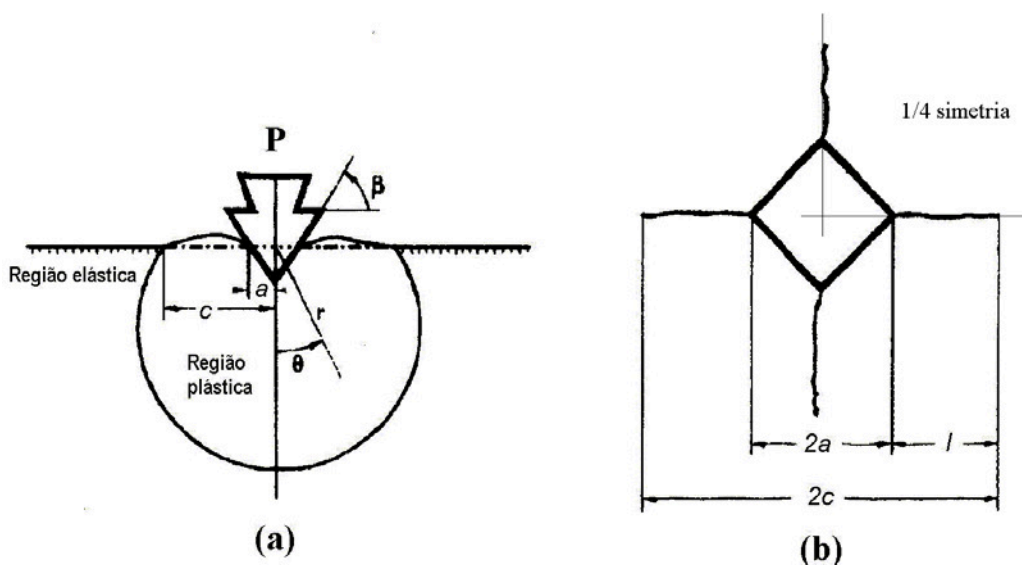


Figura 4.1 – (a) Regiões elástica e plástica durante indentação; (b) trincas radiais superficiais e simetria do ensaio Vickers.<sup>(8, 25)</sup>

Em geral o atrito entre o indentador e a superfície ensaiada é desconsiderado pois, segundo a literatura, não influencia os valores obtidos experimentalmente de dureza.<sup>(4, 5, 24)</sup> O atrito também é desconsiderado nas análises feitas através das equações semi-empíricas para avaliação da tenacidade à fratura. Contudo, este atrito pode estar relacionado com as anomalias superficiais verificadas nos ensaios experimentais de dureza, como a aderência e o afundamento.<sup>(3, 8, 22, 23)</sup> Estas anomalias foram descritas no Capítulo anterior e, também, foram desconsideradas nas presentes análises.

Desconsiderando-se estas anomalias de afundamento ou aderência e considerando que a impressão final tenha um ângulo de abertura de  $136^\circ$ , Figura 4.2, é possível estimar a profundidade de penetração do indentador na amostra ensaiada através da Equação (4.4).<sup>(9)</sup>

$$h_r = a \operatorname{sen}(15,94^\circ) \quad (4.4)$$

Onde  $h_r$  é a profundidade residual de penetração e  $a$  é a metade do comprimento da diagonal do indentador. Para uma carga no indentador de 294N em uma amostra de WC-6Co, a profundidade de penetração obtida foi de aproximadamente 0,02mm.

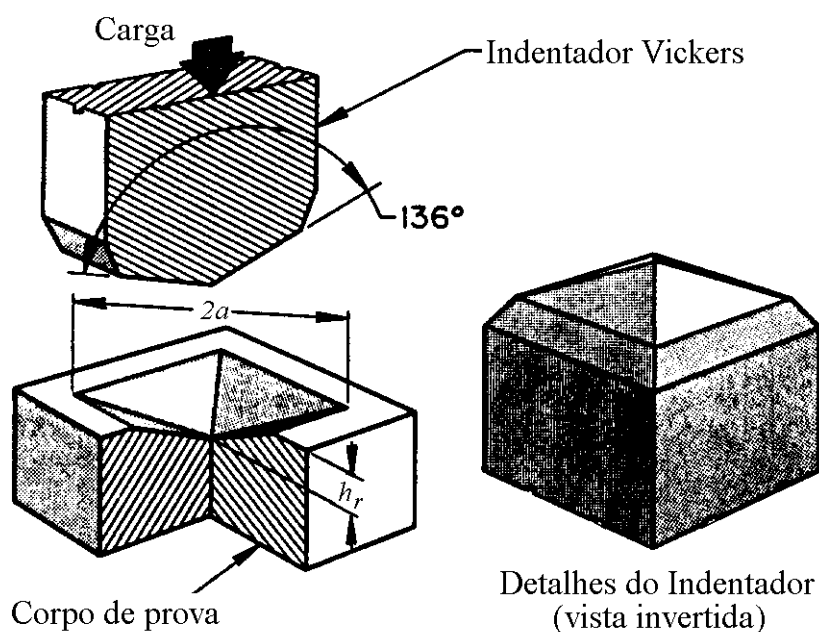


Figura 4.2 – Representação esquemática do indentador de base piramidal Vickers.<sup>(37)</sup>

### 4.3.2. Modelagem Numérica do Ensaio de Indentação.

Na Figura 4.3 está ilustrado esquematicamente um dos modelos utilizados na representação numérica do ensaio de indentação. A malha deste modelo foi gerada utilizando-se a opção expansão do pré-processador, a partir da malha bidimensional da superfície *III*, girando-a no sentido anti-horário e dividindo-a em 10 fatias. O indentador foi modelado como uma casca rígida (superfície *V*) com ângulo de abertura de  $136^\circ$  penetrando na superfície da amostra (superfície *I*). Como o valor da dureza Vickers independe da carga aplicada, foi possível modelar o carregamento através da imposição de uma condição de contorno de deslocamento prescrito do indentador, o que permitiu um melhor controle numérico durante a simulação do ciclo de indentação.<sup>(25, 34, 38)</sup> Este deslocamento prescrito foi de aproximadamente 0,02mm que representa a profundidade de penetração alcançada durante ensaio de indentação Vickers com uma carga de 294N em uma amostra de WC-6Co. Para representar o ciclo do ensaio de indentação, a simulação numérica foi executada em duas fases, uma de descida, seguida da subida do indentador ou descarregamento do ensaio. Os valores de velocidades de indentação adotados foram compatíveis com a faixa de valores experimentais. Também, conforme verificado em análises experimentais, desconsiderou-se o atrito entre o indentador e a superfície da amostra ensaiada. Consequentemente, não se preocupou com as anomalias superficiais verificadas nestes ensaios de dureza.<sup>(9, 24, 25, 30, 36)</sup>

As superfícies *II*, *III* e *IV*, ilustrados na Figura 4.3, são as superfícies do contorno da amostra representada por  $\frac{1}{4}$  de uma placa circular plana do material estudado (WC-6Co). Os Pontos, ou nós que estão nas superfícies *II* e *III* possuem restrições ao deslocamento circunferencial, devido às condições de contorno relativas à simetria do problema. Os nós da base da amostra, superfície *IV*, possuem restrições ao deslocamento na direção da indentação (eixo *z*). Os demais nós estão livres para se deslocarem nas três direções. Na região de contato da indentação, vértice da superfície *I*, preocupou-se em utilizar uma malha mais refinada para representar numericamente de forma mais consistente o campo de tensões e deformações elásticas e plásticas, Figura 4.1a. Inicialmente optou-se por elementos tridimensionais isoparamétricos cúbicos de oito nós, principalmente, nas primeiras etapas de avaliação do comportamento global do

modelo numérico. As dimensões numéricas adotadas para a amostra ensaiada serão especificadas no Capítulo de resultados como, por exemplo, o raio  $d$  da Figura 4.3.

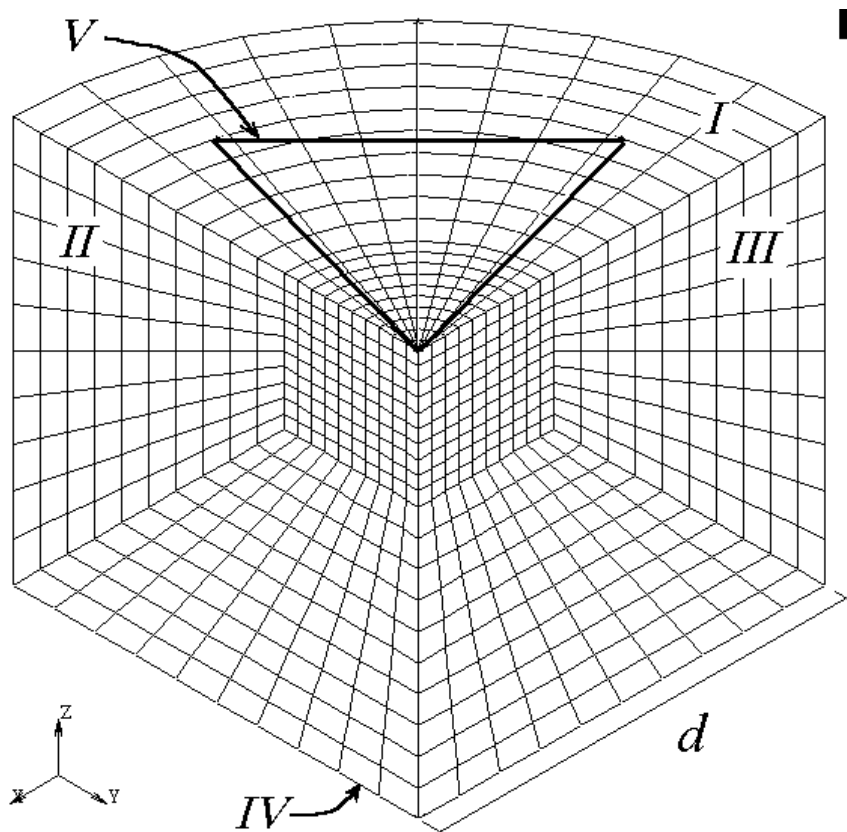


Figura 4.3 – Modelo tridimensional do ensaio de indentação Vickers e a discretização da amostra através de 3000 elementos e 3431 nós.<sup>(36)</sup>

No próximo Capítulo, os resultados destas simulações serão apresentados e comparados com os valores experimentais e numéricos encontrados na literatura especializada. Para avaliar seu comportamento global serão mostrados os valores numéricos da dureza superficial e do comportamento da carga em função do deslocamento durante o ciclo do ensaio. O código comercial de elementos finitos, MARC™, avalia numericamente a dureza superficial em uma simulação quando ocorrer contato entre duas peças ou superfícies através do cálculo da pressão de contato. Nestes modelos numéricos, foi utilizada esta opção para a determinação da dureza superficial entre o contato do indentador, sempre modelado como um corpo rígido, com a amostra da placa de WC-6Co, considerado como um material deformável. A curva de carga *versus* deslocamento

foi construída a partir dos resultados numéricos da carga na placa rígida e seu deslocamento para cada interação. Finalmente, optou-se por padronizar o número de interações em 800 na fase de descida do indentador e em 200 na subida, completando o ciclo. Os passos utilizados na geração deste modelo numérico sem incorporação de trincas foi discriminado no Apêndice E.

As análises numéricas examinaram o comportamento do campo das máximas tensões principais, assim como os campos das deformações elásticas, plásticas para tentar identificar os possíveis pontos de nucleação de trincas. A teoria de Rankine (critério da máxima tensão normal) foi utilizada como critério qualitativo para tentar avaliar a nucleação destas trincas durante o ciclo de indentação. A tentativa de identificação dos pontos de nucleação de trincas é uma etapa importante que precede uma análise mais profunda do ensaio de indentação utilizando parâmetros para tentar avaliar os mecanismos de fratura.

#### **4.3.3. Modelagem Numérica do Ensaio de Indentação com Trinca Difusa.**

Na análise de processos de fratura o *solver* MARC™ disponibiliza alguns modelos originados dos conceitos da mecânica clássica. Entre estes, encontra-se um modelo constitutivo do material para incorporar características frágeis, ilustrado na Figura 4.4, através de uma curva uniaxial de tensão *versus* deformação.<sup>(10)</sup>

Para incorporar ao modelo numérico alguns mecanismos para análise de processos de fratura, inicialmente foi utilizada uma relação constitutiva baseada nos modelos clássicos da mecânica dos meios contínuos, conhecida como modelo de bimodularidade ou trinca difusa.<sup>(33)</sup> Este modelo constitutivo considera que o material analisado teria um comportamento quando solicitado à tração diferente de quando estivesse sob compressão. Ou seja, o material apresenta uma baixa resistência à tração, porém possui boa resistência à compressão, podendo, inclusive sofrer deformações plásticas, com ou sem endurecimento, sob compressão, Figura 4.4. O carboneto de tungstênio com cobalto apresenta um comportamento que se assemelha a este modelo de bimodularidade.<sup>(7, 24)</sup>

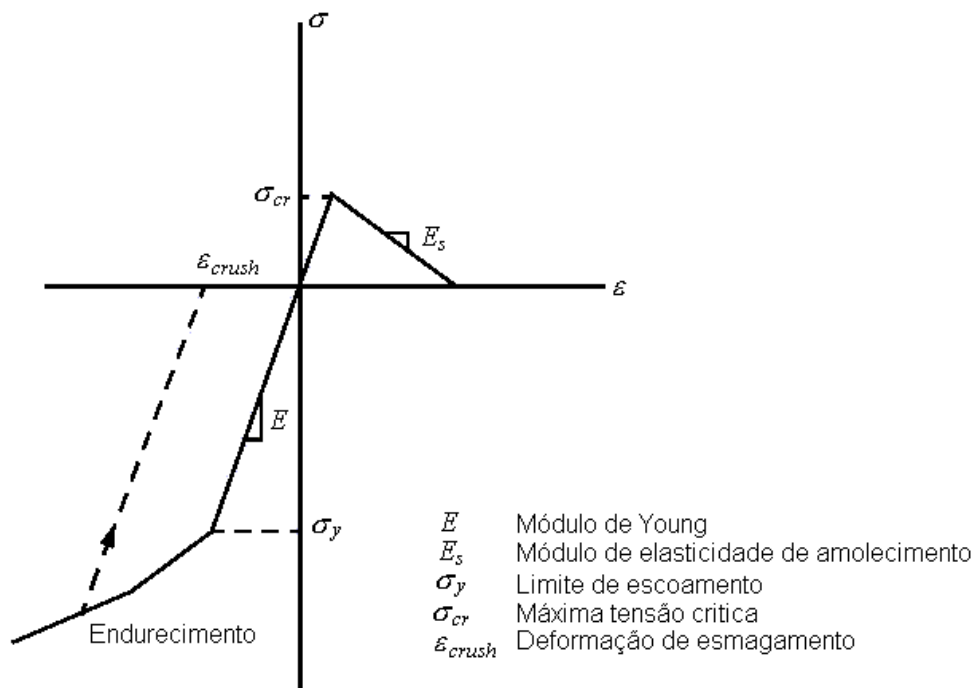


Figura 4.4 – Diagrama uniaxial de tensão *versus* deformação para modelo de trinca difusa.<sup>(10)</sup>

Para esforços de tração, este modelo admite um comportamento elástico até o limite de ruptura. Após alcançar este limite, admite-se o trincamento (caracterizado pela deformação de trincamento, *cracking strain*) do material na direção normal à tensão principal máxima (teoria de Rankine), Figura 4.5, e o material passa a ter um comportamento ortotrópico. O modelo permite a formação de, no máximo, três trincas perpendiculares entre si, caso as tensões normais 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. Este modelo permite a incorporação de um comportamento de decréscimo na resistência da estrutura após a formação das primeiras trincas descrito através de um parâmetro de amolecimento do módulo de elasticidade ( $E_s$ ). Este parâmetro, o qual pode ser estimado a partir das características do material, impede que a tensão de tração do modelo numérico em um ponto trincado tenda rapidamente a zero, após a tensão normal máxima ter ultrapassado seu limite de resistência.<sup>(10)</sup>

A evolução de trincas na estrutura resulta em uma diminuição de sua capacidade de resistência à carga, assim o campo das tensões internas deve ser redistribuído para regiões onde não ocorrem falhas, tornando esta simulação numérica uma análise extremamente não linear. Este modelo de fissura distribuída apresenta bons resultados globais quando a zona de fissura está restrita a pequenas dimensões em comparação com o tamanho da estrutura.<sup>(32,33)</sup>

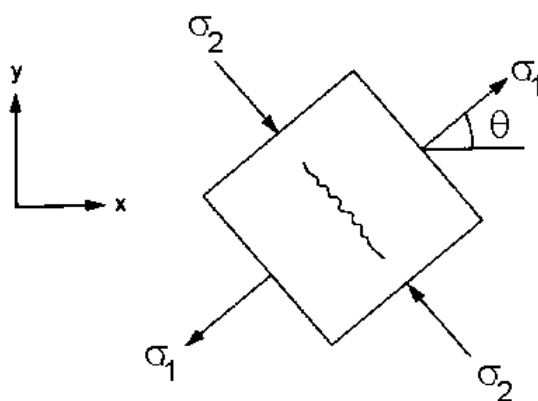


Figura 4.5 – Desenvolvimento de trinca perpendicular à direção da tensão principal  $\sigma_1^{(10)}$

Um modelo similar de bimodularidade foi testado por Zhang e Subhash<sup>(24)</sup> em um trabalho de análise numérica do ciclo de indentação em materiais frágeis. Entretanto, estes autores não estudaram um material específico, mas trabalharam com valores de dureza, módulo de elasticidade e resistência dentro da faixa de valores encontrados para materiais frágeis.<sup>(24)</sup>

O *solver* MARC<sup>TM</sup> recomenda a utilização deste modelo de fissura distribuída para materiais frágeis e inicialmente os considera como isotrópicos e homogêneos, com encruamento sob compressão.<sup>(10)</sup> Por isso, o comportamento não linear do WC-6Co sob compressão foi modelado através da curva de fluxo da Equação (4.3).

Este modelo de bimodularidade foi testado para avaliar a fratura no ciclo de indentação do WC-6Co. O valor numérico do dano foi estimado através da determinação da

deformação de trincamento (*cracking strain*) que ocorre quando a tensão principal máxima ultrapassa a tensão crítica do material, Figura 4.4. Este comportamento de trincamento ocorre quando pontos da estrutura estão submetidos a esforços de tração.

Seguindo a metodologia adotada por Zhang e Subhash<sup>(24)</sup> para materiais frágeis, o valor para a deformação total foi estimado considerando-se uma abertura de trinca máxima ( $u$ ) de  $5\mu\text{m}$ . A partir deste valor de abertura da trinca e considerando um comprimento característico para o elemento finito ( $e$ ), possibilitou-se computar o valor da deformação total ( $\varepsilon$ ) neste elemento, segundo a Equação (4.5).

$$u = \varepsilon * e \quad (4.5)$$

Uma vez conhecida a deformação total, pôde-se avaliar a deformação de trincamento máxima ( $\varepsilon^{cr}$ ) de acordo com a Equação (4.6). Finalmente, utilizando-se o valor adotado para a tensão crítica ( $\sigma_{cr}$ ) foi possível avaliar o parâmetro de amolecimento do módulo de elasticidade ( $E_S$ ) através da Equação (4.7).

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{cr} \quad (4.6)$$

$$\sigma_{cr} = E_S \varepsilon^{cr} \quad (4.7)$$

#### 4.3.4. Modelagem Numérica do Ensaio com Incorporação de Trincas.

Utilizando os conceitos da mecânica da fratura linear elástica, estabeleceu-se uma condição capaz de identificar o colapso de elementos ou nós durante a propagação das trincas no ensaio de indentação. Esta condição foi determinada através do fator de intensidade de tensões crítico do WC-6Co. Neste caminho, a resolução do problema de fratura através do método dos elementos finitos consistiria na resolução de sucessivos problemas lineares, porém distintos entre si.<sup>(33)</sup> Ao final de cada etapa, os valores estimados do fator de intensidade de tensões ( $K_I$ ) para diferentes pontos da frente da trinca podem ser comparados com o valor do fator de intensidade de tensões crítico ( $K_{IC}$ ) do material, podendo-se estabelecer, assim, o instante do crescimento da trinca.

O código MARC™ apenas permite obter uma avaliação do valor numérico da integral  $J$  de Rice na frente da trinca, Figura 4.6. Contudo, o valor da componente elástica da integral  $J$  pode ser relacionado com o fator de intensidade de tensões para o estado plano de deformações através da Equação (4.8), desde que a deformação plástica na ponta da trinca seja suficientemente reduzida.<sup>(39)</sup>

$$J_{el} = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{E} \quad (4.8)$$

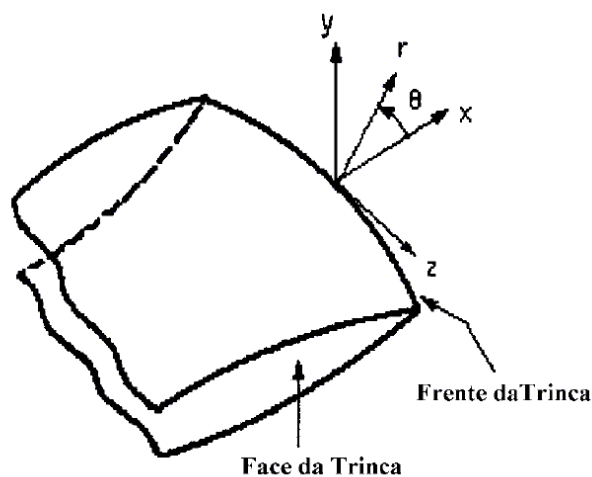


Figura 4.6 – Frente e face da trinca para modelos numéricos tridimensionais.<sup>(10)</sup>

Os dados experimentais encontrados na literatura para a formação de trincas em ensaios de indentação indicam que as trincas superficiais Palmqvist em um WC-Co se propagam radialmente na direção da diagonal do indentador, Figura 4.7, porém sua forma final não é totalmente conhecida e depende do percentual de cobalto do material analisado.<sup>(18)</sup> Baseado nos resultados experimentais da literatura, juntamente com os resultados obtidos nas primeiras simulações numéricas, principalmente, na análise dos campos de máximas tensões principais, foi possível identificar as regiões de provável nucleação destas trincas radiais. Após a identificação destas regiões, utilizou-se um procedimento de análise numérica para a simulação do ensaio de indentação com uma trinca pré-definida.

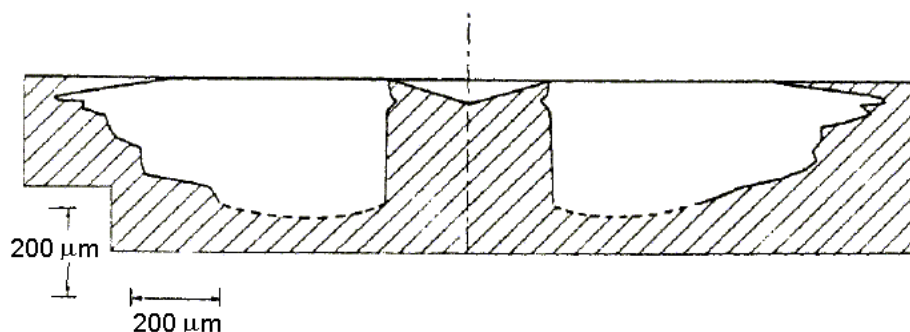


Figura 4.7 – Trinca Palmqvist em um WC-Co após ensaio de indentação.<sup>(18)</sup>

Para avaliar a integral  $J$ , houve a necessidade de se definir a frente e a face da trinca no modelo numérico proposto.<sup>(10, 33)</sup> As regiões da frente e da face da trinca necessitam ser representadas através de uma malha mais refinada, pois, é de extrema importância o modelamento da singularidade em torno da trinca de modo a se obter uma boa representação do campo de tensões e de deformações ao redor da fissura, para que o *solver* MARC™ consiga avaliar corretamente o valor da integral  $J$ .<sup>(10, 33, 39-41)</sup> A metodologia utilizada para gerar a malha na frente, na face e ao redor da trinca com elementos isoparamétricos está discriminada no Apêndice F. O fator de intensidade tensões na frente da trinca foi obtido através da componente elástica da integral  $J$ , Equação (4.8), sendo este valor posteriormente comparado com o fator de intensidade de tensões crítico do WC-6Co.

Por fim, para representar uma trinca superficial radial no modelo numérico, foi necessário definir uma geometria para a trinca e implementar esta geometria na superfície *III* da Figura 4.3, ou seja, na direção da diagonal do indentedor, Figura 4.8. Verifica-se que para o desenvolvimento das expressões semi-empíricas para a estimativa da tenacidade à fratura alguns pesquisadores idealizaram a forma destas trincas em duas geometrias principais, semi-elíptica ou semicircular.<sup>(6, 17, 22, 23)</sup>

A Figura 4.8 ilustra um modelo para o ensaio de indentação que incorpora uma trinca semicircular na direção da diagonal do indentedor no plano *III* da figura. Esta trinca foi posicionada na direção radial da diagonal do indentedor de acordo com os resultados numéricos dos campos de tensões principais máximas e com uma geometria similar à

trinca Palmqvist esquematizada na Figura 4.8. Inicialmente, considerou-se que esta trinca deveria possuir as menores dimensões possíveis, algo em torno de  $1,4\mu\text{m}$  que é o tamanho das partículas do carboneto de tungstênio. Entretanto, devido às dificuldades de se gerar uma trinca muito pequena, optou-se por iniciar as análises introduzindo uma trinca de  $30\mu\text{m}$ .

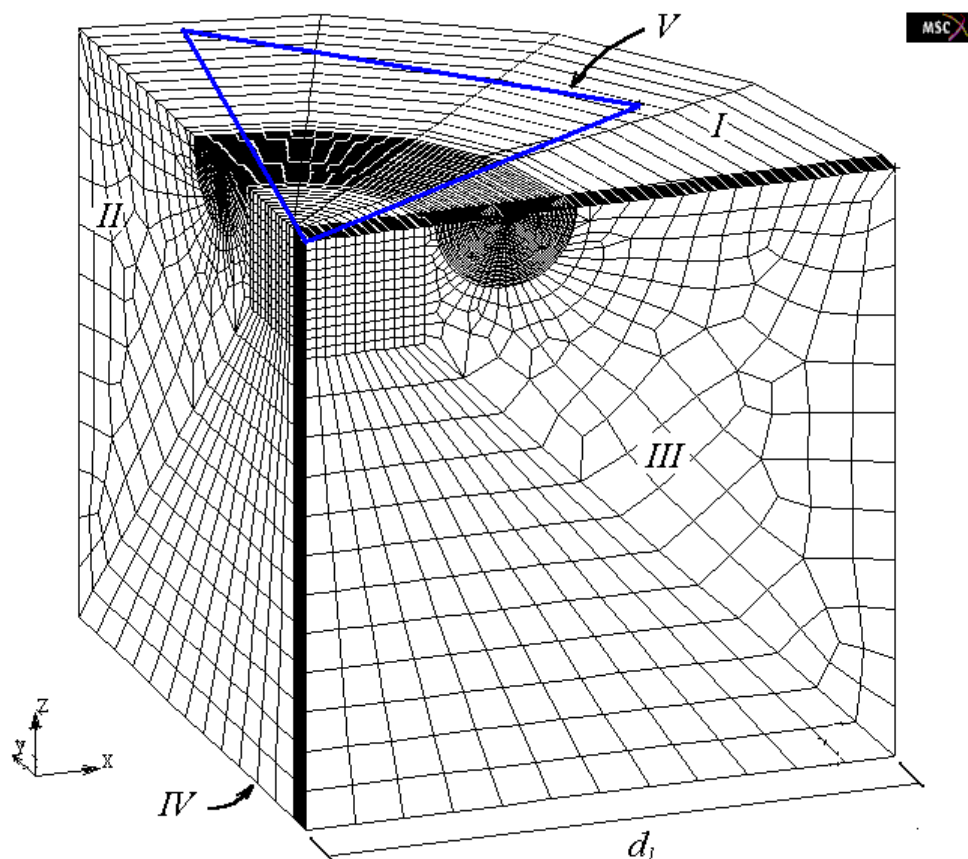


Figura 4.8 – Modelagem numérica do ensaio de indentação incorporando uma trinca radial superficial semicircular.

No capítulo de revisão bibliográfica, foi descrito que os ensaios de dureza Vickers apresentam um campo de deformações plásticas em torno da região de indentação e este campo é o responsável pela impressão final na superfície da amostra. Também, de acordo com a literatura, as trincas que se formam nestes ensaios são nucleadas na transição entre a região de indentação, deformada permanentemente, e as regiões submetidas a um campo de deformações elásticas, inclusive as trincas Palmqvist.<sup>(6, 16, 20, 22)</sup>

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos para os modelos numéricos implementados na simulação do ensaio de indentação Vickers em um carboneto de tungstênio com 6% de cobalto. Os dados numéricos e experimentais encontrados na literatura são comparados e discutidos com os resultados numéricos obtidos.

No próximo item, são apresentados os resultados das análises para os modelos numéricos do ensaio Vickers sem a incorporação de trincas. Neste modelo, foram avaliados o comportamento global da simulação e os campos das tensões principais máximas e os campos das deformações plásticas. Nos itens subsequentes, são avaliados os resultados das demais análises numéricas que incorporam modelos nos quais se tenta avaliar as condições para a nucleação e propagação de trincas.

### 5.1. Modelo Numérico sem Incorporação de Trincas.

A Figura 5.1 ilustra a malha utilizada para representar numericamente  $\frac{1}{4}$  da geometria do ensaio Vickers. Esta geometria foi inicialmente discretizada através de 3000 elementos isoparamétricos de oito nós, totalizando 3431 nós. A placa circular plana da amostra de WC-6Co tem um raio de 0,15 mm e a região da indentação tem um raio de 0,05mm. Usou-se uma malha mais refinada na região de indentação para melhor capturar as características dos campos de tensões e de deformações elasto-plásticas. Os elementos fora da região de indentação possuem no mínimo um volume oito vezes maior do que os elementos da região da indentação, Figura 5.1.

O modelo adotado para o comportamento elasto-plástico da amostra de WC-6Co foi descrito através da curva de fluxo da Equação (4.3) discutida no Capítulo anterior.

Inicialmente, para avaliar e validar os resultados destas análises numéricas comparou-se o comportamento global da curva de carga *versus* deslocamento desta simulação com valores encontrados na literatura. A Figura 5.2 mostra o gráfico desta curva obtido

através da implementação do modelo numérico proposto, utilizando-se 800 interações no carregamento e 200 no descarregamento, para representar o ciclo de indentação. Analisando-se a etapa do descarregamento do ensaio, verifica-se que o modelo prevê que o carboneto de tungstênio com 6% de cobalto apresenta uma pequena deformação plástica, observada pelo valor da penetração residual que ocorreu no descarregamento. Esta deformação plástica residual é responsável pelo aparecimento do campo de tensões residuais que tem sido relacionando com a nucleação e propagação de trincas, no descarregamento do ensaio.

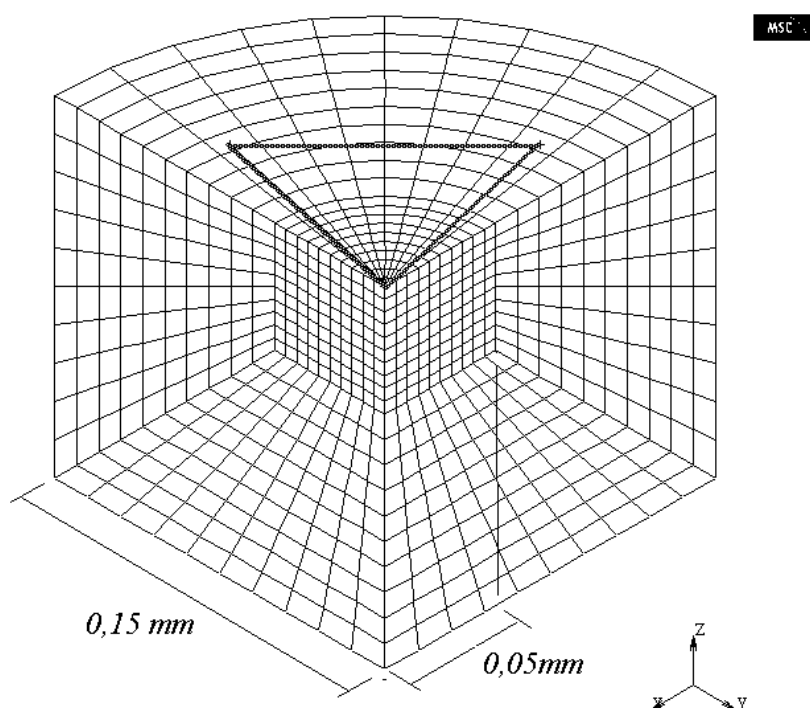


Figura 5.1 – Modelo numérico do ensaio Vickers para uma placa de WC-6Co.

A curva encontrada, Figura 5.2, é compatível com gráficos da carga *versus* deslocamento ( $P \times h$ ) encontrados na literatura para ensaios de indentação Vickers, tanto para materiais frágeis como para os carbonetos de tungstênio com cobalto, Figura 5.3.

Nesta primeira simulação, o valor numérico da metade do comprimento da diagonal da impressão do indutor ( $a$ ) foi de 0,065mm. Como a carga para  $\frac{1}{4}$  do ensaio de indentação foi de 46,16N, Figura 5.2, é possível avaliar o valor da dureza superficial através da Equação (5.1).<sup>(3, 9, 34)</sup>

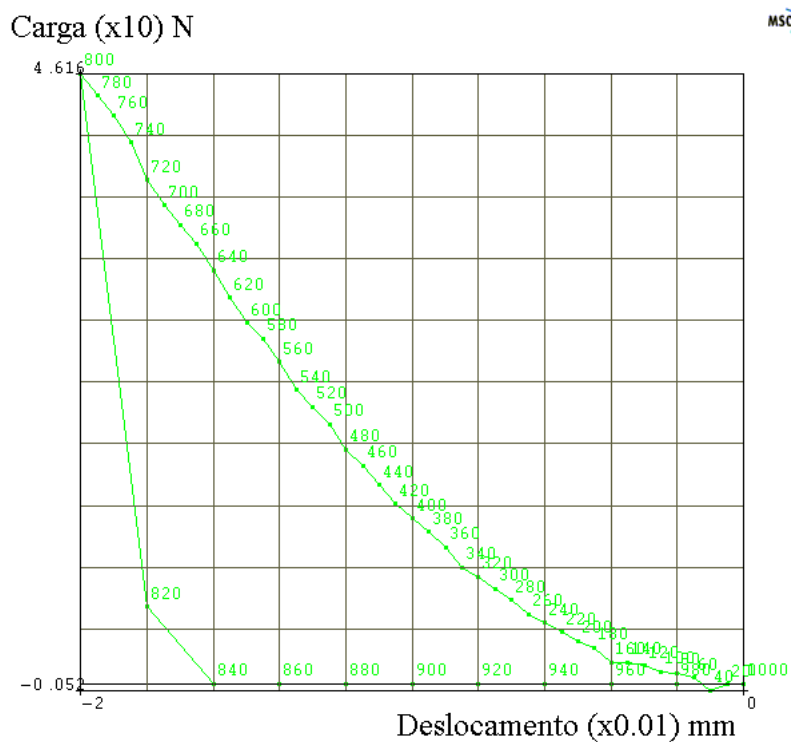


Figura 5.2 – Curva da carga *versus* deslocamento do indentedor na simulação do ensaio Vickers em um WC-6Co.

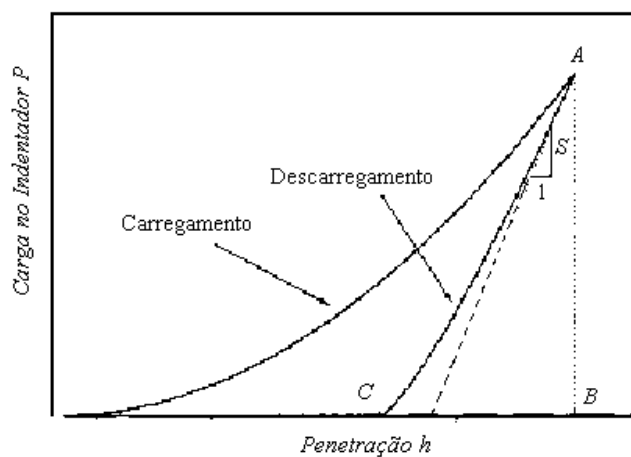


Figura 5.3 – Curva genérica para carga de penetração do ensaio de indentação.<sup>(30)</sup>

$$H = 1,8544 \left( \frac{P}{(2a)^2} \right) \quad (5.1)$$

Onde  $P/4$  é a carga obtida numericamente na simulação considerando  $1/4$  da simetria do indentedor. O valor obtido nesta expressão foi de 20,26GPa que está de acordo com o valor obtido numericamente pelo *solver*, Tabela V.1.

Recentemente, curvas de carregamento em ensaios de indentação ganharam popularidade devido à possibilidade de serem utilizadas na determinação das propriedades mecânicas dos materiais. Um exemplo da utilização desta curva ( $P \times h$ ) na avaliação de características mecânicas é o trabalho desenvolvido por Zeng e Chiu<sup>(2)</sup> através da técnica da nano indentação instrumentada. Porém, um estudo mais aprofundado da avaliação do comportamento destas curvas ( $P \times h$ ) está fora do objetivo deste trabalho, sendo possível encontrar diversos artigos sobre este assunto, a partir tanto de ensaios experimentais como de modelos numéricos.<sup>(1, 2, 24, 30)</sup>

No presente trabalho, estas curvas ( $P \times h$ ) foram usadas como parâmetro qualitativo para avaliar o comportamento global das simulações. Com respeito a estas, o modelo numérico proposto que utiliza modelos discretos tridimensionais, com 3000 elementos de oito nós, parece representar bem o comportamento global dos ensaios de indentação.

A Tabela V.1 compara o valor numérico obtido para a dureza superficial da amostra de WC-6Co com resultados experimentais encontrados na literatura para este mesmo material. Verifica-se que o valor obtido numericamente na presente análise está dentro da faixa de valores experimentais de dureza para ensaios de indentação Vickers. Isto confirma que o presente modelo representa bem o comportamento global do ensaio de dureza.

Entretanto, o valor da dureza superficial obtido apresentou uma diferença em torno de 14% em relação aos valores experimentais encontrados por Dias *et al.*<sup>(14)</sup> e Trent.<sup>(7)</sup> Um procedimento tradicional para melhorar este resultado seria utilizar uma malha mais refinada ou aumentar o número de nós por elementos, contudo pagando um maior custo computacional (Apêndice B).

Tabela V.1 – Comparação dos valores de dureza Vickers para um WC-6Co.

Fonte	Tipo de ensaio	$H$ (GPa)	Método
Modelo proposto (3431 nós).	Dureza	20,56	Numérico
Dias <i>et al.</i> <sup>(14)</sup>	Dureza	15,50 – 18,03	Experimental
Trent. <sup>(7)</sup>	Dureza	16,70 – 18,00	Experimental
Schubert <i>et al.</i> <sup>(21)</sup>	Micro dureza	20,43 – 21,96	Experimental
Zeng & Chiu. <sup>(2)</sup>	Nano dureza	24,4±1,5	Experimental

A Tabela V.1 também apresenta os resultados experimentais encontrados na literatura de dureza obtidos através da nano e micro indentação,<sup>(2, 21)</sup> cuja área de impressão na superfície da amostra ensaiada é muito pequena. Estes dados podem apresentar erros devido à recuperação elástica e à falta de precisão na medição do tamanho da diagonal do indentador, resultando em valores de dureza maiores que os verdadeiros.<sup>(3)</sup> Além disso, a micro e nano indentação em WC-Co também podem apresentar maiores valores de dureza devido à influência dos grãos do carboneto de tungstênio no ensaio, pois estes grãos são mais duros que a matriz de cobalto. Os valores de micro dureza e nano dureza apresentados na Tabela V.1 serviram apenas como parâmetros qualitativos.

