

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DOS PROCESSOS DE FRATURA EM FILMES FINOS
ATRAVÉS DA SIMULAÇÃO DE ENSAIOS DE INDENTAÇÃO COM
PENETRADORES ESFÉRICOS

Dissertação submetida à

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE

como parte dos requisitos para a obtenção do grau de

MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

OZIAS FERREIRA CHAVES FILHO

Natal, 31 de agosto de 2017

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DOS PROCESSOS DE FRATURA EM FILMES FINOS ATRAVÉS DA
SIMULAÇÃO DE ENSAIOS DE INDENTAÇÃO COM PENETRADORES ESFÉRICOS

OZIAS FERREIRA CHAVES FILHO

Avelino Manuel Da Silva Dias– Orientador

BANCA EXAMINADORA

Avelino Manuel Da Silva Dias - Presidente

Luiz Claudio Ferreira da Silva

Dorgival Albertino da Silva Junior

Universidade Federal do Rio Grande do Norte - UFRN
Sistema de Bibliotecas - SISBI
Catalogação de Publicação na Fonte. UFRN - Biblioteca Central Zila Mamede

Chaves Filho, Ozias Ferreira.

Avaliação dos processos de fratura em filmes finos através da simulação de ensaios de indentação com penetradores esféricos / Ozias Ferreira Chaves Filho. - 2017.
86 f.: il.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Centro de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica. Natal, RN, 2017.

Orientador: Prof. Dr. Avelino Manuel da Silva Dias.

1. Elementos finitos - Dissertação. 2. Bimodularidade - Dissertação. 3. Modelo de delaminação - Dissertação. 4. Mecânica da fratura - Dissertação. I. Dias, Avelino Manuel da Silva. II. Título.

RN/UF/BCZM

CDU 624.04

Dedicatória

Dedico este trabalho a toda minha família, amigos que me apoiaram e estiveram comigo nesta difícil estrada percorrida para se formar em um curso de engenharia.

Sumário

Lista de Figuras.....	6
Lista de Tabelas.....	10
Lista de Símbolos.....	11
Resumo.....	14
Abstract.....	15
1 INTRODUÇÃO.....	16
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	19
2.1 Filmes Finos.....	19
2.2 Ensaio de Indentação.....	21
2.2.1 Nanoindentação.....	23
2.2.2 Indentadores e suas geometrias.....	26
2.3 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).....	27
2.3.1 Introdução.....	27
2.3.2 Taxa de Liberação de Energia.....	27
2.3.3 Fator de Intensificação de Tensões.....	29
2.3.3.1 Fator de Intensificação de Tensão Crítico.....	30
2.3.3.1.2 Ensaio Mecânico de K_{IC}	30
2.3.4 Integral J.....	33
2.3.5 Relação Entre a Integral J e K_{IC}	34
2.4 Modelo de Trinca Difusa.....	35
2.4.1 Avaliação dos Parâmetros do Modelo de Trinca Difusa.....	36
2.5 Método dos Elementos Finitos.....	37

2.6 Modelo de Delaminação	40
3 METODOLOGIA.....	43
3.1 Estimativa do valor de Energia Coesiva.....	46
3.2 Coleta de dados para plotagem de gráficos do ensaio de indentação.....	47
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	50
4.1 Malha de filme com espessura de 2µm.....	52
4.2 Malha de filme com espessura de 3µm.....	59
4.3 Malha de filme com espessura de 6µm.....	62
4.4 Malha de filme com espessura de 9µm.....	65
5. CONCLUSÕES.....	69
6.REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	70
ANEXO A.....	73
ANEXO B.....	74
ANEXO C.....	78
ANEXO D.....	82

Lista de Figuras

Figura 1- Microscopia eletrônica de varredura da seção transversal conjugado duplex, ampliação de 30.000 vezes.....	20
Figura 2- impressão deixada por um indentador esférico em diferentes materiais onde (A) é uma liga de Cromo, (B) é Poliureta e (C) é o Nitreto de Cromo e Alumínio.....	22
Figura 3 - Esquemática do equipamento utilizado no ensaio de indentação	23
Figura 4- Ilustração esquemática de uma curva de carga do indentador em função do deslocamento (h_f)	24
Figura 5 - Ilustração do processo de descarregamento do ensaio mostrando parâmetros de caracterização da geometria de contato.....	25
Figura 6- Diversos tipos de indentadores: (a) indentador cônico, (b) indentador esférico, (c) indentador Vickers, (d) indentador Berkovich	26
Figura 7- Modos de abertura de trinca.....	28
Figura 8- Definição do sistema de coordenadas polares na ponta da trinca.....	29
Figura 9- Corpo de prova compacto.....	31
Figura 10- Tipos de carregamento no teste de K_{IC}	32
Figura 11- Integral J ao redor da ponta de uma trinca.....	34
Figura 12- Modelo constitutivo de bimodularidade.....	36
Figura 13 – Malha de um modelo da carcaça de um carro.....	39
Figura 14 - Exemplo de análise térmica feita em um modelo de aletas.....	40
Figura 15 - Representação dos elementos de interface.....	41
Figura 16- Curva tração em função do deslocamento	42

Figura 17 – (A) esquema de um indentador esférico e sua amostra; (B) malha utilizada nas simulações, representando a área destacada em vermelho; (C) ampliação da malha onde o indentador entra em contato com a amostra.....	44
Figura 18 - (A) Demarcação da parte do corpo de prova que foi modelada; (B) malha utilizada para as simulações de corpo de prova compacto.....	47
Figura 19- Localização das regiões selecionadas para apresentar graficamente os valores de deformação de trincamento.....	48
Figura 20- Localização das três regiões selecionadas para fornecer graficamente valores de dano.....	48
Figura 21 – (A) demarcação na malha da região da ponta da trinca; (B) Imagem ampliada da área crítica apontada pelo modelo de bimodularidade.....	50
Figura 22 - Curva de carga em função da penetração (Fxh) do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 10% da espessura no sistema CrAlN/4140 com filme de 2 μm	52
Figura 23 - Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 20% da espessura do filme CrAlN de 2 μm	53
Figura 24- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 50% da espessura do filme CrAlN de 2 μm	53
Figura 25- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 70% da espessura do filme CrAlN de 2 μm	54
Figura 26 - Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme CrAlN de 2 μm	54
Figura 27 – Trinca identificada pelo modelo de bimodularidade para uma profundidade de penetração de 70% do filme de 2 μm de CrAlN.....	55