Uma vez que se determinou que a simulação está reproduzindo adequadamente o comportamento global do ensaio Vickers, analisou-se a distribuição das máximas tensões principais previstas pelas simulações numéricas. Conforme descrito na metodologia, usou-se a teoria de Rankine para levantar as regiões, pontos, ou nós, que apresentam condições para a nucleação de trincas, conforme a Equação (5.2).<sup>(1)</sup>

$$\sigma_I \geq \sigma_{tr} \quad (5.2)$$

Onde  $\sigma_I$  é a tensão principal máxima e  $\sigma_{tr}$  é o limite de ruptura transversal do WC-6Co. Baseado na Tabela IV.1, o valor adotado para este limite de ruptura foi de 3750MPa. Esta análise precede as próximas simulações onde serão incorporados mecanismos ou procedimentos numéricos que poderão avaliar a propagação de trincas, pois serviram para identificar possíveis regiões críticas para o aparecimento de trincas.

A Figura 5.4 mostra a distribuição das tensões principais máximas prevista numericamente no instante em que o indentador atinge a carga máxima do ensaio (deslocamento máximo), o que corresponde à interação de número 800. Verifica-se que este campo de tensões apresenta uma região com tensões de compressão abaixo da indentação. Esta distribuição de tensões é similar às encontradas na literatura como, por exemplo, no trabalho de Zhang e Subhash<sup>(24)</sup> na análise numérica do ensaio Vickers em materiais frágeis para a região abaixo do contato entre o indentador e amostra, Figura 3.18.

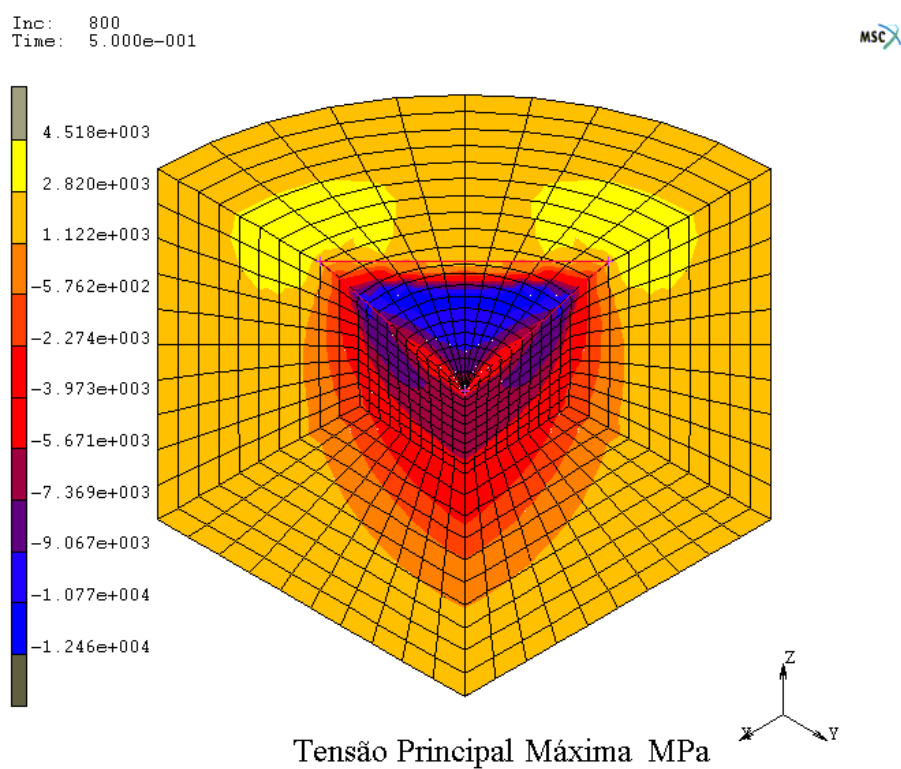


Figura 5.4 – Campo das tensões principais máximas no carregamento do ensaio Vickers.

Uma outra região importante determinada a partir dos resultados deste modelo é a de tensões de tração localizada próxima à superfície e na direção radial da diagonal do indentador. No instante em que a carga máxima está sendo aplicada, esta região apresenta tensões máximas de tração cuja intensidade varia entre cerca de 2800MPa e 4500Mpa, Figura 5.4. Assim, nesta região, podem existir pontos submetidos a tensões superiores ao limite de resistência à ruptura do WC-6Co ( $\sigma_{rr}$ ). Esta condição, segundo o

critério de falha adotado, indica a possibilidade de nucleação de trincas na região localizada na direção radial da diagonal do indentador.<sup>(1, 25)</sup>

A Figura 5.5 mostra o resultado numérico para a distribuição das tensões principais máximas após o descarregamento do ensaio, o que corresponde à interação de número 1000. Esta figura apresenta uma região de tensões residuais de compressão abaixo da indentação indicando pouca possibilidade de nucleação e propagação de trincas nesta região. A presença deste campo de tensões residuais de compressão difere do resultado numérico encontrado por Zhang e Subhash,<sup>(24)</sup> que encontrou um campo de tensões residuais de tração; contudo, estes autores modelaram o ensaio de indentação para materiais frágeis. Por sua vez, o presente resultado indica a tendência observada nos carbonetos de tungstênio com baixo teor de cobalto de não formarem trincas medianas quando ensaiadas experimentalmente.<sup>(11, 17)</sup>

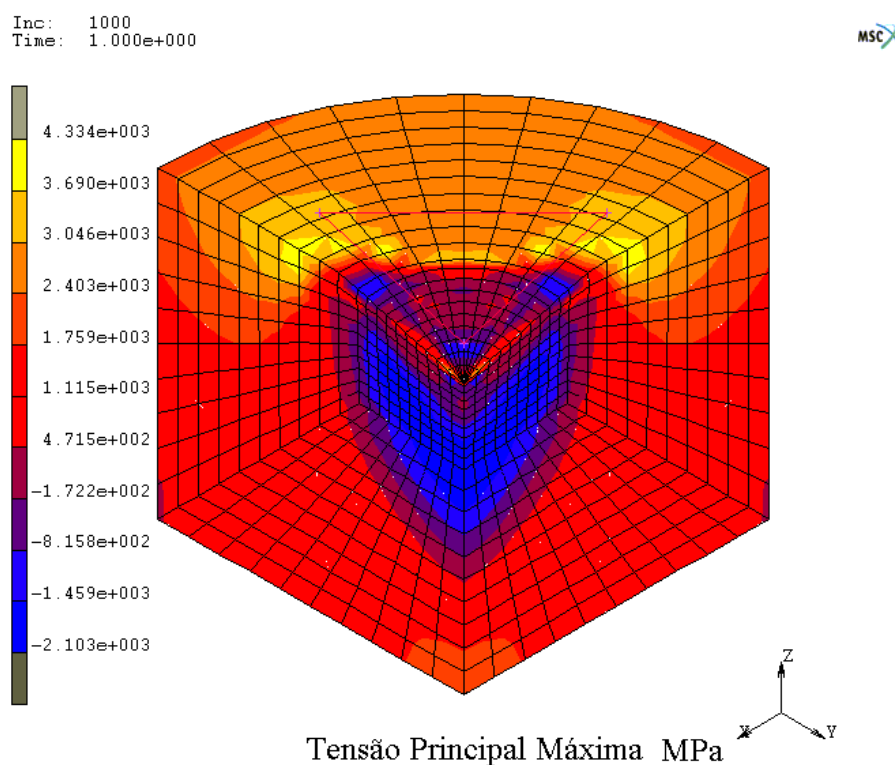


Figura 5.5 – Campo das tensões principais máximas após o descarregamento do ensaio Vickers.

Por outro lado, verifica-se na Figura 5.5 a existência de um campo de tensões de tração localizado próximo à superfície da amostra e na direção da diagonal do indentador Vickers. A presença deste campo de tensões residuais de tração é mais um fator que reforça a possibilidade de nucleação e propagação de trincas radiais superficiais (Palmqvist), pois a intensidade das tensões previstas numericamente nesta região pode ser maior que o limite de ruptura transversal do WC-6Co (3750MPa), mostrando que esta é uma região crítica para a formação de trincas.

A Figura 5.6 mostra a distribuição obtida numericamente da deformação plástica após o descarregamento do ensaio. Esta distribuição encontra-se de acordo com as observações experimentais do comportamento deste campo de deformações plásticas, pois este se desenvolve durante a fase de compressão do indentador e é responsável pelos campos de tensões residuais que aparecem no final do ensaio, novamente mostrando que esta análise representa bem seu comportamento global.<sup>(11, 17, 22)</sup> Esta distribuição numérica de deformações plásticas mostra-se compatível com os dados numéricos e experimentais encontrados na literatura, conforme, por exemplo, o resultado obtido por Zhang e Subhash<sup>(24)</sup> ilustrado na Figura 5.7.

Com base na análise das distribuições da tensão principal máxima antes e após o descarregamento (Figuras 5.4 e 5.5), optou-se estudar a evolução desta tensão principal durante o ciclo do ensaio em pontos ou nós situados na superfície da amostra e na direção radial da diagonal do indentador piramidal Vickers, ou seja, na região que se apresenta como a mais crítica do ponto de vista do critério de falha adotado.

A Figura 5.8 ilustra a distribuição da tensão principal máxima nessa região após o ensaio de indentação na direção da diagonal do indentador (superfície *III* da Figura 4.4). A Figura 5.9 mostra a distribuição obtida numericamente da tensão normal à direção da diagonal do indentador. A intensidade destas tensões supera o limite de ruptura transversal do WC-6Co (3750MPa), mostrando que esta pode ser considerada como uma região crítica para a formação de trincas radiais.

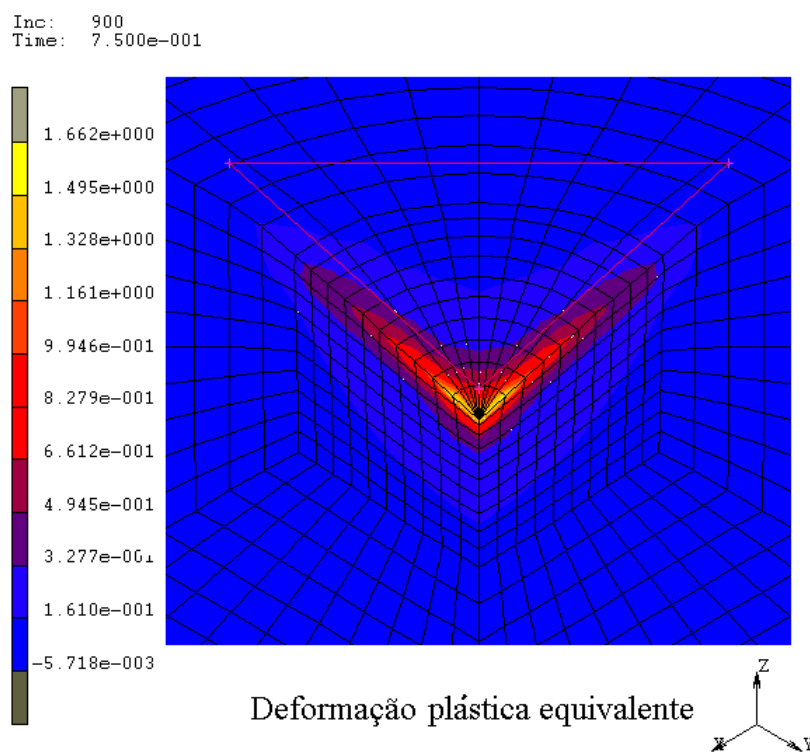


Figura 5.6 – Campo de deformação plástica equivalente após o descarregamento do ensaio Vickers.

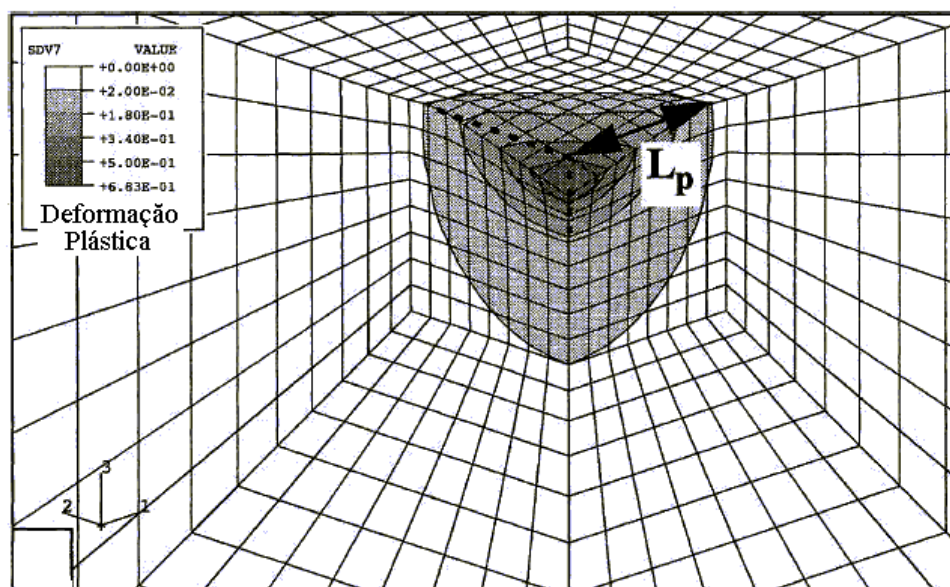


Figura 5.7 – Distribuição do campo de deformações plástica após indentação.<sup>(24)</sup>

Retornando à análise das tensões residuais no plano ilustrado nas Figuras 5.8 e 5.9, verifica-se a existência de um campo de tensões de tração próximo à superfície da amostra e ao longo da direção da diagonal do indentador. Para avaliar a evolução da tensão principal máxima prevista numericamente nesta região durante o ciclo de indentação, escolheram-se três nós (331, 321 e 311) situados na superfície da amostra e na direção radial da diagonal do indentador. Estes três nós, além de estarem localizados na transição entre as regiões deformadas elástica e plasticamente, estão situados em torno da região das tensões de tração máximas (Figura 5.8) onde se espera uma possível nucleação de trincas radiais. As distâncias destes nós em relação à ponta do indentador, antes do ensaio e os valores da tensão principal máxima no instante de carga máxima (interação 800) e após o ensaio (interação 1000) foram especificados na Tabela V.2.

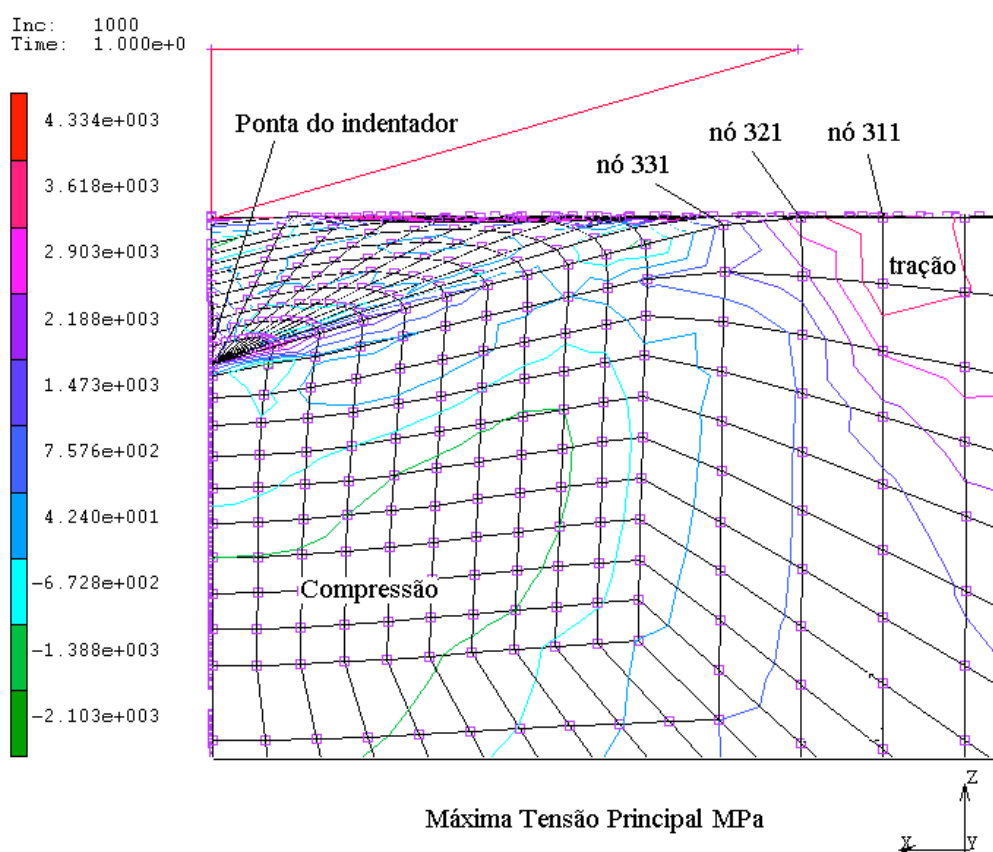


Figura 5.8 – Distribuição prevista numericamente das tensões principais máximas na direção da diagonal do indentador, após descarregamento do ensaio.

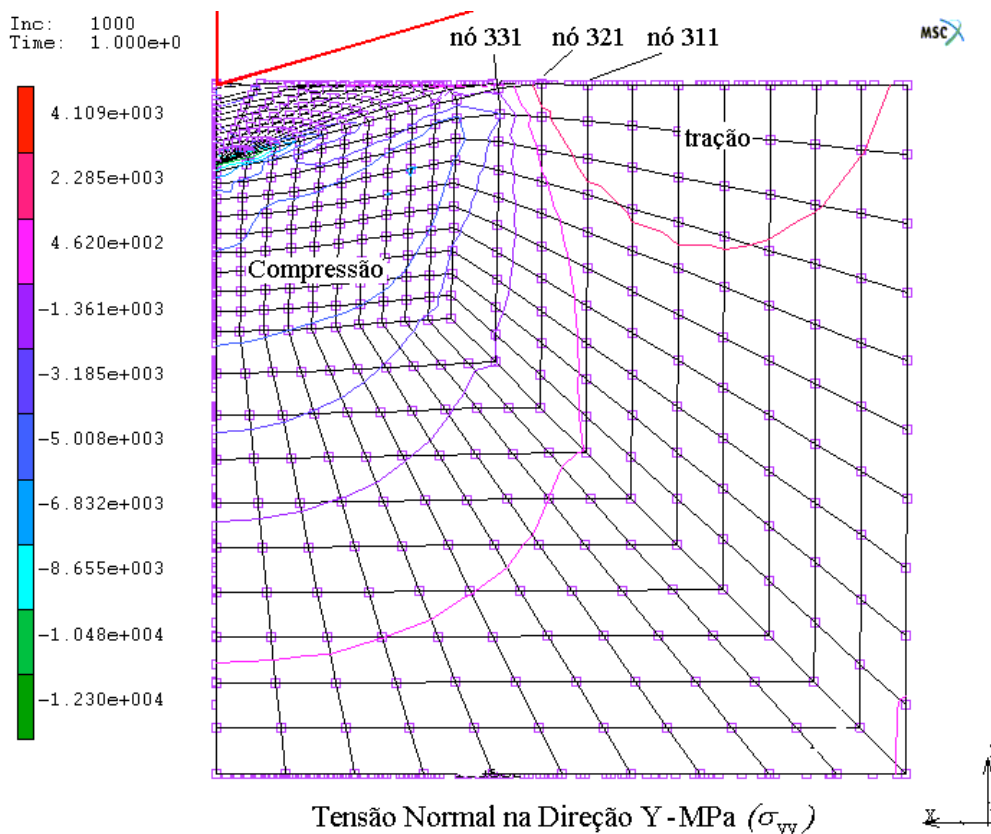


Figura 5.9 – Distribuição prevista numericamente das tensões normais ao plano da diagonal do indentedor, após descarregamento do ensaio.

Tabela V.2 – Valores da tensão principal máxima em nós seleccionados na direção da diagonal do indentedor, nas 800<sup>a</sup> e 1000<sup>a</sup> interações.

Nó	Distância (mm)	Tensão MPa (int. 800)	Tensão MPa (int. 1000)
331	0,06	-1851	1005
321	0,07	1856	3389
311	0,08	4518	4225

A Figura 5.10 ilustra a evolução do campo das tensões principais máximas durante o ensaio para estes três nós. O nó 331 está situado na região de indentação e fica sujeito à ação do indentedor ao final da fase de carregamento, entre as interações 720 e 800. Para este nó, a tensão principal máxima varia entre valores de tração e de compressão durante o ensaio, devido à atuação do indentedor. Ao final do ensaio, este nó possui uma tensão residual de tração em torno de 1GPa. Apesar deste nó apresentar um pico de tensões de tração próximo ao limite de ruptura do WC-6Co, Figura 5.10, indicando uma

possível condição favorável para a nucleação de trincas, esta possivelmente, caso se formasse, tenderia a se fechar durante a fase final do carregamento, devido ao campo de tensões de compressão, podendo vir a propagar no descarregamento do ensaio.

Os nós 321 e 311 estão localizados fora da região de indentação e os valores previstos numericamente para a tensão principal máxima são positivos durante todo o ciclo de indentação. As tensões máximas de tração no nó 311 determinadas numericamente, tanto ao final do carregamento como no descarregamento, superam o limite de ruptura transversal do WC-6Co, Tabela V.2, identificando-o como um possível ponto crítico para a nucleação de trincas.

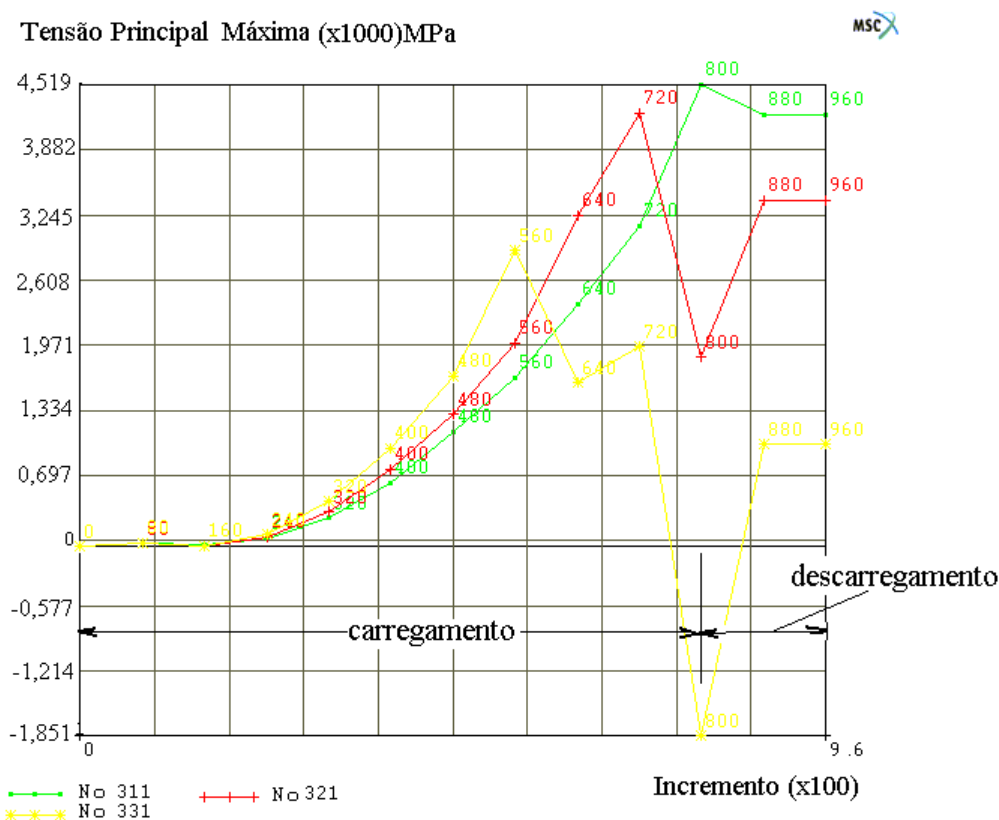


Figura 5.10 – Evolução das tensões principais máximas durante o ciclo de indentação.

Estas análises mostraram que o modelo numérico adotado apresenta resultados adequados para descrever o comportamento global do ensaio de indentação Vickers e para alguns aspectos qualitativos dos seus campos de tensões e deformações. Mas, apesar dos resultados obtidos para os campos de tensões principais máximas sugerir a

possibilidade de nucleação e propagação de uma trinca radial (Palmqvist) no WC-6Co, principalmente, no descarregamento do ensaio, Figura 5.10, o critério de falha utilizado (teoria de Rankine) não é totalmente adequado para avaliação da nucleação e propagação de trincas, conforme visto no capítulo de Revisão.<sup>(32)</sup> Por isso, existe a necessidade de incorporar ao modelo numérico um mecanismo alternativo capaz de avaliar a nucleação e propagação de fissuras neste material durante o ensaio de indentação.

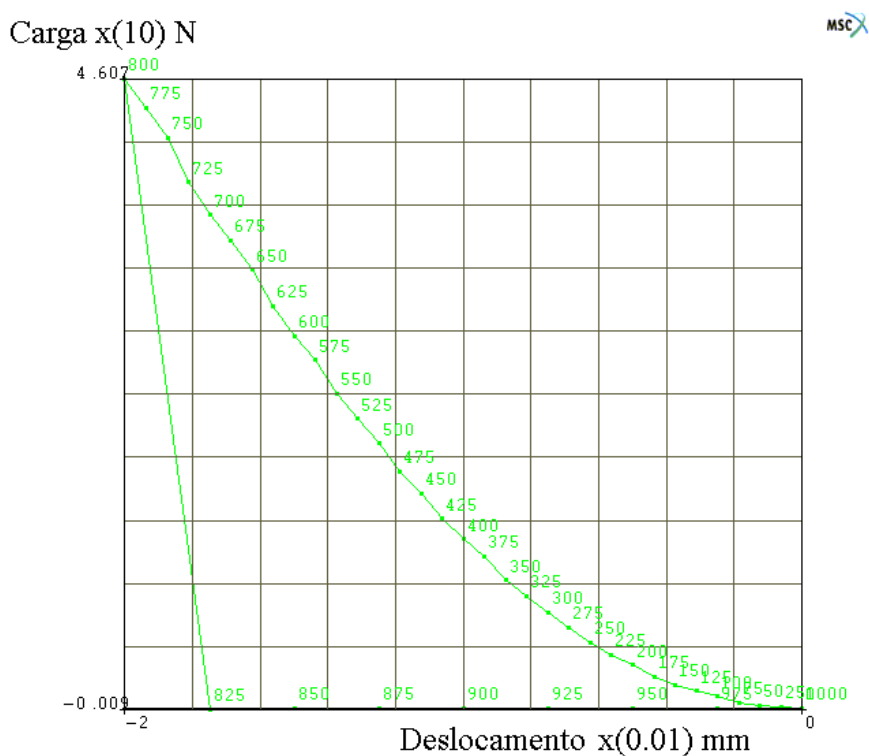
Outros modelos discretos foram testados, mantendo-se as mesmas condições de contorno e de carregamento prescritas, Tabela V.3. Porém, as simulações com modelos mais refinados não apresentaram melhoria significativa dos resultados que justificassem o seu maior gasto computacional. Uma única exceção em relação a uma melhoria nos resultados foi o modelo numérico que utilizou 3000 elementos isoparamétricos de 20 nós, totalizando 13261 nós para a malha de elementos finitos.

Tabela V.3 – Comparação dos resultados de dureza e tempo de execução entre os modelos discretos testados na simulação do ensaio Vickers.

Discretização do modelo 3D	Dureza ( $H$ )	Tempo estimado de execução
3000 elementos com 3431 nós.	20,56GPa	21 horas.
4200 elementos com 4757 nós.	22,42GPa	15 horas.
4800 elementos com 5480 nós.	20,11GPa	19 horas.
12000 elementos com 13461 nós.	22,54GPa	46 horas.
3000 elementos com 13261 nós	18,63GPa	167 horas.

A Figura 5.11 ilustra a curva ( $P \times h$ ) obtida deste modelo com 13261 nós, mostrando que esta análise parece também representar bem o comportamento global dos ensaios de indentação. Além disso, o valor obtido numericamente da dureza para o WC-6Co foi de 18,63GPa, Tabela V.3. Este valor apresenta uma diferença em relação aos valores experimentais de dureza encontrados por Trent<sup>(7)</sup> e Dias *et al.*,<sup>(14)</sup> Tabela V.1, de apenas 3,5%. Possivelmente, esta melhora deve-se ao fato de que o elemento cúbico de 20 nós possui um maior número de pontos de integração em relação ao elemento de oito nós (Apêndice B). Além disso, a função de forma deste elemento é uma função de segunda

ordem (parabólica), superior à função de forma linear dos elementos de oito nós. Por isso os elementos cúbicos de vinte nós podem melhor representar campos complexos de tensões e deformações.<sup>(40, 41)</sup> Entretanto, estes elementos demandam um tempo e esforço computacional maiores (em torno de 700% superior ao modelo discutido inicialmente).



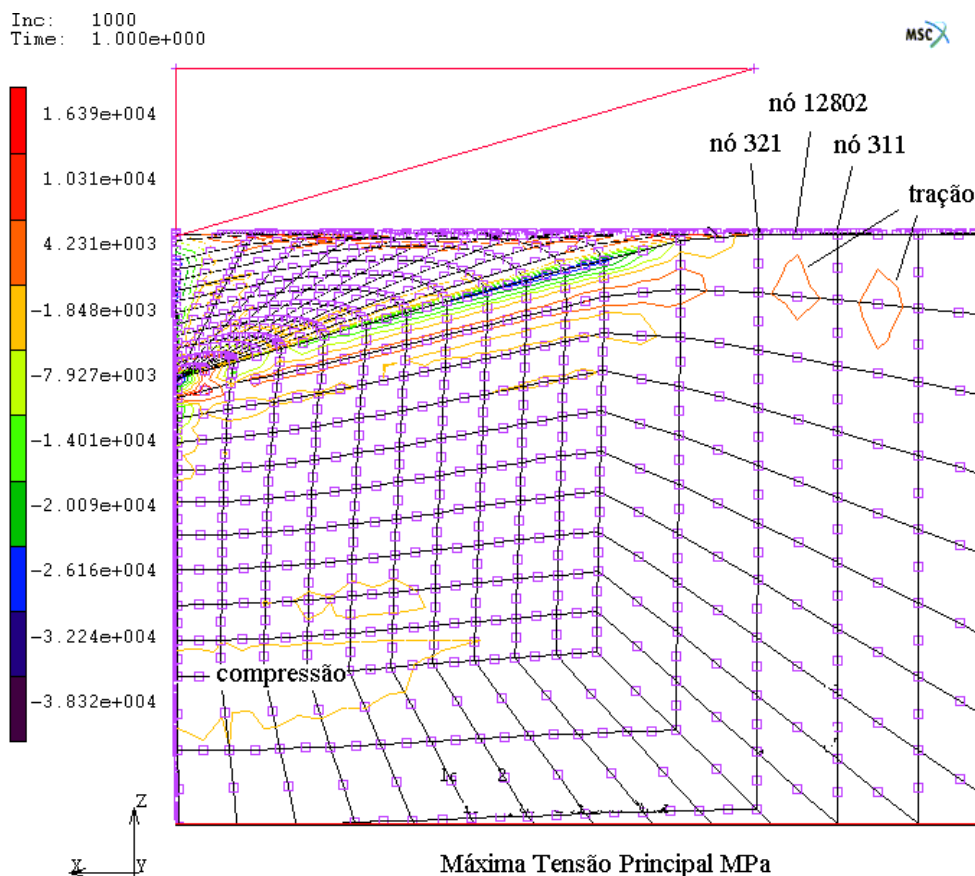


Figura 5.12 – Distribuição numérica da tensão principal máxima na direção da diagonal do indentador para o modelo com 13261 nós.

Tabela V.4 – Valores da tensão principal máxima em nós selecionados na direção da diagonal do indentador, nas 800<sup>a</sup> e 1000<sup>a</sup> iterações, para o modelo com 13261 nós.

Nó	Distância (mm)	Tensão MPa (int. 800)	Tensão MPa (int. 1000)
321	0,07	1720	2086
12802	0,075	5094	3616
311	0,08	2163	1341

A Figura 5.13 mostra a evolução da tensão principal máxima durante o ciclo de indentação calculada com este modelo numérico. Esta figura mostra que, apesar dos diferentes valores encontrados para os pontos situados na mesma posição global, a região na direção radial da diagonal do indentador se apresenta como crítica do ponto de

vista da tensão principal máxima, segundo a teoria de Rankine, para os dois modelos numéricos.

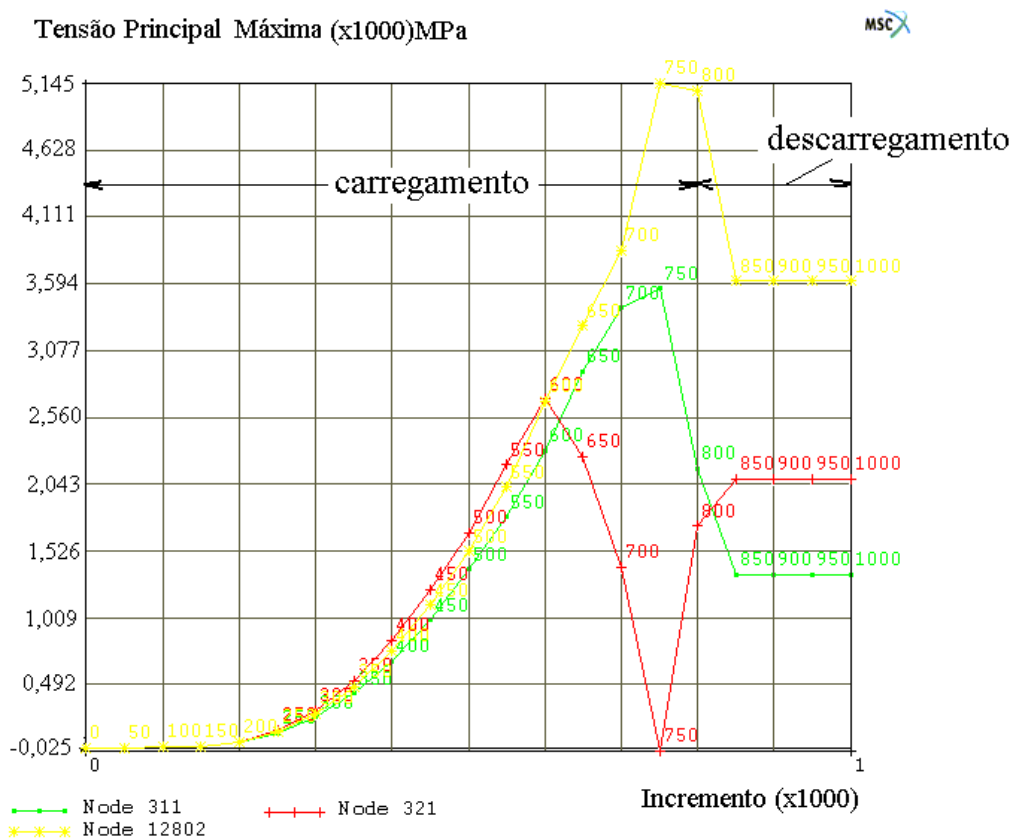


Figura 5.13 – Comportamento da tensão principal máxima durante o ciclo de indentação, para o modelo com 3000 elementos de 20 nós.

Nas próximas seções, através de modelos numéricos que incorporaram mecanismos para avaliar a nucleação e o crescimento de fissuras, a região superficial radial na direção da diagonal do indentador foi estudada, pois, com base nos resultados numéricos até aqui detalhados, esta apresenta indícios de ser potencialmente a mais crítica para a nucleação e propagação de trincas.

Os próximos modelos numéricos a serem apresentados utilizaram elementos discretos isoparamétricos com oito ou vinte nós dependendo da não linearidade da análise e do esforço computacional que vieram a demandar.

## 5.2. Modelo Numérico do Ensaio de Indentação com Trinca Difusa.

Conforme descrito anteriormente, o WC-6Co possui uma baixa resistência à tração, porém possui boa resistência à compressão, podendo inclusive sofrer deformações plásticas, com endurecimento por deformação, Figura 3.6.<sup>(7)</sup> Por esta razão, nas próximas análises optou-se por utilizar uma relação constitutiva de bimodularidade para tentar avaliar as condições para a fratura durante o ciclo de indentação, como proposto por Zhang e Subhash.<sup>(24)</sup> O *solver* MARC™ disponibiliza um modelo numérico para análise de processos de fratura com a incorporação de mecanismo de trinca difusa. Neste caso, o comportamento mecânico do material foi modelado através da curva uniaxial de tensão *versus* deformação, que está ilustrada na Figura 5.14.<sup>(10)</sup>

Os valores do módulo de Young ( $E$ ), coeficiente de Poisson ( $\nu$ ) e do limite de escoamento ( $\sigma_y$ ) para o diagrama uniaxial de tensão *versus* deformação, Figura 5.14, usados para o WC-6Co foram os definidos na Tabela IV.1.

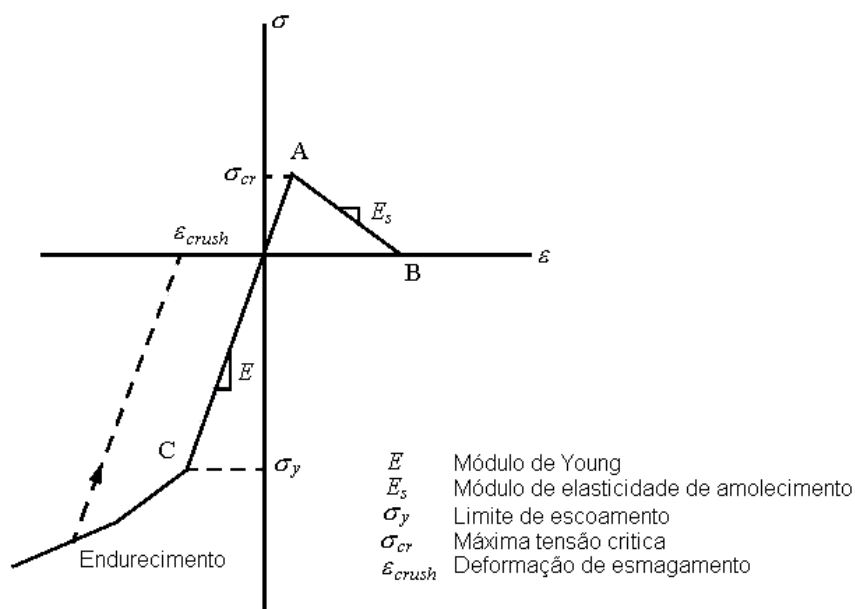


Figura 5.14 – Diagrama uniaxial de tensão *versus* deformação.<sup>(10)</sup>

O comportamento do regime elasto-plástico sob compressão deste material foi definido pela Equação (4.3), detalhada na Metodologia. O valor do módulo de elasticidade de

amolecimento ( $E_S$ ) adotado neste modelo baseou-se em uma estimativa similar para o valor de  $E_S$  adotado por Zhang e Subhash,<sup>(24)</sup> que considerou uma abertura de trinca máxima de  $5\mu\text{m}$ , através das Equações (4.5) a (4.7).

Como o modelo permite simular possíveis nucleações de trincas na estrutura resultando em uma diminuição de sua capacidade de resistir à carga, o campo das tensões internas deve ser redistribuído para regiões onde não aparecem estas fissuras. Para estudar a distribuição destas tensões internas, utilizaram-se duas malhas nesta análise, a primeira com 3000 elementos isoparamétricos de 20 nós e a segunda com 12000 elementos de oito nós. Mantiveram-se as mesmas condições de contorno e de deslocamento prescrito para o deslocamento do indentador do modelo numérico sem a incorporação de trincas. Este procedimento facilitou a comparação com os resultados anteriormente obtidos.

A Tabela V.5 compara os valores de dureza obtidos com os modelos numéricos com diferentes malhas com os valores de Trent<sup>(7)</sup> e Dias *et al.*<sup>(14)</sup> Apesar destes resultados indicarem que ambas as malhas representaram bem o comportamento global do ensaio, fez-se uma análise dos demais resultados apenas para o modelo com 3000 elementos e 13261 nós, que apresentou uma dureza dentro da faixa dos valores experimentais. Este modelo com a malha discretizada com elementos cúbicos de vinte nós captura melhor a redistribuição das tensões internas e, principalmente, o comportamento das deformações inelásticas de trincamento (*cracking strain*).

A curva ( $Pxh$ ) encontrada para este modelo numérico está ilustrada na Figura 5.15. De maneira análoga às simulações anteriores, o comportamento desta curva indica que a análise parece representar bem o comportamento global dos ensaios de indentação Vickers.

O valor da carga de indentação obtida na simulação numérica com o modelo sem incorporação de trincas foi de 46,07N ( $1/4$  de simetria do problema), Figura 5.11. Comparando este valor com a carga da Figura 5.15, verifica-se uma redução no valor desta carga para o mesmo deslocamento prescrito. A redução no valor da carga de

indentação deve-se à redistribuição das tensões internas que ocorre neste modelo de trinca difusa.

Tabela V.5 – Comparação dos resultados de dureza e tempo de execução entre os modelos discretos testados e os valores encontrados na literatura.

Fonte (Discretização do modelo ou referência)	Dureza ( $H$ ) GPa	Tipo de análise e tempo estimado de execução
12000 elementos com 13461 nós.	20,88	Numérico – 67 horas.
3000 elementos com 13261 nós	17,42	Numérico – 190 horas.
Trent. <sup>(7)</sup>	16,70– 18,00	Experimental
Dias <i>el at.</i> <sup>(14)</sup>	15,50 – 18,03	Experimental

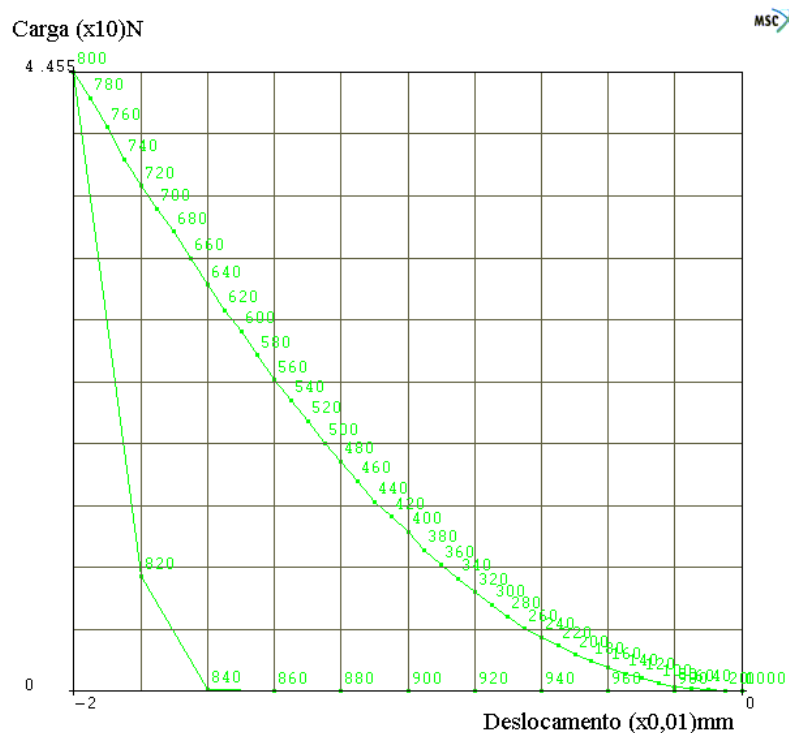


Figura 5.15 – Curva ( $Pxh$ ) da simulação do ensaio Vickers com o modelo de trinca difusa e com elementos cúbicos de 20 nós.

A Figura 5.16 ilustra a distribuição da tensão principal máxima na direção da diagonal do indentador após o ensaio. Novamente, constata-se a existência de um campo de tensões residuais de tração próximo à superfície da amostra nesta direção. Para

acompanhar a evolução da distribuição prescrita numericamente destas tensões durante o ciclo de indentação, escolharam-se quatro nós (13122, 321, 12802 e 311) situados na superfície da amostra e na direção radial da diagonal do indentador. Estes nós possuem localização global semelhante aos casos anteriores no modelo sem incorporação de trincas, Tabelas V.4. Eles foram selecionados por se encontrarem situados próximos ao campo das tensões de tração máximas e por estarem localizados na interface das regiões deformadas elástica e plasticamente, Figura 5.17. Os valores numéricos para o campo de deformação plástica deste modelo com trinca difusa foram similares aos resultados obtidos através modelo sem incorporação de trincas, ilustrado nas Figuras 5.6 e 5.7.

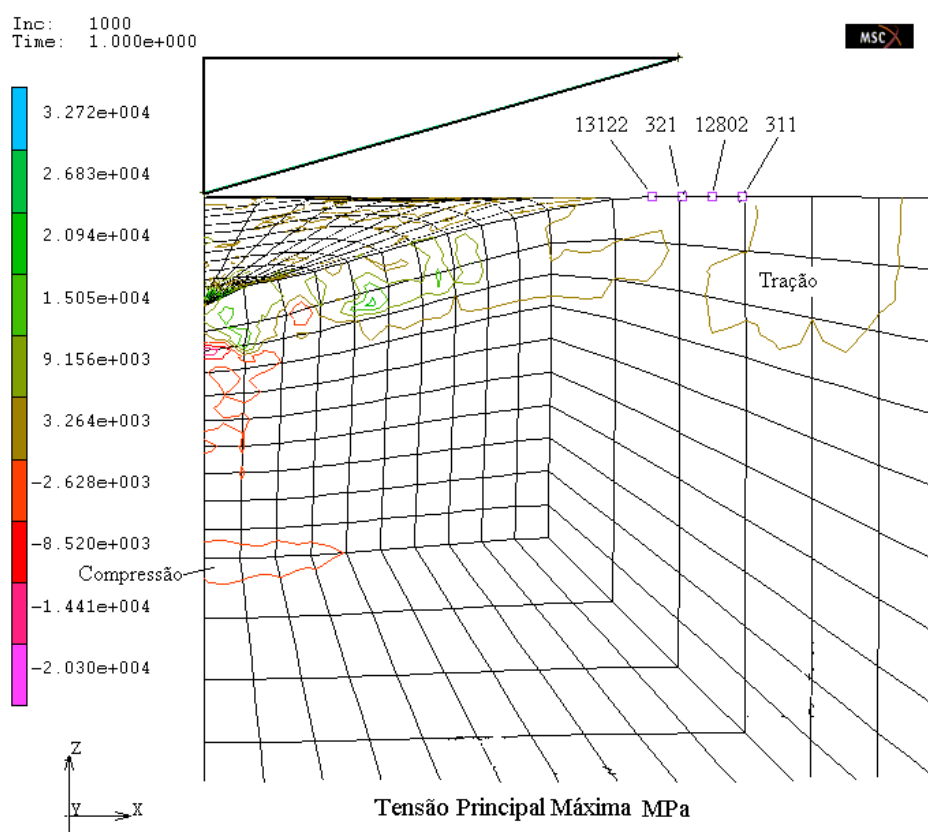


Figura 5.16 – Distribuição numérica da tensão principal máxima na direção da diagonal do indentador.

Os valores obtidos numericamente da tensão principal máxima para os nós selecionados, Figura 5.16, para o instante de aplicação da carga máxima (interação 800) e ao final do ensaio (interação 1000) estão discriminados na Tabela V.6. A evolução da tensão principal máxima durante o ciclo de indentação, Figura 5.18, para este modelo

numérico também mostra que a região na direção radial da diagonal do indentador é crítica do ponto de vista da tensão principal máxima.

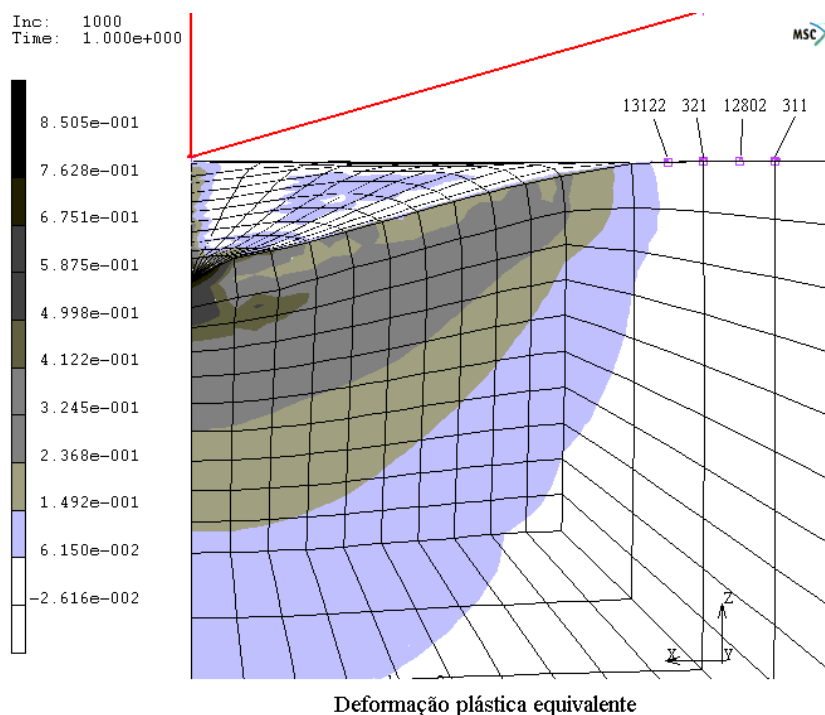


Figura 5.17 – Campo de deformação plástica equivalente após o ensaio do modelo de trinca difusa.

Tabela V.6 – Valores da tensão principal máxima na direção da diagonal do indentador para o modelo numérico de trinca difusa.

Nó	Distância (mm)	Tensão MPa (int. 800)	Tensão MPa (int. 1000)
13122	0,065	-2775	3217
321	0,07	1827	3193
12802	0,075	4233	3071
311	0,08	3574	3222

O modelo de trinca difusa avalia o mecanismo de fratura através da incorporação de trincas no modelo numérico e da determinação da deformação de trincamento (*cracking strain*) nos elementos. Esta deformação de trincamento é a componente inelástica que aparece quando ocorre a formação de trincas na estrutura, Equação (4.6).<sup>(33)</sup>

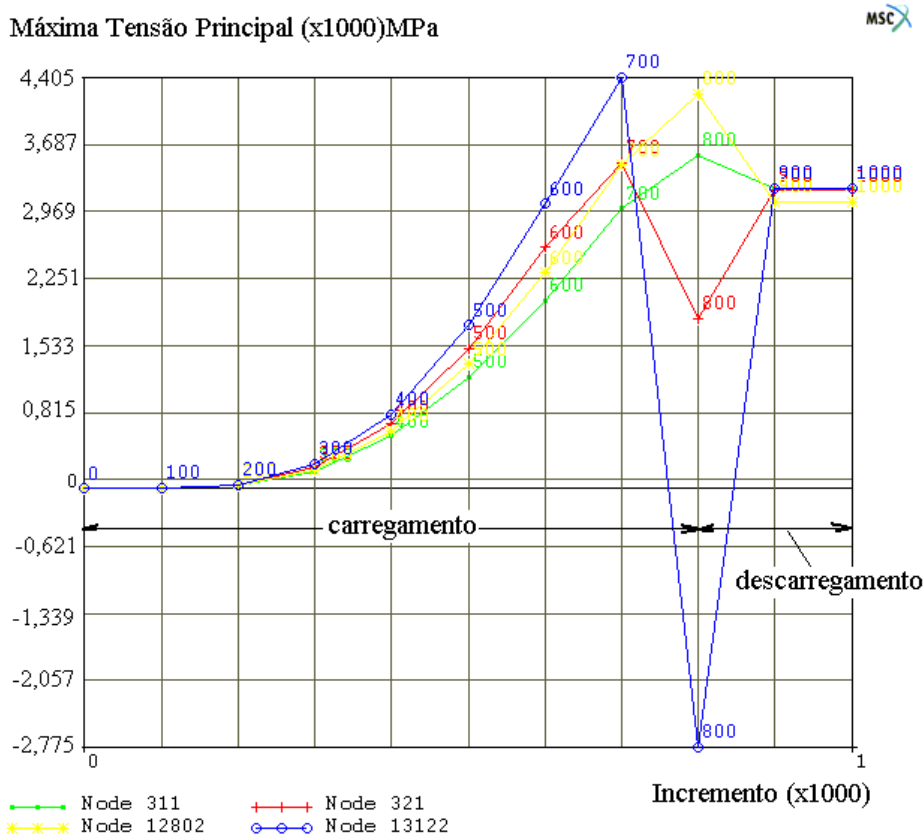


Figura 5.18 – Comportamento da tensão principal máxima para os nós selecionados durante o ciclo de indentação.

A Figura 5.19 mostra a evolução da deformação de trincamento equivalente para os nós selecionados na direção da diagonal do indentador durante o ciclo de indentação. Avaliando-se qualitativamente o comportamento desta deformação, nota-se que o trincamento se inicia próxima à fase final de carregamento do ensaio e se desenvolve durante o descarregamento. Esta evolução parece ser consistente com a descrição da nucleação das trincas Palmqvist encontrada na literatura.<sup>(1, 4-6, 17)</sup>

Na Tabela V.7 estão reproduzidos os valores numéricos encontrados para a deformação equivalente de trincamento,<sup>(24, 33)</sup> Equação (5.3), para a região da diagonal do indentador para o instante de carga máxima (interação 800) e após o descarregamento (interação 1000). Nesta tabela foi discriminada a distância em relação à ponta do indentador para os nós selecionados.

$$\varepsilon^{cr} = \left[ (\varepsilon_1^{cr})^2 + (\varepsilon_2^{cr})^2 + (\varepsilon_3^{cr})^2 \right]^{1/2} \quad (5.3)$$

Tabela V.7 – Valores numéricos para a deformação de trincamento nos nós selecionados, nas 800<sup>a</sup> e 1000<sup>a</sup> interações.

Nó	321	12802	311	12482
Distância (mm)	0,0070	0,0075	0,080	0,085
Def. equivalente de trincamento (int. 800)	0,01086	0,01113	0,00737	0,00609
Def. equivalente de trincamento (int.1000)	0,01805	0,01665	0,01272	0,01041

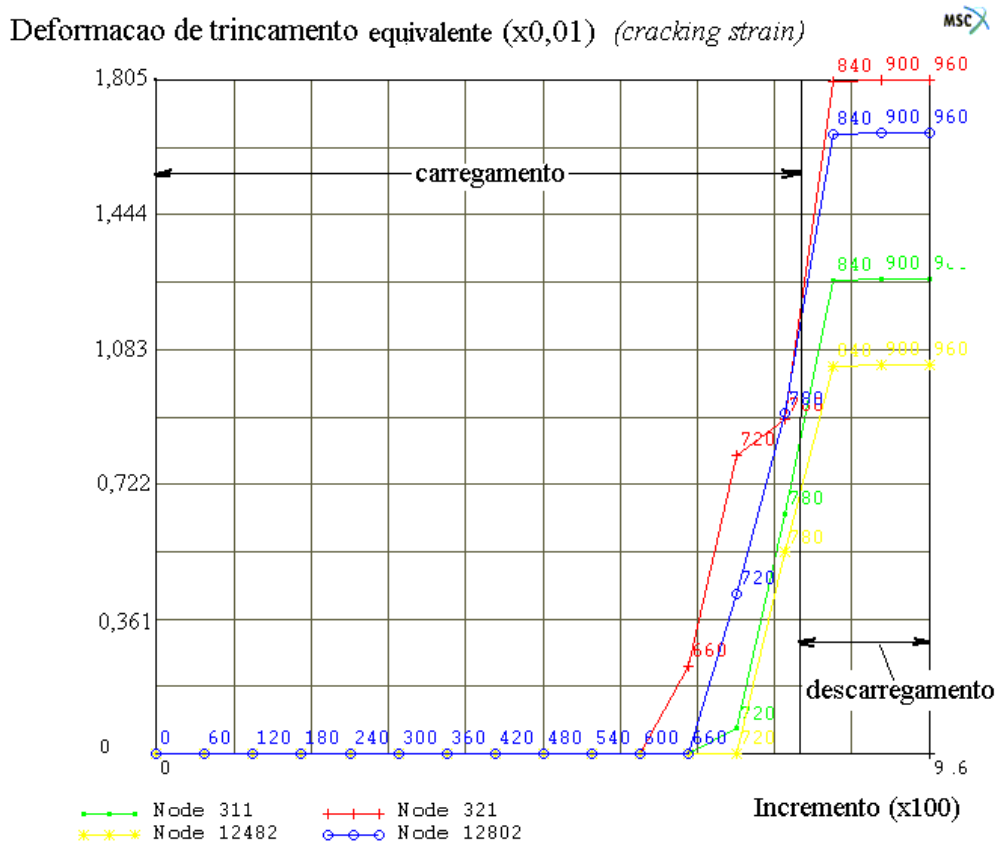


Figura 5.19 – Evolução da deformação de trincamento equivalente nos nós localizados na direção da diagonal do indentador.

A análise numérica com este modelo de trinca difusa representou bem o comportamento global do ensaio de dureza Vickers na amostra de WC-6Co. Tanto o valor numérico da

dureza superficial, quanto o comportamento da curva ( $Pxh$ ) se mostram similares aos encontrados na literatura.

Este modelo também indicou que a região da direção radial da diagonal do indentador pode ser um local crítico para a formação de trincas do ponto de vista da tensão principal máxima, Figuras 5.16 e 5.18.

A evolução dos valores numéricos encontrados para a deformação inelástica equivalente de trincamento durante o ciclo do ensaio de indentação, Figura 5.19 e Tabela V.7, também mostram que a região da diagonal do indentador pode ser crítica. Os elementos desta região apresentaram um decréscimo na resistência, associado com a nucleação de trincas nesta região.

Os valores da deformação de trincamento mostrados na Tabela V.7 representam a deformação adicional nos respectivos nós além do valor limite de deformação elástica, Equação (4.6). A Tabela V.8 apresenta o valor limite de deformação elástica ( $\varepsilon_{tr}$ ) utilizado no modelo numérico, o qual foi calculado a partir da tensão de ruptura transversal para o WC-6Co. Este valor encontra-se dentro da faixa de valores de deformação obtidos por Trent<sup>(7)</sup> para este material.

Tabela V.8 – Valores limites para as deformações de ruptura transversal ( $\varepsilon_{tr}$ ), última ( $\varepsilon_u$ ) e de escoamento ( $\varepsilon_y$ ), para o WC-6Co.<sup>(7)</sup>

Fonte	Valor limite de deformação
Estimado – ( $\sigma_{tr}/E$ )	$\varepsilon_{tr} = 0,00605$
Trent. <sup>(7)</sup>	$\varepsilon_u = 0,007$
Trent. <sup>(7)</sup>	$\varepsilon_y = 0,005$

O modelo de bimodularidade 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 é capaz de capturar algumas características da formação de trincas durante o ciclo de indentação. Além de prever a nucleação de trincas radiais, Figura 5.19, este modelo identificou uma

possível nucleação de trincas ao redor da região de indentação no descarregamento do ensaio, Figura 5.20.

Niihara *et al.*<sup>(17, 22)</sup> observaram experimentalmente a formação de trincas laterais no descarregamento do ensaio de indentação em amostras de WC-Co, mas não as relacionaram com qualquer análise da tenacidade à fratura a partir dos ensaios de indentação

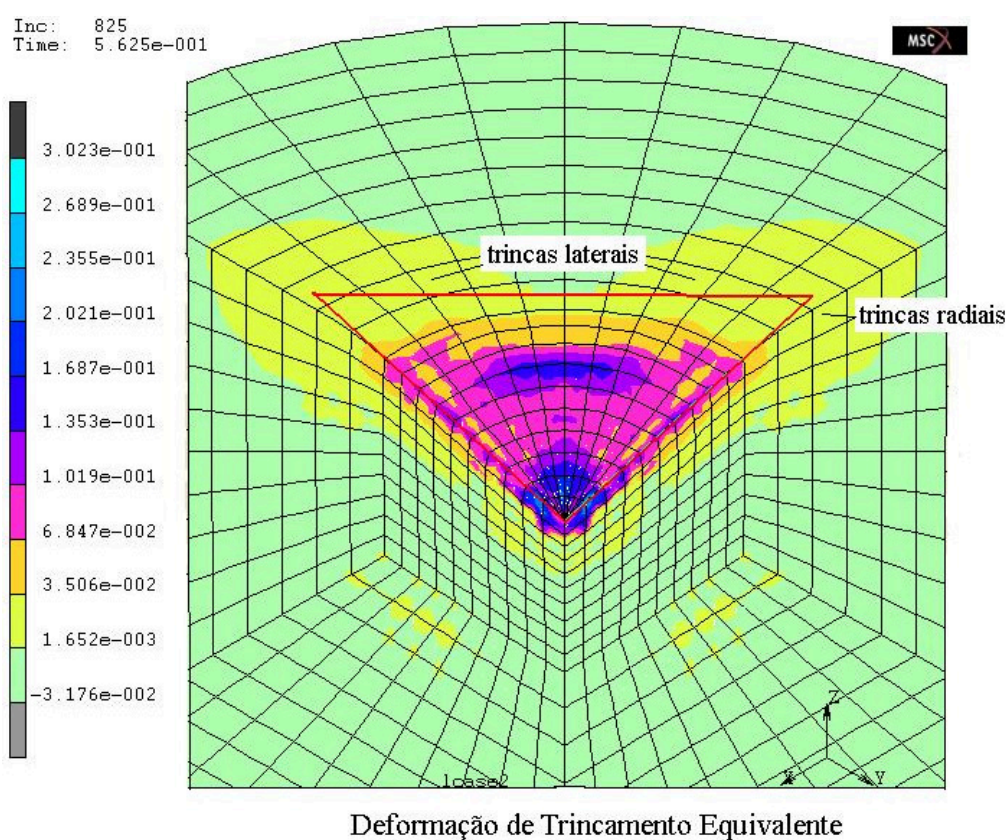


Figura 5.20 – Deformação de trincamento equivalente durante o descarregamento do ensaio Vickers.

Entretanto, o modelo de trinca difusa apresenta algumas limitações, uma delas é que após a iniciação da primeira trinca em um certo ponto, há a possibilidade da formação de novas trincas, porém sempre perpendiculares entre si. Uma outra limitação é que o modelo não consegue prever a direção de propagação das trincas, apenas identifica os elementos que começam a apresentar formação de trincas.<sup>(24)</sup>

### 5.3. Modelo Numérico do Ensaio com Incorporação de Trinca.

Estudou-se, neste trabalho, a propagação das trincas radiais através da inclusão de fissuras no modelo numérico, como esquematizado nas Figuras 4.9 e 5.21. Utilizando os conceitos da mecânica da fratura, estabeleceu-se um critério para avaliar a tendência para o crescimento destas trincas durante o ensaio de indentação. Esta condição foi determinada utilizando-se o fator de intensidade de tensões crítico ( $K_{IC}$ ) como critério de falha. Este procedimento também foi adotado por Souza *et al.*,<sup>(31)</sup> que considerou que haveria propagação quando  $K_I$  na trinca fosse maior que  $K_{IC}$  do material.

O *solver* MARC™ não possibilita o cálculo de  $K_I$ , mas avalia alternativamente o valor numérico da integral  $J$  para uma trinca (Apêndice F). Contudo, considerando-se que a deformação plástica na ponta da trinca seja suficientemente pequena, pode-se utilizar a Equação (5.5) para relacionar o fator de intensidade de tensões crítico com o  $J$  crítico ( $J_{IC}$ ).

$$J_{IC} = \frac{K_{IC}^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad (5.5)$$

Conforme descrito na Metodologia, optou-se por incorporar ao modelo uma trinca de 30µm de comprimento, sendo este, aproximadamente, o valor encontrado nas análises experimentais realizadas em uma amostra de WC-6Co<sup>(14)</sup> (Apêndice C). Este valor foi menor que os valores encontrados na literatura para o WC-Co, Tabela V.9. Para representar os campos de tensões e deformações, devido à singularidade na ponta da trinca, houve a necessidade de utilizar uma malha bem refinada nesta região, conforme foi descrito no Apêndice F.<sup>(10, 33, 38, 41)</sup>

Incorporou-se ao modelo numérico uma trinca semicircular localizada na direção radial da diagonal do indentador, Figura 5.21, pois esta região foi considerada como uma das mais críticas para a nucleação e propagação de trincas Palmqvist com base nos resultados experimentais encontrados na literatura.<sup>(1, 25)</sup> Estas trincas radiais também foram previstas nos resultados dos modelos anteriormente desenvolvidos no presente trabalho.

Tabela V.9 – Valores encontrados experimentalmente para o comprimento da trinca radial Palmqvist para o WC-Co.

Referência	Material	Carga	Dureza	$K_{IC}$	Trinca ( $l$ )
Ponton <i>et al.</i> <sup>(5)</sup>	WC-5Co	294N	19,4GPa	10,27MN/m <sup>3/2</sup>	130 $\mu$ m
Dias <i>et al.</i> <sup>(14)</sup>	WC-6Co	294N	18GPa	9,99MN/m <sup>3/2</sup>	30 $\mu$ m
Shetty <i>et al.</i> <sup>(18)</sup>	WC-7,6Co	150N	16,33GPa	9,3MN/m <sup>3/2</sup>	100 $\mu$ m
Schubert <i>et al.</i> <sup>(21)</sup>	WC-6Co	294N	18,56GPa	10,0MN/m <sup>3/2</sup>	100 $\mu$ m
Laugier. <sup>(23)</sup>	WC-10Co	294N	16,84GPa	7,8MN/m <sup>3/2</sup>	67 $\mu$ m

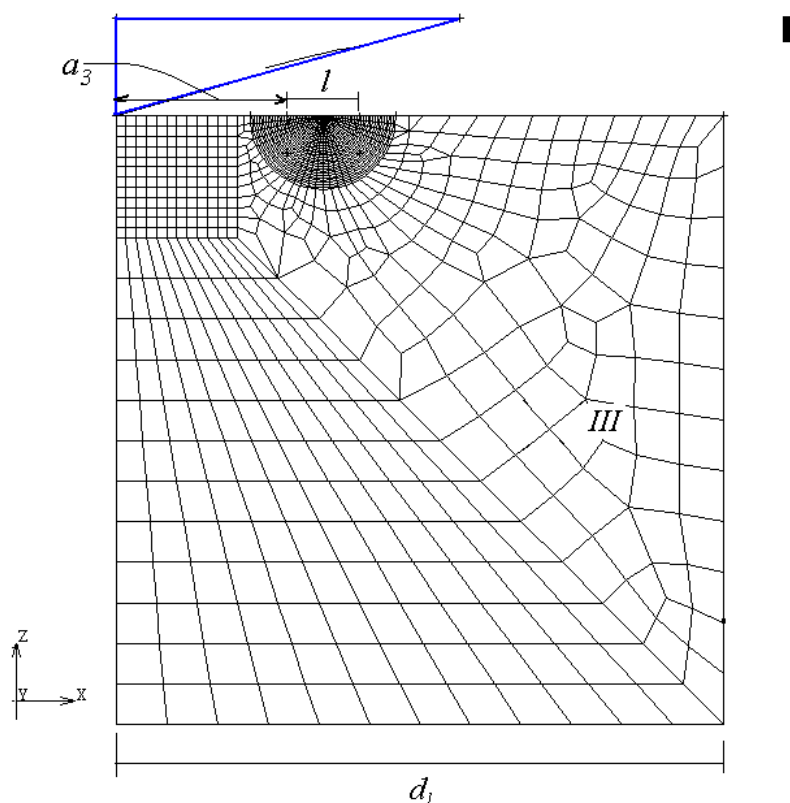


Figura 5.21 – Modelo numérico com a incorporação de uma trinca semicircular.

Na Figura 5.21 estão indicadas as dimensões principais do modelo da fissura radial com uma geometria semicircular: o seu comprimento ( $l$ ), o raio da amostra ( $d_i$ ) e a distância da borda da trinca radial até ponto de início da indentação ( $a_3$ ). Como descrito anteriormente, adotou-se o comprimento superficial da trinca radial ( $l$ ) igual a 30 $\mu$ m (Apêndice C), Tabela V.9. Para o diâmetro da amostra ( $d_i$ ), utilizou-se o valor de 0,25mm, com a finalidade de garantir que os campos de tensões e deformações na trinca

não fossem influenciados pelas superfícies livres do contorno do modelo numérico. Por fim, adotou-se para a distância ( $a_3$ ) o valor de 0,070mm, para garantir que os pontos (nós) da borda da trinca não estivessem em contato com o indentador durante o carregamento do ensaio, pois, este contato poderia comprometer os resultados numéricos da avaliação da integral  $J$  para a borda da trinca (Apêndice F).

Como ocorrido com os modelos numéricos sem trincas, as análises que utilizaram elementos isoparamétricos cúbicos de oito nós apresentaram resultados que foram considerados satisfatórios para o comportamento global do ensaio bem como para representar os campos de tensões e de deformações, com a grande vantagem destas análises foram mais rápidas e de menor custo computacional se comparadas às que utilizaram elementos com 20 nós, Tabela V.3. Assim sendo, nos modelos com incorporação de trincas semicirculares foram usados apenas elementos cúbicos de oito nós e a malha usada neste modelo conteve 23028 elementos de oito nós, totalizando 24517 nós, Figura 5.21. Com o uso de elementos com 20 nós, este modelo teria mais de 100000 nós, tornando esta análise inviável devido ao elevado gasto computacional.

A Figura 5.22 ilustra a malha da região da trinca na qual foram utilizados 15352 elementos com 15994 nós para modelar a singularidade em torno desta trinca radial semicircular.

Para analisar o comportamento da integral  $J$  na frente da trinca, identificou-se três nós situados ao longo da trinca (0273, 8434 e 8449), Figura 5.22, sendo que o nó 0273 se encontra próximo da região de indentação. Nesta figura, também foi identificado o nó 0001, que é o nó central da trinca semicircular.

Os nós contidos na face da trinca semicircular não possuem restrições ao deslocamento circunferencial, pois estes devem estar livres para efetuar um possível deslocamento de abertura da trinca apesar de se situarem no plano da diagonal do indentador (superfície *III* - Figura 4.4).

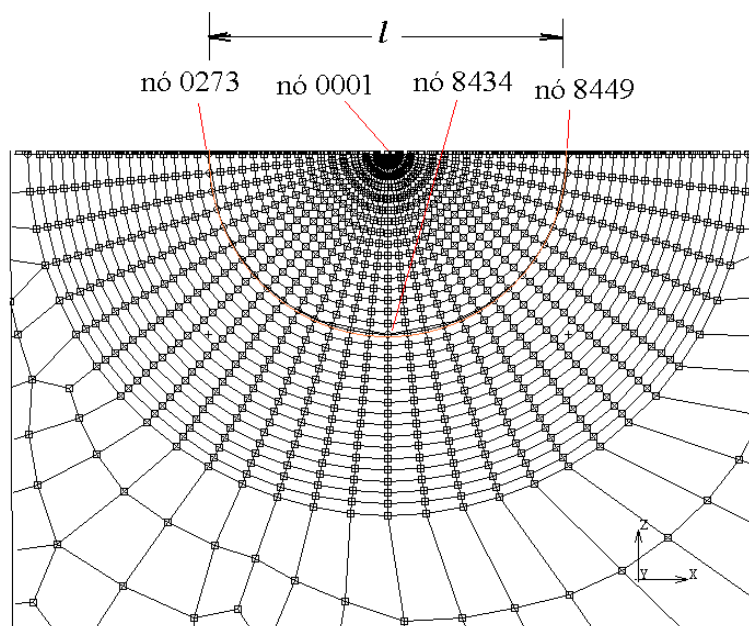


Figura 5.22 – Malha da região da trinca semicircular com 15352 elementos cúbicos de oito nós.

Como nos casos anteriores, este modelo foi implementado através de 800 incrementos para a fase de carregamento e 200 incrementos no descarregamento. Foi mantida a condição de carregamento prescrito para o indetador rígido através de um deslocamento de 0,02mm. Assim, foram utilizadas as mesmas condições de carregamento e de contorno das simulações numéricas anteriores, com exceção das condições de contorno da face da trinca. As características mecânicas para o WC-6Co foram as definidas na Tabela IV.1 e o modelo do comportamento no regime elasto-plástico foi definido pela curva de potência da Equação (4.3).

Para avaliar se este modelo também representa bem o comportamento global do ensaio de indentação, novamente, foram avaliados a curva ( $Pxh$ ) do ensaio e o valor da dureza superficial. A Figura 5.23 ilustra a curva ( $Pxh$ ) encontrada para este modelo numérico. O valor numérico para a dureza superficial foi de 21,50GPa, apresentando uma diferença de 4,6% em relação ao modelo numérico sem incorporação de trincas, que utilizou elementos cúbicos de oito nós.

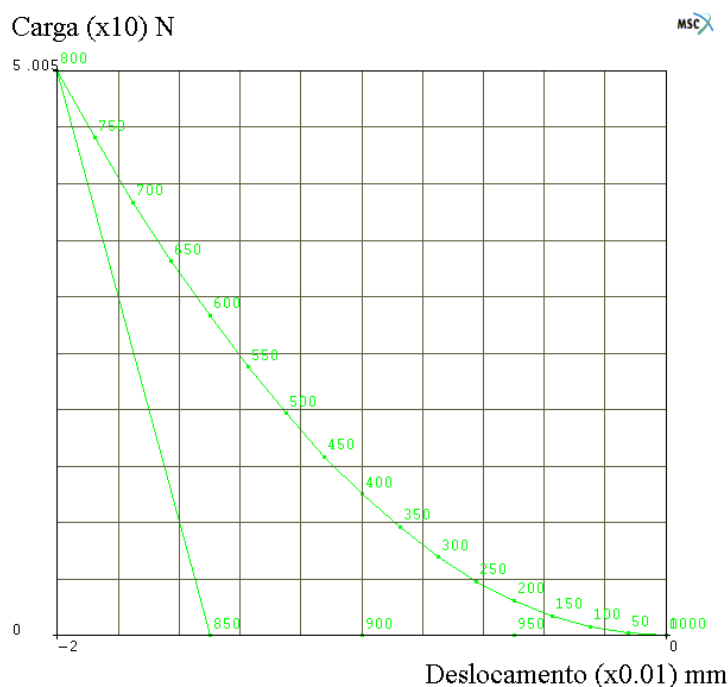


Figura 5.23 – Curva ( $Pxh$ ) do ensaio de indentação para o modelo com incorporação de um trinca semicircular.

Após esta verificação inicial, confirmou-se que a distância da borda da trinca radial até o ponto de início da indentação ( $a_3$ ) foi suficiente para garantir que esta borda não estivesse em contato com indetador na fase de carregamento do ensaio, Figura 5.24, não comprometendo a avaliação numérica para a integral  $J$  nesta borda (Apêndice F). Também, confirmou-se que esta trinca ficou próxima da região deformada permanentemente pelo indetador.

A integral  $J$  pode ser separada em seus componentes elástico e plástico, Equação (5.6).<sup>(39, 42, 43)</sup> Destes, o componente elástico da integral  $J$  pode ser relacionada com o fator de intensidade de tensões ( $K_I$ ) através da Equação (4.8). Quando a componente plástica da integral  $J$  for muito pequena em relação à elástica como ocorre, em geral, no caso de processos de fratura por clivagem, a Equação (5.5) permite relacionar os parâmetros  $K_I$  (linear elástico) e  $J$  (elasto-plástico).

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (5.6)$$

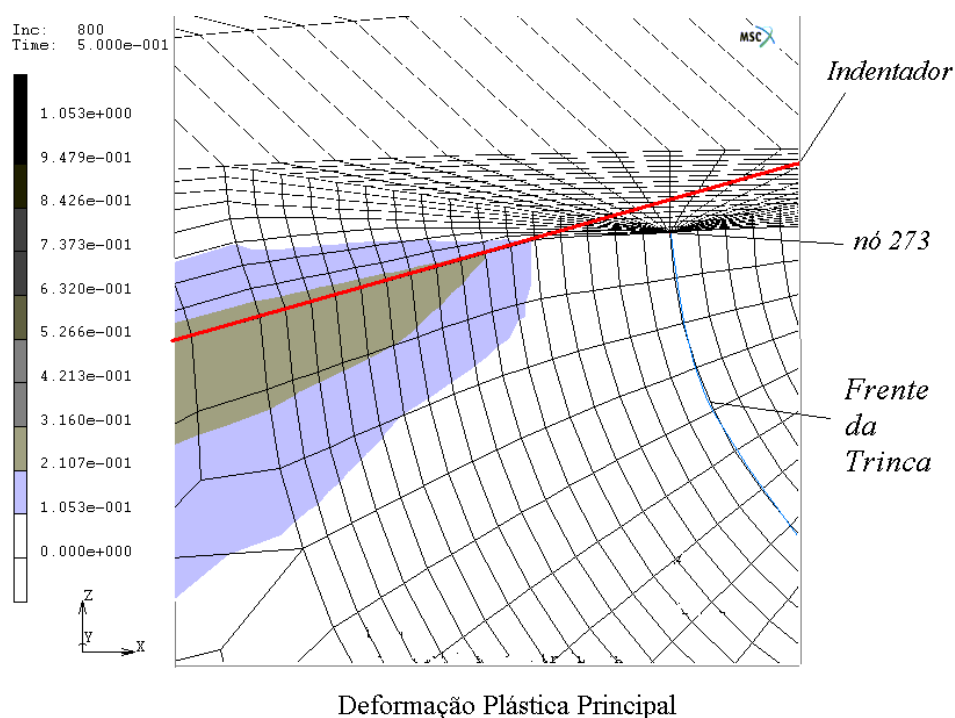


Figura 5.24 – Campo de deformação plástica principal no carregamento do ensaio Vickers.

A Figura 5.25 apresenta a evolução do valor numérico da integral  $J$  para os três nós situados na frente da trinca, Figura 5.22. Estes valores foram comparados com o valor de  $J$  crítico ( $J_{IC}$ ) calculado a partir de  $K_{IC}$ , Equação (5.5), utilizando as propriedades mecânicas do WC-6Co da Tabela IV.1.

A evolução da integral  $J$  calculada numericamente para os nós selecionados na frente da trinca, Figura 5.25, indica a tendência de haver um crescimento desta trinca durante o ensaio. Esta possibilidade ocorre em diferentes momentos dependendo da posição ao longo da frente da trinca. Por exemplo, o valor da integral  $J$  no nó 273, situado próximo da região de indentação, indica que o início da propagação pode ocorrer próximo ao final da fase de carregamento do ensaio,  $J_{273} > J_{IC}$ , a partir da interação 670, Figura 5.25. O nó 8449, situado na extremidade oposta, apresenta condições para início da propagação no descarregamento do ensaio.

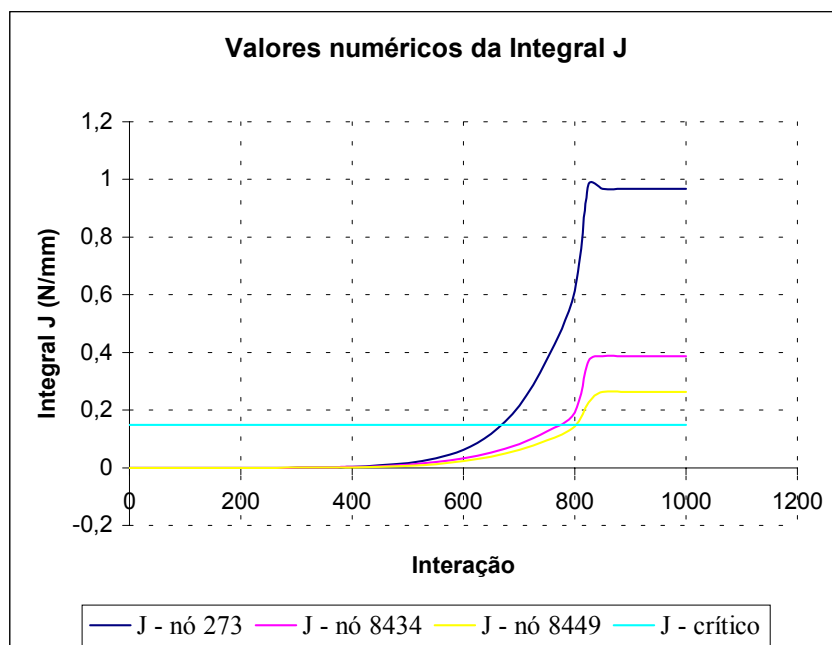


Figura 5.25 – Evolução numérica da integral  $J$  na frente da trinca durante ensaio de indentação.