Figura 28- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 70% da espessura do filme de 2 μm	56
Figura 29- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 2 μm	56
Figura 30 – Trinca adesiva identificada pelo modelo de delaminação para uma profundidade de penetração de 70% do filme de 2 μm de CrAlN.....	57
Figura 31- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 70% da espessura do filme de 2 μm	58
Figura 32- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 2 μm	58
Figura 33- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 10% da espessura do filme CrAlN de 3 μm	59
Figura 34- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme CrAlN de 3 μm	60
Figura 35- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 3 μm	60
Figura 36- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 3 μm	61
Figura 37- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 10% da espessura do filme CrAlN de 6 μm	62
Figura 38- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme CrAlN de 6 μm	63

Figura 39- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 6 μm	63
Figura 40- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 6 μm	64
Figura 41- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 10% da espessura do filme CrAlN 9 μm	65
Figura 42- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme CrAlN de 9 μm	66
Figura 43- ampliação do detalhe da descontinuidade destacada no gráfico da Figura 42	67
Figura 44- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 9 μm	67
Figura 45- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 9 μm	68

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Aplicações e exemplos de filmes fino.....	19
Tabela 2 - Propriedades dos materiais do filme e substrato	43
Tabela 3 – Medidas do corpo de prova CT simulado.....	46
Tabela 4 - Carga máxima de indentação obtida nos três diferentes modelos utilizados.....	51

Lista de Símbolos

Alfabeto Latino:

G	Taxa de Liberação de Energia	[kJ]
E	Módulo de Elasticidade	[MPa]
k	Constante do modo de abertura de trinca	$[[MPa\sqrt{m}]$
f_{ij}	Função adimensional	-
K_I	Fator de intensificação de tensões para o modo de abertura de trinca I	$[MPa\sqrt{m}]$
K_{II}	Fator de intensificação de tensões para o modo de abertura de trinca II	$[MPa\sqrt{m}]$
K_{III}	Fator de intensificação de tensões para o modo de abertura de trinca III	$[MPa\sqrt{m}]$
K_C	Fator de intensificação de tensão crítico	$[MPa\sqrt{m}]$
K_{IC}	Fator de intensificação de tensões crítico para o modo de abertura de trinca I	$[MPa\sqrt{m}]$
K_{IIC}	Fator de intensificação de tensões crítico para o modo de abertura de trinca II	$[MPa\sqrt{m}]$
K_{IIIC}	Fator de intensificação de tensões crítico para o modo de abertura de trinca III	$[MPa\sqrt{m}]$
K_{max}	Valor máximo do fator de intensificação de tensões em um único ciclo	$[MPa\sqrt{m}]$
K_Q	Fator de intensificação de tensão gerado pela carga P_Q	$[MPa\sqrt{m}]$
P_Q	Carga crítica	[N]
P_5	Carga definida pelo encontro da linha secante 5% e a curva carga em função do deslocamento no ensaio K_{IC}	[N]
P_{max}	Carga máxima suportada no ensaio de K_{IC}	[N]
P	Carga aplicada na malha	[N]
HC	Altura do corpo de prova compacto	[mm]
W	Largura do corpo de prova compacto	[mm]
B	Comprimento do corpo de prova compacto	[mm]

a	Comprimento de trinca da trinca	[mm]
$f(a/W)$	Fator de forma	-
E_S	Parâmetro de bimodularidade	[MPa]
J	Integral J	[Nmm]
t	Vetor de tração de superfície	-
n	Vetor normal à curva Γ	-
u	Abertura de trinca máxima	[mm]
e	Comprimento característico para o elemento finito	[mm]
H	Dureza	[N/mm ²]
F	Carga aplicada no indentador	[N]
F_{max}	Carga máxima no indentador	[N]
D	Diâmetro do indentador	[mm]
d	Diâmetro da impressão do indentador	[mm]
A_i	Área impressa pelo indentador	[μm^2]
h	Profundidade de penetração do indentador	
h_{max}	Profundidade máxima de penetração do indentador	[μm]
S	Coefficiente de rigidez elástica	[N/m]
h_c	Profundidade real de contato do indentador	[μm]
α	Constante baseada no coeficiente de rigidez elástica	-
h_f	Profundidade de penetração residual	[μm]
m	Constante baseada no coeficiente de rigidez elástica	-
K	Constante que descreve o comportamento de deformação e endurecimento do material	[MPa]

Alfabeto Grego:

ε	Deformação total	-
ε_e	Deformação elástica do material	-
ε_{cr}	Deformação de trincamento máxima	-
ε_m	Deformação do material	-

β	Constante que descreve o comportamento de deformação e endurecimento do material	-
σ_{cr}	Tensão última ou crítica	[MPa]
σ_e	Tensão efetiva de Von Mises	[MPa]
σ_Y	Limite de escoamento	[MPa]
ν	Coefficiente de Poisson	-
σ	Tensão aplicada em um modo de carregamento I puro	[MPa]
σ_{ij}	Tensor de tensão	-

Resumo

Recentes trabalhos propõem a utilização dos ensaios de indentação (nanoindentação) como uma ferramenta capaz de avaliar características mecânicas de filmes finos, assim como avaliar possíveis falhas em sistemas que conjugam filmes de alta dureza com substratos metálicos de aço em serviço, em solicitações tribológicas. Entretanto, a implementação da técnica de indentação para a avaliação do comportamento destes sistemas e os seus resultados, continuam ocasionando dúvidas no meio científico. Em função destas incertezas na análise do ensaio de indentação, o uso de uma ferramenta numérica capaz de avaliar os campos de tensões e de deformações durante o ciclo de indentação, identificando possíveis áreas críticas através da mecânica da fratura, pode auxiliar em uma interpretação mais segura deste ensaio. Este trabalho tem como proposta utilizar o Método dos Elementos Finitos (MEF) em conjunto com o Modelo de Delaminação e o Modelo de Bimodularidade para simular ensaios de indentação em um filme de CrAlN, que possui uma alta aplicabilidade devido a suas propriedades, e analisar a nucleação e crescimento de trincas, que podem ocorrer durante esses ensaios. Por fim, os padrões de surgimento e crescimento de trincas observados neste trabalho foram comparados com os obtidos por outros modelos apresentados na literatura especializada. Também se concluiu que o uso concomitante dos dois modelos mostrou uma boa ferramenta para o estudo de falhas nos ensaios de indentação em filmes finos.