Contudo, observações experimentais do ensaio de indentação em amostras de WC-Co sugerem que a propagação da trinca radial Palmqvist ocorre na fase de descarregamento do ensaio.<sup>(8, 17, 21)</sup> As diferenças entre as observações experimentais e numéricas possivelmente podem estar relacionadas com dois problemas. O primeiro, devido às limitações experimentais, pois, como o WC-Co é um material opaco, isto pode mascarar as observações dos processos de propagação de trincas durante o ensaio de indentação. Além disto, nos trabalhos encontrados na literatura não ficou claro qual foi o procedimento utilizado para se determinar o início da propagação da trinca. Uma segunda causa pode advir do modelo numérico adotado para representar o comportamento mecânico do WC-6Co através de uma curva de fluxo elasto-plástico, uma vez que este material quando submetido a esforços de tração apresenta um comportamento frágil, ou seja, um comportamento linear elástico até a ruptura. Adicionalmente, o presente modelo considera uma trinca pré-existente enquanto na situação real é preciso que ocorra antes a nucleação desta trinca. Dependendo das condições para esta nucleação, o crescimento da trinca pode ser retardado em relação ao previsto pelo modelo.

Nos ensaios convencionais da mecânica da fratura, os carbonetos de tungstênio com cobalto apresentam mecanismos de fratura por clivagem ou transgranular para o grão do WC e uma fratura por coalescência de microcavidades (dimples) para a matriz metálica de Co.<sup>(39, 44, 45)</sup> Este material também apresenta o mecanismo de fratura por decoesão entre o carboneto e a matriz de cobalto. Como o material analisado apresenta um baixo teor de cobalto (6%), acaba prevalecendo o mecanismo de fratura frágil sob esforços de tração. Contudo, quando submetido a esforços de compressão, este material apresenta um comportamento dúctil podendo sofrer deformações plásticas.<sup>(7)</sup> Por isso, modelou-se o comportamento mecânico deste carboneto através da Equação (4.3), uma vez que este material apresenta grandes deformações plásticas quando submetido ao ensaio de indentação.

O *solver* MARC™ determina o valor da deformação equivalente ( $\epsilon$ ) a partir da avaliação das componentes elástica ( $\epsilon^e$ ) e plástica ( $\epsilon^p$ ), conforme a curva do comportamento elasto-plástico do material ilustrada na Figura 5.26.

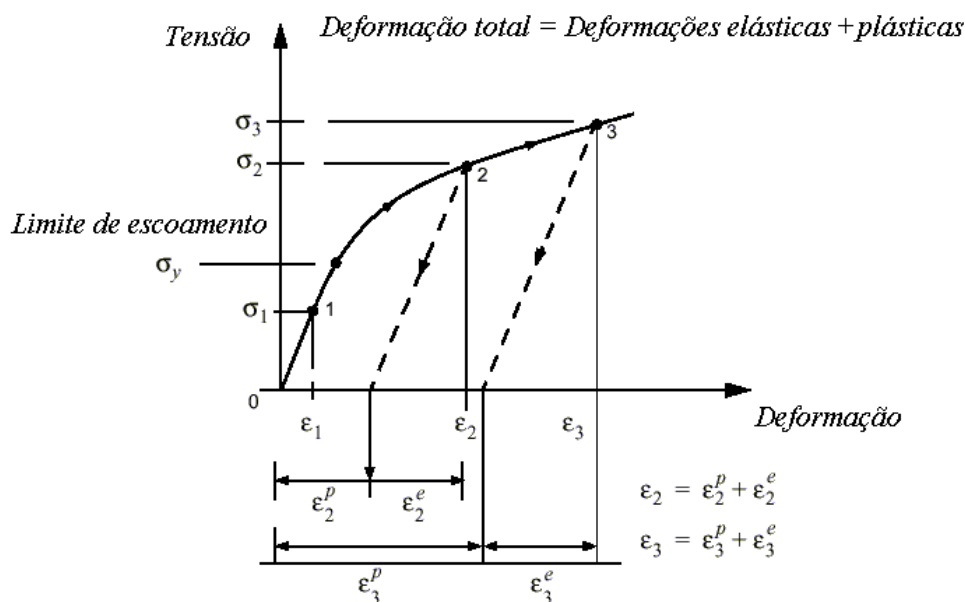


Figura 5.26 – Componente das deformações elástica, plástica e total.<sup>(10)</sup>

Para avaliar o comportamento elasto-plástico durante o ensaio Vickers em uma amostra de WC-6Co, analisou-se a evolução prevista numericamente das deformações elástica e plástica na região da trinca. As Figuras 5.27 e 5.28 ilustram estes resultados para a

componente normal das deformações elástica e plástica, respectivamente, para os nós selecionados na frente da trinca, Figura 5.22, durante o ciclo de indentação.

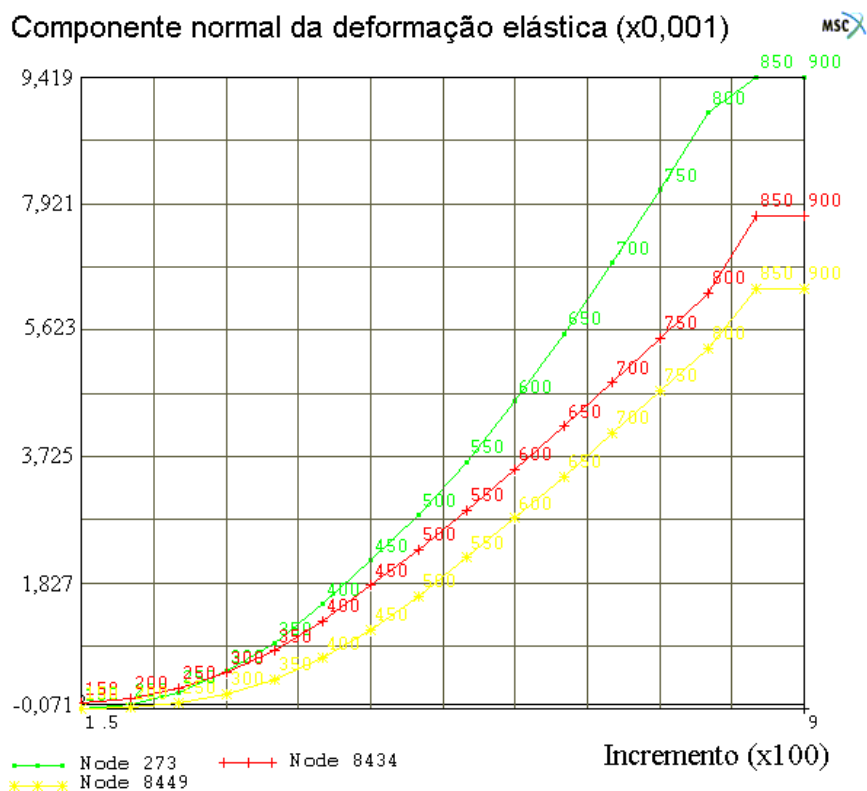


Figura 5.27 – Evolução da componente normal da deformação elástica durante o ciclo do ensaio Vickers.

Estas figuras mostram que as componentes normais tanto da deformação plástica quanto da elástica foram sempre positivas, ou seja, a frente da trinca está sujeita a uma distribuição de deformações de tração atuando na direção perpendicular ao plano da trinca, mostrando uma tendência de abertura da trinca.

A Figura 5.29 mostra a evolução das deformações elástica e plástica equivalentes no nó 0273 na borda da trinca. Verifica-se que, segundo o modelo numérico, nesta região, apareceram deformações plásticas maiores que as elásticas a partir da interação número 700. Estas deformações plásticas foram influenciadas pelo campo de deformações permanentes da região de indentação, o que pode ter interferido no valor da avaliação numérica da integral  $J$  para estes pontos nesta região da borda da trinca.

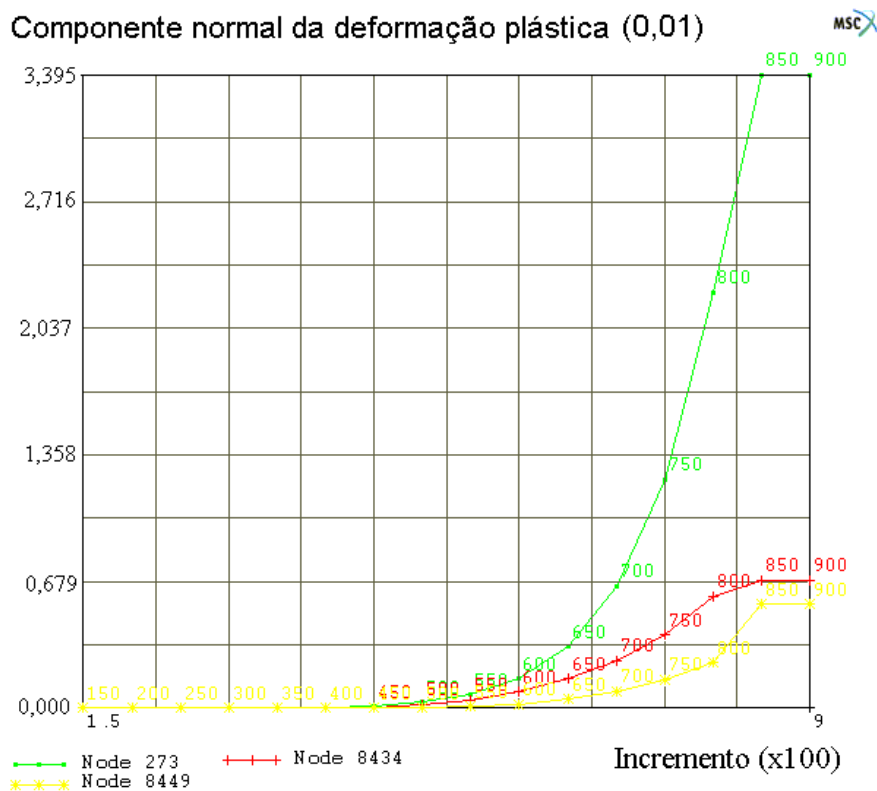


Figura 5.28 – Evolução da componente normal da deformação plástica durante o ciclo do ensaio Vickers.

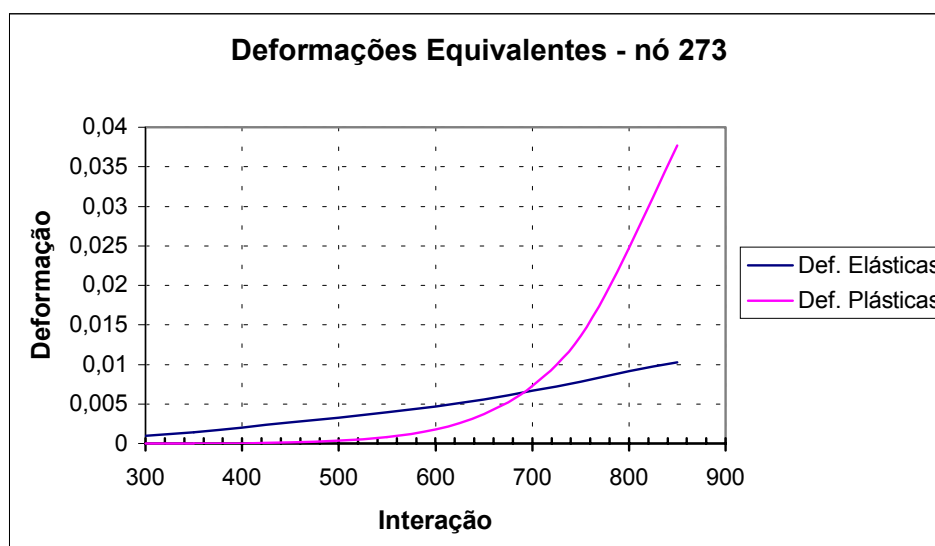


Figura 5.29 – Comparação entre a evolução das deformações equivalentes na borda da trinca (nó 273) durante o ciclo de indentação.

Para ilustrar melhor os esforços que estariam atuando na frente da trinca, a Figura 5.30 mostra a evolução da componente da tensão normal perpendicular ao plano da trinca para os nós selecionados, Figura 5.22. Nota-se que o modelo prevê que o plano da trinca estava sendo solicitado em tração ao longo de todo o ciclo de indentação.

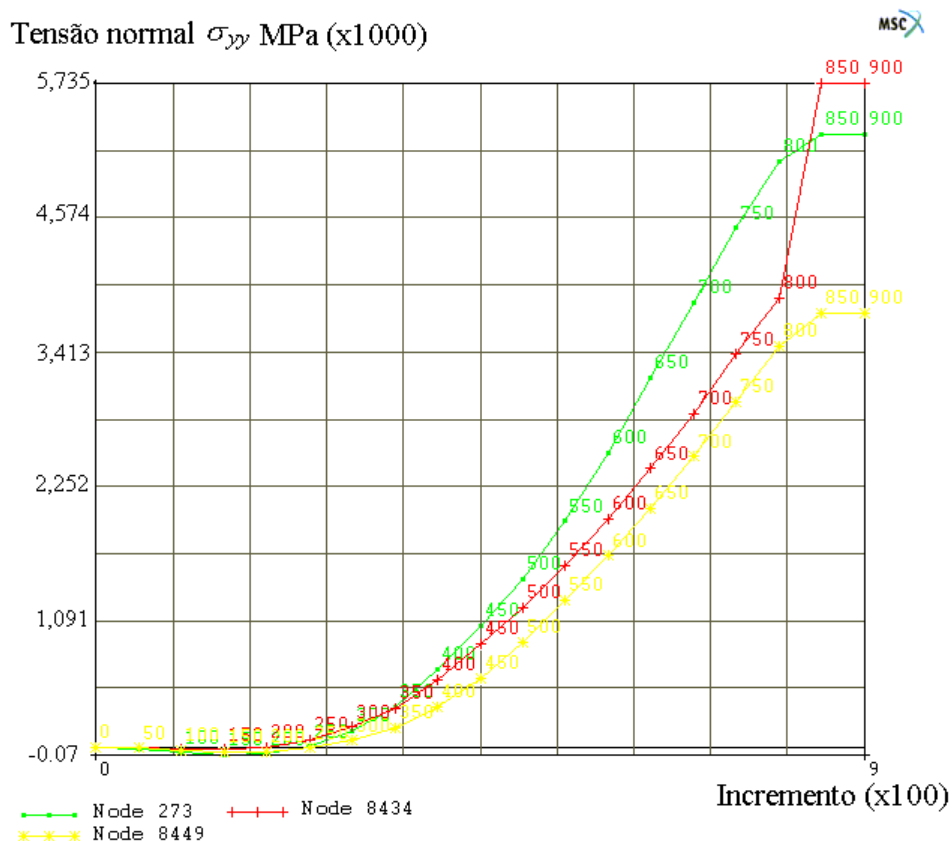


Figura 5.30 – Evolução numérica da tensão normal ao plano da trinca nos nós selecionados.

A Figura 5.31 mostra quatro nós situados na superfície da trinca, incluindo o nó central desta trinca (0001). As distâncias destes nós em relação à ponta do indentador estão especificadas na Tabela V.10. Na Figura 5.32, é apresentada a evolução prevista pelo modelo do deslocamento normal destes nós em relação ao plano da trinca. Verifica-se que a superfície da trinca tende a se abrir durante todo o ciclo de indentação, confirmando, como esperado, os resultados numéricos obtidos para os campos de tensões e deformações normais ao plano da trinca.

Tabela V.10 – Distâncias dos nós selecionados na superfície da trinca em relação à ponta do indentador.

Nó	0205	0120	0001	3859
Distância (mm)	0,07375	0,07844	0,085	0,09156

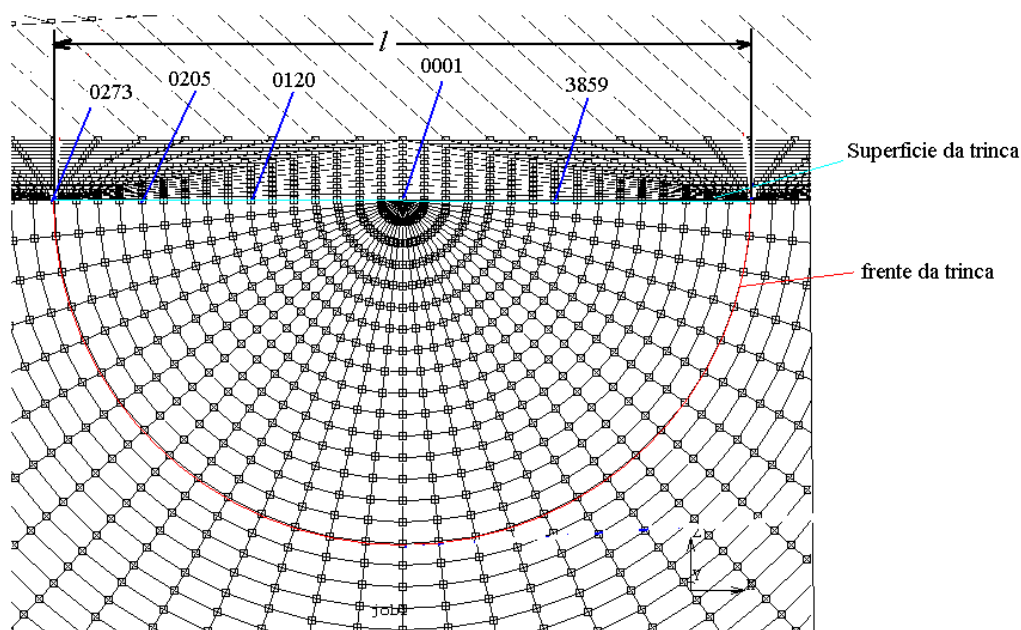


Figura 5.31 – Identificação dos nós selecionados na superfície da trinca semicircular.

Em uma continuação deste trabalho, espera-se implementar uma metodologia para simular o crescimento desta trinca pelo incremento de seu tamanho nos pontos ou nós em que, em um determinado instante da análise, o seu valor do fator de intensidade de tensões atingisse o valor crítico ( $K_I > K_{IC}$ ). Neste instante, desconectariam-se os elementos concorrentes a este nó, aumentando a trinca e iniciando-se uma nova análise. A resolução de sucessivas análises poderia indicar a forma final da trinca.

Uma tentativa inicial para aplicação desta sistemática está ilustrada na Figura 5.33, que mostra um modelo para o ensaio de indentação com a incorporação de uma trinca radial semielíptica. Neste, foram utilizadas todas as características, condições de contorno e propriedades mecânicas adotadas para o modelo com a trinca semicircular. As únicas diferenças em relação ao modelo com trinca semicircular foram a profundidade da

trinca ( $0,15\mu\text{m}$ ) o que resultou em uma geometria elíptica, e o número de elementos cúbicos de oito nós utilizados que foi de 19200, totalizando 20636 nós.

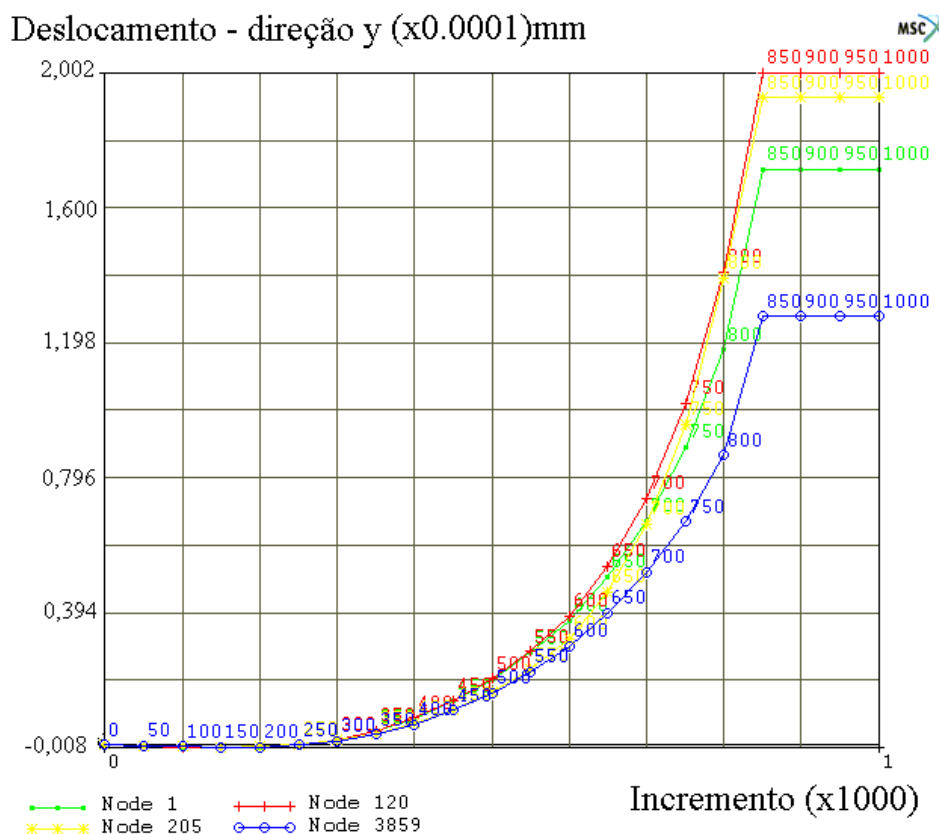


Figura 5.32 – Deslocamento normal ao plano da trinca dos nós selecionados na sua superfície.

A Figura 5.34 ilustra o comportamento da curva carga *versus* deslocamento ( $P \times h$ ) deste último modelo. Verifica-se que, qualitativamente, o comportamento desta curva apresenta-se similar aos modelos numéricos anteriormente implementados. A dureza superficial encontrada para este modelo foi de 21,33GPa, apresentando uma diferença em torno de 3,85% em relação ao modelo com elementos cúbicos de oito nós sem trincas.

Apesar deste modelo com a incorporação de uma trinca semi-elíptica na região da direção da diagonal do indentador apresentar resultados satisfatórios para seu comportamento global, os valores numéricos obtidos para a avaliação da integral  $J$  não se mostraram consistentes, inclusive apresentando valores negativos para a integral  $J$ ,

não sendo explorado mais profundamente no presente trabalho. Não foi possível ainda identificar a origem do problema apresentado por este modelo.

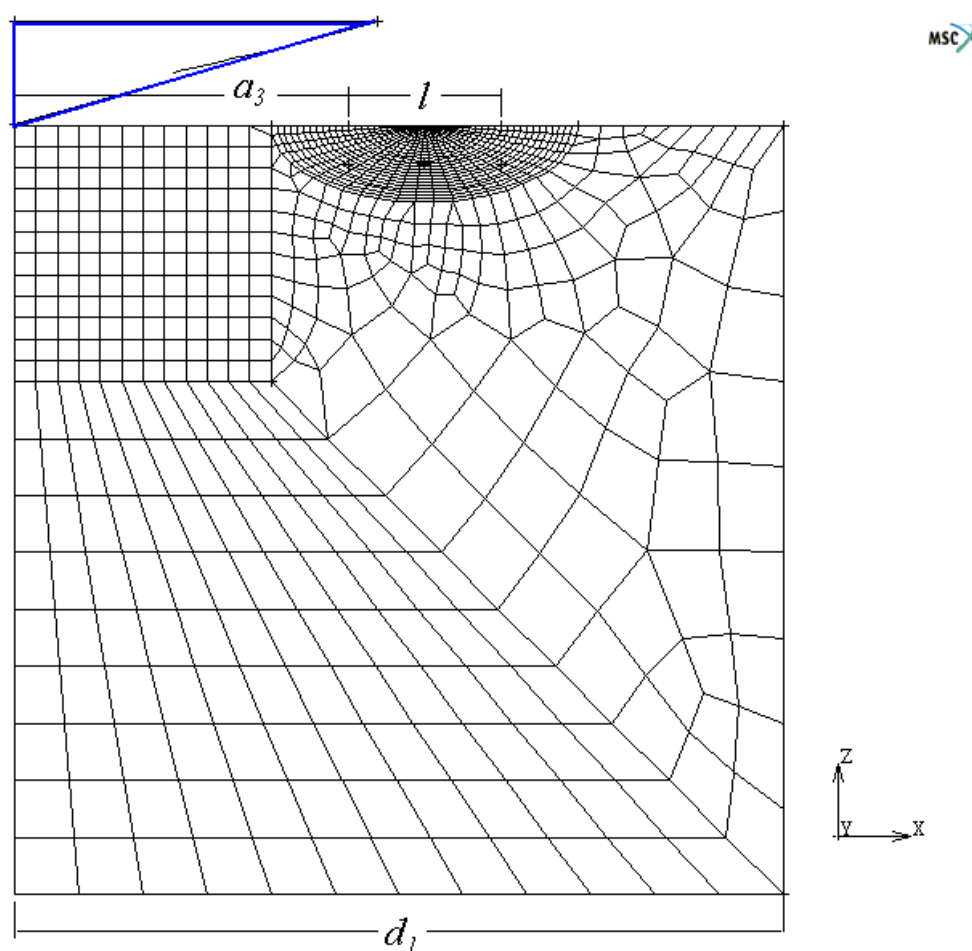


Figura 5.33 – Modelo numérico com a incorporação de uma trinca radial semielíptica.

O comportamento da integral  $J$  avaliado numericamente para o modelo com a incorporação da trinca semicircular sugere que a propagação da mesma ocorreria, principalmente, durante a fase de descarregamento do ensaio, Figura 5.25. Entretanto, devido às dificuldades anteriormente discutidas talvez fosse interessante determinar o fator de intensidade de tensões a partir de outra metodologia. A distribuição das tensões normais na face da trinca mostra que esta foi submetida a esforços de tração durante todo o ciclo de indentação, Figura 5.30, causando sua abertura, Figura 5.32. Este comportamento sugere a possibilidade da incorporação neste *solver* de uma subrotina que avaliaria o fator de intensidade de tensões a partir da abertura da trinca utilizando como, por exemplo, o método da correlação de deslocamento através da avaliação da

abertura da trinca.<sup>(46)</sup> Entretanto o *solver* comercial utilizado não fornece esta metodologia para avaliar o fator de intensidade de tensões, ficando este procedimento sugerido para a continuação do presente trabalho.

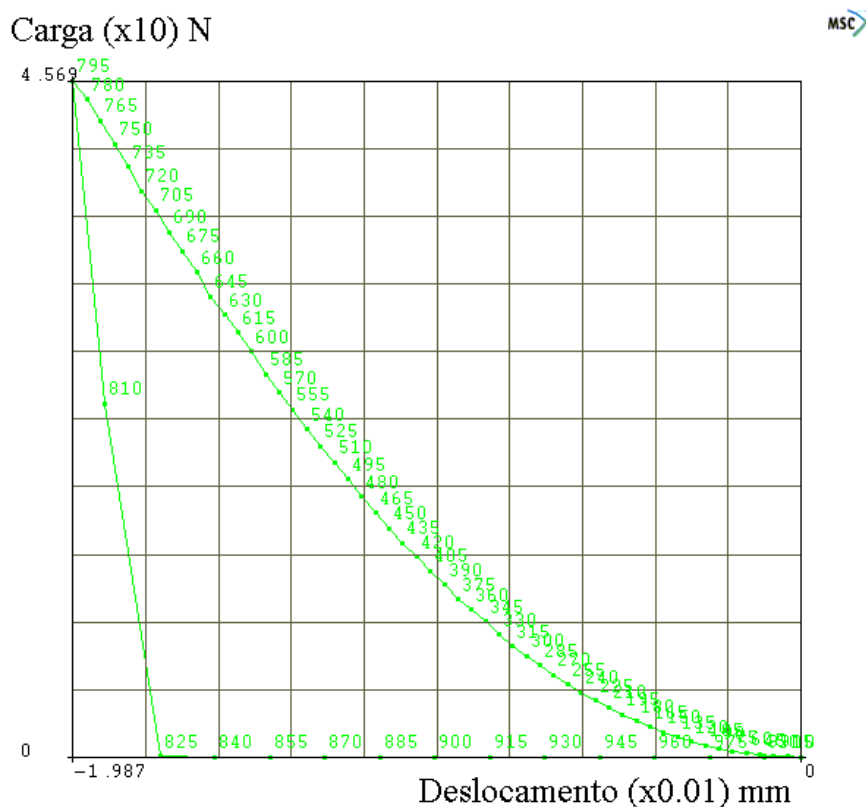


Figura 5.34 – Curva ( $Pxh$ ) do ensaio de indentação para o modelo com incorporação de um trinca semielíptica.

O modelo constitutivo adotado para o WC-6Co permitiu a ocorrência de deformações plásticas sob tração na região da trinca, Figura 5.28. Este comportamento pode tornar questionável o uso de  $K_{IC}$  como critério de propagação da trinca. Por outro lado, o material real apresenta, sob tração, um comportamento essencialmente linear elástico, sendo, em geral, o uso de  $K_{IC}$  válido. Assim, como uma sugestão para trabalhos futuros, a introdução de um modelo linear para a fase de tração como o ilustrado na Figura 5.35 deveria ser testada. Este novo modelo não consideraria o aparecimento de deformações plásticas sob tração, validando a relação entre a integral  $J$  e o fator de intensidade de tensões ( $K_I$ ) através da Equação (4.8). A implementação deste modelo ficará para trabalhos futuros.

Uma vez resolvidas as deficiências do modelo atual relacionadas com o critério de início de propagação da trinca, a criação de novos modelos que representassem a trinca, com comprimento e profundidade maiores que a utilizada no modelo anterior, seria interessante para avaliar o crescimento da trinca através da implementação de sucessivas análises. Este desenvolvimento não será realizado no presente trabalho, ficando como sugestão para trabalhos futuros.

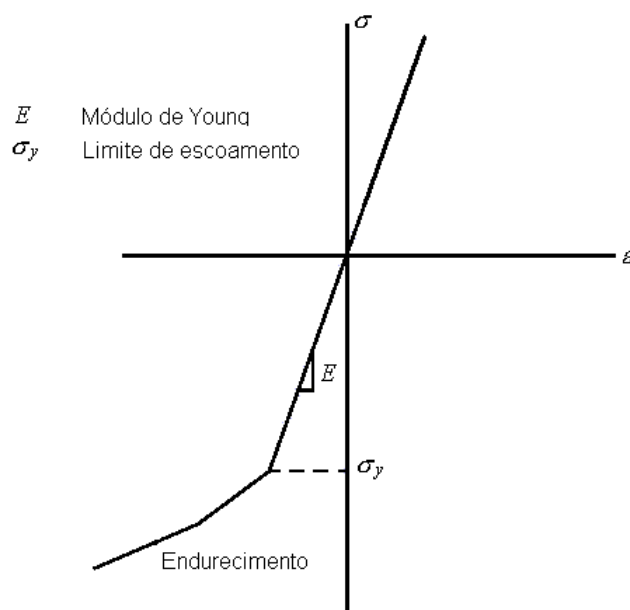


Figura 5.35 – Modelo proposto para o diagrama tensão *versus* deformação.

## 6. CONCLUSÕES.

No presente trabalho foi simulado numericamente o ensaio de dureza Vickers em um carboneto de tungstênio com 6% de cobalto, através do método dos elementos finitos. Nos modelos numéricos implementados desconsiderou-se o atrito entre o indentador e a amostra de WC-6Co. O comportamento mecânico deste material foi modelado através de uma curva de fluxo elasto-plástica incorporando o fator de encruamento por deformação. Implementaram-se três modelos numéricos para avaliar os campos de tensões e deformações neste ensaio. No primeiro modelo numérico, sem incorporação de trincas, e no segundo, com a incorporação de trinca difusa, procurou-se identificar as condições de nucleação de fissuras durante o ciclo de indentação. No terceiro modelo com a incorporação de uma trinca radial semicircular foram avaliadas as condições de crescimento da mesma. Na calibração destes modelos utilizou-se como parâmetros os valores experimentais de dureza superficial e do comportamento da carga de indentação no ciclo do ensaio. Dentre as principais conclusões deste trabalho, destacam-se:

- Os resultados numéricos para a curva da carga *versus* deslocamento e da dureza superficial ficaram próximos dos valores experimentais e numéricos encontrados na literatura. Neste sentido, pode-se dizer que o modelo numérico do comportamento mecânico elasto-plástico implementado demonstrou ter representado bem o comportamento do WC-6Co real durante o ciclo do ensaio;
- O campo de deformações plásticas previsto numericamente para a região de indentação apresentou um comportamento similar ao encontrado na literatura para análises experimentais e numéricas;
- Os modelos numéricos implementados utilizaram elementos isoparamétricos cúbicos de oito e de vinte nós. Os resultados da dureza superficial para os modelos com elementos de vinte nós ficaram em torno de 14% mais próximos dos dados experimentais que os resultados dos modelos com oito nós. Em compensação, estes

modelos com elementos de vinte nós tiveram um tempo de execução cerca de 700% maior;

- Embora reconhecendo que o uso da distribuição das tensões principais como critério de falha possa apresentar uma baixa precisão, uma vez que esta não leva em consideração o histórico do carregamento, nem a triaxialidade do campo de tensões que ocorrem em problemas estruturais complexos, os seus resultados sugerem a possibilidade de nucleação de trinca radial durante o ciclo do ensaio, na região ao longo da diagonal principal do indentador. Tal trinca teria condições de se nuclear ainda na fase de carregamento do ciclo de indentação e propagar-se durante o descarregamento gerando, assim, uma trinca radial Palmqvist;
- Apesar da dificuldade em se obter parâmetros mecânicos para o WC-6Co na literatura e a partir de ensaios mecânicos convencionais, o modelo numérico com incorporação de uma relação constitutiva de trinca difusa foi capaz de representar o comportamento mecânico deste material, admitindo um comportamento frágil sob tração e um regime elasto-plástico sob compressão;
- Este modelo com trinca difusa indicou que a região da direção radial da diagonal do indentador mostrou-se crítica para a nucleação de trincas (Palmqvist), tanto do ponto de vista da tensão principal máxima quanto do ponto de vista da deformação inelástica de trincamento. Esta região coincide com aquela usualmente descrita na literatura como a mais crítica e onde se observa a formação de trincas Palmqvist;
- Também este modelo indicou a possibilidade de formação de trincas laterais ao redor da região de indentação durante o descarregamento do ensaio. Estas trincas são descritas na literatura por alguns autores para ensaios de indentação em amostras de carboneto de tungstênio com baixo teor de cobalto;
- No último modelo utilizou-se como critério para avaliação da propagação de trinca o fator de intensidade de tensões crítico ( $K_{IC}$ ), sendo este correlacionado com o valor crítico da integral  $J$ . O comportamento da integral  $J$  ao longo do ciclo de indentação

indicou o crescimento da trinca ao final da fase de carregamento do ensaio e, principalmente, no descarregamento do ensaio. Estas condições de crescimento variaram ao longo da borda da trinca, sendo inicialmente mais críticas na região próxima ao indentador.

## 7. CONTRIBUIÇÕES ORIGINAIS E RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS.

A originalidade e relevância deste trabalho estão relacionadas com a implementação de técnicas numéricas para o estudo de processos de fratura em ensaios de indentação em materiais que apresentam características mecânicas peculiares. Como resultados, podem-se enumerar as seguintes contribuições para o conhecimento:

- O modelo numérico do comportamento mecânico do carboneto de tungstênio com 6% de cobalto implementado através da curva de fluxo elasto-plástica simulou adequadamente o comportamento mecânico deste material, preferencialmente na fase de carregamento do ciclo do ensaio;
- O modelo numérico com trinca difusa conseguiu representar bem as características mecânicas peculiares do WC-6Co, uma vez que admitiu um regime elasto-plástico sob compressão e um comportamento frágil sob tração. Este modelo foi um dos primeiros que simulou o ensaio de indentação neste material através de uma relação constitutiva bimodular. Os resultados desta simulação apresentaram indícios que a região da diagonal do indentador seria crítica para a nucleação de trincas;
- O modelo numérico utilizou uma nova metodologia através da incorporação de uma trinca radial semicircular na região da diagonal do indentador para avaliação de parâmetros da mecânica da fratura como critérios para crescimento da uma trinca. Este modelo apresentou indícios do crescimento desta fissura ao final da fase de carregamento e, principalmente, no descarregamento do ensaio;
- Os resultados finais do modelo com incorporação de uma trinca também mostraram que as tensões normais na trinca e o deslocamento na face da trinca indicam sua abertura durante o ciclo de indentação. Tal fato indica a possibilidade de se avaliar o fator de intensidade de tensões crítico através do método da correlação de deslocamentos na frente da trinca.

## 8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.

A partir dos resultados obtidos para os modelos numéricos implementados no presente trabalho, propõem-se as seguintes etapas para o aperfeiçoamento e a continuação desta sistemática na análise dos ensaios de indentação, a saber:

- Avaliar a possibilidade de incorporar nos modelos numéricos o atrito entre o indentador e a amostra ensaiada;
- Implementar um modelo numérico com incorporação de uma trinca radial cujo comportamento mecânico do WC-Co seja linear elástico sob tração e elasto-plástico sob compressão. Este modelo pode apresentar resultados melhores para avaliar o crescimento da trinca através do valor do fator de intensidade de tensão;
- Alternativamente, através de uma subrotina, incorporar o método da correlação de deslocamento na trinca para avaliar o fator de intensidade de tensões crítico ( $K_{IC}$ ) a partir da abertura na frente da trinca;
- Simular o crescimento de uma trinca incorporada ao modelo numérico através do incremento do seu tamanho (comprimento, profundidade e forma) nas regiões em que, em um determinado instante da análise, o valor do parâmetro de mecânica da fratura utilizado como critério de falha atingir seu valor crítico;
- Reavaliar o modelo numérico com incorporação de uma trinca semi-elíptica, identificando o problema ocorrido na implementação deste modelo. Em uma futura simulação deste modelo numérico utilizar-se-iam as novas propostas para o modelamento do comportamento mecânico para o material estudado;
- Implementar os modelos propostos para avaliar o comportamento de outros carbonetos, preferencialmente em carbonetos com um teor de cobalto maior que 17%, visto que tais materiais apresentam comumente um comportamento no processo de fratura durante o ensaio de indentação diferente da amostra analisada;
- A partir dos resultados para a avaliação do crescimento das trincas, criticar as expressões de tenacidade à fratura encontradas na literatura a partir dos ensaios de indentação em WC-Co;

- Estudar a possibilidade de estender estas análises numéricas para os ensaios de microindentação em recobrimentos superficiais de carboneto de tungstênio com cobalto.

## 9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

1. 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, p268-281, 1998.  
[www.elsevier.com/locate/](http://www.elsevier.com/locate/)
2. ZENG, K., CHIU, C-h. An Analysis of Load-Penetration Curves from Instrumented Indentation, *Acta Materialia*, 49, p3539-3551, 2001.  
[www.elsevier.com/locate/actamat](http://www.elsevier.com/locate/actamat)
3. SOUZA, S. A. *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos teóricos e práticos*. Ed. Edgard Blücher LTD, 5<sup>th</sup> Ed., 2000, 286p.
4. PONTON, C. B., RAWLINGS, R.D., Vickers Indentation Fracture Toughness Test, Part 1: Review of Literature and Formulation of Standardized Indentation Toughness Equations, *Materials Science and Technology*, v. 5, p865-872, Set 1989.
5. PONTON, C.B., RAWLINGS, R.D., Vickers Indentation Fracture Toughness Test, Part 2: Application and Evaluation of Standardized Indentation Toughness Equations, *Materials Science and Technology*, v. 5, p961-976, Out 1989.
6. LAUGIER, M.T., Palmqvist Crack Extension and the Center-load Penny Crack Analogy, *Journal of the American Ceramic Society*, v. 68[2], C51-52, Feb 1985.
7. TRENT, E.M., *Metal Cutting*. 2<sup>nd</sup> Edition. Butterworths & Co LTD, 1984, 245p.
8. SZUTKOWSKA, M., Fracture Toughness Measurement of WC-Co Hard-metals by Indentation Method, *Journal of Advanced Materials*, 31: (3), Jul 1999.

9. DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Numerical Analysis of the Vickers Indentation Testing. In: Ibero-Latin American Congress of Computational Methods in Engineering, XXIII, 2002, Giulianova, Teramo, Italy.
10. MSC.MARC, Volume A: Theory and User Information, Version 2001.
11. McCOLM, I. J., *Ceramic Hardness*. Editora Plenum Press, London, 1990, 324p.
12. PALMQVIST, S., Method of Determining the Toughness of Brittle Materials, Particularly Sintered Carbides, *Jernkontorets Annaleln*, 141, (5), p300, 1957 & 167, p208, 1963.
13. EVANS, A. G., CHARLES, E. A., Fracture Toughness Determinations by Indentations, *Journal of American Ceramic Society*, 59, p371-372, 1976.
14. DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., AVILA, R. F., Análise do Ensaio Vickers através do Método dos elementos Finitos. *In Press*, 2004.
15. MARSHALL, D. B., LAWN, B. R., EVANS, A. G., Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Lateral Crack System, *Journal of the American Ceramic Society*, v. 65, n° 11, p561-566, Nov 1982.
16. OSTOJIC, P., McPHERSON, R., A Review of Indentation Fracture Theory: Its Development, Principles and Limitations, *International Journal of Fracture*, v. 33, p.297-312, 1987.
17. NIIHARA, K., MORENA, R., HASSELMAN, D. P. H., Evaluation of  $K_{IC}$  of Brittle Solids by the Indentation Method with Low Crack-to-Indent Ratios, *Journal of the Materials Science Letters*, 1, p13-16, 1982.
18. SHETTY, D. K., WRIGHT, I. G., MINER, P. N., CLAUER, A. H., Indentation Fracture of WC-Co Cermets, *Journal of Materials Science*, 20, p1873-1882, 1985.

19. LAWN, B. R., FULLER, E. R., Equilibrium Penny-like Cracks in Indentation Fracture, *Journal of Materials Science*, 10, p2016-2024, 1975.
20. LAWN, B. R., EVANS, A. G., MARSHALL, D. B., Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Median/Radial Crack System, *Journal of the American Ceramic Society*, v. 63, nº 9-10, p574-581, 1980.
21. 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* 16, p133-142, 1998.
22. NIIHARA, K., A Fracture Mechanics Analysis of Indentation-Induced Palmqvist Crack in Ceramics, *Journal of the Materials Science Letters*, 2, p221-223, 1983.
23. LAUGIER, M. T., Validation of the Palmqvist Indentation Approach to Toughness Determination in WC-Co Composites, *Ceramics International*, 15, p121-125, 1989.
24. 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.  
[www.elsevier.com/locate/ijsolstr](http://www.elsevier.com/locate/ijsolstr)
25. DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Simulação Numérica do Ciclo de Indentação numa Amostra de WC-6Co. In: Ibero-Latin American Congress of Computational Methods in Engineering, XXIV, 2003, Ouro Preto, MG.
26. DIAS, A. M. S., Análise de Vigas de Seções Abertas de Paredes Finas Sujeitas à Torção via Elementos Finitos, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1997, 145p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia de Estruturas).

27. LAURSEN, T. A., SIMO, J. C., A Study of the Mechanics of Micro-indentation Using Finite Elements, *Journal of Materials Research*, v. 7, n° 3, p618-626, Mar 1992.
28. WANG, H. F., BANGERT, H., 3-dimensional Finite Element Simulation of Vickers Indentation on Coated Systems, *Materials Science and Engineering A163*, p43-50, 1993.
29. NIEZGODA, T., MATACHOWSKI, J., BONIECKI, M., Finite Element Simulation of Vickers Micro-indentation on Alumina Ceramics, *Ceramics International* 24, p359-364, 1998.
30. MARX, V., BALKE, H., A Critical Investigation of the Unloading Behaviour of Sharp Indentation, *Acta Materialia*, v. 45, n° 9, p3791-3800, 1997.  
[www.elsevier.com/locate/actamat](http://www.elsevier.com/locate/actamat)
31. SOUZA, R. M., MUSTOE, G. G. W., MOORE, J. J., Finite-element Modeling of Stresses and Fracture During the Indentation of Hard Elastic Films on Elastic-plastic, *Thin Solid Films* 356, p303-310, 1999.  
[www.elsevier.com/locate/tsf](http://www.elsevier.com/locate/tsf)
32. LEMAITRE, J., DOGHRI, I., Damage 90: a Post Processor for Crack Initiation, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 115, p197-232, 1994.
33. OLLER, S., *Fractura Mecánica: um enfoque global*. CIMNE, Primera Edición, 2001, 286p.
34. DIN 50133, *Testing of Metallic Materials – Vickers hardness Testing*. Deutschen Normen, 1972, 7p.

35. AVILA, R. F., Desempenho de Ferramentas de Metal Duro Revestidas com Ti-N, Ti-C-N e Ti-Al-N (PAPVD) no Torneamento do Aço ABNT 4340 Temperado e Revenido, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2003, 180p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
36. DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Análise Numérica dos Ensaio de Fratura em Metal Duro WC-Co. In: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, II, 2003, Uberlândia, MG.
37. METALS HANDBOOK, *Properties and Selection of Metal – Carbides Sinterized*. Vol. 1 – 8<sup>th</sup> Edition, 1961, p659.
38. DOTTA, F., RUGGIERI, C., Modelagem Micromecânica de Fratura Dúctil – Parte I & II. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, XV, 2002, Natal, RN.
39. ANDERSON, T. L., *Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications*. Second edition, CRC Press, Inc., 1995, 688p.
40. BATHE, K. J., *Finite Element Procedures in Engineering Analysis*. Prentice-Hall, Inc. 1982, 735p.
41. COOK, R. D., MALKUS, D. S., PLESHA, M. E., *Concepts and Applications of Finite Element Analysis*. Third edition, John Wiley & Sons, Inc., 1989, 630p.
42. GODEFROID, L. B., *Fundamentos da Mecânica da Fratura*. Ouro Preto: Escola de Minas da UFOP, 1995, 280p.
43. BROEK, D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Fourth Revised Edition, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1986, 501p.

44. J. R. PICKENS & J. GURLAND, The Fracture Toughness of WC-Co alloys Measured on Single-edge Notched Beam Specimens Precracked by Electron Discharge Machinig, *Materials Science and Engineering*, 33 (1978), p135-142.
45. JAMES M. DENSLEY & JOHN P. NIRTH, Fracture Toughness of a Nanoscale WC-Co Toll Steel, *Scripta Materialia*, 38 (1998), n° 2., p239-244.
46. VECCHIO, S. D., VELLOSO, V. R., DIAS, A. M. S., SANTOS, N. C., Análise Numérica do Fator de Intensidade de Tensão via Correlação de Deslocamento. In: Chileno Congress of Mechanical Engineering, X, 2002, Santiago de Chile, Chile.

## 10. BIBLIOGRAFIAS.

1. S. PALMQVIST, *Method of Determining the Toughness of Brittle Materials, Particularly Sintered Carbides*.  
Jernkontorets AnnaleIn, 141, (5), p-300, 1957 & 167, p-208, 1963.  
British Iron and Steel Industry Translation BISI: 1865, Jan 1961.
2. BRIAN LAWN & RODNEY WILSHAW, *Review Indentation Fracture: Principles and Applications*, Journal of Materials Science, 10 (1975), p1049-1081.
3. B. R. LAWN & E. R. FULLER, *Equilibrium Penny-like Cracks in Indentation Fracture*, Journal of Materials Science, 10 (1975), p2016-2024.
4. A. G. EVANS & E. A. CHARLES, *Fracture Toughness Determinations by Indentations*, Journal of American Ceramic Society, 59 (1976), p371-372.
5. M. G. MENDIRATTA & J. J. PETROVIC, *Prediction Of Fracture-Surface Energy From Micro-hardness Indentation Structural Ceramics*.  
Journal of Materials Science Letters, 11(1976): (5) p973-976.
6. C. M. PERROT, *Elastic-Plastic Indentation: Hardness and Fracture*,  
Wear, 45 (1977): (3) p293-309.
7. J. R. PICKENS & J. GURLAND, *The Fracture Toughness of WC-Co alloys Measured on Single-edge Notched Beam Specimens Precracked by Electron Discharge Machinig*, Materials Science and Engineering, 33 (1978), p135-142.
8. E. L. EXNER, J. R. PICKENS & J. GURLAND, *A Comparison of Indentation Crack Resistance and Fracture of Five WC-Co Alloys*. Metallurgical Transactions A, vol. 9A, p736-738, May 1978.

9. C.T. PETERS, *The Relationship between Palmqvist Indentation Toughness and Bulk Fracture Toughness for some WC-Co Cemented Carbides*. Journal of Materials Science, 14 (1979), p1619-1623.
10. B. R. LAWN & D. B. MARSHALL, *Hardness, Toughness, and Brittleness: An Indentation Analysis*, Journal of the American Ceramic Society, vol. 62, n° 7-8, p347-350, Jul-Aug 1979.
11. B. R. LAWN, A. G. EVANS & D. B. MARSHALL, *Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Median/Radial Crack System*, Journal of the American Ceramic Society, vol. 63 (1980), n° 9-10, p574-581.
12. G. R. ANTIS, P. CHANTIKUL, B. R. LAWN & D. B. MARSHALL, *A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements*, Journal of the American Ceramic Society, vol. 64, n° 9, p533-538, Set 1981.
13. P. CHANTIKUL, G. R. ANTIS, B. R. LAWN & D. B. MARSHALL, *A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: II, Strength Method*, Journal of the American Ceramic Society, vol. 64, n° 9, p539-543, Set 1981.
14. NIIHARA K., MORENA, R. & HASSELMAN, D. P. H., *Evaluation of  $K_{IC}$  of Brittle Solids by the Indentation Method with Low Crack-to-Indent Ratios*, Journal of the Materials Science Letters, 1 (1982), p13-16.
15. CHIANG, S. S., MARSHALL, D. B. & EVANS, A. G., *The Response of Solids to Elastic/Plastic Indentation: I – Stress and Residual Stress*, Journal of Applied Physics, 53(1), p298-331, Jan 1982.

16. CHIANG, S. S., MARSHALL, D. B. & EVANS, A. G., *The Response of Solids to Elastic/Plastic Indentation: II – Fracture Initiation*, Journal of Applied Physics, 53(1), p312-321, Jan 1982.
17. MARSHALL, D. B., LAWN, B. R. & EVANS, A. G., *Elastic/Plastic Indentation Damage in Ceramics: The Lateral Crack System*, Journal of the American Ceramic Society, vol. 65, n° 11, p561-566, Nov 1982.
18. NIIHARA, K., *A Fracture Mechanics Analysis of Indentation-Induced Palmqvist Crack in Ceramics*, Journal of the Materials Science Letters, 2 (1983), p221-223.
19. EVANS, A. G. & HUTCHINSON, J. W., *On the Mechanics of Delamination and Spalling in Compressed Films*, International Journal of Solids and Structures vol. 20 (1984), n° 5, p455-466.
20. NESH K. SHETTY, ALAN R. ROSEFIELD & WINSTON DUCKWORTH, *Analysis of Indentation Crack as a Wedge-Load Halfpenny Crack*. Journal of the American Ceramic Society, vol. 68[2], C65-67, Feb 1985.
21. MICHAEL T. LAUGIER, *Palmqvist Crack Extension and the Center-load Penny Crack Analogy*, Journal of the American Ceramic Society, vol. 68[2], C51-52, Feb 1985.
22. D. K. SHETTY, I. G. WRIGHT, P. N. MINER & A. H. CLAUER, *Indentation Fracture of WC-Co Cermets*, Journal of Materials Science, 20 (1985), p1873-1882.
23. KEER L. M., FARRIS T. N. & LEE J. C., *Knoop and Vickers Indentation in Ceramics Analyzed as a 3-dimensional Fracture*. Journal of the American Ceramic Society 69: (5) p392-396, May 1986.
24. MICHAEL T. LAUGIER, *New Formula for Indentation Toughness in Ceramics*, Journal of the Materials Science Letters, 6 (1987), p355-356.

25. K. TANAKA, *Elastic/Plastic Indentation Hardness and Indentation Fracture Toughness: The Inclusion Core Model*, Journal of Materials Science, 22 (1987), p1501-1508.
26. P. OSTOJIC & R. MCPHERSON, *A Review of Indentation Fracture Theory: Its Development, Principles and Limitations*, International Journal of Fracture, vol. 33 (1987), p.297-312.
27. T. M. PAYNE & S. A. DILLICH, *Hardness and Indentation Fracture Toughness of Carbides in Implantation-modified Carbide-metal Composite Surfaces*, Surface and Coatings Technology, 35 (1988), p299-308.
28. XIA SHAOBO, LI GUANGXIA & LI CHANGCHUN, *Application of Indentation Technique in Determining Fracture Toughness of Ceramics*, Engineering Fracture Mechanics vol. 31 (1988), (2), p309-313.
29. ZHUANG LI, ASISH GHOSH, ALBERT S. KOBAYASHI & RICHARD C. BRADT, *Indentation Fracture Toughness of Sintered Silicon Carbide in Palmqvist Crack Regime*, Journal of the American Ceramic Society 72 (1989): (6) p904-911.
30. M. T. LAUGIER, *Validation of the Palmqvist Indentation Approach to Toughness Determination in WC-Co Composites*, Ceramics International, 15 (1989), p121-125.
31. C. B. PONTON & R. D. RAWLINGS, *Dependence of the Vickers Indentation Fracture Toughness on the Surface Crack Length*.  
Br. Ceramics Trans. J., 88 (1989), p83-90.

32. C. B. PONTON & R. D. RAWLINGS, *Vickers Indentation Fracture Toughness Test, Part I: Review of Literature and Formulation of Standardized Indentation Toughness Equations*, *Materials Science and Technology*, vol. 5, p865-872, Sep 1989.
33. C. B. PONTON & R. D. RAWLINGS, *Vickers Indentation Fracture Toughness Test, Part II: Application and Evaluation of Standardized Indentation Toughness Equations*, *Materials Science and Technology*, vol. 5, p961-976, Oct 1989.
34. D. A. HILLS & Y. LI, *The use of Indentation Tests to Determine the Fracture Toughness of Brittle Materials*, *Journal of Mechanical Engineering Science*, vol. 203 (1989), p333-341.
35. K. M. LIANG, G. ORANGE & G. FANTOZZI, *Evaluation by Indentation of Fracture Toughness of Ceramic Materials*, *Journal of Materials Science*, 25 (1990), p207-214.
36. SREERAM SRINIVASAN & RONALD O. SCATTERGOOD, *Comment on Indentation Fracture of Sintered Silicon Carbide in the Palmqvist Regime*. *Journal of the American Ceramic Society* 74 (1991): (4) p887-888.
37. H. NAYEB-HASHEMI & C. A. TRACY, *Micro-hardness Indentation Application and Limitation in Fracture-Toughness Evaluation of Ceramics*, *Experimental Mechanics*, p366-372, Dec 1991.
38. CHIN-CHEN CHIU, *Residual Stresses in Ceramic Coatings as Determined from the Curvature of Coated Strip*, *Materials Science and Engineering A150* (1992), p139-148.
39. T. A. LAURSEN & J. C. SIMO, *A Study of the Mechanics of Micro-indentation Using Finite Elements*, *Journal of Materials Research*, Vol 7, n° 3, p618-626, Mar 1992.

40. X. CAI, *Finite-Element Method for Simulation of Elasto-Plastic Indentations by Various Indentors*, Journal of the Materials Science Letters, 11 (1992), p1527-1531.
41. N. RAMACHANDRAN & D. K. SHETTY, *Prediction of Indentation-load Dependence of Fracture Strengths from R-curves of Toughened Ceramics*, Journal of Materials Science, 28 (1993), p6120-6126.
42. H. F. WANG & H. BANGERT, *3-dimensional Finite Element Simulation of Vickers Indentation on Coated Systems*, Materials Science and Engineering A163 (1993), p43-50.
43. LEMAITRE, J., DOGHRI, I., *Damage 90: a Post Processor for Crack Initiation*, Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering 115, p197-232, 1994.
44. B. R. MURPHY, W. W. PREDEBON & B. J. PLETKA, *The Fracture Toughness of High-strength alumina: compact tension versus indentation fracture techniques*, Journal of Materials Science and Letters 13 (1994), P1346-1348.
45. DIAO D. F., KATO K. & HOKKIRIGAWA K., *Fracture Mechanisms of Ceramic Coatings in Indentation*, Transactions of ASME, Journal of Tribology, vol. 116, p860-869, Oct 1994.
46. DAVID A. ONEIL & STEVEN F. WAYNE, *Numerical Simulation of Fracture in Coated Brittle Materials Subjected of Tribo-contact*, Journal of Engineering Materials and Technology, vol. 116, p471-478, Oct 1994.
47. DAL MASCHIO, R. & NOBILE, L., *A Simplified Approach for Ceramic Fracture-toughness Evaluation by Indentation*, Engineering Fracture Mechanics 51: (2) p209-215, May 1995.

48. RABINOVICH V.L. & SARIN V.K., *Three-dimensional Modeling of Indentation Fracture in Brittle Materials*, Materials Science and Engineering A - Structural Materials Properties Microstructure and Processing 206: (2) p208-214, Feb 1996.
49. M. TANAKA, *Fracture Toughness and Crack Morphology in Indentation Fracture of Brittle Materials*, Journal of Materials Science 31: (3) p749-755, Feb 1996.
50. Y. AHN, S. CHANDRASEKAR & T. N. FARRIS, *Determination of Surface Residual Stress in Machined Ceramics Using Indentation Fracture*, Journal of Manufacturing Science and Engineering, vol. 118, p483-489, Nov 1996.
51. JACK LESAGE, P. DEMARECAUX, D. CHICOT & G. MESMACQUE.  
*Adhesion Properties of Thermal Spray Coatings, Deduced from the Interface Indentation Test*, Proceedings of the Associação Brasileira de Materiais, 1996.
52. YIWANG BAO & R. W. STEINBRECH, *Strain Criterion of Fracture in Brittle Materials*, Journal of Materials Science Letters 16 (1997) p1533-1535.
53. MARX, V., BALKE, H., *A Critical Investigation of the Unloading Behaviour of Sharp Indentation*, Acta Materialia, v. 45, n° 9, p3791-3800, 1997.
54. TADEUSZ NIEZGODA & JERZY MATACHOWSKI, *Finite Element Simulation of Vickers Micro-indentation on Alumina Ceramics*, Ceramics International 24 (1998), p359-364.
55. S. MI & T. H. COURTNEY, *Synthesis of WC and WC-Co Cermets by Mechanical Alloying and Subsequent Hot Isostatic Pressing*, Scripta Materialia, 38 (1998), n° 1., p171-176.
56. JAMES M. DENSLEY & JOHN P. NIRTH, *Fracture Toughness of a Nanoscale WC-Co Tool Steel*, Scripta Materialia, 38 (1998), n° 2., p239-244.

57. 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 (1998), p268-281.
58. W. D. SCHUBERT, H. NEUMEISTER, G. KINGER & B. LUX, *Hardness to Toughness Relationship of Fine-grain WC-Co Hardmetals*, International Journal of Refractory Metals & Hard Metals 16 (1998), p133-142.
59. ABBAS AZHDARI & SIA NEMAT-NASSER, *Experimental and Computational Study of Fracturing in an Anisotropic Brittle Solid*, Mechanics of Materials 28 (1998), p247-262.
60. A. M. KORSUNSKY, M. R. MCGURK, S. J. BULL & T. F. PAGE, *On the Hardness of Coated Systems*, Surface and Coatings Technology 99 (1998), p171-183.
61. A. K. MUKHOPADHYAY, S. K. DATTA & D CHAKRABORTY, *Fracture Toughness of Structural Ceramics*, Ceramics International 25 (1999), p447-454.
62. H. HOUMID BENNANI & J. TAKADOUM, *Finite Element Model of Elastic Stress in Thin Coatings Submitted to Applied Forces*, Surface and Coatings Technology 111 (1999), p80.
63. JIANGHONG GONG, *Determining Indentation Toughness by Incorporating True Hardness into Fracture Mechanics Equations*, Journal of the European Ceramic Society 19 (1999), p1585-1592.
64. JANES LANDRE JR., P.R.CETLIN, *The Evaluation of Superficial Forming Limit Diagrams Through the Finite Element Method*, Proceedings of the 54<sup>o</sup> Congresso Anual da ABM (1999), 25 a 29 Jun, São Paulo – SP.

65. SZUTKOWSKA M., *Fracture Toughness Measurement of WC-Co Hardmetals by Indentation Method*, Journal of Advanced Materials 31: (3), Jul 1999.
66. SOUZA R. M., MUSTOE G. G. W. & MOORE J. J., *Finite-element Modeling of Stresses and Fracture During the Indentation of Hard Elastic Films on Elastic-plastic*, Thin Solid Films 356: p303-310, Nov 1999.
67. V. I. KUSHCH & A. S. SANGANI, *Stress Intensity Factor and Effective Stiffness of a Solid Containing Aligned Penny-shaped Cracks*, International Journal of Solids and Structures 37 (2000), p6555-6570.
68. B. BOURDIN, G. A. FRANCFORT & J-J. MARIGO, *Numerical Experiments in Revisited Brittle Fracture*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 48 (2000), p797-826.
69. S. HÉNAUX & F. CREUZET, *Crack Tip Morphology of Slowly Growing Cracks in Glass*, Journal of American Ceramic Society, 83 (2000) [2], p415-417.
70. F. TANCRET, *Influence of a Rising R-curve on the Formation of Vickers Indentation Palmqvist Cracks in  $Yb_{a_2}Cu_3O_{7-x}/Ag$  Cermets*, Scripta Materialia, 43 (2000), p9-14.
71. C. L. WOODCOCK & D. F. BAHR, *Plastic Zone Evaluation around Small Scale Indentations*, Scripta Materialia, 43 (2000), p783-788.
72. G. N. WELLS & L. J. SLUYS, *Three-dimensional Embedded Discontinuity Model for Brittle Fracture*, International Journal of Solids and Structures 38 (2001), p897-913.
73. SOUZA R. M., MUSTOE G. G. W. & MOORE J. J., *Finite-element Modeling of the Stresses, Fracture and Delamination During the Indentation of Hard Elastic Films on Elastic-plastic Soft Substrates*, Thin Solid Films 392 (2001), p65-74.

74. S. CARLSSON & P. L. LARSSON, *On the Determination of Residual Stress and Strain Fields by Indentation Testing: Part 1: Theoretical and Numerical Analysis*, Acta Materialia, 49 (2001), p2179-2191.
75. S. CARLSSON & P. L. LARSSON, *On the Determination of Residual Stress and Strain Fields by Indentation Testing: Part 2: Experimental Investigation*, Acta Materialia, 49 (2001), p2193-2203.
76. W. ZHANG & G. SUBHASH, *Finite Element Analysis of Interacting Vickers Indentations on Brittle Materials*, Acta Materialia, 49 (2001), p2961-2974.
77. K. ZENG & C.-H. CHIU, *An Analysis of Load-Penetration Curves from Instrumented Indentation*, Acta Materialia, 49 (2001), p3539-3551.
78. HEQING LI, X. CAI & QUILONG CHENG, *FEM Analysis of the Effect of Interfacial Constraint on Damage Evolution in the Film During Indentation*, Scripta Materialia, 45 (2001), p1381-1386.
79. W. ZHANG & G. SUBHASH, *An Elastic-Plastic-Cracking Model for Finite Element Analysis of Indentation Cracking in Brittle Materials*, International Journal of Solids and Structures 38 (2001), p5893-5913.
80. B. COTTERELL, *The Past, Present, and Future of Fracture Mechanics*, Engineering Fracture Mechanics, 69 (2002), p533-553.
81. ZHIYONG LI, Y. T. CHENG, *On Two Indentation Hardness Definitions*, Surface and Coatings Technology, 38 (2002), p124-130.
82. A. ABDUL-BAQI & E. VAN DER GIESSEN, *Numerical Analysis of Indentation-Induced Cracking of Brittle Coatings on Ductile Substrates*, International Journal of Solids and Structures xxx (2002), xxxx

83. DOTTA, F., RUGGIERI, C., *Modelagem Micromecânica de Fratura Dúctil – Parte I & II*. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais, XV, 2002, Natal, RN.
84. GONG, J., MIAO, H., PENG, Z., *A new function for the description of the nanoindentation unloading data*, Scripta Materialia, 49 (2003), p93-97.
85. DIAS, A. M. S., *Análise de Vigas de Seções Abertas de Paredes Finas Sujeitas à Torção via Elementos Finitos*, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1997. 145p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia de Estruturas).
86. AVILA, R. F., *Desempenho de Ferramentas de Metal Duro Revestidas com Ti-N, Ti-C-N e Ti-Al-N (PAPVD) no Torneamento do Aço ABNT 4340 Temperado e Revenido*, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2003, 180p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
87. MCCOLM, I. J., *Ceramic Hardness*, Editora Plenum Press, London, 1990, 324p.
88. ANDERSON, T. L., *Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications*. 2.Ed., CRC Press, Inc., 1995, 688p.
89. COURTNEY, THOMAS H., *Mechanical Behavior of Materials*, McGraw-Hill, Inc, 689p.
90. S. P. TIMOSHENKO & J. N. GOODIER, *Theory of Elasticity*, 3<sup>th</sup>. Ed., McGraw-Hill, Inc. 1982, 567p.
91. K. J. BATHE, *Finite Element Procedures in Engineering Analysis*, Prentice-Hall, Inc. 1982, 735p.

92. ROBERT D. COOK, DAVID S. MALKUS & MICHAEL E. PLESHA, *Concepts and Applications of Finite Element Analysis*. 3.Ed., John Wiley & Sons, Inc. 1989, 630p.
93. D. R. J. OWEN & E. HINTON, *Finite Element in Plasticity*, Pineridge Press LTD, 1991, 593p.
94. METALS HANDBOOK, *Properties and Selection of Metal – Carbides Sinterized*, Vol. 1 – 8<sup>th</sup> Edition, 1961, p659.
95. S. A. SOUZA, *Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos*, Editora Edgard Blücher LTD, 5<sup>a</sup> Edição – 2000, 286p.
96. E. M. TRENT, *Metal Cutting*, Butterworths & Co. LTD. – 2<sup>nd</sup> Edition – 1994, 245p.
97. OLLER, S., *Fractura Mecânica: um enfoque global*. CIMNE, Primera Edición, 2001, 286p.
98. DIN 50133, *Testing of Metallic Materials – Vickers hardness Testing*. Deutschen Normen, 1972, 7p.
99. MSC.MARC, Volume A: Theory and User Information, Version 2001.
100. ASTM E399, *Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*, 1990.
101. BROEK, D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Fourth Revised Edition, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1986, 501p.
102. FAPEMIG, *Simulação Numérica dos Processos de Fratura na Tecnologia de Recobrimentos Superficiais*, Projeto de Pesquisa, 2003.

## 11. PUBLICAÇÕES DO AUTOR.

- DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Numerical Simulation of Fracture Toughness Indentation Testing. In: Iberian Latin-American Congress on Computational Methods in Engineering, XXII, 2001, Campinas/SP;
- DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Simulação Numérica dos Testes de Indentação na Engenharia de Recobrimentos. In: Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, XVI, 2001, Uberlândia/MG;
- DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Numerical Analysis of the Vickers Indentation Testing. In: Ibero-Latin American Congress of Computational Methods in Engineering, XXIII, 2002, Giulianova, Teramo, Italy.
- VECCHIO, S. D., VELLOSO, V. R., DIAS, A. M. S., SANTOS, N. C., Análise Numérica do Fator de Intensidade de Tensão via Correlação de Deslocamento. In: Chileno Congress of Mechanical Engineering, X, 2002, Santiago de Chile, Chile.
- DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Análise dos Testes de Indentação Vickers em Cerméticos WC-Co. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, XV, 2002, Natal/RN;
- DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Análise Numérica dos Ensaios de Fratura em Metal Duro WC-Co. In: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, II, 2003, Uberlândia, MG.
- DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Simulação Numérica do Ciclo de Indentação numa Amostra de WC-6Co. In: Ibero-Latin American Congress of Computational Methods in Engineering, XXIV, 2003, Ouro Preto, MG.

- DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Análise do Ensaio Vickers através do Método dos elementos Finitos. In: Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, III, 2004, Belém, PA.
- DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Análise Numérica do Ensaio de Indentação em um WC-6Co. In: Congresso em Ciência de Materiais do MERCOSUL, II, 2004, Joinville, SC.
- DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., AVILA, R. F., Análise do Ensaio Vickers em uma Pastilha de WC-Co. In: Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, XVI, 2004, Porto Alegre, RS.

# **APÊNDICE - A**

**Análise dos Ensaios de Indentação em Metais Duros através dos Conceitos da  
Mecânica da Fratura.**

Os modelos baseados nos princípios da mecânica da fratura para as trincas medianas foram desenvolvidos por Lawn e Fuller,<sup>a</sup> Evans e Charles,<sup>b</sup> entre outros. Em 1982, Niihara *et al.*<sup>c</sup> verificaram que as expressões baseadas no sistema de trincas medianas não apresentavam resultados satisfatórios para alguns metais duros (WC-Co), sugerindo que o sistema de nucleação das trincas no WC-Co seria Palmqvist. Até 1983, não havia sido desenvolvida uma análise para avaliar o comportamento das trincas Palmqvist com base nos princípios da mecânica da fratura.

No ano de 1983, Niihara<sup>d</sup> propôs um modelo analítico para as trincas radiais Palmqvist, baseado no princípio da mecânica da fratura, este modelo está apresentado no presente Apêndice.

Conforme descrito no Capítulo 3, diversos trabalhos experimentais sobre a fratura nos ensaios de indentação em metais duros identificaram que as primeiras trincas a se formarem foram as Palmqvist, Figura A.1. Estas trincas se propagaram radialmente na direção da diagonal do indentador e, na fase de descarregamento do ensaio, elas crescem em comprimento e em profundidade.

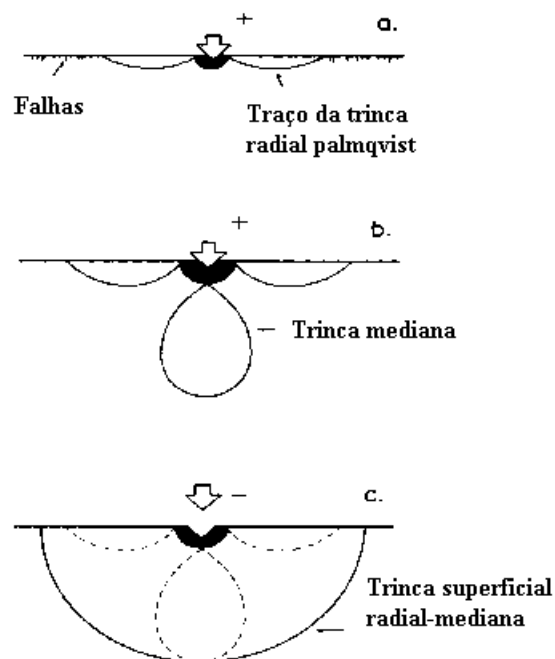


Figura A.1 – Formação da trinca radial Palmqvist.<sup>e</sup>

A partir de observações experimentais, Niihara<sup>d</sup> descreveu como semi-elíptico o modelo para a configuração final da trinca Palmqvist, cuja geometria está esquematizada na Figura A.2, e utilizou este modelo geométrico para desenvolver uma expressão analítica para determinar a tenacidade à fratura em metais duros através do ensaio de indentação.

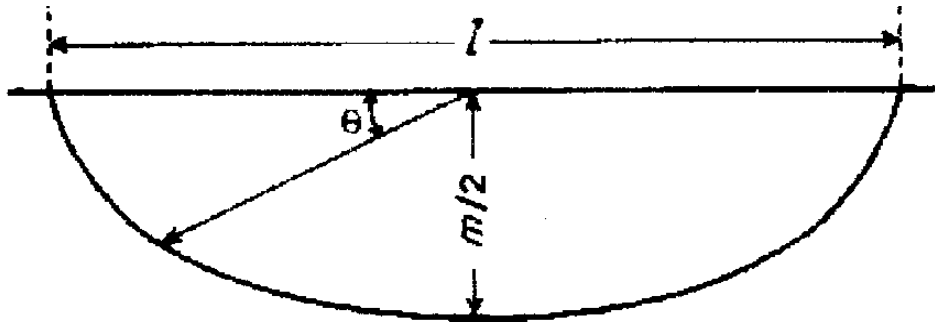


Figura A.2 – Modelo semi-elíptico para a trinca Palmqvist.<sup>d</sup>

A Equação (A.1) descreve o valor do fator de intensidade de tensões,  $K_I$ , para os pontos situados no contorno, ou face, de uma trinca superficial semi-elíptica em uma placa plana submetida ao modo I de carregamento, com o campo de tensões uniforme  $\sigma$  agindo perpendicularmente a trinca, Figura A.3.

$$K_I = k_0 \sigma \sqrt{\frac{\pi b}{Q}} f(\theta) \quad (\text{A.1})$$

A solução desta expressão é válida somente para trincas com pequenas dimensões quando comparadas com as dimensões da placa. Nesta expressão,  $b$  é a profundidade da trinca,  $f(\theta)$  é uma função do ângulo  $\theta$  que determina a posição de um ponto no contorno da trinca,  $k_0$  é o fator de correção da superfície livre e  $Q$  é uma integral elíptica de segunda ordem, conforme Equação (A.2).<sup>f</sup>

$$Q = \Psi^2 = \int_0^{\pi/2} \left[ 1 - \frac{c^2 - b^2}{c^2} \sin^2 \theta \right]^{1/2} d\theta \quad (\text{A.2})$$

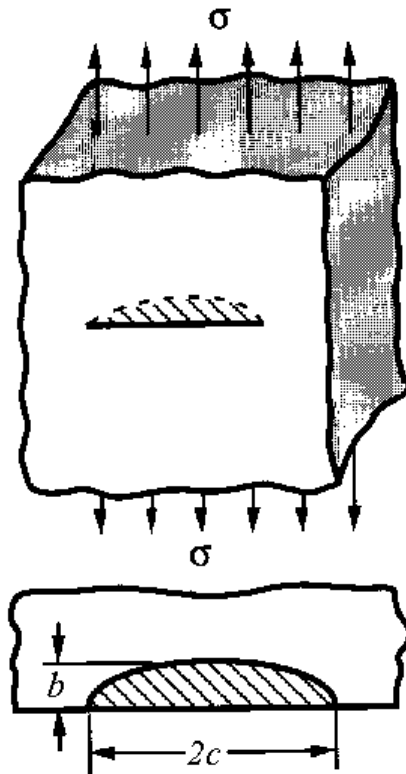


Figura A.3 – Trinca superficial semi-elíptica sujeita ao modo I de carregamento uniforme, sendo  $b \leq c$ , onde  $b$  é a profundidade da trinca e  $2c$  é o seu comprimento.<sup>g</sup>

Niihara<sup>d</sup> se mostrou interessando em avaliar o fator de intensidade de tensões ao longo do eixo maior da geometria elíptica, Figura A.2, porque o valor do fator de intensidade de tensões crítico ( $K_{IC}$ ) foi relacionado com o comprimento da trinca Palmqvist ( $l$ ). Por isto, o autor considerou  $\theta$  igual a zero na Equação (A.1), reduzindo-a na Equação (A.3).

$$K_{I(\theta=0)} = \frac{k_0 \sigma \sqrt{\pi b^2 / c}}{\Psi} \quad (\text{A.3})$$

Nesta expressão, foram substituídos os valores do modelo para a trinca Palmqvist, Figura A.2, quais sejam,  $b=m/2$  e  $2c=l$ , obtendo-se a Equação (A.4).

$$K_I = \frac{k_0 \pi^{1/2} \sigma \left( \frac{m^2}{l} \right)^{1/2}}{\Psi 2^{1/2}} \quad (\text{A.4})$$

Niihara<sup>d</sup> considerou que a tensão uniforme  $\sigma$ , Equação (A.4), seria provocada pelo campo de tensões residuais que ocorre durante o descarregamento do ensaio. Segundo o autor, uma análise elasto-plástica da região de indentação indicou que a máxima tensão residual de tração na região da nucleação trinca Palmqvist é avaliada através da Equação (A.5).

$$\sigma = \sigma_r \approx \left( \frac{H}{3^{1/2} \phi} \right) 0,63 \left( E \phi \tan \beta / H \right)^{2/5} \quad (\text{A.5})$$

O autor assumiu que a ordem de grandeza da profundidade da trinca ( $m/2$ ) seria proporcional a metade do comprimento da diagonal do indentador Vickers, conforme Equação (A.6).

$$m \cong \left( k_1 a / \tan 74^\circ \right) \quad (\text{A.6})$$

Onde  $a$  é a metade do comprimento da impressão da diagonal do indentador, Figura 4.1. Os valores das demais constantes assumidos no trabalho de Niihara<sup>d</sup> estão discriminados na Tabela A.I.

Tabela A.I – Valores das constantes adotadas por Niihara.<sup>d</sup>

Constante	Nomenclatura	Valor estimado
$k_0$	Fator de correção da superfície livre.	1,12
$\beta$	Ângulo do cone de indentação.	19,7°
$k_1$	Fator de profundidade da trinca.	0,5
$k_2$	-	0,085( $k_1 * k_2$ )

Para as trincas Palmqvist, cuja relação entre a metade da impressão da diagonal do indentador e o comprimento da trinca radial ( $l/a$ ) estivesse dentro da faixa de 1 a 2,5, o valor da integral elíptica de segunda ordem, Equação (A.2), varia entre 1,09 e 1,01. Por isso, Niihara<sup>d</sup> considerou este valor aproximadamente como unitário.

Por fim substituindo as Equações (A.5) e (A.6) na Equação (A.4) e os valores adotados para as constantes, Tabela A.I, e para a integral  $Q=\psi^2$ , obtém-se a Equação (A.7) para avaliação da tenacidade à fratura a partir dos ensaios de indentação Vickers.

$$\left( K_{IC}\phi / Ha^{1/2} \right) (H/E\phi)^{2/5} = 0,0485(l/a)^{1/2} \quad (A.7)$$

$K_{IC}$  é o fator de intensidade de tensões crítico e o valor do fator de forma  $\phi$  para o ensaio de indentação foi adotado como sendo igual a 2,7, conforme Lawn e Fuller.<sup>a</sup>

---

<sup>a</sup> Lawn, B. R., Fuller, E. R., Equilibrium Penny-like Cracks in Indentation Fracture, *Journal of Materials Science*, 10, p2016-2024, 1975.

<sup>b</sup> Evans, A. G., Charles, E. A., Fracture Toughness Determinations by Indentations, *Journal of American Ceramic Society*, 59, p371-372, 1976.

<sup>c</sup> Niihara, K., Morena, R., Hasselman, D. P. H., Evaluation of  $K_{IC}$  of Brittle Solids by the Indentation Method with Low Crack-to-Indent Ratios, *Journal of the Materials Science Letters*, 1, p13-16, 1982.

<sup>d</sup> Niihara, K., A Fracture Mechanics Analysis of Indentation-Induced Palmqvist Crack in Ceramics, *Journal of the Materials Science Letters*, 2, p221-223, 1983.

<sup>e</sup> Ostojic, P., McPherson, R., A Review of Indentation Fracture Theory: Its Development, Principles and Limitations, *International Journal of Fracture*, v. 33, p.297-312, 1987.