Palavras-chaves: elementos finitos, bimodularidade, modelo de delaminação, mecânica da fratura.

Abstract

Recent publications propose the use of indentation testing (nanoindentation) as a tool to evaluate thin film's mechanical properties, and evaluate possible failures in systems that unite high hardness film (tribological coating) and metallic substrates of steel, in tribological solicitations. However, the implementation of the indentation technique for the evaluation of these systems and its results still brings on doubts to the scientific environment. Due to the doubts around the indentation tests, the use of a numerical tool able to analyze the stress and displacement field during the indentation cycle, identifying possible critical areas using the fracture mechanics may help to give a safer interpretation of this test. This work's proposal is to use the Finite Elements Method (FEM) combined with Delamination Model and Cracking Strain Model to simulate indentation cycles on a CrAlN film, a film that has a big applicability due to its properties, and analyze crack nucleation and growth, which may occur during these cycles. Finally, the patterns of nucleation and growth presented in this work were compared with others models presented on the specialized literature. Also concluded that the use of both models together was a good tool to the study of cracks during indentation testing in thin films.

Keywords: finite elements, cracking strain, delamination model, fracture mechanics.

1 Introdução

A procura por melhorias nas propriedades mecânicas de componentes tem impulsionado o avanço na área de engenharia de superfícies. Esta área da engenharia trata da tecnologia de preparação e modificação das superfícies para cumprir funções específicas dentro de uma certa aplicação. Uma das opções utilizadas para melhorar estas propriedades é o uso de revestimentos cerâmicos, que, entre outras vantagens, podem conferir elevada resistência ao desgaste. Contudo, para otimizar o uso desses recobrimentos, é necessário estudar as propriedades mecânicas destes, do substrato, assim como da interface formada entre esses materiais. O ensaio de indentação instrumentada tem sido utilizado para avaliar as propriedades mecânicas destes conjugados (ZENG *et al.*, 2001; LEE *et al.*, 2005).

Esses ensaios de indentação têm sido amplamente utilizados para a determinação da dureza superficial em diferentes classes de materiais. Contudo, devido à sua versatilidade, trabalhos foram desenvolvidos neste campo, avaliando novas metodologias e aplicações para este tipo de ensaio (ZENG *et al.*, 2001; LEE *et al.*, 2005; FISCHER-CRIPPS, 2006). Por exemplo, alguns trabalhos propõem o uso dos ensaios de indentação para determinar também o módulo de elasticidade (E), coeficiente de Poisson (ν), tenacidade à fratura (K_{IC}) e, mais recentemente, uma possível curva de tensão em função da deformação do comportamento elastoplástico sob compressão (ZENG *et al.*, 2001; LEE *et al.*, 2005). Além disso, este é um ensaio não destrutivo e que necessita apenas de uma pequena amostra para ser realizado, mostrando-se ideal para estudar as propriedades mecânicas de um conjugado (filme e substrato).

Entretanto, a implementação desta técnica de indentação encontram algumas dificuldades, ocasionando dúvidas no meio científico. Por exemplo, segundo a literatura, os ensaios apresentam problemas mais intensos quando se pretende avaliar o comportamento mecânico de filmes finos depositados em substratos macios (FISCHER-CRIPPS, 2006). Além disso, para a realização do ensaio de indentação instrumentada são necessários equipamentos de alta precisão para aplicar e monitorar baixíssimas cargas e sensíveis deformações para avaliar com confiabilidade as propriedades mecânicas utilizando grandezas em micro e em nano escalas (HUANG e PELEGRI, 2007). Então, devido a estas

limitações, o uso de uma técnica numérica confiável que seja capaz de simular o ciclo de indentação, permitindo avaliar os campos de tensões e de deformações gerados, pode auxiliar o estudo desses ensaios e apresentar uma interpretação mais segura deles (SUN *et al.*, 1995; SOUZA *et al.*, 2001; ANTUNES *et al.*, 2006; DIAS *et al.*, 2006; DIAS *et al.*, 2010).

Durante um ensaio de indentação pode ocorrer o aparecimento de trincas e o estudo dessas falhas mostra-se importante, pois permite uma melhor compreensão dos limites do uso do filme em aplicações práticas e, assim, evitar o surgimento e propagação das trincas.

Falhas em sistemas que unem recobrimentos de alta dureza com substratos de baixa dureza em serviço, durante solicitações tribológicas, raramente acontecem por desgaste convencional, mas podem acontecer principalmente na interface entre o recobrimento e o substrato (falha adesiva), ou fratura do recobrimento (falha coesiva) ou, ainda, por fratura sub-superficial (falha do substrato) dependendo de diversos fatores como tamanho do indentador, propriedades do recobrimento, entre outras (SUN *et al.*, 1995).

Para estudar estas falhas de componentes conjugados torna-se essencial determinar a distribuição do campo de tensões que levam a ocorrência de deformações plásticas nestes conjugados, assim como determinar a região onde se dá o início e desenvolvimento desta zona plástica (SUN *et al.*, 1995). Portanto, o uso de métodos numéricos que simulem o ciclo de indentação também seriam úteis para analisar falhas que podem ocorrer durante o processo, e uma boa alternativa a ser usada é o Método dos Elementos Finitos.