<sup>f</sup> Broek, D. *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Fourth Revised Edition, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1986, 501p.

<sup>g</sup> Anderson, T. L., *Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications*. Second edition, CRC Press, Inc., 1995, 688p.

# **APÊNDICE - B**

**Introdução à Metodologia dos Elementos Finitos.**

Este Apêndice tem por objetivo descrever uma introdução ao método dos elementos finitos (MEF). Um estudo mais profundo e detalhado pode ser feito em uma literatura específica como, por exemplo, no livro de *Finite Element in procedures Engineering Analysis*.<sup>a</sup>

O MEF, baseado nos deslocamentos, considera as equações de equilíbrio de cada elemento, Figura B.1, e a posterior solução do sistema de equações resultante. A determinação da energia potencial total da estrutura é obtida através de um processo de discretização que consiste em utilizar funções de interpolação do campo de deslocamentos no domínio do elemento e impor as condições de equilíbrio no domínio da estrutura e de compatibilidade geométrica entre os elementos e as condições de contorno, através da minimização do potencial total da estrutura.

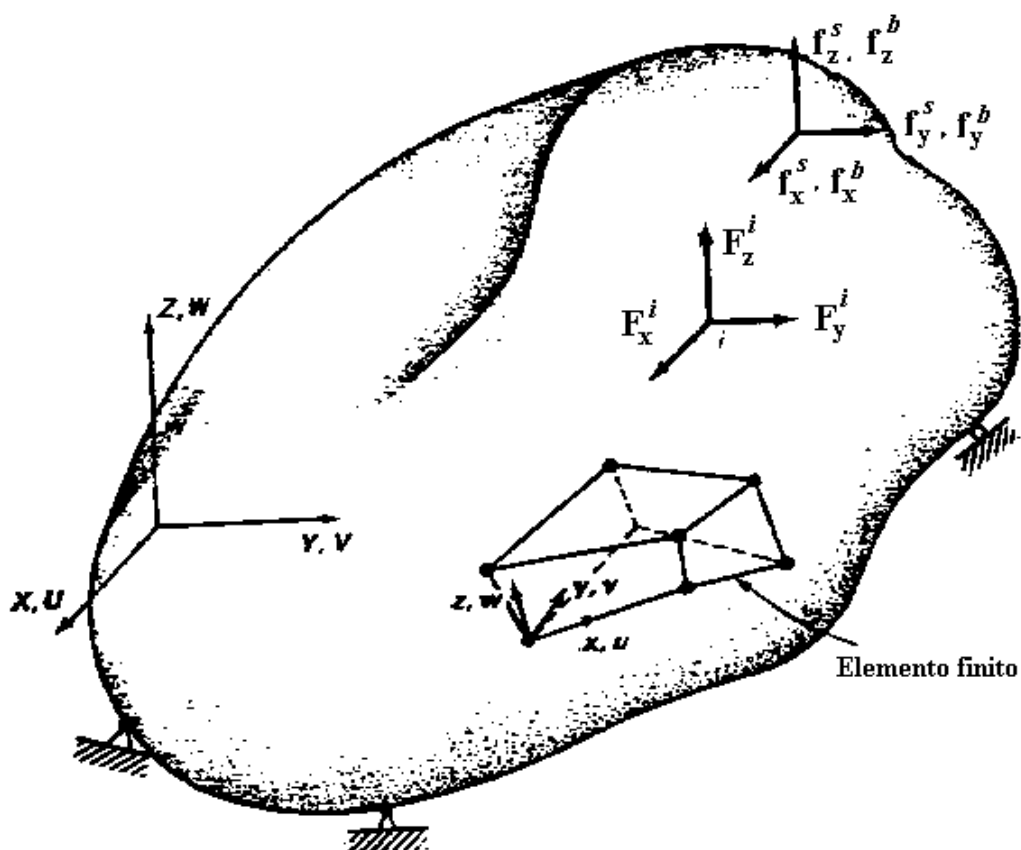


Figura B.1 – Corpo tridimensional genérico.<sup>a</sup>

Considerando o equilíbrio do corpo tridimensional mostrado na Figura B.1, o carregamento externo aplicado sobre este corpo é dividido em forças de superfície, forças de corpo e cargas concentradas. Estas forças também incluem as reações de apoio do corpo e possuem componentes correspondentes ao sistema de coordenadas globais ( $X, Y, Z$ ). O equilíbrio do corpo e as correspondentes condições de contorno são estabelecidas através da minimização da energia do sistema.

A formulação do MEF consiste em calcular o potencial total do corpo, funcional  $\Pi$ , Equações (B.1) a (B.5), determinando seu variacional ( $\delta\Pi$ ) e igualando-o a zero.<sup>a</sup>

$$\Pi = U - W \quad (\text{B.1})$$

onde:

$$U = \left(\frac{1}{2}\right) \int_V \underline{\varepsilon}^T \underline{C} \underline{\varepsilon} dV \quad (\text{energia potencial de deformação do corpo}). \quad (\text{B.2})$$

$$W = \int_V \underline{u}^T \underline{f}^b dV + \int_V \underline{u}^{sT} \underline{f}^s dV + \sum_i \underline{u}^{iT} \underline{f}^i \rightarrow (\text{trab. das cargas concentradas}). \quad (\text{B.3})$$

$\rightarrow$  (trabalho das forças de superfícies).  
 $\rightarrow$  (trabalho das forças de corpo).

$$\underline{\varepsilon}^T = [\varepsilon_x \quad \varepsilon_y \quad \varepsilon_z \quad \gamma_{xy} \quad \gamma_{yz} \quad \gamma_{zx}] \quad (\text{tensor de deformações}). \quad (\text{B.6})$$

$\underline{C}$  - Matriz elástica constitutiva da tensão *versus* deformação.

$$\underline{u}^T = [u_x \quad u_y \quad u_z] \quad (\text{vetor de deslocamento do ponto}). \quad (\text{B.5})$$

Considerando as forças de corpo e de superfície iguais a zero, Equação (B.3), e minimizando o variacional Equação (B.1), tem-se a Equação (B.6)

$$\int_V \delta \underline{\varepsilon}^T \underline{C} \underline{\varepsilon} dV = \sum_i \delta \underline{u}^{iT} \underline{f}^i \quad (\text{B.6})$$

Discretiza-se, como esquematizado na Figura B.2, o domínio (estrutura) em subdomínios (elementos) que estão limitados por pontos nodais. Defini-se o campo de deslocamentos de um ponto no interior do elemento como  $\underline{u}^m$ , Equação (B.7), onde o índice  $m$  refere-se a um elemento genérico analisado.

$$\underline{u}^m[x \ y \ z] = \underline{H}^m[x \ y \ z] \hat{\underline{u}}^m \quad (\text{B.7})$$

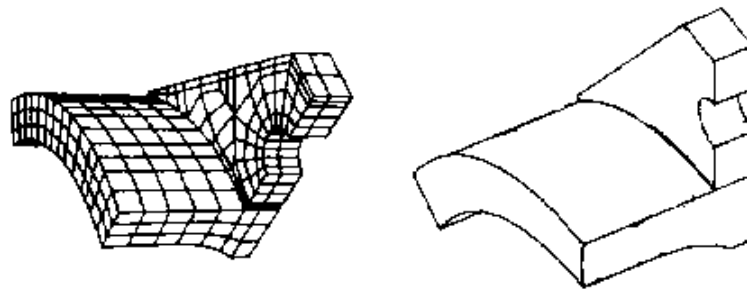


Figura B.2 – Discretização de uma estrutura através de elementos finitos.<sup>b</sup>

A definição dos deslocamentos dos pontos nodais  $\hat{\underline{u}}^m$  do elemento é determinada através de uma função forma  $\underline{H}^m$  para o campo de deslocamento no interior do elemento. Esta função forma depende, entre outros parâmetros, do número de nós do elemento, Figura B.3. Para o elemento de barra constituído de dois nós a função de forma é linear, Figura B.3a e, para o elemento com três nós, esta função é de segunda ordem (parabólica), Figura B.3b.

Para elementos bidimensionais como, por exemplo, com quatro ou oito nós, Figura B.4, a função de forma possui componentes em relação às coordenadas planares. Analogamente, para elementos tridimensionais a função de forma tem componentes em relação aos três eixos coordenados.

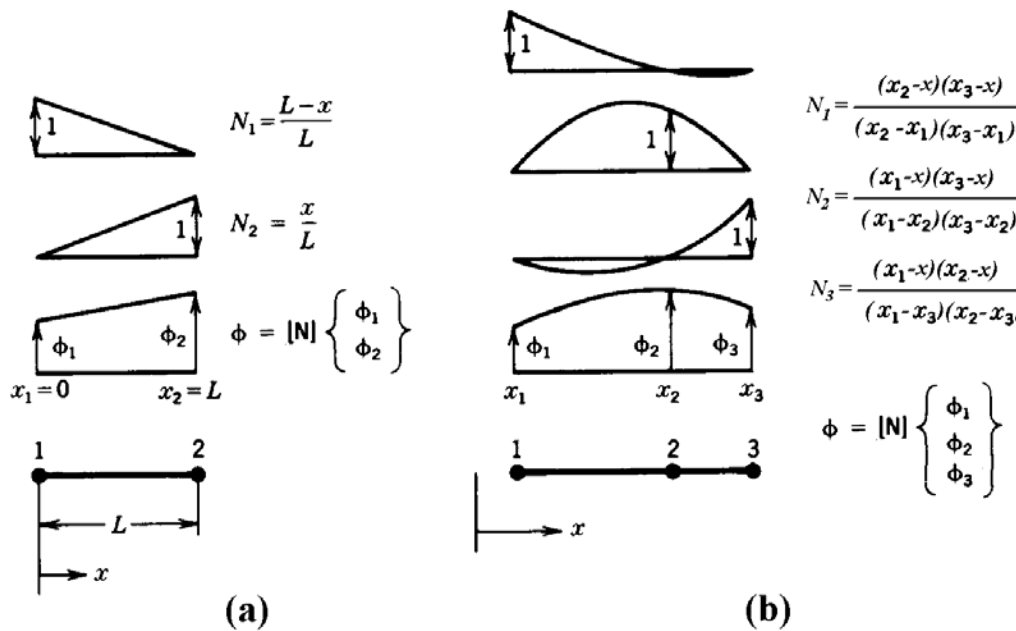


Figura B.3 – Função de forma para elementos de barra com dois e três nós.<sup>b</sup>

A partir do campo de deslocamento definido pela Equação (B.7), considerando o modelo de elemento especificado, a expressão de deformação associada é obtida através da Equação (B.8), onde  $\underline{B}^m$  é a matriz transformação deformação *versus* deslocamento para o elemento.

$$\underline{\varepsilon}^m[x \ y \ z] = \underline{B}^m[x \ y \ z] \underline{\hat{u}}^m \tag{B.8}$$

Substituindo-se o campo de deformações obtido para os pontos nodais do elemento, Equação (B.8), na expressão de estacionaridade do potencial total do corpo, Equação (B.6), obtém-se a expressão que representa as condições de equilíbrio estático para cada elemento, Equação (B.9).

$$\int_V \delta \underline{\hat{u}}^{mT} \underline{B}^{mT} \underline{C} \underline{B}^m \underline{\hat{u}}^m dV = \sum_i \delta \underline{\hat{u}}^{imT} \underline{f}^i \tag{B.9}$$

O sistema linear de equações que governa o comportamento do corpo sob ação de cargas externas é obtido pelo somatório das contribuições de todos os elementos do corpo, conforme Equação (B.10).

$$\sum_m \int_V \underline{B}^{mT} \underline{C} \underline{B}^m dV * \underline{\hat{u}}^m = \sum_i f^i \quad (\text{B.10})$$

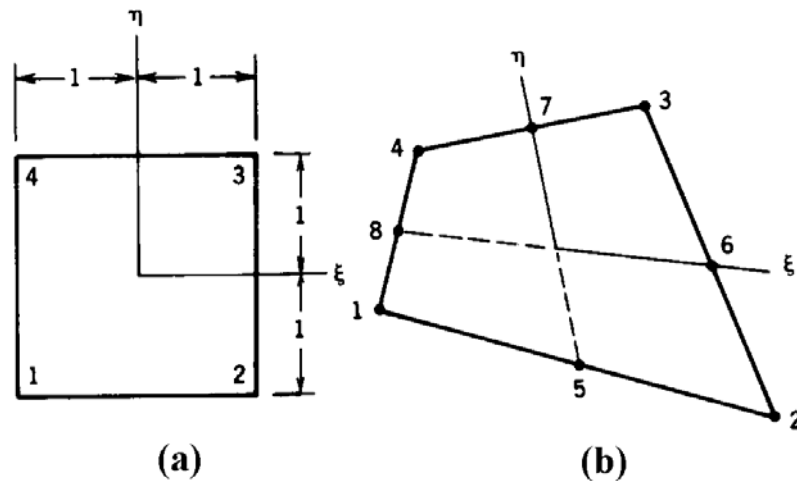


Figura B.4 – Representação nodal de um elemento isoparamétrico plano com: (a) quatro; e (b) oitos nós.<sup>b</sup>

A matriz de rigidez do corpo será definida pela Equação (B.11).

$$\underline{K} = \sum_m \int_V \underline{B}^{mT} \underline{C} \underline{B}^m dV \quad (\text{B.11})$$

Por fim, encontra-se a seguinte Equação (B.12) para o equilíbrio estático do corpo, sendo  $\underline{F}$  o vetor de carregamento nodal:

$$\underline{K} \underline{\hat{u}}^m = \underline{F} \quad (\text{B.12})$$

A formulação até aqui apresentada se refere ao comportamento linear elástico do material e considerando a hipótese de pequenos deslocamentos e deformações. Uma metodologia muito utilizada é a formulação através de elementos finitos isoparamétricos, Figura B.4. A principal idéia desta formulação é a de determinar uma relação entre os deslocamentos nodais e demais pontos no elemento através de um função de interpolação linear ou de ordem superior.

Um outro importante aspecto desta formulação isoparamétrica é a avaliação através da integração numérica. Ou seja, a integração da Equação (B.11) é realizada através do cálculo numérico desta integral volumétrica utilizando pontos de integração distribuídos ao longo dos elementos.

Para uma análise linear de um problema através da consideração de estado plano de tensões, a matriz constitutiva elástica seria representada pela Equação (B.13).

$$\underline{\underline{C}} = \frac{E}{(1-\nu^2)} \begin{bmatrix} 1 & \nu & 0 \\ \nu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1-\nu}{2} \end{bmatrix} \quad (\text{B.13})$$

Uma alternativa para utilizar este método para análises nas quais o material apresenta um comportamento não linear, mantendo-se a hipótese de pequenas deformações e pequenos deslocamentos, é modificar as relações constitutivas do material, por exemplo, conforme Equação (B.14).

$$\underline{\underline{C}}^{EP} = \underline{\underline{C}} - \frac{\underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{q}} (\underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{q}})^T}{\underline{\underline{p}}^T \underline{\underline{q}} + \underline{\underline{q}}^T \underline{\underline{C}}^t \underline{\underline{q}}} \quad (\text{B.14})$$

Nesta expressão, os termos  $\underline{\underline{q}}$  e  $\underline{\underline{p}}$  representam os vetores dos incrementos da tensão e da deformação plástica, respectivamente, ao longo do tempo. A função  $\underline{\underline{F}}$  depende do critério de escoamento adotado no modelo, da curva de fluxo do comportamento não linear do material e, também, do incremento ao longo do tempo.

Para análises com pequenos deslocamentos e grandes deformações pode-se utilizar a relação tensão *versus* deformação da formulação de Jaumann adaptada, conforme pode ser encontrada na literatura e que foi demonstrada no trabalho de análise dos ensaios de indentação através do MEF dos autores Larsson e Giannakopoulos.<sup>o</sup>

Diversos *solvers* comerciais de Elementos Finitos são capazes de realizar análises complexas, de não linearidade da material e para análises com grandes deslocamentos e grandes deformações.<sup>a, b, c</sup> A utilização destes pacotes comerciais resulta em um esforço menor na implementação de um modelo numérico, entretanto estes *solvers* apresentam limitações na resolução de problemas específicos como, por exemplo, análise de fratura em materiais compósitos.

---

<sup>a</sup> Bathe, K. J., *Finite Element Procedures in Engineering Analysis*. Prentice-Hall, Inc. 1982, 735p.

<sup>b</sup> Cook, R. D., Malkus, D. S., Plesha, M. E., *Concepts and Applications of Finite Element Analysis*. Third edition, John Wiley & Sons, Inc., 1989, 630p.

<sup>c</sup> 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, p268-281, 1998.

# **APÊNDICE - C**

**Ensaio de Dureza Vickers em uma Amostra da Pastilha de uma Ferramenta de Corte da Classe K10 (WC-6Co).**

Realizaram-se ensaios de dureza Vickers em uma pastilha de ferramenta de corte da classe K10 de carboneto de tungstênio contendo 6% de cobalto (WC-6Co), utilizando uma máquina de ensaio de dureza *HECKERT* e um indentador piramidal de base quadrada de diamante, com ângulo de abertura entre as faces de  $136^\circ$ . Os principais objetivos destes experimentos foram determinar a dureza superficial da amostra e verificar as características destes ensaios de dureza para melhor representá-lo a partir de um modelo numérico.

Os ensaios experimentais seguiram as orientações da norma *DIN50133*.<sup>a</sup> A superfície da amostra foi lixada e polida através de um procedimento que utilizou lixas impregnadas com carboneto de silício (SiC), seguido de um polimento seletivo com óxido de alumínio em menor granulometria disponível ( $0,01\mu\text{m}$ ). Ávila<sup>b</sup> adotou este procedimento com o propósito de revelar os carbonetos dispersos na matriz de cobalto, Figura C.1, sem a necessidade da utilização de reagentes na preparação da amostra. Espera-se que este procedimento não deve produzir grandes tensões residuais superficiais, devido ao processo de preparação.<sup>b</sup>

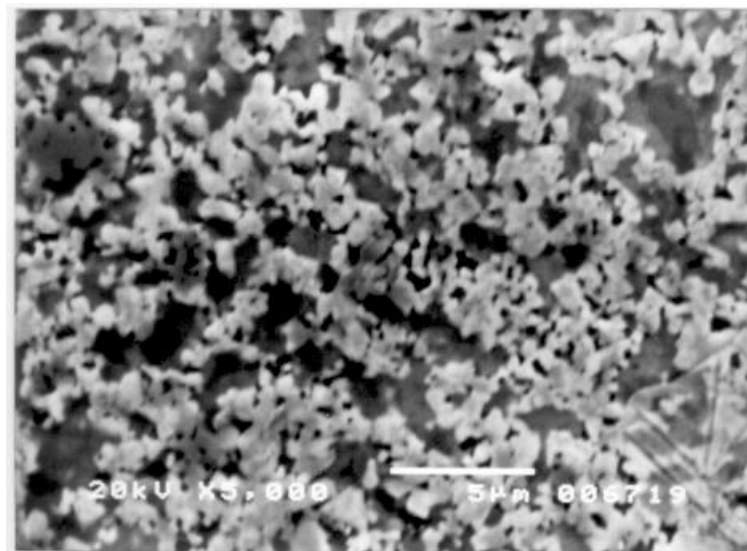


Figura C.1 – Microestrutura da amostra da ferramenta de corte K10.<sup>b</sup>

Segundo o fabricante<sup>c</sup>, esta ferramenta de corte apresenta uniformidade em relação à distribuição dos carbonetos na matriz de cobalto, o que pode ser avaliado através de um análise da microestrutura da amostra, Figura C.1. A Tabela C.I ilustra a composição

química desta ferramenta, ilustrando os percentuais de carboneto de tungstênio, cobalto e outros elementos no WC-6Co. O fabricante também informa que sua dureza Vickers encontra-se na faixa de 14 a 18GPa.

Tabela C.I –Composição química da ferramenta de corte K10.<sup>c</sup>

Elemento	WC	Co	TaC	NbC	TiC
%	86,0	6,0	0,6	0,4	0,7

Nestes ensaios experimentais foram usadas duas cargas, uma de 294N e outra de 612,5N. Estas cargas foram lentamente aplicadas na superfície da amostra por meio de um pistão e mantidas durante 30 segundos, sendo depois retiradas e sua impressão observada através de um microscópio, conforme procedimento descrito por Souza.<sup>d</sup> Os ensaios foram realizados em diferentes superfícies da ferramenta de corte, Figura C.2. Dois ensaios, com carga de 612,5N, foram feitos na superfície de corte da ferramenta, os demais, nas superfícies de saída e de folga, com cargas de 294N.

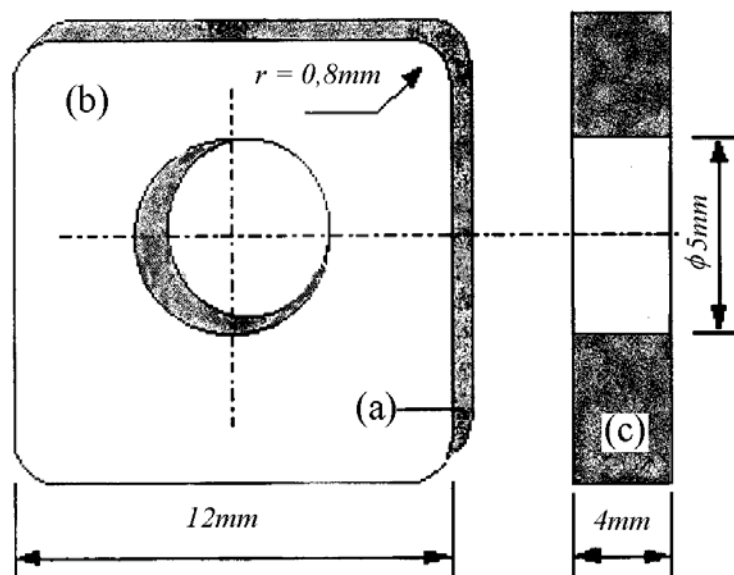


Figura C.2 – Principais dimensões da ferramenta de corte K10, onde (a) é a superfície de corte, (b) a superfície de saída e (c) a superfície de folga.<sup>b</sup>

Os resultados experimentais obtidos estão mostrados na Tabela C.II. Nesta tabela, os valores de  $(2a_1)$  e  $(2a_2)$  correspondem ao comprimento das duas diagonais da impressão do indentador, Figura C.3, e  $l_1$ ,  $l_2$ ,  $l_3$  e  $l_4$  correspondem ao comprimento das quatro trincas radiais que surgem durante a fase de descarregamento do ensaio na amostra de WC-6Co, Figura C.4. Estes resultados serviram de base para a validação do comportamento global destes ensaios através da simulação numérica.

Tabela C.II – Dados experimentais obtidos na análise de uma amostra de WC-6Co.

Carga	Superfície	Diagonal	Trinca Palmqvist	Comp. médio trinca	$l/a$	Dureza GPa
612,5N Ensaio (I)	(a)	$(2a_1)=126,4\mu\text{m}$	$l_1=81,3\mu\text{m}$	$l_{1-2}=80,2\mu\text{m}$	1,269	17,66
			$l_2=79,1\mu\text{m}$			
		$(2a_2)=139,3\mu\text{m}$	$l_3=86,0\mu\text{m}$	$l_{3-4}=88,6\mu\text{m}$	1,272	
			$l_4=91,2\mu\text{m}$			
612,5N Ensaio (II)	(a)	$(2a_1)=128,5\mu\text{m}$	$l_1=74,3\mu\text{m}$	$l_{1-2}=73,3\mu\text{m}$	1,141	18,01
			$l_2=72,3\mu\text{m}$			
		$(2a_2)=142,4\mu\text{m}$	$l_3=125,8\mu\text{m}$	$l_{3-4}=113,3\mu\text{m}$	1,591	
			$l_4=100,8\mu\text{m}$			
294N Ensaio (III)	(c)	$(2a_1)=89,6\mu\text{m}$	$l_1=30,6\mu\text{m}$	$l_{1-2}=33,8\mu\text{m}$	0,755	18,03
			$l_2=36,7\mu\text{m}$			
		$(2a_2)=87,6\mu\text{m}$	$l_3=23,8\mu\text{m}$	$l_{3-4}=18,1\mu\text{m}$	0,413	
			$l_4=12,4\mu\text{m}$			
294N Ensaio (IV)	(b)	$(2a_1)=92,1\mu\text{m}$	$l_1=47,0\mu\text{m}$	$l_{1-2}=48,2\mu\text{m}$	1,046	15,51
			$l_2=49,3\mu\text{m}$			
		$(2a_2)=92,2\mu\text{m}$	$l_3=44,0\mu\text{m}$	$l_{3-4}=35,4\mu\text{m}$	0,767	
			$l_4=26,7\mu\text{m}$			

Os valores experimentais de dureza destes ensaios estão dentro da faixa informada pelo fabricante<sup>c</sup>, Tabela C.II. Estes resultados, em diferentes superfícies da amostra, e a uniformidade da distribuição dos carbonetos de tungstênio na matriz de cobalto sugerem

que as hipóteses de comportamento uniforme e homogêneo utilizadas no modelo numérico do ensaio de indentação na amostra de WC-6Co foram adequadas.

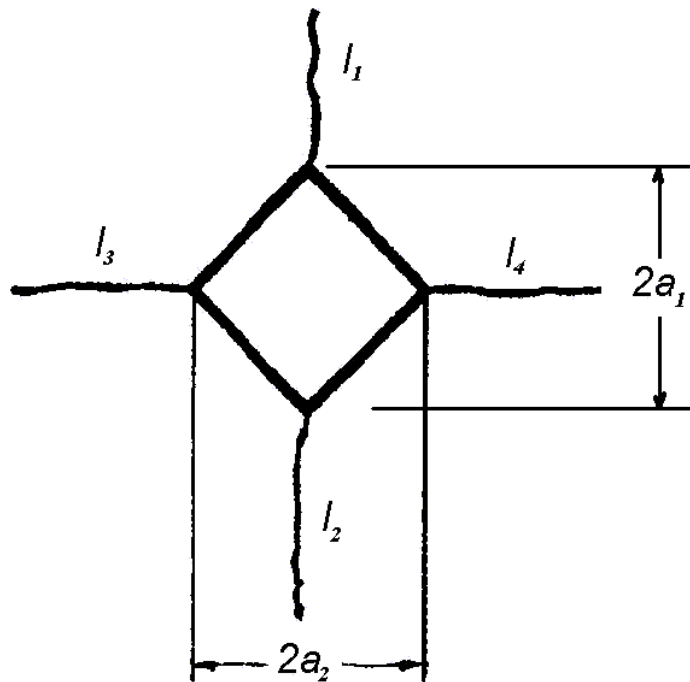


Figura C.3 – Representação esquemática das medidas das trincas Palmqvist.<sup>e</sup>

Na Tabela C.II, verifica-se que a relação entre a metade do comprimento da diagonal da impressão do indentedor ( $a$ ) e o comprimento da trinca radial ( $l$ ), Figura C.3, está dentro da faixa  $0,25 \leq l/a \leq 2,5$ , o que, segundo Niihara *et al.*,<sup>f</sup> corresponde a trincas Palmqvist.

A partir dos resultados mostrados na Tabela C.II, optou-se por avaliar o valor do fator de intensidade de tensão ( $K_{IC}$ ) resultante destes ensaios de indentação, pela Equação (C.1), encontrada por Niihara *et al.*<sup>f</sup> Adotaram-se os valores encontrados por Zeng e Chiu<sup>g</sup> para as propriedades mecânicas do WC-6Co, Tabela IV.1, a saber, módulo de Young ( $E$ ) de 619,5GPa, limite de escoamento ( $\sigma_y$ ) de 5,76GPa. Também, optou-se por utilizar a avaliação do fator de restrição ( $\phi$ ) sugerido por Szutkowska.<sup>h</sup>

$$\left( K_{IC} \phi / H a^{1/2} \right) (H/E\phi)^{2/5} = 0,035(l/a)^{1/2} \quad (C.1)$$

Os resultados encontrados para o fator de intensidade de tensão foram discriminados na Tabela C.III e comparado com o valor de  $K_{IC}$ , igual a  $10\text{MN/m}^{3/2}$ , encontrado na literatura para o WC-6Co a partir do ensaio de fratura de flexão (SENB).

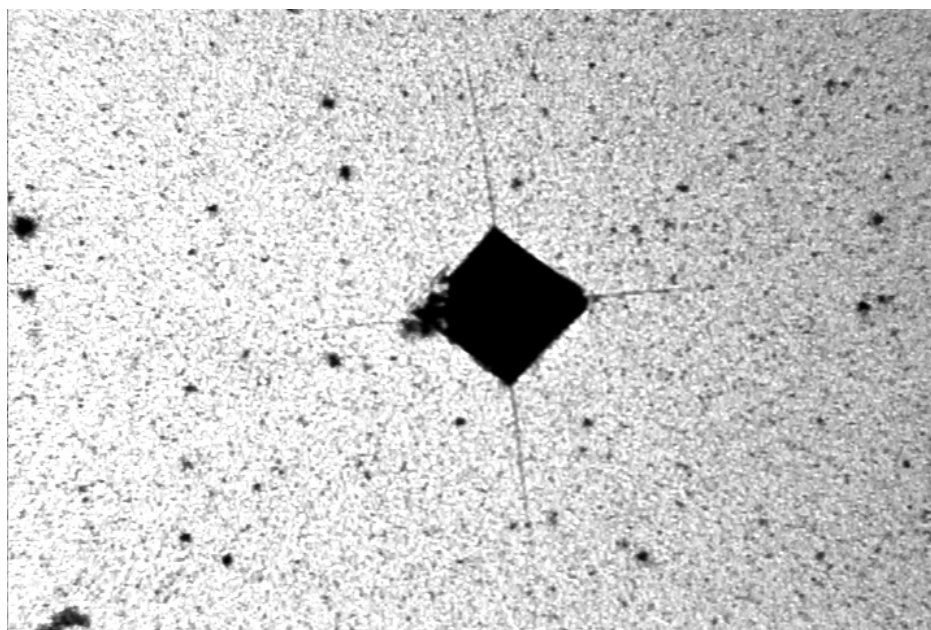


Figura C.4 – Trincas radiais após ensaio Vickers em um carboneto de tungstênio com 6% de cobalto (WC-6Co).<sup>i</sup>

Tabela C.III – Avaliação da tenacidade para o WC-6Co a partir do ensaio Vickers.

Ensaio	Dureza	$\phi=H/\sigma_y$	$l/a$	$K_I$ (MN/m <sup>3/2</sup> )	Dif. – $K_{IC}$ (SENB)
(I)	17,66GPa	3,07	1,269	9,25	8,1%
			1,272	9,68	3,3%
(II)	18,01GPa	3,13	1,141	9,84	1,6%
			1,591	8,75	14,3%
(III)	18,03GPa	3,13	0,755	10,10	9,55%
			0,413	13,47	34,7%
(IV)	15,51GPa	2,69	1,046	8,68	15,2%
			0,767	10,16	1,6%

Conclui-se que a avaliação da tenacidade desta ferramenta de corte (K10) a partir dos ensaios de indentação, através da Equação (C.1), apresentou resultados adequados, pois apresentaram uma diferença em torno de 10% quando comparados com o valor do fator de intensidade de tensões crítico deste material obtido por ensaio de fratura SENB.<sup>i</sup> Pode-se também dizer que aparentemente o procedimento de preparação da amostra conduzido por Ávila<sup>b</sup> não produziu significativo campo de tensões residuais na superfície da amostra.<sup>a, b, d, h</sup>

---

<sup>a</sup> DIN50133., Vickers Hardness Testing, 1972. [Deutsche Normen]

<sup>b</sup> AVILA, R. F., Desempenho de Ferramentas de Metal Duro Revestidas com Ti-N, Ti-C-N e Ti-Al-N (PAPVD) no Torneamento do Aço ABNT 4340 Temperado e Revenido, Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2003, 180p. (Tese, Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).

<sup>c</sup> SANDVIK, Manual do fabricante, 2000.

<sup>d</sup> SOUZA, S. A. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos teóricos e práticos. Ed. Edgard Blücher LTD, 5<sup>th</sup> Ed., 2000, 286p.

<sup>e</sup> 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 16, p133-142, 1998.

<sup>f</sup> NIIHARA, K., MORENA, R., HASSELMAN, D. P. H., Evaluation of  $K_{IC}$  of Brittle Solids by the Indentation Method with Low Crack-to-Indent Ratios, Journal of the Materials Science Letters, 1, p13-16, 1982.

<sup>g</sup> ZENG, K., CHIU, C-h. An Analysis of Load-Penetration Curves from Instrumented Indentation, Acta Materialia, 49, p3539-3551, 2001.

<sup>h</sup> SZUTKOWSKA, M., Fracture Toughness Measurement of WC-Co Hard-metals by Indentation Method, Journal of Advanced Materials, 31: (3), Jul 1999.

<sup>i</sup> DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Análise do Ensaio Vickers através do Método dos Elementos Finitos. In Press, 2004.

# **APÊNDICE - D**

**Configuração do Sistema Computacional.**

Neste trabalho de Tese foi utilizado um sistema computacional composto basicamente de uma *Workstation*, cuja configuração está descrita na Tabela D.I, e um solver comercial de elementos finitos MARC™. Este sistema computacional foi adquirido através de um projeto de pesquisa financiado pela FAPEMIG (TEC 188/01).<sup>a</sup>

Tabela D.I – Configurações da Workstation DELL Precision 530.

<i>Modelo</i>	Precision 530.
<i>ChipSet</i>	Intel 860 – FSB 400 MHz.
<i>Processador</i>	2 Processadores Intel Xeon 1,5 GHz.
<i>Cache</i>	256KB Advanced Transfer L2 Cache.
<i>Memória RAM</i>	RIMM, 1 GB, PC800, 2 X 512.
<i>Disco Rígido</i>	2 Discos de 40 GB ATA 100.
<i>Controladora</i>	Integrada ATA/100 EIDE e um controlador U160 SCSI.
<i>Controladora de vídeo</i>	ATI, Radeon VE, 1 Monitor, VGA 32 Mb.
<i>Placa de Som</i>	Integrada AC'97 Full-Duplex Audio.
<i>Alto Falantes</i>	Harmon Kardon 195.
<i>Placa de Rede</i>	Integrada Network Interface - 3Com® 3C920v3 Fast EtherLink XL 10/100 PCI com Wakeup LAN.
<i>Teclado</i>	ENHANCED QUIETKEY, PS/2
<i>Sistema Operacional</i>	Windows 2000 Pro - (Inglês).
<i>Mouse</i>	INTELLIMOUSE, 2BTN, W/SC.
<i>Monitor</i>	DELL 19".
<i>Floppy</i>	3.5, 1.44MB.
<i>CDRW</i>	16X/10X/40X CDRW.
<i>DVD ROM</i>	16 X.
<i>Fonte de Alimentação</i>	460 watt.
<i>Garantia</i>	3 anos "On-site".

Optou-se pela aquisição da Workstation Dell Precision 530 por esta apresentar uma boa relação custo *versus* benefício, apesar deste *hardware* utilizar como sistema operacional

o *software* WINDOWS NT/2000. Este sistema operacional não se mostrou adequado para gerenciar *solvers* de elementos finitos, inclusive, acarretando problemas como, por exemplo, conflitos na validação das licenças destes pacotes comerciais.

O projeto de pesquisa TEC 188/01<sup>a</sup> previa a utilização de dois *solvers* comerciais, o MARC™ e o ANSYS®, ambas versões *University*. Entretanto no desenvolvimento do projeto de pesquisa da FAPEMIG concomitantemente com este trabalho de doutorado, optou-se pela utilização do MARC™ principalmente por este apresentar maiores recursos para avaliação de mecanismos de fratura em estruturas.<sup>b</sup>

---

<sup>a</sup> FAPEMIG, Simulação Numérica dos Processos de Fratura na Tecnologia de Recobrimentos Superficiais, Projeto de Pesquisa, 2003.

<sup>b</sup> MSC.MARC, Volume A: Theory and User Information, Version 2001.

# **APÊNDICE - E**

**Descrição do Modelo Numérico para Representação do Ensaio de Indentação  
Vickers.**

No presente Apêndice serão descritas as etapas utilizadas para gerar o modelo numérico do ensaio de indentação Vickers em uma amostra de WC-6Co. Estas etapas foram implementadas no pré-processador gráfico Mentat™ para a geração do modelo numérico e da malha capazes de representar o processo de indentação. Este software está incorporado ao *solver* de elementos finitos MARC™.<sup>a</sup> A Figura E.1 ilustra a tela inicial do Mentat™, na qual o menu principal encontra-se em seu lado esquerdo. A partir deste menu foram esquematizados o modelo numérico e sua respectiva malha, bem como foram definidas as condições de contorno e de carregamento. Da mesma forma, também foram implementadas as características mecânicas do WC-6Co, assim como foram definidos o tipo de incremento, o número de passos, as condições de contato, o modelo de dano utilizado e a avaliação da integral  $J$ .



Figura E.1 – Tela principal do *pré-processador* gráfico Mentat™.

A sistemática utilizada na representação numérica do ensaio de indentação Vickers não é única, como se verificou através dos trabalhos encontrados na literatura. Logo, é possível representar este processo através de diferentes modelos numéricos. Desta

forma, procurou-se neste Apêndice demonstrar os possíveis passos usados na representação de um modelo numérico sem a incorporação de trincas, capaz de representar o ensaio de indentação piramidal Vickers em uma amostra de WC-6Co.

Para melhor descrever o desenvolvimento deste modelo utilizou-se a seqüência do menu principal, Figura E.1, ou seja:

- Geração da malha;
- Definição das condições de contorno;
- Descrição das propriedades do material;
- Implementação do modelo para o contato entre o indentedor e a amostra;
- Definição dos tipos de carregamentos;
- Implementação do modelo.

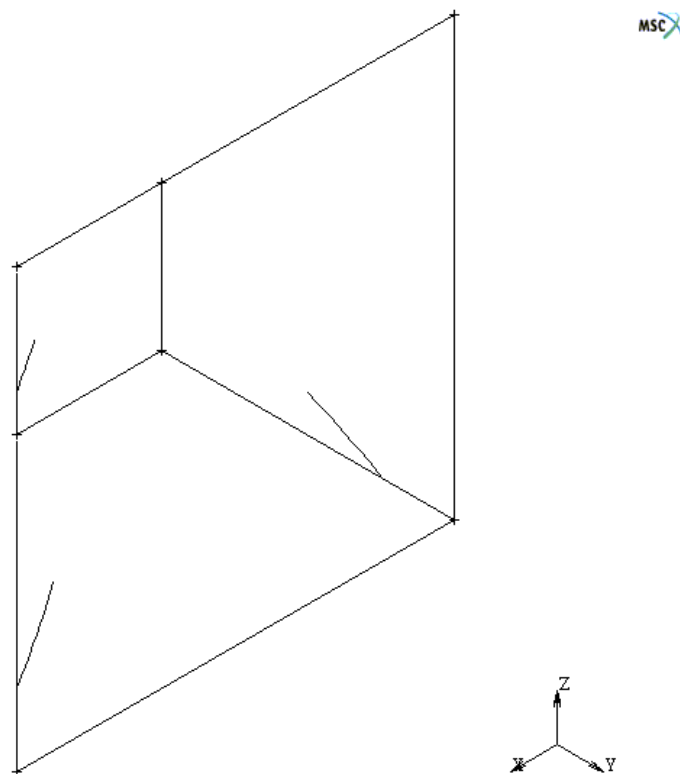


Figura E.2 – Superfícies auxiliares para geração da malha 3D.

Inicialmente, na etapa de *geração da malha*, definiu-se a malha representativa da amostra a ser ensaiada. Superfícies de apoio foram geradas conforme a Figura E.2, as

quais serviram para auxiliar na confecção da malha e principalmente para delinear a região de contato entre indentador e a amostra. Na seqüência, estas superfícies foram convertidas em uma malha bidimensional, criando-se uma região de malha mais refinada, Figura E.3.