O Método dos Elementos Finitos (MEF) é uma técnica bastante versátil, podendo ser usada em análises nos mais variados campos, resolvendo problemas não lineares nas áreas de instabilidade estrutural, de sistemas dinâmicos, termodinâmicos, sistemas de mecânica da fratura, de conformação mecânica, entre outras (LOTTI *et al.*, 2006).

Porém, a utilização desta técnica numérica para avaliar o ensaio de indentação em recobrimentos superficiais finos, também tem apresentado problemas devido às limitações computacionais (por exemplo, a necessidade do uso de um esforço computacional alto para realizar uma simulação com

resultados confiáveis), à dificuldade na implementação de critérios de falhas (pois são implementados de formas diferentes dependendo do *software* usado), à dificuldade encontrada para a caracterização destes recobrimentos e, principalmente, na obtenção das propriedades mecânicas para a interface recobrimento/substrato (ARAÚJO e DIAS, 2014).

Este trabalho tem como objetivo usar o Método dos Elementos Finitos (MEF) em conjunto com os conceitos da mecânica dos meios contínuos e da mecânica da fratura linear elástica (MFLE) para simular ensaios de indentação com penetradores esféricos e analisar processos de fratura que podem ocorrer durante esses ensaios através do modelo de trinca difusa e do modelo de elementos de delaminação, analisando suas vantagens e limitações. Por fim, este trabalho também tem como proposta comparar os resultados obtidos com os resultados apresentados na literatura especializada.

As simulações foram feitas considerando o Nitreto de Cromo e Alumínio como filme de um substrato de aço AISI 4140. Este material foi escolhido pois os nitretos de cromo são muito utilizados como filme devido a suas boas propriedades de adesão, sua alta resistência ao desgaste, sua dureza e resistência a oxidação. E estudos comprovam que a adição de alumínio a este filme cerâmico aumenta suas propriedades, aumentando sua aplicabilidade e tornando-o foco de vários estudos (BENLATRECHE *et al.*, 2009).

2 Revisão Bibliográfica

2.1 Filmes Finos

Os primeiros vestígios de aplicações de filmes finos datam mais de três mil anos atrás, quando os antigos egípcios martelavam folhas de ouro com espessuras inferiores a três milímetros para serem usadas como revestimento para fins ornamentais. Porém, com o desenvolvimento da engenharia de materiais, os revestimentos de filmes finos passaram a ser aplicados com novas finalidades e através de novos meios (ARAÚJO, 2011).

Estes revestimentos passaram a ter a finalidade de melhorar algumas das propriedades de componentes e proporcionar uma melhor resposta aos esforços ou condições de trabalho exigidas em determinada função, assim, os filmes são aplicados nas mais diversas áreas, em diferentes tipos de componentes como mostrado na Tabela 1. No campo da mecânica, as propriedades mais requisitadas para melhorias são: dureza, resistência ao desgaste e à abrasão (ARAÚJO, 2011).

Tabela 1- aplicações e exemplos de filmes finos. Fonte: SILVA, 2011.

Categoria/Propriedade	Exemplos de aplicações	Exemplos de Filmes Finos
Ótica	Revestimentos refletivos/anti-refletivos Filtros de interferência Decoração (cor, brilho) Discos de memória (CD's) Guia de ondas	TiN, TiO ₂ , Al ₂ O ₃ , ...
Elétrica	Isolamento Condução Dispositivos semicondutores Controladores piezoelétricos	GaAs, Au, Cu, SiO ₂ , SiC, Bi ₂ Te ₃ , ...
Magnética	Discos de memória	Co-Ni, NiFe, γ-Fe ₂ O ₃ , Co-P, ...
Química	Barreiras à difusão ou efeito de liga Proteção contra oxidação ou corrosão Sensores de gás/líquidos	Au, Zn, Cd, NiAl, Al ₂ O ₃ , SnO ₂ ,...
Mecânica	Revestimentos tribológicos (resistentes ao desgaste) Dureza Adesão Micromecânica	Ti, TiN, TiC, Al ₂ O ₃ , Diamante, CrN, cBN, ZrN, ...
Térmica	Camadas de isolamento Dissipadores de calor	ZrO ₂ , PSZ, ITO, ZnO, Sb ₂ Te ₃ , ...

A espessura destes filmes varia conforme a necessidade e em casos de pequenas dimensões (micro e nano escalas) são também chamados de filmes finos. A superfície que recebe o recobrimento é chamada de substrato e o conjunto, recobrimento mais substrato, pode ser chamado de conjugado ou de sistema.

Atualmente, os procedimentos mais comuns de deposição de filmes finos são os que ocorrem pela reação da superfície do substrato com as substâncias presentes no ambiente do processo, a deposição química de vapor (CVD), e os que ocorrem por deposição de outro elemento no substrato, onde os mais comuns são aspersão térmica e a deposição física de vapor (PVD). A aplicação dos filmes pode ser feita com apenas uma ou várias camadas. Na Figura 1 mostra-se um sistema duplex (sistemas que possuem dois filmes), com ampliação de 30 mil vezes, gerada através da microscopia eletrônica de varredura (MEV), formado por um filme cerâmico de Carboneto de Titânio, uma camada intermediária metálica de Titânio, ambos depositados sobre um substrato de aço ferramenta AISI H13 (RECCO *et al.*, 2007). O revestimento metálico intermediário funciona, por um lado, como camada de ligação e, por outro, como uma barreira de proteção contra oxidação e corrosão, devido à natureza porosa e permeável ao oxigênio da primeira camada cerâmica (RECCO *et al.*, 2007).

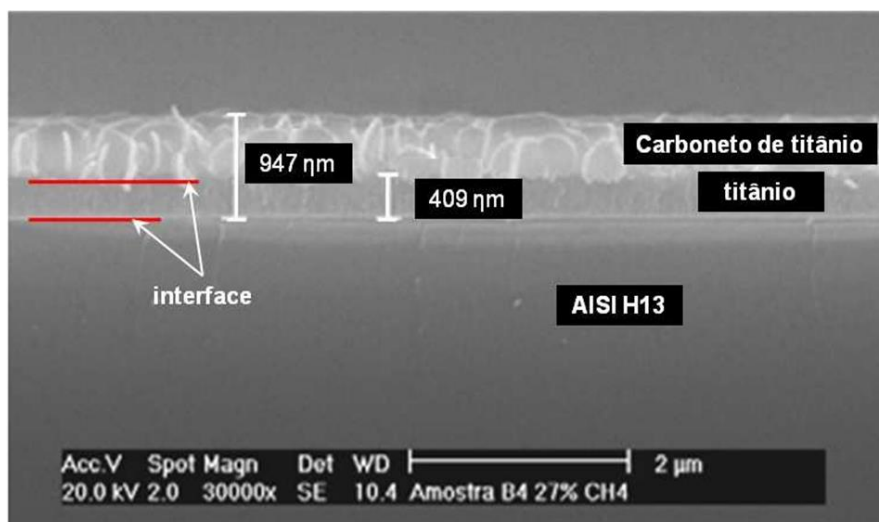


Figura 1- Microscopia eletrônica de varredura da seção transversal conjugado duplex, ampliação de 30.000 vezes Fonte: RECCO *et al.*, 2007.

Há uma infinidade de materiais a serem usados como filmes e são escolhidos de acordo com a sua aplicabilidade. Nas últimas décadas os filmes duros à base de Nitreto de Crômio (Cr-N) têm ganho a atenção científica devido à excelente combinação de propriedades que apresentam, como a elevada dureza, boa adesão e boa resistência ao desgaste (CHIM *et al.*, 2009). Exibem ainda superior resistência à oxidação e corrosão quando comparadas com outros nitretos. Estas características fazem do Cr-N um excelente revestimento para a proteção de ferramentas de corte e de superfícies bem como aplicações em que a resistência ao desgaste e à oxidação/corrosão seja determinante (AIHUAL *et al.*, 2012).

A adição de Alumínio na estrutura cristalina cúbica do Cr-N afeta diretamente as propriedades do filme, fazendo com que ele apresente maior dureza, maior resistência à corrosão, assim como maior estabilidade térmica e melhor performance sob altas temperaturas e resistência a corrosão, mostrando-se um material com ampla aplicabilidade e importância que é cada vez mais estudado sob as mais variadas condições (RECCO *et al.*, 2007; CHIM *et al.*, 2009; AIHUA *et al.*, 2012; SILVA, 2011).

2.2 Ensaio de Indentação

As propriedades mecânicas de um material são geralmente determinadas por meio de testes destrutivos ou não destrutivos de amostras sob condições controladas. Dentre várias condições de controle, ressaltam-se o controle da temperatura, umidade do ar, velocidade de carregamento, carga aplicada, tempo de ensaio, entre outros (LAWN e Marshall, 1979). Estes testes são realizados segundo normas técnicas como, por exemplo, as elaboradas pela Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) ou ASTM (*American Society for Testing and Materials*). Estes ensaios mais comuns são de tração, de compressão, de flexão, de torção, de fratura e o de dureza (LAWN e MARSHALL, 1979).

Dentre os diversos ensaios mecânicos existentes, os de dureza (nanoindentação) têm se mostrado como uma das melhores opções para também determinar diversas propriedades mecânicas dos mais variados

materiais. Algumas vantagens na utilização dos testes de indentação para determinação dessas propriedades são (DIAS, 2014):

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

Esses ensaios foram inicialmente utilizados para determinar a dureza (H) de um material, onde um material cujas propriedades são desconhecidas é deformado pela penetração de um indentador (cujas propriedades de seu material são bem conhecidas) até que seja deixada uma impressão em sua superfície (PULECIO, 2010). A carga aplicada na ponta do indentador aumenta à medida que penetra no material até alcançar um valor pré-definido. Através das dimensões da área da impressão deixada pelo indentador (Figura 2) e a carga aplicada, a dureza do material é calculada utilizando uma equação que difere de acordo com o tipo de indentador utilizado. Tal ensaio pode ser feito em escala macro ou microscópica (PULECIO, 2010). Para penetradores esféricos, a dureza é determinada de acordo com o diâmetro do indentador (D), o diâmetro da impressão (d) e a carga aplicada (F).

$$H = \frac{F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (1)$$

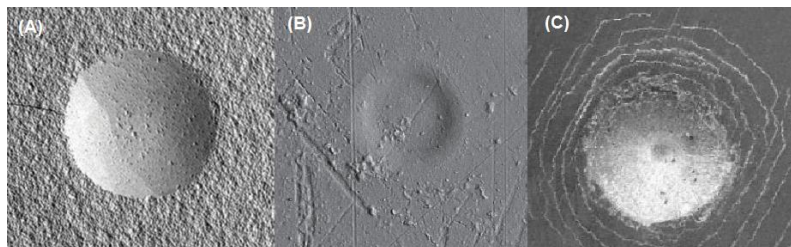


Figura 2 - impressão deixada por um indentador esférico em diferentes materiais onde (A) é uma liga de Cromo (YU *et al.*, 2016), (B) é Poliuretana (AZEVEDO *et al.*, 2009) e (C) é o Nitrato de Cromo e Alumínio (DIAS, *et al.* 2013).

2.2.1 Nanoindentação

Com o avanço da tecnologia, equipamentos mais precisos passaram a ser usados nos ensaios de indentação, tais como atuadores e detectores de deslocamento, dando origem à indentação instrumentada ou nanoindentação. Neste tipo de ensaio a força e o deslocamento são medidos continuamente durante um ciclo completo de aplicação e remoção de força (chamado de carregamento e descarregamento). O sistema é composto por um indentador que fica montado numa coluna, através da qual se transmite o carregamento aplicado por um atuador (HAY e PHARR, 2000). O sistema também possui um sensor para medir o deslocamento, como mostrado na Figura 3, que apresenta um esquema do equipamento utilizado. A medição do deslocamento precisa passar por uma calibração para correção de dados, uma vez que a própria flexibilidade do equipamento influencia os resultados devido à alta sensibilidade dos sensores (OLIVER e PHARR, 1992; ZHENG *et al.*, 1999; VAN VLIET *et al.*, 2004).