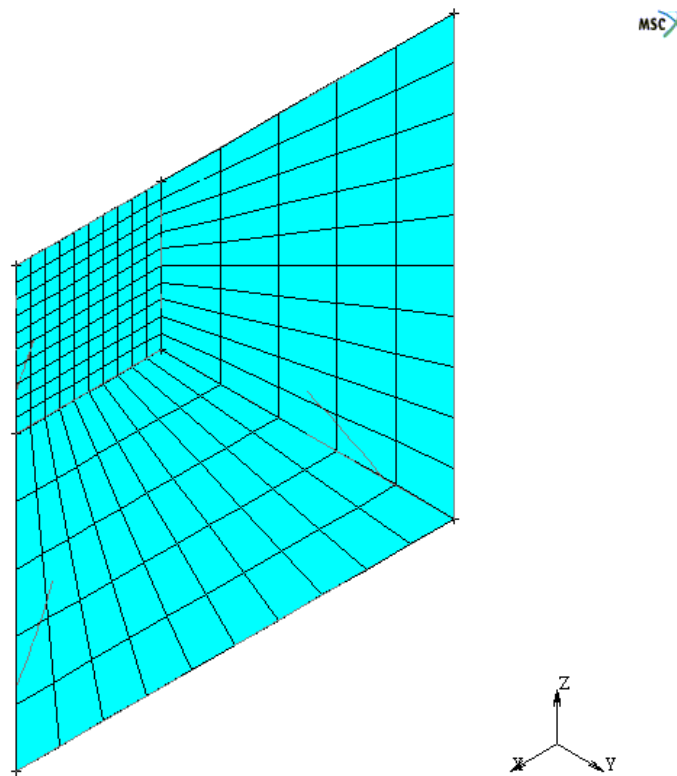


Figura E.3 – Malha bidimensional gerada a partir das superfícies de apoio.

Para se obter uma malha tridimensional, os elementos bidimensionais foram girados em noventa graus em torno do eixo Z que passa pela ponta do indentador, obtendo-se uma malha capaz de representar 1/4 da amostra circular a ser ensaiada, Figura E.4. Em seguida, puderam ser apagadas as superfícies auxiliares utilizadas na obtenção desta malha. Por fim, para representar o indentador, definiu-se uma superfície com ângulo de inclinação de  $136^{\circ}$  em relação à região de indentação, obtendo-se, assim, uma possível simulação do processo de indentação.<sup>b</sup>

Após ter-se definido este modelo para a malha e para o indentador, foram impostas as seguintes condições de contorno: restrições ao deslocamento na direção da indentação,

ou seja, na direção do eixo Z, para os nós situados na base da malha, Figura E.4; restrições ao deslocamento radial para os nós situados nas faces laterais desta malha devido às condições de simetria do problema; finalmente, um deslocamento prescrito de 0,02mm na direção do eixo Z para a descida e subida do indentador durante o ciclo do ensaio, conforme demonstrado no Capítulo 4.

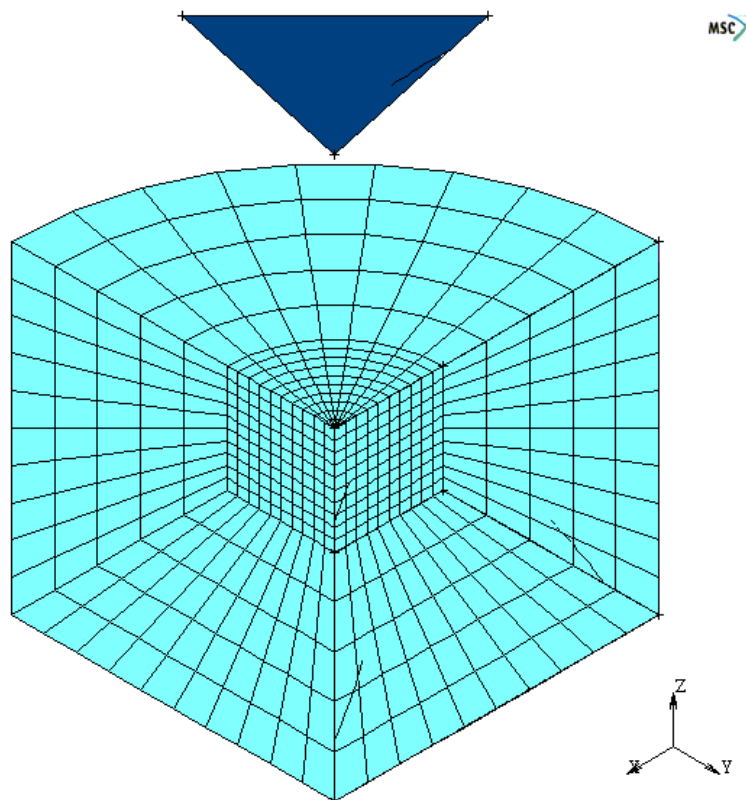


Figura E.4 – Representação numérica de 1/4 da amostra e indentador.<sup>b</sup>

Conforme a seqüência estabelecida, definiram-se as características mecânicas para o material da malha da amostra de WC-6Co, o qual foi considerado isotrópico e homogêneo. Suas propriedades estão descritas na Tabela E.I. Na representação do comportamento elasto-plástico deste material, utilizou-se o modelo apresentado na Equação (E.1).

$$\sigma = \sigma_y \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_y} \right)^n \quad (\text{E.1})$$

As condições relativas ao contato entre o indentador e a amostra foram descritas utilizando-se a opção *contato* no menu principal. Nesta etapa, considerou-se o indentador como uma casca rígida penetrando na superfície da amostra do WC-6Co, considerado como um material deformável. Utilizou-se a opção de *contato direto* para simular esta condição de contorno. Por fim, definiram-se quais os nós desta amostra estariam em contato com o indentador durante o ciclo do ensaio com objetivo de reduzir o gasto computacional.

Tabela E.I – Propriedades Mecânicas do WC-6Co ( $E$  - módulo de Young,  $\nu$  - coef. de Poisson,  $\sigma_y$  - limite de escoamento,  $\sigma_{tr}$  - limite de ruptura transversal e  $K_{IC}$  - fator de intensidade de tensões crítico).<sup>c, d, e</sup>

$E$ (GPa)	$\nu$	$\sigma_{tr}$ (MPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$n$	$K_{IC}$ (MN/m <sup>3/2</sup> )
619,5	0,28	3750	5760	0,244	10,0

Na fase de definição dos tipos de carregamento, optou-se por dividir o ciclo de indentação em duas fases, uma de descida do penetrador e outra de subida. Desta forma, foram usados dois carregamentos quasi-estáticos (*load-cases*), através de deslocamentos prescritos. O carregamento e o descarregamento foram divididos em 800 e 200 passos, respectivamente. Nesta etapa também foram definidos os tempos de descida e subida, assim como, o teste de convergência, adotando-se como algoritmo numérico o método de Newton-Raphson.<sup>f</sup>

Por último, na implementação deste modelo, definido como uma análise mecânica, foram consideradas as hipóteses de grandes deslocamentos e grandes deformações. Também, foram selecionados os dados a serem gravados no arquivo de saída: campo de tensões; tensão equivalente de Von-Mises; campo de deformações plásticas; dureza superficial; entre outros. Estes dados também foram obtidos através do *software* gráfico Mentat™ e os principais resultados foram utilizados nas análises descritas no Capítulo 5 deste trabalho.

Este modelo numérico gráfico implementado no Mentat™ foi transcrito para um arquivo de entrada de dados do *solver* de elementos finitos MARC™. Para efeito de

ilustração, o arquivo de entrada de dados referente ao primeiro passo da primeira interação deste modelo foi descrito na Tabela E.II.

Tabela E.II – Entrada de dados do modelo tridimensional do ensaio Vickers.

Version: MSC.Marc 2001, April 20 2001	
Machine type: NT	
Date: Mon Nov 10 10:51:20 2003	
c) COPYRIGHT 2001 MSC.Software Corporation, all rights reserved	
MSC.Marc - N T	
I n p u t   d a t a	
P a g e   1	
Memory increased to	10000000 words during
Redefining sizing	
Allocated workspace of	17 words of memory for body    1
Allocated workspace of	17 words of memory for body    2
*****	
Program sizing and options requested as follows	
Element type requested*****	21
Number of elements in mesh*****	3000
Number of nodes in mesh*****	13261
Max number of elements in any dist load list***	0
Maximum number of boundary conditions*****	1546
Maximum number of point loads*****	0
Large displacement analysis flagged*****	
Load correction flagged or set*****	
Number of lists of distributed loads*****	3
Values stored at all integration points*****	
Tape no.for input of coordinates + connectivity	5
No.of different materials    1 max.no of slopes	5
Maximum elements variables per point on post tp	33
Number of points on shell section *****	11
Geometry updated after each load step*****	
Formulation for large strain plasticity *****	
New style input format will be used*****	
Maximum number of set names is*****	23
Number of processors used *****	1
Constant dilatation formulation is used *****	
Assumed strain formulation is used *****	
Incremental plasticity - mean normal method used	
MSC.Marc input version *****	9



```

optimize      10
-----
minimum degree algorithm
connectivity
-----
meshr1,  iprnt
5         1
elem no., type,      nodes

coordinates
-----
ncrd1 ,meshr1,iprnt
3         5         1

node      coordinates
define    ndsq      set      careal_nodes
-----

a list of nodes given below
1332      111      112      1333      1334      1335      1336      1337      1338
1339      1340      1341      1342      113      1343      1344      1345      1346
1347      1348      1349      1350      1351      1352      114      1353      1354
1355      1356      1357      1358      1359      1360      1361      1362      115
1363      1364      1365      1366      1367      1368      1369      1370      1371
1372      116      1373      1374      1375      1376      1377      1378      1379
1380      1381      1382      117      1383      1384      1385      1386      1387
1388      1389      1390      1391      1392      118      1393      1394      1395
1396      1397      1398      1399      1400      1401      1402      119      1403
1404      1405      1406      1407      1408      1409      1410      1411      1412
120      1413      1414      1415      1416      1417      1418      1419      1420
1421      1422      121      1423      1424      1425      1426      1427      1428
1429      1430      1431      3331      3422      331      3430      3431      6532
6535      6536      6538      6539      6541      6542      6544      6545      6547
6548      6550      6551      6553      6554      6556      6557      6559      6560
6562      6563      6565      6567      6568      6570      6571      6573      6574
6576      6577      6579      6580      6582      6583      6585      6586      6588
6589      6591      6592      6594      6595      6597      6599      6600      6602
6603      6605      6606      6608      6609      6611      6612      6614      6615
6617      6618      6620      6621      6623      6624      6626      6627      6629
6631      6632      6634      6635      6637      6638      6640      6641      6643
6644      6646      6647      6649      6650      6652      6653      6655      6656
6658      6659      6661      6663      6664      6666      6667      6669      6670
6672      6673      6675      6676      6678      6679      6681      6682      6684
6685      6687      6688      6690      6691      6693      6695      6696      6698
6699      6701      6702      6704      6705      6707      6708      6710      6711
6713      6714      6716      6717      6719      6720      6722      6723      6725
6727      6728      6730      6731      6733      6734      6736      6737      6739
6740      6742      6743      6745      6746      6748      6749      6751      6752
6754      6755      6757      6759      6760      6762      6763      6765      6766
6768      6769      6771      6772      6774      6775      6777      6778      6780
6781      6783      6784      6786      6787      6789      6791      6792      6794
6795      6797      6798      6800      6801      6803      6804      6806      6807
6809      6810      6812      6813      6815      6816      6818      6819      6821
6823      6824      6826      6827      6829      6830      6832      6833      6835
6836      6838      6839      6841      6842      6844      6845      6847      6848
6850      6851      13120      13122      13124      3423      13125      13127      3424
13128      13130      3425      13131      13133      3426      13134      13136      3427
13137      13139      3428      13140      13142      3429      13143      13145      13146
13148      13149      13151      13251      13252      13253      13254      13255      13256

```

13257	13258	13259	13260	13261				
Isotropic								
Isotropic material material id = 1								
Von mises yield criteria								
Rate power hardening rule								
Material name is: WC-6Co								
Property value								
Youngs modulus 6.19500E+05								
Poissons ratio 2.80000E-01								
Mass density 1.00000E+00								
Shear modulus 2.41992E+05								
Coefficient of thermal expansion 0.00000E+00								
Cost per unit volume 0.00000E+00								
Cost per unit mass 0.00000E+00								
fa fm fb								
fc	stress coefficient A 1.806000E+04							
	strain exponent m 2.440000E-01							
	stress coefficient B 0.000000E+00							
	strain rate exponent n 0.000000E+00							
1	from element	1 to element	3000 by					
Geometry								
egeom1 egeom2 egeom3 egeom4 egeom5 egeom6 egeom7								
0.000E+00 0.000E+00 1.000E+00 0.000E+00 0.000E+00 0.000E+00 0.000E+00								
from element 1 to element 3000 by 1								
Fixed disp								
fixed displacement = 0.000E+00 0.000E+00 0.000E+00								
a list of degrees of freedom given below								
3	a list of nodes given below							
122	123	124	125	126	127	128	129	130
131	132	1432	1433	1434	1435	1436	1437	1438
1439	1440	1441	1442	1443	1444	1445	1446	1447
1448	1449	1450	1451	1452	1453	1454	1455	1456
1457	1458	1459	1460	1461	1462	1463	1464	1465
1466	1467	1468	1469	1470	1471	1472	1473	1474
1475	1476	1477	1478	1479	1480	1481	1482	1483
1484	1485	1486	1487	1488	1489	1490	1491	1492
1493	1494	1495	1496	1497	1498	1499	1500	1501
1502	1503	1504	1505	1506	1507	1508	1509	1510
1511	1512	1513	1514	1515	1516	1517	1518	1519
1520	1521	1522	1523	1524	1525	1526	1527	1528
1529	1530	1531						
fixed displacement = 0.000E+00 0.000E+00 0.000E+00								

a list of degrees of freedom given below								1
a list of nodes given below								
1	12	23	34	45	56	67	78	89
100	111	122	133	144	155	166	177	188
199	210	221	341	351	361	371	381	391
401	411	421	431	441	451	461	471	481
491	501	511	521	531	541	551	561	571
581	591	601	611	621	631	641	651	661
671	681	691	701	711	721	731	741	751
761	771	781	791	801	811	821	831	841
851	861	871	881	891	901	911	921	931
941	951	961	971	981	991	1001	1011	1021
1031	1041	1051	1061	1071	1081	1091	1101	1111
1121	1131	1141	1151	1161	1171	1181	1191	1201
1211	1221	1231	1241	1251	1261	1271	1281	1291
1301	1311	1321	1331	1341	1351	1361	1371	1381
1391	1401	1411	1421	1431	1441	1451	1461	1471
1481	1491	1501	1511	1521	1531	1541	1551	1561
1571	1581	1591	1601	1611	1621	1631	1641	1651
1661	1671	1681	1691	1701	1711	1721	1731	1741
1751	1761	1771	1781	1791	1801	1811	1821	1831
1841	1851	1861	1871	1881	1891	1901	1911	1921
1931	1941	1951	1961	1971	1981	1991	2001	2011
2021	2031	2041	2051	2061	2071	2081	2091	2101
2111	2121	2131	2141	2151	2161	2171	2181	2191
2201	2211	2221	2231	2241	2251	2261	2271	2281
2291	2301	2311	2321	2331	2341	2351	2361	2371
2381	2391	2401	2411	2421	2431	2441	2451	2461
2471	2481	2491	2501	2511	2521	2531	2541	2551
2561	2571	2581	2591	2601	2611	2621	2631	2641
2651	2661	2671	2681	2691	2701	2711	2721	2731
2741	2751	2761	2771	2781	2791	2801	2811	2821
2831	2841	2851	2861	2871	2881	2891	2901	2911
2921	2931	2941	2951	2961	2971	2981	2991	3001
3011	3021	3031	3041	3051	3061	3071	3081	3091
3101	3111	3121	3131	3141	3151	3161	3171	3181
3191	3201	3211	3221	3231	3241	3251	3261	3271
3281	3291	3301	3311	3321	3331	3341	3351	3361
3371	3381	3391	3401	3411	3421	3431		
fixed displacement = 0.000E+00 0.000E+00 0.000E+00								
a list of degrees of freedom given below								
2								
from node 1 to node 331 by								1
Fixed boundary condition summary.								
total fixed degrees of freedom read so far =								773
b.c.	node number	degree of freedom	magnitude	b.c.	node number	degree of freedom	magnitude	
1	122	3	0.000E+00	2	123	3	0.000E+00	
3	124	3	0.000E+00	4	125	3	0.000E+00	
5	126	3	0.000E+00	6	127	3	0.000E+00	
7	128	3	0.000E+00	8	129	3	0.000E+00	
9	130	3	0.000E+00	10	131	3	0.000E+00	
11	132	3	0.000E+00	12	1432	3	0.000E+00	

13	1433	3	0.000E+00	14	1434	3	0.000E+00
15	1435	3	0.000E+00	16	1436	3	0.000E+00
17	1437	3	0.000E+00	18	1438	3	0.000E+00
19	1439	3	0.000E+00	20	1440	3	0.000E+00
21	1441	3	0.000E+00	22	1442	3	0.000E+00
23	1443	3	0.000E+00	24	1444	3	0.000E+00
25	1445	3	0.000E+00	26	1446	3	0.000E+00
27	1447	3	0.000E+00	28	1448	3	0.000E+00
29	1449	3	0.000E+00	30	1450	3	0.000E+00
31	1451	3	0.000E+00	32	1452	3	0.000E+00
33	1453	3	0.000E+00	34	1454	3	0.000E+00
35	1455	3	0.000E+00	36	1456	3	0.000E+00
37	1457	3	0.000E+00	38	1458	3	0.000E+00
39	1459	3	0.000E+00	40	1460	3	0.000E+00
41	1461	3	0.000E+00	42	1462	3	0.000E+00
43	1463	3	0.000E+00	44	1464	3	0.000E+00
45	1465	3	0.000E+00	46	1466	3	0.000E+00
47	1467	3	0.000E+00	48	1468	3	0.000E+00
49	1469	3	0.000E+00	50	1470	3	0.000E+00
51	1471	3	0.000E+00	52	1472	3	0.000E+00
53	1473	3	0.000E+00	54	1474	3	0.000E+00
55	1475	3	0.000E+00	56	1476	3	0.000E+00
57	1477	3	0.000E+00	58	1478	3	0.000E+00
59	1479	3	0.000E+00	60	1480	3	0.000E+00
61	1481	3	0.000E+00	62	1482	3	0.000E+00
63	1483	3	0.000E+00	64	1484	3	0.000E+00
65	1485	3	0.000E+00	66	1486	3	0.000E+00
67	1487	3	0.000E+00	68	1488	3	0.000E+00
69	1489	3	0.000E+00	70	1490	3	0.000E+00
71	1491	3	0.000E+00	72	1492	3	0.000E+00
73	1493	3	0.000E+00	74	1494	3	0.000E+00
75	1495	3	0.000E+00	76	1496	3	0.000E+00
77	1497	3	0.000E+00	78	1498	3	0.000E+00
79	1499	3	0.000E+00	80	1500	3	0.000E+00
81	1501	3	0.000E+00	82	1502	3	0.000E+00
83	1503	3	0.000E+00	84	1504	3	0.000E+00
85	1505	3	0.000E+00	86	1506	3	0.000E+00
87	1507	3	0.000E+00	88	1508	3	0.000E+00
89	1509	3	0.000E+00	90	1510	3	0.000E+00
91	1511	3	0.000E+00	92	1512	3	0.000E+00
93	1513	3	0.000E+00	94	1514	3	0.000E+00
95	1515	3	0.000E+00	96	1516	3	0.000E+00
97	1517	3	0.000E+00	98	1518	3	0.000E+00
99	1519	3	0.000E+00	100	1520	3	0.000E+00
101	1521	3	0.000E+00	102	1522	3	0.000E+00
103	1523	3	0.000E+00	104	1524	3	0.000E+00
105	1525	3	0.000E+00	106	1526	3	0.000E+00
107	1527	3	0.000E+00	108	1528	3	0.000E+00
109	1529	3	0.000E+00	110	1530	3	0.000E+00
111	1531	3	0.000E+00	112	1	1	0.000E+00
113	12	1	0.000E+00	114	23	1	0.000E+00
115	34	1	0.000E+00	116	45	1	0.000E+00
117	56	1	0.000E+00	118	67	1	0.000E+00
119	78	1	0.000E+00	120	89	1	0.000E+00
121	100	1	0.000E+00	122	111	1	0.000E+00
123	122	1	0.000E+00	124	133	1	0.000E+00
125	144	1	0.000E+00	126	155	1	0.000E+00
127	166	1	0.000E+00	128	177	1	0.000E+00
129	188	1	0.000E+00	130	199	1	0.000E+00

131	210	1	0.000E+00	132	221	1	0.000E+00
133	341	1	0.000E+00	134	351	1	0.000E+00
135	361	1	0.000E+00	136	371	1	0.000E+00
137	381	1	0.000E+00	138	391	1	0.000E+00
139	401	1	0.000E+00	140	411	1	0.000E+00
141	421	1	0.000E+00	142	431	1	0.000E+00
143	441	1	0.000E+00	144	451	1	0.000E+00
145	461	1	0.000E+00	146	471	1	0.000E+00
147	481	1	0.000E+00	148	491	1	0.000E+00
149	501	1	0.000E+00	150	511	1	0.000E+00
151	521	1	0.000E+00	152	531	1	0.000E+00
153	541	1	0.000E+00	154	551	1	0.000E+00
155	561	1	0.000E+00	156	571	1	0.000E+00
157	581	1	0.000E+00	158	591	1	0.000E+00
159	601	1	0.000E+00	160	611	1	0.000E+00
161	621	1	0.000E+00	162	631	1	0.000E+00
163	641	1	0.000E+00	164	651	1	0.000E+00
165	661	1	0.000E+00	166	671	1	0.000E+00
167	681	1	0.000E+00	168	691	1	0.000E+00
169	701	1	0.000E+00	170	711	1	0.000E+00
171	721	1	0.000E+00	172	731	1	0.000E+00
173	741	1	0.000E+00	174	751	1	0.000E+00
175	761	1	0.000E+00	176	771	1	0.000E+00
177	781	1	0.000E+00	178	791	1	0.000E+00
179	801	1	0.000E+00	180	811	1	0.000E+00
181	821	1	0.000E+00	182	831	1	0.000E+00
183	841	1	0.000E+00	184	851	1	0.000E+00
185	861	1	0.000E+00	186	871	1	0.000E+00
187	881	1	0.000E+00	188	891	1	0.000E+00
189	901	1	0.000E+00	190	911	1	0.000E+00
191	921	1	0.000E+00	192	931	1	0.000E+00
193	941	1	0.000E+00	194	951	1	0.000E+00
195	961	1	0.000E+00	196	971	1	0.000E+00
197	981	1	0.000E+00	198	991	1	0.000E+00
199	1001	1	0.000E+00	200	1011	1	0.000E+00
201	1021	1	0.000E+00	202	1031	1	0.000E+00
203	1041	1	0.000E+00	204	1051	1	0.000E+00
205	1061	1	0.000E+00	206	1071	1	0.000E+00
207	1081	1	0.000E+00	208	1091	1	0.000E+00
209	1101	1	0.000E+00	210	1111	1	0.000E+00
211	1121	1	0.000E+00	212	1131	1	0.000E+00
213	1141	1	0.000E+00	214	1151	1	0.000E+00
215	1161	1	0.000E+00	216	1171	1	0.000E+00
217	1181	1	0.000E+00	218	1191	1	0.000E+00
219	1201	1	0.000E+00	220	1211	1	0.000E+00
221	1221	1	0.000E+00	222	1231	1	0.000E+00
223	1241	1	0.000E+00	224	1251	1	0.000E+00
225	1261	1	0.000E+00	226	1271	1	0.000E+00
227	1281	1	0.000E+00	228	1291	1	0.000E+00
229	1301	1	0.000E+00	230	1311	1	0.000E+00
231	1321	1	0.000E+00	232	1331	1	0.000E+00
233	1341	1	0.000E+00	234	1351	1	0.000E+00
235	1361	1	0.000E+00	236	1371	1	0.000E+00
237	1381	1	0.000E+00	238	1391	1	0.000E+00
239	1401	1	0.000E+00	240	1411	1	0.000E+00
241	1421	1	0.000E+00	242	1431	1	0.000E+00
243	1441	1	0.000E+00	244	1451	1	0.000E+00
245	1461	1	0.000E+00	246	1471	1	0.000E+00
247	1481	1	0.000E+00	248	1491	1	0.000E+00

249	1501	1	0.000E+00	250	1511	1	0.000E+00
251	1521	1	0.000E+00	252	1531	1	0.000E+00
253	1541	1	0.000E+00	254	1551	1	0.000E+00
255	1561	1	0.000E+00	256	1571	1	0.000E+00
257	1581	1	0.000E+00	258	1591	1	0.000E+00
259	1601	1	0.000E+00	260	1611	1	0.000E+00
261	1621	1	0.000E+00	262	1631	1	0.000E+00
263	1641	1	0.000E+00	264	1651	1	0.000E+00
265	1661	1	0.000E+00	266	1671	1	0.000E+00
267	1681	1	0.000E+00	268	1691	1	0.000E+00
269	1701	1	0.000E+00	270	1711	1	0.000E+00
271	1721	1	0.000E+00	272	1731	1	0.000E+00
273	1741	1	0.000E+00	274	1751	1	0.000E+00
275	1761	1	0.000E+00	276	1771	1	0.000E+00
277	1781	1	0.000E+00	278	1791	1	0.000E+00
279	1801	1	0.000E+00	280	1811	1	0.000E+00
281	1821	1	0.000E+00	282	1831	1	0.000E+00
283	1841	1	0.000E+00	284	1851	1	0.000E+00
285	1861	1	0.000E+00	286	1871	1	0.000E+00
287	1881	1	0.000E+00	288	1891	1	0.000E+00
289	1901	1	0.000E+00	290	1911	1	0.000E+00
291	1921	1	0.000E+00	292	1931	1	0.000E+00
293	1941	1	0.000E+00	294	1951	1	0.000E+00
295	1961	1	0.000E+00	296	1971	1	0.000E+00
297	1981	1	0.000E+00	298	1991	1	0.000E+00
299	2001	1	0.000E+00	300	2011	1	0.000E+00
301	2021	1	0.000E+00	302	2031	1	0.000E+00
303	2041	1	0.000E+00	304	2051	1	0.000E+00
305	2061	1	0.000E+00	306	2071	1	0.000E+00
307	2081	1	0.000E+00	308	2091	1	0.000E+00
309	2101	1	0.000E+00	310	2111	1	0.000E+00
311	2121	1	0.000E+00	312	2131	1	0.000E+00
313	2141	1	0.000E+00	314	2151	1	0.000E+00
315	2161	1	0.000E+00	316	2171	1	0.000E+00
317	2181	1	0.000E+00	318	2191	1	0.000E+00
319	2201	1	0.000E+00	320	2211	1	0.000E+00
321	2221	1	0.000E+00	322	2231	1	0.000E+00
323	2241	1	0.000E+00	324	2251	1	0.000E+00
325	2261	1	0.000E+00	326	2271	1	0.000E+00
327	2281	1	0.000E+00	328	2291	1	0.000E+00
329	2301	1	0.000E+00	330	2311	1	0.000E+00
331	2321	1	0.000E+00	332	2331	1	0.000E+00
333	2341	1	0.000E+00	334	2351	1	0.000E+00
335	2361	1	0.000E+00	336	2371	1	0.000E+00
337	2381	1	0.000E+00	338	2391	1	0.000E+00
339	2401	1	0.000E+00	340	2411	1	0.000E+00
341	2421	1	0.000E+00	342	2431	1	0.000E+00
343	2441	1	0.000E+00	344	2451	1	0.000E+00
345	2461	1	0.000E+00	346	2471	1	0.000E+00
347	2481	1	0.000E+00	348	2491	1	0.000E+00
349	2501	1	0.000E+00	350	2511	1	0.000E+00
351	2521	1	0.000E+00	352	2531	1	0.000E+00
353	2541	1	0.000E+00	354	2551	1	0.000E+00
355	2561	1	0.000E+00	356	2571	1	0.000E+00
357	2581	1	0.000E+00	358	2591	1	0.000E+00
359	2601	1	0.000E+00	360	2611	1	0.000E+00
361	2621	1	0.000E+00	362	2631	1	0.000E+00
363	2641	1	0.000E+00	364	2651	1	0.000E+00
365	2661	1	0.000E+00	366	2671	1	0.000E+00

367	2681	1	0.000E+00	368	2691	1	0.000E+00
369	2701	1	0.000E+00	370	2711	1	0.000E+00
371	2721	1	0.000E+00	372	2731	1	0.000E+00
373	2741	1	0.000E+00	374	2751	1	0.000E+00
375	2761	1	0.000E+00	376	2771	1	0.000E+00
377	2781	1	0.000E+00	378	2791	1	0.000E+00
379	2801	1	0.000E+00	380	2811	1	0.000E+00
381	2821	1	0.000E+00	382	2831	1	0.000E+00
383	2841	1	0.000E+00	384	2851	1	0.000E+00
385	2861	1	0.000E+00	386	2871	1	0.000E+00
387	2881	1	0.000E+00	388	2891	1	0.000E+00
389	2901	1	0.000E+00	390	2911	1	0.000E+00
391	2921	1	0.000E+00	392	2931	1	0.000E+00
393	2941	1	0.000E+00	394	2951	1	0.000E+00
395	2961	1	0.000E+00	396	2971	1	0.000E+00
397	2981	1	0.000E+00	398	2991	1	0.000E+00
399	3001	1	0.000E+00	400	3011	1	0.000E+00
401	3021	1	0.000E+00	402	3031	1	0.000E+00
403	3041	1	0.000E+00	404	3051	1	0.000E+00
405	3061	1	0.000E+00	406	3071	1	0.000E+00
407	3081	1	0.000E+00	408	3091	1	0.000E+00
409	3101	1	0.000E+00	410	3111	1	0.000E+00
411	3121	1	0.000E+00	412	3131	1	0.000E+00
413	3141	1	0.000E+00	414	3151	1	0.000E+00
415	3161	1	0.000E+00	416	3171	1	0.000E+00
417	3181	1	0.000E+00	418	3191	1	0.000E+00
419	3201	1	0.000E+00	420	3211	1	0.000E+00
421	3221	1	0.000E+00	422	3231	1	0.000E+00
423	3241	1	0.000E+00	424	3251	1	0.000E+00
425	3261	1	0.000E+00	426	3271	1	0.000E+00
427	3281	1	0.000E+00	428	3291	1	0.000E+00
429	3301	1	0.000E+00	430	3311	1	0.000E+00
431	3321	1	0.000E+00	432	3331	1	0.000E+00
433	3341	1	0.000E+00	434	3351	1	0.000E+00
435	3361	1	0.000E+00	436	3371	1	0.000E+00
437	3381	1	0.000E+00	438	3391	1	0.000E+00
439	3401	1	0.000E+00	440	3411	1	0.000E+00
441	3421	1	0.000E+00	442	3431	1	0.000E+00
443	1	2	0.000E+00	444	2	2	0.000E+00
445	3	2	0.000E+00	446	4	2	0.000E+00
447	5	2	0.000E+00	448	6	2	0.000E+00
449	7	2	0.000E+00	450	8	2	0.000E+00
451	9	2	0.000E+00	452	10	2	0.000E+00
453	11	2	0.000E+00	454	12	2	0.000E+00
455	13	2	0.000E+00	456	14	2	0.000E+00
457	15	2	0.000E+00	458	16	2	0.000E+00
459	17	2	0.000E+00	460	18	2	0.000E+00
461	19	2	0.000E+00	462	20	2	0.000E+00
463	21	2	0.000E+00	464	22	2	0.000E+00
465	23	2	0.000E+00	466	24	2	0.000E+00
467	25	2	0.000E+00	468	26	2	0.000E+00
469	27	2	0.000E+00	470	28	2	0.000E+00
471	29	2	0.000E+00	472	30	2	0.000E+00
473	31	2	0.000E+00	474	32	2	0.000E+00
475	33	2	0.000E+00	476	34	2	0.000E+00
477	35	2	0.000E+00	478	36	2	0.000E+00
479	37	2	0.000E+00	480	38	2	0.000E+00
481	39	2	0.000E+00	482	40	2	0.000E+00
483	41	2	0.000E+00	484	42	2	0.000E+00

485	43	2	0.000E+00	486	44	2	0.000E+00
487	45	2	0.000E+00	488	46	2	0.000E+00
489	47	2	0.000E+00	490	48	2	0.000E+00
491	49	2	0.000E+00	492	50	2	0.000E+00
493	51	2	0.000E+00	494	52	2	0.000E+00
495	53	2	0.000E+00	496	54	2	0.000E+00
497	55	2	0.000E+00	498	56	2	0.000E+00
499	57	2	0.000E+00	500	58	2	0.000E+00
501	59	2	0.000E+00	502	60	2	0.000E+00
503	61	2	0.000E+00	504	62	2	0.000E+00
505	63	2	0.000E+00	506	64	2	0.000E+00
507	65	2	0.000E+00	508	66	2	0.000E+00
509	67	2	0.000E+00	510	68	2	0.000E+00
511	69	2	0.000E+00	512	70	2	0.000E+00
513	71	2	0.000E+00	514	72	2	0.000E+00
515	73	2	0.000E+00	516	74	2	0.000E+00
517	75	2	0.000E+00	518	76	2	0.000E+00
519	77	2	0.000E+00	520	78	2	0.000E+00
521	79	2	0.000E+00	522	80	2	0.000E+00
523	81	2	0.000E+00	524	82	2	0.000E+00
525	83	2	0.000E+00	526	84	2	0.000E+00
527	85	2	0.000E+00	528	86	2	0.000E+00
529	87	2	0.000E+00	530	88	2	0.000E+00
531	89	2	0.000E+00	532	90	2	0.000E+00
533	91	2	0.000E+00	534	92	2	0.000E+00
535	93	2	0.000E+00	536	94	2	0.000E+00
537	95	2	0.000E+00	538	96	2	0.000E+00
539	97	2	0.000E+00	540	98	2	0.000E+00
541	99	2	0.000E+00	542	100	2	0.000E+00
543	101	2	0.000E+00	544	102	2	0.000E+00
545	103	2	0.000E+00	546	104	2	0.000E+00
547	105	2	0.000E+00	548	106	2	0.000E+00
549	107	2	0.000E+00	550	108	2	0.000E+00
551	109	2	0.000E+00	552	110	2	0.000E+00
553	111	2	0.000E+00	554	112	2	0.000E+00
555	113	2	0.000E+00	556	114	2	0.000E+00
557	115	2	0.000E+00	558	116	2	0.000E+00
559	117	2	0.000E+00	560	118	2	0.000E+00
561	119	2	0.000E+00	562	120	2	0.000E+00
563	121	2	0.000E+00	564	122	2	0.000E+00
565	123	2	0.000E+00	566	124	2	0.000E+00
567	125	2	0.000E+00	568	126	2	0.000E+00
569	127	2	0.000E+00	570	128	2	0.000E+00
571	129	2	0.000E+00	572	130	2	0.000E+00
573	131	2	0.000E+00	574	132	2	0.000E+00
575	133	2	0.000E+00	576	134	2	0.000E+00
577	135	2	0.000E+00	578	136	2	0.000E+00
579	137	2	0.000E+00	580	138	2	0.000E+00
581	139	2	0.000E+00	582	140	2	0.000E+00
583	141	2	0.000E+00	584	142	2	0.000E+00
585	143	2	0.000E+00	586	144	2	0.000E+00
587	145	2	0.000E+00	588	146	2	0.000E+00
589	147	2	0.000E+00	590	148	2	0.000E+00
591	149	2	0.000E+00	592	150	2	0.000E+00
593	151	2	0.000E+00	594	152	2	0.000E+00
595	153	2	0.000E+00	596	154	2	0.000E+00
597	155	2	0.000E+00	598	156	2	0.000E+00
599	157	2	0.000E+00	600	158	2	0.000E+00
601	159	2	0.000E+00	602	160	2	0.000E+00

603	161	2	0.000E+00	604	162	2	0.000E+00
605	163	2	0.000E+00	606	164	2	0.000E+00
607	165	2	0.000E+00	608	166	2	0.000E+00
609	167	2	0.000E+00	610	168	2	0.000E+00
611	169	2	0.000E+00	612	170	2	0.000E+00
613	171	2	0.000E+00	614	172	2	0.000E+00
615	173	2	0.000E+00	616	174	2	0.000E+00
617	175	2	0.000E+00	618	176	2	0.000E+00
619	177	2	0.000E+00	620	178	2	0.000E+00
621	179	2	0.000E+00	622	180	2	0.000E+00
623	181	2	0.000E+00	624	182	2	0.000E+00
625	183	2	0.000E+00	626	184	2	0.000E+00
627	185	2	0.000E+00	628	186	2	0.000E+00
629	187	2	0.000E+00	630	188	2	0.000E+00
631	189	2	0.000E+00	632	190	2	0.000E+00
633	191	2	0.000E+00	634	192	2	0.000E+00
635	193	2	0.000E+00	636	194	2	0.000E+00
637	195	2	0.000E+00	638	196	2	0.000E+00
639	197	2	0.000E+00	640	198	2	0.000E+00
641	199	2	0.000E+00	642	200	2	0.000E+00
643	201	2	0.000E+00	644	202	2	0.000E+00
645	203	2	0.000E+00	646	204	2	0.000E+00
647	205	2	0.000E+00	648	206	2	0.000E+00
649	207	2	0.000E+00	650	208	2	0.000E+00
651	209	2	0.000E+00	652	210	2	0.000E+00
653	211	2	0.000E+00	654	212	2	0.000E+00
655	213	2	0.000E+00	656	214	2	0.000E+00
657	215	2	0.000E+00	658	216	2	0.000E+00
659	217	2	0.000E+00	660	218	2	0.000E+00
661	219	2	0.000E+00	662	220	2	0.000E+00
663	221	2	0.000E+00	664	222	2	0.000E+00
665	223	2	0.000E+00	666	224	2	0.000E+00
667	225	2	0.000E+00	668	226	2	0.000E+00
669	227	2	0.000E+00	670	228	2	0.000E+00
671	229	2	0.000E+00	672	230	2	0.000E+00
673	231	2	0.000E+00	674	232	2	0.000E+00
675	233	2	0.000E+00	676	234	2	0.000E+00
677	235	2	0.000E+00	678	236	2	0.000E+00
679	237	2	0.000E+00	680	238	2	0.000E+00
681	239	2	0.000E+00	682	240	2	0.000E+00
683	241	2	0.000E+00	684	242	2	0.000E+00
685	243	2	0.000E+00	686	244	2	0.000E+00
687	245	2	0.000E+00	688	246	2	0.000E+00
689	247	2	0.000E+00	690	248	2	0.000E+00
691	249	2	0.000E+00	692	250	2	0.000E+00
693	251	2	0.000E+00	694	252	2	0.000E+00
695	253	2	0.000E+00	696	254	2	0.000E+00
697	255	2	0.000E+00	698	256	2	0.000E+00
699	257	2	0.000E+00	700	258	2	0.000E+00
701	259	2	0.000E+00	702	260	2	0.000E+00
703	261	2	0.000E+00	704	262	2	0.000E+00
705	263	2	0.000E+00	706	264	2	0.000E+00
707	265	2	0.000E+00	708	266	2	0.000E+00
709	267	2	0.000E+00	710	268	2	0.000E+00
711	269	2	0.000E+00	712	270	2	0.000E+00
713	271	2	0.000E+00	714	272	2	0.000E+00
715	273	2	0.000E+00	716	274	2	0.000E+00
717	275	2	0.000E+00	718	276	2	0.000E+00
719	277	2	0.000E+00	720	278	2	0.000E+00