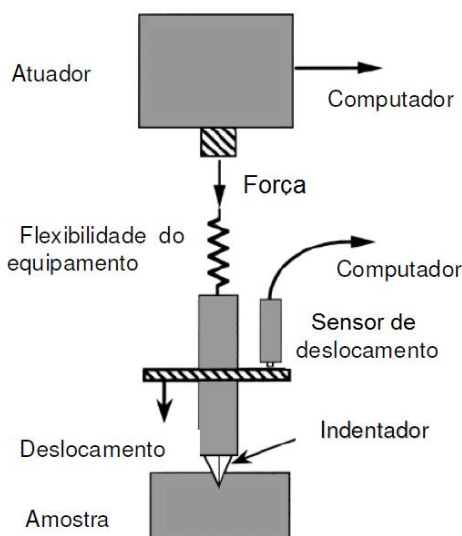


Figura 3 – Esquematização do equipamento utilizado no ensaio de indentação.
Fonte: PULECIO, 2010.

No ensaio de nanoindentação são usadas cargas e indentadores menores, fazendo com que a área de indentação tenha poucos micrometros ou até nanômetros quadrados, por isso microscópios ópticos mais potentes ou eletrônicos são utilizados. Durante o ensaio, são fornecidos os dados em tempo

real, formando um gráfico da carga aplicada em função do deslocamento do indentador, possibilitando, assim, a determinação de diversas propriedades de materiais como módulo de elasticidade, coeficiente de encruamento e limite de escoamento (PULECIO, 2010).

Este equipamento de indentação instrumentada foi utilizado pela primeira vez no início da década de 80 (PETHICA *et al.*, 1983; ZENG e CHIU, 2001), que possibilitava o monitoramento das curvas de carga em função da penetração do indentador ($F \times h$) nos ensaios. Este equipamento foi inicialmente desenvolvido e aplicado com o propósito de avaliar a dureza superficial e o módulo de Young a partir da curva de descarregamento do ensaio (ZENG e CHIU, 2001; FISCHER-CRIPPS, 2006). Mostra-se na Figura 4 um exemplo de curva $F \times h$ e três importantes variáveis a serem determinadas neste procedimento: a carga máxima de indentação ($F_{máx}$); a profundidade máxima de penetração ($h_{máx}$); e, o coeficiente de rigidez elástica ($S = dF/dh$). Como mostrado na Figura 4, esta última variável é definida como a inclinação da parte superior da curva de descarregamento na etapa inicial de descarregamento do ensaio (ARAÚJO, 2011).

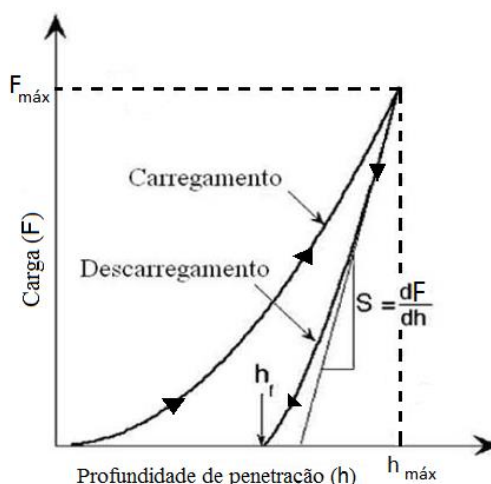


Figura 4 - Ilustração esquemática de uma curva de carga do indentador em função da profundidade de penetração. Fonte: adaptado de OLIVER e PHARR, 2004.

A rigidez elástica pode ser obtida através de dois métodos de análise da fase inicial de descarregamento. Um deles foi proposto por Doerner e Nix (1986) que se utiliza de uma expressão linear para avaliar o comportamento no início de

descarregamento do ensaio, conforme ilustrado na Equação (2). Nesta equação, h_c é a profundidade real de contato do indentador, mostrado na Figura 5.

$$F = S (h - h_c) \quad (2)$$

Tal expressão foi denominada por Zeng e Chiu (2001) como a curva que representa um descarregamento plástico, pois esta expressão parte da hipótese de que a área de contato entre o indentador e o substrato não se altera durante a fase de descarregamento do ensaio. No entanto, esta hipótese é válida apenas para o caso em que o ensaio é realizado em um material de comportamento elástico-perfeitamente plástico.

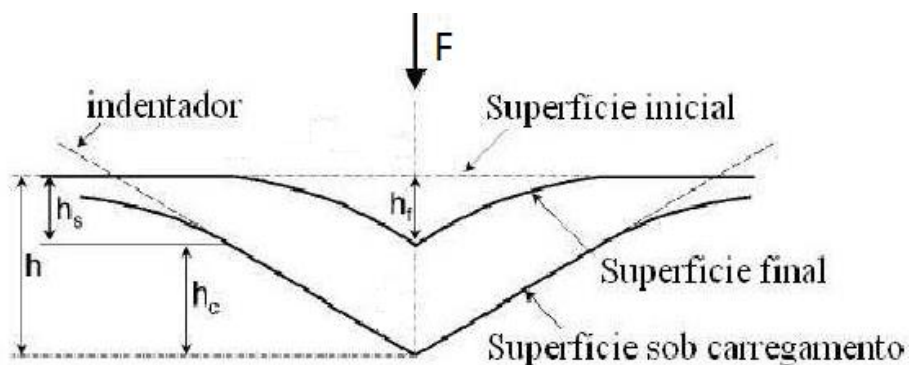


Figura 5 - Ilustração do processo de descarregamento do ensaio mostrando parâmetros de caracterização da geometria de contato. Fonte: adaptado de OLIVER e PHARR, 2004.