721	279	2	0.000E+00	722	280	2	0.000E+00
723	281	2	0.000E+00	724	282	2	0.000E+00
725	283	2	0.000E+00	726	284	2	0.000E+00
727	285	2	0.000E+00	728	286	2	0.000E+00
729	287	2	0.000E+00	730	288	2	0.000E+00
731	289	2	0.000E+00	732	290	2	0.000E+00
733	291	2	0.000E+00	734	292	2	0.000E+00
735	293	2	0.000E+00	736	294	2	0.000E+00
737	295	2	0.000E+00	738	296	2	0.000E+00
739	297	2	0.000E+00	740	298	2	0.000E+00
741	299	2	0.000E+00	742	300	2	0.000E+00
743	301	2	0.000E+00	744	302	2	0.000E+00
745	303	2	0.000E+00	746	304	2	0.000E+00
747	305	2	0.000E+00	748	306	2	0.000E+00
749	307	2	0.000E+00	750	308	2	0.000E+00
751	309	2	0.000E+00	752	310	2	0.000E+00
753	311	2	0.000E+00	754	312	2	0.000E+00
755	313	2	0.000E+00	756	314	2	0.000E+00
757	315	2	0.000E+00	758	316	2	0.000E+00
759	317	2	0.000E+00	760	318	2	0.000E+00
761	319	2	0.000E+00	762	320	2	0.000E+00
763	321	2	0.000E+00	764	322	2	0.000E+00
765	323	2	0.000E+00	766	324	2	0.000E+00
767	325	2	0.000E+00	768	326	2	0.000E+00
769	327	2	0.000E+00	770	328	2	0.000E+00
771	329	2	0.000E+00	772	330	2	0.000E+00
773	331	2	0.000E+00				

## Contact

```

Number of bodies = 2
Bound on number of boundary nodes = 2982
Friction type = 0
Distributed (0) or nodal (1)
Coulomb friction = 0

```

## Separation based upon nodal forces

```

Distance below which a node is
Considered touching a surface = 0.00000E+00
Distance below which a node is
Considered to have near convection= 0.00000E+00
Nodal reaction above which a node
Separates from a body = 5.00000E-02
Contact bias factor = 0.00000E+00

```

## \$. . . . contact body 1: cbody2

```

body number = 1
body name = cbody2
number of sets of data = 0

```

## Body positioning data

```

1st coordinate of center of rotation 0.00000E+00
2nd coordinate of center of rotation 0.00000E+00
3rd coordinate of center of rotation 0.00000E+00

1st component of velocity 0.00000E+00

```

```

2nd component of velocity      0.00000E+00
3rd component of velocity      0.00000E+00

Body positioning data continued
angular velocity                0.00000E+00
initial angle rotated around axis 0.00000E+00
1st component of directional cosine 0.00000E+00
2nd component of directional cosine 0.00000E+00
3rd component of directional cosine 1.00000E+00

initial angle rotated around axis 5.00000E-02
1st component of directional cosine
friction coefficient           5.00000E-02

from element      1 to element      3000 by      1

      $....contact body 2: cbody1

      body number          =      2
      body name            = cbody1
      number of sets of data =      1

Analytical form of contact surface used

      Body number 2 is a displacement controlled rigid surface

Body positioning data
1st coordinate of center of rotation 0.00000E+00
2nd coordinate of center of rotation 0.00000E+00
3rd coordinate of center of rotation 0.00000E+00

final 1st coordinate of center of rot. 0.00000E+00
final 2nd coordinate of center of rot. 0.00000E+00
final 3rd coordinate of center of rot. 0.00000E+00

Body positioning data continued
final angular position            0.00000E+00
initial angle rotated around axis 0.00000E+00
1st component of directional cosine 0.00000E+00
2nd component of directional cosine 0.00000E+00
3rd component of directional cosine 1.00000E+00

initial angle rotated around axis 0.00000E+00
1st component of directional cosine
friction coefficient              0.00000E+00

      data set type : NURBS surface =      9
      internal NURBS id is =      1
number of control points in local u direction =      2
number of control points in local v direction =      2
      order in local u direction =      2
      order in local v direction =      2
number of subdivisions in local u direction =      1
number of subdivisions in local v direction =      1
      number of trimming curves =      0
control points:      1      0.2000      0.5000      0.0000

```

```

control points: 2 0.1293 0.5000 0.0202
control points: 3 0.2000 0.5000 0.0000
control points: 4 0.2000 0.4293 0.0202
homogeneous coordinates: 1 1.0000
homogeneous coordinates: 2 1.0000
homogeneous coordinates: 3 1.0000
homogeneous coordinates: 4 1.0000
knot vectors: 1 0.0000
knot vectors: 2 0.0000
knot vectors: 3 1.0000
knot vectors: 4 1.0000
knot vectors: 1 0.0000
knot vectors: 2 0.0000
knot vectors: 3 1.0000
knot vectors: 4 1.0000

```

**NURBS solution for body 2 is used**

```

* * * * *
TOTAL number of NURBS surfaces are: 1
TOTAL number of trimming curves are: 0
TOTAL number of control points for NURBS are: 24
TOTAL number of control points for trimming curves are:1
TOTAL number of segments on post file are: 1
* * * * *

```

Contact table

```

Touching body: 1
A list of bodies given below 2
Flexible body # 1 (cbody2) will detect rigid body # 2
(cbody1)
The separation force has been reset to be: 5.0000E-02

```

Contact node

Name of node set is careal\_nodes

```

elem vars, post tape, prev tape, type, conn fl, post tape, prev tape,
      4      16      17      0      1      19      20

```

```

repost, frequency, k2post
      0      25      10

```

element variables appear on post-processor tape 16 in following order

```

post variable 1 is post code 7 =
post variable 2 is post code 17 =
post variable 3 is post code 90 =
post variable 4 is post code 311 =

```

parameters set as follows

```

predictor used for stress-strain calculation 1.00000E+00
penalty factor for boundary conditions 1.00000E+09
penalty for incompressibility - r-p flow 1.00000E+02
penalty for incompressibility - fluid flow 1.00000E+06
beta parameter for Newmark operator 2.50000E-01
gamma parameter for Newmark operator 5.00000E-01
gamma1 parameter for Single-Step-Houbolt 1.50000E+00

```

```

gamma parameter for Single-Step-Houbolt      -5.00000E-01
sharp angle for sticking/separating - 2D      8.62500E+00
sharp angle for sticking/separating - 3D      2.00000E+01
initial strain rate for r-p flow              1.00000E-04
lowest strain rate cutoff for r-p flow        1.00000E-06
fraction of dilatational stress neglected     1.00000E+00
factor for drilling d.o.f for shells          1.00000E-04
factor for displacement after rezoning        1.00000E+00

universal gas constant                        8.31400E+00
absolute temperature offset                   2.73150E+02
thermal properties evaluation weight          5.00000E-01
surface projection factor in ssh dynamics     0.00000E+00
Stefan Boltzmann constant                    5.67051E-08

Constant dilatation formulation will be used assumed strain
formulation will be used.

solver data for region 1
sparse direct solver invoked
maximum connectivity in stiffness matrix is 68 at node 9952
memory increased to 28623113 words during sparse solver - spars1
memory increased to 32623113 words during sparse solver - spars1
maximum half-bandwidth is 13139 between nodes 98 and 13236
number of sparse entries excluding fill-in is 357051
number of sparse entries including fill-in is 5334776

* * * * *
Distance below which a node is considered touching a surface is
3.910E-05

* * * * *

Allocated workspace of 54065 words of memory for body 1
Body error tolerance
1 6.15368E-07

Total workspace needed with sparse in-core matrix storage = 122599417
Memory increased to 122599417 words during sizing for operator matrix

Total workspace needed with sparse in-core matrix storage = 122599417

Load increments for each degree of freedom summed over the whole
model

from distributed loads
dist. loads on undeformed configuration - increments for dist.
loads
increments for point loads
0.000000E+00 0.000000E+00 0.000000E+00

point loads
0.000000E+00 0.000000E+00 0.000000E+00

Increment zero is a null step

total strain energy is 0.00000E+00
total ext-force work is 0.00000E+00

```

```

within which:
work by appl. force/disp. is      0.00000E+00
work by contact forces is        0.00000E+00
work by frictional forces is     0.00000E+00

E n d   o f   i n c r e m e n t       0

Control information for region  1

convergence testing is on both residual and displacement

max.      max.      min.
incs  recycles recycles
99999      25       0

control of residual convergence:
relative tolerance:      1.50000E-01
cut-off value      :    0.00000E+00
absolute tolerance:    0.00000E+00
relative moment tolerance: 0.00000E+00
moment cut-off value      :    0.00000E+00
absolute moment tolerance: 0.00000E+00

control of displacement convergence:
relative tolerance:      3.50000E-01
cut-off value      :    0.00000E+00
absolute tolerance:    0.00000E+00
relative rotation tolerance: 0.00000E+00
rotation cut-off value      :    0.00000E+00
absolute rotation tolerance: 0.00000E+00

Full newton-raphson technique chosen

control messages will be written to log file
parameters
-----
parameters set as follows

predictor used for stress-strain calculation 1.00000E+00
penalty factor for boundary conditions      1.00000E+09
penalty for incompressibility - r-p flow   1.00000E+02
penalty for incompressibility - fluid flow 1.00000E+06
beta parameter for Newmark operator        2.50000E-01
gamma parameter for Newmark operator       5.00000E-01
gamma1 parameter for Single-Step-Houbolt   1.50000E+00
gamma parameter for Single-Step-Houbolt    -5.00000E-01
sharp angle for sticking/separating - 2D   8.62500E+00
sharp angle for sticking/separating - 3D   2.00000E+01
initial strain rate for r-p flow           1.00000E-04
lowest strain rate cutoff for r-p flow     1.00000E-06
fraction of dilatational stress neglected  1.00000E+00
factor for drilling d.o.f for shells       1.00000E-04
factor for displacement after rezoning     1.00000E+00

universal gas constant                      8.31400E+00
absolute temperature offset                 2.73150E+02
thermal properties evaluation weight        5.00000E-01
surface projection factor in ssh dynamics   0.00000E+00
Stefan Boltzmann constant                  5.67051E-08

```

```

auto load
-----

S t a r t   o f   i n c r e m e n t       1

Space needed for incremental backup:      20077857
Maximum connectivity in stiffness matrix is 68 at node 9952
Maximum half-bandwidth is 13139 between nodes 98 and 13236
Number of sparse entries excluding fill-in is 357051
Number of sparse entries including fill-in is 5334776

Total workspace needed with sparse in-core matrix storage = 122599417

Load increments for each degree of freedom summed over the whole
model
From distributed loads
Dist. loads on undeformed configuration - increments for dist. loads
Increments for point loads
0.000000E+00   0.000000E+00   0.000000E+00

Point loads
0.000000E+00   0.000000E+00   0.000000E+00

start of assembly cycle number is 0
wall time =          70.00

start of matrix solution
wall time =          92.00

singularity ratio    5.9099E-02
end of matrix solution
wall time =         334.00

Total transient time = 6.25000E-04
total strain energy          is      0.00000E+00
total ext-force work         is      0.00000E+00
within which:
work by appl. force/disp.    is      0.00000E+00
work by contact forces       is      0.00000E+00
work by frictional forces    is      0.00000E+00

E n d   o f   i n c r e m e n t       1

```

<sup>a</sup> MSC.MARC™, Volume A: Theory and User Information, Version 2001.

<sup>b</sup> DIAS, A. M. S., MODENESI, P. J., GODOY, C., CETLIN, P. R., Análise do Ensaio Vickers através do Método dos Elementos Finitos. In Press, 2004.

<sup>c</sup> Zeng, K., Chiu, C-h. An Analysis of Load-Penetration Curves from Instrumented Indentation, *Acta Materialia*, 49, p3539-3551, 2001.

<sup>d</sup> Trent, E.M., *Metal Cutting*. 2<sup>nd</sup> Edition. Butterworths & Co LTD, 1984, 245p.

<sup>e</sup> METALS HANDBOOK, *Properties and Selection of Metal – Carbides Sinterized*. Vol. 1 – 8<sup>th</sup> Edition, 1961, p659.

<sup>f</sup> Oller, S., *Fractura Mecánica: um enfoque global*. CIMNE, Primera Edición, 2001, 286p

# **A P Ê N D I C E - F**

**Avaliação Numérica do Fator de Intensidade de Tensões através do Cálculo da  
Integral  $J$ .**

O presente apêndice apresenta o procedimento utilizado para obter resultados numéricos, através do MEF, para simulação de dois ensaios mecânicos utilizados para a avaliação da tenacidade à fratura. Inicialmente, simulou-se um ensaio convencional de mecânica da fratura com corpos de prova compactos submetido à tração e, posteriormente, o ensaio de indentação Vickers com incorporação de uma trinca radial. Estes dois ensaios foram simulados através do *solver* de elementos finitos MARC™, o qual possibilita avaliar a tenacidade através da determinação numérica da integral  $J$  na ponta ou na face da trinca, Figura F.1.<sup>a</sup>

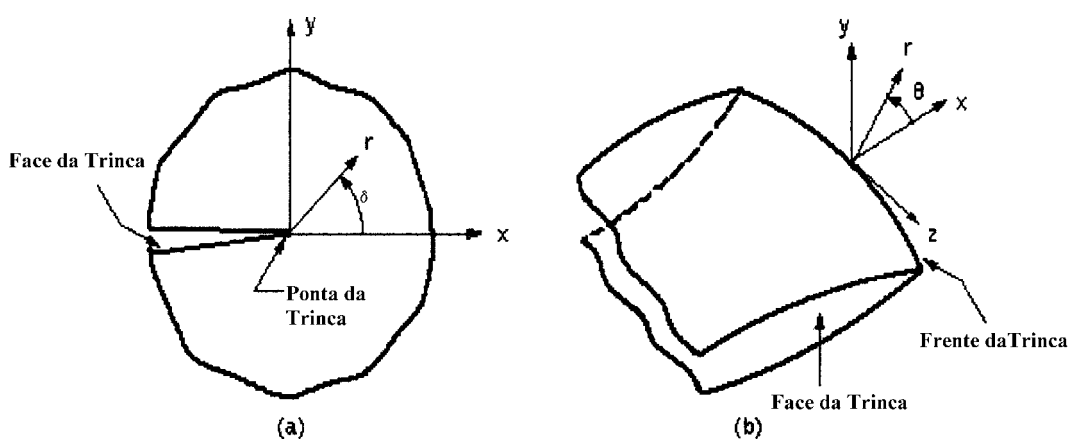


Figura F.1 – Sistema de coordenadas na trinca para os modelos (a) bidimensional e (b) tridimensional.<sup>a</sup>

A integral  $J$  de Rice,<sup>a, b</sup> é avaliada através de uma integral de linha, Equação (F.1), em um contorno fechado ao redor da ponta da trinca, Figura F.2. Esta integral  $J$  representa a energia estocada em um corpo com o avanço da trinca.

$$J = \oint \left[ (W + T)n_l - \sigma_{ij}n_i \frac{\partial u_j}{\partial x_l} \right] d\Gamma \quad (F.1)$$

Onde  $W$  é a densidade de energia de deformação,  $T$  é a densidade de energia cinética,  $\sigma_{ij}$  é o tensor de tensões,  $u_j$  é o vetor deslocamento e  $n_i$  é o vetor normal ao contorno  $\Gamma$ , conforme Figura F.2.



$$J = \int_A \left( \sigma_{ij} \frac{\partial u_j}{\partial x_i} - W \delta_{1j} \right) \frac{\delta q_i}{\delta x_i} dA \quad (\text{F.2})$$

O *solver* MARC™ alerta para a importância do modelamento da singularidade em torno da ponta da trinca de modo a se obter uma boa representação do campo de tensões e de deformações.<sup>a, b, d</sup> Por isso, deve-se refinar a malha ao redor da trinca utilizando elementos planos colapsados com oito nós (análise bidimensional) na ponta da fissura para melhor avaliar numericamente a integral  $J$ .<sup>a</sup> Estes elementos colapsados são elementos isoparamétricos cujo nós de um lado foram colapsados em um único nó, apresentando singularidade numérica neste nó.

Este *solver* dispõe de uma opção automática para definir uma região perpendicular à ponta ou a face da trinca, que é denominada região rígida.<sup>a</sup> Esta região serve para gerar uma área sobre a qual são escolhidos os elementos a serem utilizados na avaliação numérica da integral  $J$ , Figura F.3. A malha inserida nesta região rígida deve ser bem refinada. O tamanho desta região é definido no pré-processador do *solver*. Em uma mesma análise numérica é possível definir mais de uma região rígida, ou seja, numericamente é possível avaliar numericamente a integral  $J$  por mais de um caminho. Desta forma, pode-se utilizar um artifício de avaliar a integral  $J$  através de diferentes regiões rígidas. Os valores obtidos para esta integral devem ser próximos, pois esta integral independe do caminho. Caso contrário, a malha ao redor da trinca apresenta problemas ou a região rígida não foi bem definida pelo programa.

A Equação (F.3) estabelece a correlação entre o fator de intensidade de tensão crítico no modo I de abertura de trincas ( $K_{IC}$ ) para o estado plano de tensões e o valor crítico da integral  $J$  ( $J_{IC}$ ). Sendo,  $E$  é o módulo de Young e  $\nu$  o coeficiente de Poisson.

$$J_{IC} = \frac{K_{IC}^2 (1 - \nu^2)}{E} \quad (\text{F.3})$$

Nas simulações implementadas analisou-se um carboneto de tungstênio com 6% de cobalto (WC-6Co), que foi o material estudado neste trabalho e que possui a

particularidade de apresentar um comportamento mecânico intermediário entre os materiais metálicos e os materiais frágeis.<sup>e</sup> Este material foi modelado como tendo um comportamento isotrópico e homogêneo e suas principais propriedades mecânicas estão ilustradas na Tabela F.I.

Tabela F.I – Propriedades mecânicas do WC-6Co.<sup>f, g, h</sup>

$E$ (GPa)	$\nu$	$\sigma_y$ (MPa)	$K_{IC}$ (MN/m <sup>3/2</sup> )
619,5	0,28	5760	10

Na simulação do ensaio de tração com corpo de prova compacto, suas dimensões e características foram padronizadas pela norma americana ASTM E399<sup>i</sup>, Figura F.4. Este ensaio pode ser utilizado para a determinação do fator de intensidade de tensão crítico ( $K_{IC}$ ) em materiais metálicos e cerâmicos. Esta norma também recomenda que as dimensões dos corpos de prova devem satisfazer as condições descritas na Equação (F.4), para se obter valores válidos de  $K_{IC}$ .

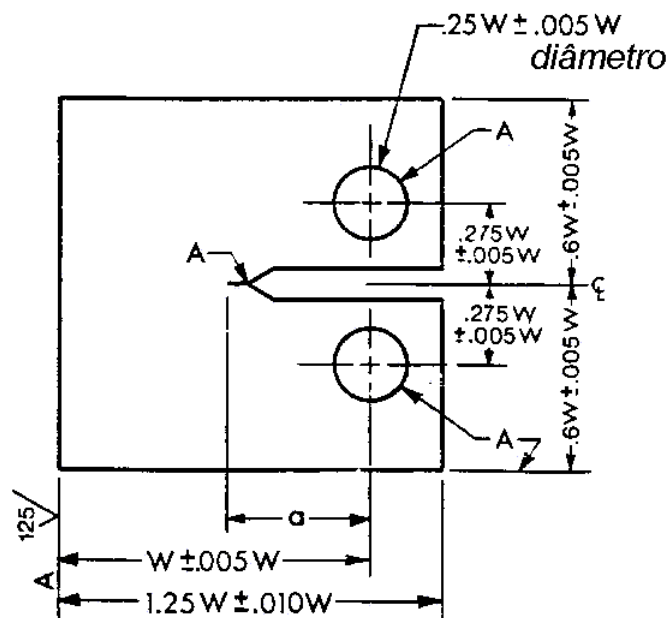


Figura F.4 – Corpo de prova compacto, dimensões e tolerâncias padrões.<sup>i</sup>

$$B, a \geq 2,5 \left( \frac{k_{IC}}{\sigma_Y} \right)^2; \quad 0,45 \leq a/W \leq 0,55; \quad 2 \leq W/B \leq 4 \quad (F.4)$$

Onde  $B$  é a largura do corpo de prova,  $a$  é o comprimento da trinca,  $W$  o comprimento do corpo de prova  $\sigma_y$  é o limite de escoamento do material.

Para reduzir o esforço computacional, aproveitou-se a simetria do problema e representou-se apenas a sua metade. A Figura F.5 ilustra a malha adotada e suas condições de contorno para a análise numérica deste corpo de prova. Neste modelo, foram utilizados elementos isoparamétricos de estado plano de deformações com quatro e com oito nós.

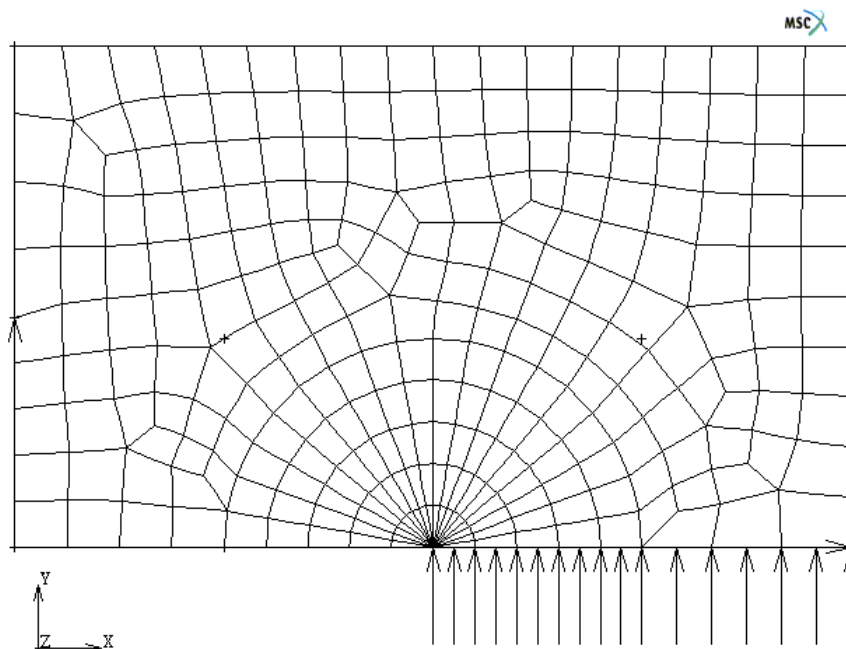


Figura F.5 – Malha para o modelo numérico do ensaio de tração com corpos de provas compactos.<sup>j</sup>

Nesta simulação foram adotadas as seguintes dimensões:  $W= 0,2\text{m}$ ;  $B= 0,05\text{m}$ ;  $a= 0,1\text{m}$  e uma altura de  $0,24\text{m}$ , Figura F.4.<sup>j</sup> Estas dimensões satisfazem as condições impostas pela Equação (F.4) para se determinar  $K_{IC}$ , em um estado plano de deformações.<sup>i</sup> A norma ASTM E399<sup>i</sup> também estabelece uma estimativa da carga a ser aplicada no corpo de prova, Equação (F.5). Esta expressão garante que as dimensões do corpo de prova, o limite de escoamento e o valor do fator de intensidade de tensão crítico do material estão consistentes com a carga a ser aplicada no ensaio.

$$K_Q = \left( P_Q / BW^{1/2} \right) f[a/W] \quad (F.5)$$

Sendo  $K_Q$  a estimativa do valor do fator de intensidade de tensão,  $P_Q$  a carga aplicada no ensaio,  $f[a/W]$  é uma função entre a razão do tamanho da trinca e a largura do corpo de prova e  $B$  e  $W$  as dimensões do corpo de prova, Figura F.4.

Nesta análise numérica, estimou-se o valor do fator de intensidade de tensões ( $K_Q$ ) a partir de  $K_{IC}$  do WC-6Co, Tabela F.I. Utilizando-se a Equação (F.5), adotando-se  $f[a/W]= 9,66^1$  para uma relação  $a/W= 0,5$ , obteve-se o valor de 23,15 KN para a carga  $P_Q$  a ser aplicada nesta simulação.

A Tabela F.II ilustra os valores obtidos para a integral  $J$  para as análises do modelamento do corpo de prova submetido à tração, com elementos isoparamétricos de oito e de quatro nós. O valor de  $J_{IC}$  foi obtido através da Equação (F.3), utilizando-se o valor de  $K_{IC}$  da Tabela F.I

Tabela F.II – Comparação entre os valores numéricos com  $J$  crítico.

Modelo (Figura F.3)	Contorno da int. $J$	$J_{numérico}$	$J_{IC}$	%
264 elementos de quatro nós (283 nós)	I	136,54N/m	148,75N/m	8,94
	II	136,22N/m		9,20
	III	135,17N/m		10,05
264 elementos de oito nós (829 nós)	I	142,63N/m		4,29
	II	142,62N/m		4,30
	III	142,54N/m		4,36

Os resultados para integral  $J$  na ponta da trinca apresentam uma diferença em torno de 4% para a simulação com elementos de oito nós. Em compensação, os resultados para a avaliação da integral  $J$  através de elementos de quatro nós apresentarem uma diferença maior, em torno de 10%. Contudo, a utilização destes elementos com quatro nós podem apresentar como vantagem um menor custo computacional.

A simulação numérica do ensaio de indentação aqui descrita teve por objetivo ilustrar as dificuldades ocorridas durante a avaliação da integral  $J$  em uma trinca semicircular incorporada ao modelo, Figura F.6. Esta trinca semicircular foi introduzida na região da direção da diagonal do indentador uma vez que esta região se mostrou crítica para a nucleação de trincas. Foram utilizados os procedimentos descritos na Metodologia e nos Resultados para simulação deste ensaio com um modelo que incorpora trincas. Ou seja, as condições de contorno e de carregamento deste modelo foram as mesmas utilizadas nos modelos discutidos nos Capítulos 4 e 5 deste trabalho, assim como manteve-se o modelo para o comportamento elasto-plástico do WC-6Co através da curva de potência da Equação (4.3). Contudo, este modelo foi executado através de 500 interações no carregamento e de 200 interações para o descarregamento, completando o ciclo de indentação.

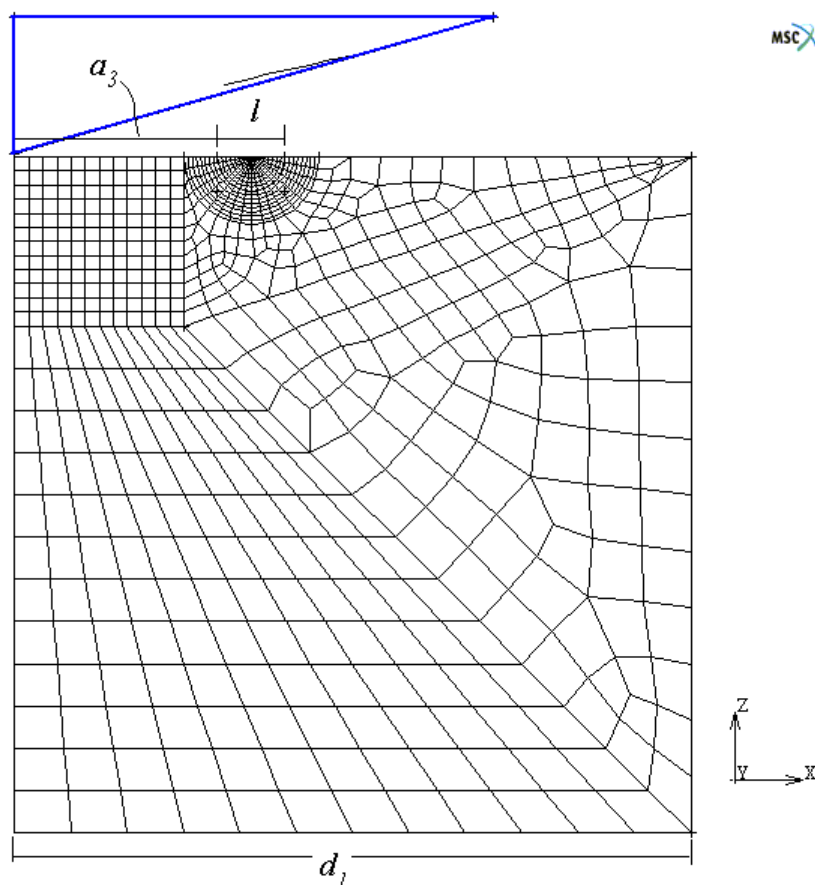


Figura F.6 – Vista lateral do modelo numérico com a incorporação de uma trinca semicircular.

Sendo um dos primeiros modelos com a incorporação de trincas, esta simulação não apresentou resultados satisfatórios para avaliação da integral  $J$ . Entretanto as dificuldades ocorridas serviram para melhorar o modelo numérico e permitir a obtenção de resultados mais consistentes no decorrer deste trabalho.

A amostra do material foi modelado através de um disco circular plano com diâmetro de  $d_1=0,025\text{mm}$ , a partir de elementos cúbicos de oito nós, Figura F.6. Na discretização deste modelo, utilizaram-se 6800 elementos ao longo de 7642 nós. A frente da trinca foi modelada através de 3456 elementos cúbicos colapsados na frente da trinca, Figura F.7. De modo análogo à análise bidimensional, estes elementos colapsados foram elementos isoparamétricos cujos nós de uma face do cubo foram colapsados em um único nó. Neste modelo, foi possível gerar uma trinca com tamanho de  $l=20\mu\text{m}$  e a borda desta trinca (nó 73) foi inserida a uma distância de  $a_3=0,06\text{mm}$  da ponta do indentador. Segundo os casos executados para os modelos sem trinca, esta distância encontrava-se na interface entre as regiões de deformações plástica e elástica.

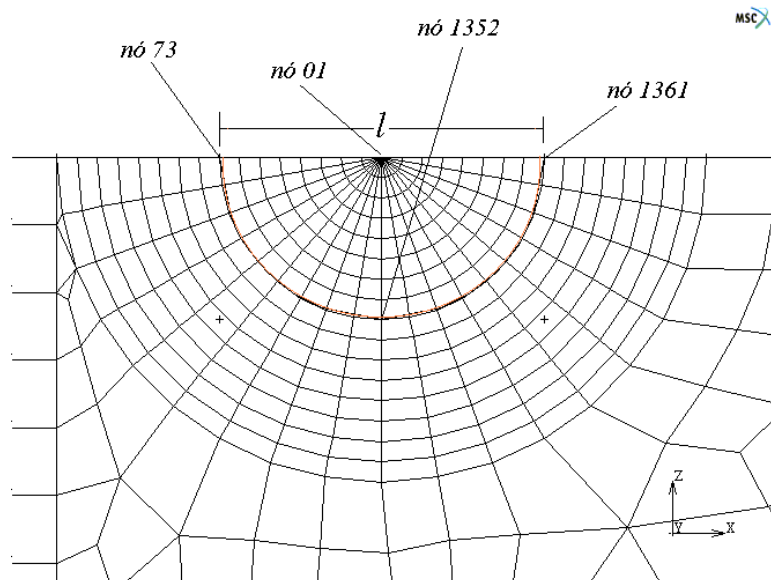


Figura F.7 – Malha na região da trinca semicircular com 3456 elementos cúbicos de oito nós.

Este modelo representou bem o comportamento global deste ensaio, pois tanto a curva ( $Pxh$ ), Figura F.8, apresentou um comportamento qualitativamente adequado, quanto o

valor numérico da dureza superficial foi de  $H= 21,04\text{GPa}$ , apresentado uma diferença em torno de 2,5% em relação aos modelos numéricos sem incorporação de trincas.

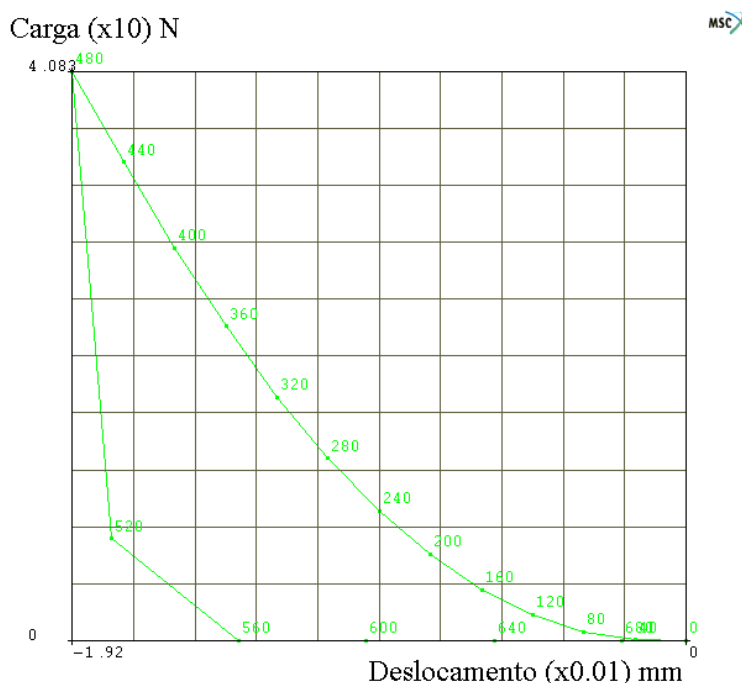


Figura F.8 – Curva ( $Pxh$ ) para o modelo do ensaio de indentação com a incorporação de uma trinca semicircular.

O *solver* MARC™ permite a avaliação da integral  $J$  através da definição de um parâmetro para o tamanho da região rígida definida pelo usuário no pré-processador. Definido este parâmetro, o pré-processador gera uma ou mais regiões rígidas, ou o caminho para integral de linha. Para que isso ocorra, na identificação dos parâmetros da frente e face da trinca, o usuário também deve definir o tamanho e números das regiões rígidas. Entretanto, como a geração destas regiões é feita no pré-processador, os elementos definidos pelo solver como parte desta região rígida não devem sofrer grandes deslocamentos, exceto os movimentos perpendiculares à trinca, sob risco de calcular de forma inconsistente os valores da integral  $J$ .

A Figura F.7 indica os três nós selecionados situados na frente da trinca e o nó central desta trinca semicircular. Os resultados numéricos encontrados para os nós da frente da trinca apresentaram valores inconsistentes na avaliação da integral  $J$ , Tabela F.III. O nó

da borda da trinca (73) foi o que apresentou uma maior dispersão dos valores da integral  $J$  para as duas regiões rígidas adotadas.

Tabela F.III – Avaliação numérica da integral  $J$  para os nós selecionados na frente da trinca no final da fase de carregamento (interação 500).

Nó (interação 500)	Avaliação numérica da integral $J$ .	
	Contorno da int. (I)	Contorno da int. (II)
273	$116,1 \times 10^3 \text{N/m}$	$254,6 \times 10^3 \text{N/m}$
1352	185N/m	176N/m
1361	383N/m	404N/m

Esta inconsistência nos valores da integral  $J$  pode ter sido causada por alguns problemas como a utilização de elementos cúbicos de oito nós no modelamento da frente da trinca, bem como o pouco refinamento da malha na região da trinca e, mais provavelmente, a localização da borda da trinca, uma vez que esta borda ficou submetida à ação do indentador na fase de carregamento do ciclo do ensaio, Figura F.9.

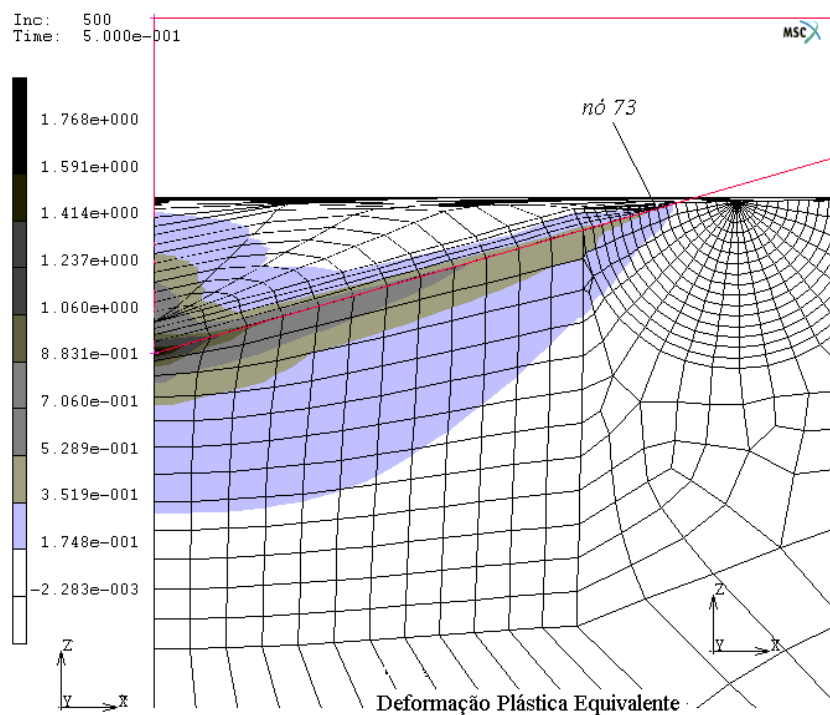


Figura F.9 – Distribuição numérica dos valores das deformações plásticas durante o carregamento do indentador.

No caso específico do presente modelo, o nó da borda da trinca foi submetido à ação do indentador. Por isso, os elementos ao redor deste nó sofreram deslocamentos na direção do indentador, que não é uma direção perpendicular a esta borda, Figura F.9. Este deslocamento na direção da indentação da borda da trinca provavelmente acarretou os valores inconsistentes encontrados, Tabela F.III.

Para tentar resolver estes problemas, optou-se, primeiramente, pela solução de utilizar elementos cúbicos de vinte nós na região da trinca. Entretanto, isto causou uma outra dificuldade, o elevado gasto computacional. Por exemplo, um modelo com 6800 elementos de vinte nós (29693 nós), teve um tempo de execução estimado em 25 dias, tornando-o operacionalmente inviável. Outra tentativa foi refinar a região da trinca para melhorar o modelo da trinca semicircular. Isto inviabilizou a geração de pequenas trincas, fazendo com que a menor trinca a ser modelada tivesse um comprimento ( $l$ ) de 30 $\mu$ m. Finalmente, para tentar solucionar o problema da interferência do indentador na região rígida do contorno da integral de linha  $J$ , optou-se por aumentar a distância entre a ponta do indentador e a borda da trinca ( $a_3=0,07$ mm), Figura F.6, e definir uma (ou mais) região rígida muito pequena. Para que isto fosse possível, bastaria refinar a frente e face da trinca.<sup>a, b, c, d</sup> Estas soluções foram implementadas com relativo sucesso e seus resultados foram apresentados no Capítulo 5.

---

<sup>a</sup> MSC.MARC™, Volume A: Theory and User Information, Version 2001.

<sup>b</sup> Oller, S., *Fratura Mecânica: um enfoque global*. CIMNE, Primera Edición, 2001, 286p.

<sup>c</sup> Godefroid, L. B., *Fundamentos da Mecânica da Fratura*. Ouro Preto: Escola de Minas da UFOP, 1995, 280p.

<sup>d</sup> Vecchio, S. D., Velloso, V. R., Dias, A. M. S., Santos, N. C., *Análise Numérica do Fator de Intensidade de Tensão via Correlação de Deslocamento*, Chileno Congress of Mechanical Engineering, X, 2002, Santiago de Chile, Chile.

<sup>e</sup> Sztkowska, M., *Fracture Toughness Measurement of WC-Co Hard-metals by Indentation Method*, Journal of Advanced Materials, 31: (3), Jul 1999.

<sup>f</sup> Zeng, K., Chiu, C-h. *An Analysis of Load-Penetration Curves from Instrumented Indentation*, *Acta Materialia*, 49, p3539-3551, 2001.

<sup>g</sup> Trent, E.M., *Metal Cutting*. 2<sup>nd</sup> Edition. Butterworths & Co LTD, 1984, 245p.

<sup>h</sup> METALS HANDBOOK, *Properties and Selection of Metal – Carbides Sinterized*. Vol. 1 – 8<sup>th</sup> Edition, 1961, p659.

<sup>i</sup> ASTM E399, *Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*, 1990.

<sup>j</sup> Dias, A. M. S., Modenesi, P. J., Godoy, C., Cetlin, P. R., *Análise Numérica dos Ensaios de Fratura em Metal Duro WC-Co*, Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, II, 2003, Uberlândia, MG.