Oliver e Pharr (2004) propuseram um segundo método para avaliar o coeficiente de rigidez elástica (S). Este método leva em consideração a recuperação elástica que ocorre durante a etapa de descarregamento no ensaio, o que ocorre principalmente em materiais duros. Eles constataram que o comportamento da curva de descarregamento de um ensaio piramidal pode ser definido através de uma curva de carga descrita na Equação (3). Onde h_f é a profundidade de penetração residual, exibido na Figura 5, e as constantes α e m têm valores baseados no coeficiente de rigidez elástica do material (OLIVER e PHARR, 2004). A Equação (3) é indicada para ensaios com indentadores com geometrias axissimétricas (cônicos e esféricos) e também pode ser utilizada para análises elastoplásticas.

$$F = \alpha (h - h_f)^m \quad (3)$$

Alguns trabalhos mostram que a determinação da área de contato real entre o indentador e a amostra tem se mostrado um fator importante a ser definido através da análise da curva carga em função do deslocamento do ensaio de indentação (ZENG e CHIU, 2001; FISCHER-CRIPPS, 2006; OLIVER e PHARR, 2004).

2.2.2 Indentadores e suas geometrias

Os indentadores mais utilizados são de diamante devido a sua elevada dureza e módulo de elasticidade, o que minimiza a interferência de sua deformação nas medições. Outros materiais utilizados para indentadores são a safira, o carboneto de tungstênio e o aço endurecido (PULECIO, 2010).

As geometrias mais usadas nos penetradores são as piramidais de três lados (tipo Berkovich) e quatro lados (tipo Vickers). Contudo, também existem outras geometrias também muito usadas como as esferas e os cones. Os campos de deformação no material ensaiado são diferentes dependendo da geometria do indentador. Portanto, diferentes geometrias de indentadores são usadas de acordo com a propriedade ou característica especial a ser calculada. Por exemplo, indentadores esféricos são mais usados no cálculo de propriedades plásticas por apresentar uma transição suave do contato elástico ao elasto-plástico, ao mesmo tempo que os indentadores cônicos são mais usados para determinar tenacidade à fratura e os indentadores piramidais de quatro lados são usados para medir anisotropia de superfícies (FISCHER-CRIPPS, 2006; BHUSHAN e LI, 2003). Diferentes tipos de indentador estão mostrados na Figura 6.

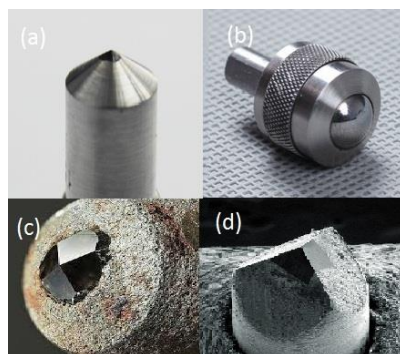


Figura 6 - Diversos tipos de indentadores: (a) indentador cônico, (b) indentador esférico, (c) indentador Vickers, (d) indentador Berkovich.

2.3 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

2.3.1 Introdução

A disciplina da resistência dos materiais define propriedades como o limite de escoamento e o limite de ruptura de um material como um meio de prever e evitar a falha de um material em alguma aplicação. Porém, os conceitos tradicionais dessa disciplina não levam em consideração a presença de descontinuidades na estrutura, embora sob certas condições de serviço, um defeito, mesmo em dimensões muito pequenas, pode levar a falhas catastróficas (MEDINA, 2014). E por mais controlada que seja a fabricação de componentes, os defeitos aparecem de diferentes formas. Pela necessidade de conhecer o comportamento de materiais contendo defeitos ou trincas surgiu a mecânica da fratura.

A mecânica da Fratura define-se como a área da Mecânica que estuda os processos que ocorrem nos materiais que levam à propagação de uma trinca, causando diminuição na resistência de um material ou estrutura. Ela baseia-se em métodos que permitem a quantificação das relações entre as propriedades dos materiais, o nível de tensões, a presença de defeitos ou trincas e os mecanismos de propagação de trincas (RUCHERT, 2014).

O estudo da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) se iniciou em meados de 1920 com a criação do modelo da taxa de liberação de energia proposta por Griffith. A MFLE se restringe a materiais relativamente frágeis, ou seja, que apresentavam uma zona plástica muito pequena comparada às dimensões da estrutura. Desde 1960, a teoria da mecânica da fratura veio sofrendo mudanças para englobar também materiais com comportamento dúctil (como plasticidade, viscoplasticidade e viscoelasticidade), dando origem à Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) (ANDERSON, 1995).

2.3.2 Taxa de Liberação de Energia

Em 1920, baseando-se na Primeira Lei da Termodinâmica, Griffith pressupôs que uma trinca se forma a partir do súbito desaparecimento das trações existentes em sua superfície. No instante que se segue, tanto as deformações quanto a energia potencial do sistema permaneceriam a mesma,

mas este sistema não está mais em um estado de equilíbrio, então, pelo teorema da energia potencial mínima, o sistema mudaria, diminuindo sua energia potencial até atingir um novo estado de equilíbrio (GRIFFITH, 1920).

Consequentemente, Griffith (1920) concluiu que para que uma trinca seja nucleada e cresça seria necessário que a energia total decresça ou continue constante. Em outras palavras, seria necessário que haja energia potencial suficiente para realizar o trabalho requerido para criar novas superfícies internas das trincas.

Na década de 50, Irwin (1956) propôs um modelo de análise energética da mecânica da fratura que era equivalente ao modelo de Griffith, porém se mostrou mais indicado para resolver problemas de engenharia relacionados à fratura de materiais. Neste modelo, Irwin definiu a Taxa de Liberação de Energia (G), também chamada de Energia Coesiva, capaz de medir a energia disponível para o crescimento da trinca conforme a Equação (4).

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad (4)$$

Nesta expressão, G é a taxa de liberação da energia potencial (Π) em relação à área da trinca (A). Esta expressão, também pode ser descrita pela Equação (5), onde σ é a tensão aplicada, E é o módulo de elasticidade do material e a é o comprimento da trinca (ANDERSON apud IRWIN, 1995).

$$G = \frac{\pi\sigma^2a}{E} \quad (5)$$

Para o modo de abertura de trinca I, II e III (mostrados na Figura 7) a energia coesiva em casos críticos (casos de trinca instável) é definida como G_{IC} , G_{IIC} , e G_{IIIC} , respectivamente (GRIFFITH, 1920).

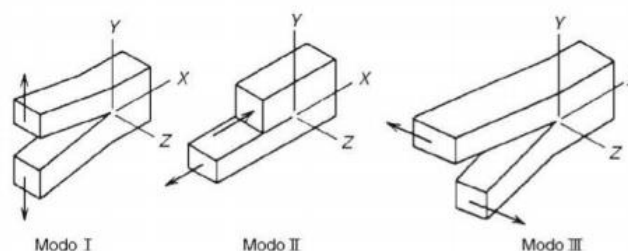


Figura 7- Modos de abertura de trinca. Fonte: adaptado de HERTZBERG, 1995.

2.3.3 Fator de Intensificação de Tensões

Em 1995, Anderson demonstra os estudos de Westergaard, Sneddon, Irwin e Williams desenvolvidos no século passado, onde estes autores determinam o campo de tensões em qualquer ponto num corpo linear elástico que pode ser mostrado pela Equação (6), a partir de um eixo de coordenadas polares cuja origem está situada na ponta da trinca (Figura 8).

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}} \right) f_{ij}(\theta, r) \quad (6)$$

Onde k é uma constante que depende do modo de abertura de trinca, σ_{ij} é o tensor de tensão, f_{ij} é uma função adimensional de θ e r , sendo estas as coordenadas polares definidas na Figura 8 (ANDERSON, 1995).

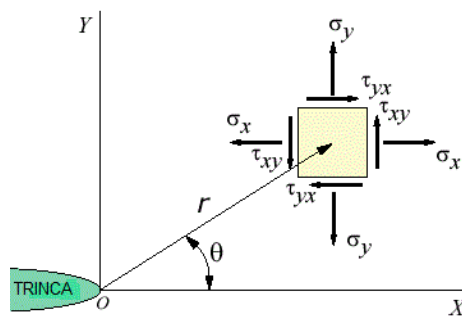


Figura 8- Definição do sistema de coordenadas polares na ponta da trinca.
Fonte: efunda.com, acesso em 2014.

Analisando a Equação (6), pode-se notar que à medida que se aproxima da ponta da trinca ($r \rightarrow 0$), as tensões tendem ao infinito. Isto torna a análise do campo de tensões inviável para determinar o crescimento de uma trinca, pois mesmo que as tensões na ponta da trinca tendam ao infinito, isso não necessariamente leva ao crescimento da trinca. Então, foi definido baseando-se na Equação (7), o Fator de Intensificação de Tensões (K), que pode ser chamado de K_I , K_{II} ou K_{III} dependendo do modo de abertura da trinca.

$$K = \sigma_0 \sqrt{\pi a} f(a/w) \quad (7)$$

Onde σ_0 é a tensão aplicada, a é o comprimento da trinca e $f(a/w)$ é o fator de forma, um parâmetro que relaciona a geometria e as condições de carregamento. Através do Fator de Intensificação de Tensões é possível avaliar

o comportamento da distribuição de tensões próximo à ponta da trinca e analisar se ocorrerá o seu crescimento. Se o parâmetro K for maior que seu valor crítico (K_C), a trinca crescerá (ANDERSON, 1995).

Os modos de abertura de trinca foram definidos por Irwin (1957), para decompor os movimentos dos bordos de uma trinca. O modo I corresponde a uma abertura da trinca ocasionada por tensões de tração fazendo com que as superfícies da trinca se movam perpendicularmente uma em relação à outra. Já no modo II as superfícies da trinca deslizam uma sobre a outra em uma direção perpendicular à aresta da trinca que avança. Enquanto no modo III, as superfícies da trinca movem-se uma em relação a outra e paralelas à aresta da trinca que avança (IRWIN, 1957).

2.3.3.1 Fator de Intensificação de Tensão Crítico

O Fator de Intensificação de Tensão Crítico, K_C , mede a resistência que um material apresenta à propagação da trinca, diante de um carregamento aplicado e pode ser chamado de K_{IC} , K_{IIC} ou K_{IIIC} dependendo do modo de abertura da trinca. Esse fator expressa quantitativamente o quanto um material está propenso a uma fratura frágil quando a trinca já está presente. Quanto maior o K_C de um material, maior a energia que ele pode absorver para a propagação da trinca, e menores serão as chances de ele sofrer uma fratura instável (HERTZBERG, 1995).

Quando um material se comporta de forma linear elástica e está na iminência de fratura, o Fator de Intensificação de Tensões (K) tende ser maior que seu valor crítico (K_C). Assim sendo, K_{IC} , também chamado de Tenacidade à Fratura, representa o quanto um material é resistente ao surgimento ou crescimento de trincas e se torna um bom parâmetro para estudos (HERTZBERG, 1995).

2.3.3.1.2 Ensaio Mecânico de K_{IC}

As normas de ensaio da mecânica da fratura para se determinar K_{IC} incluem a ASTM E 399 (1984), que foi publicada pela primeira vez em 1970, e

foi revisada várias vezes desde então, e a BS 5447, e que foi Publicado pelo *British Standards Institution* (1974).

Para que o teste seja validado o corpo de prova deve estar no estado plano de deformações e também deve ter comportamento linear elástico, ou seja, a deformação plástica na ponta da trinca tem que ser muito pequena. Os requerimentos para validar o teste são muito rígidos pois basta apenas um campo de deformação plástica significativa na ponta da trinca que as hipóteses para se determinar K_{IC} se tornam invalidas (ANDERSON, 1995).

A norma ASTM E 399 (1984) permite cinco tipos de corpos de prova: compacto, SENB (flexão de três pontos), painel, em forma de arco e em forma de disco. Amostras fabricadas para o teste de K_{IC} normalmente possuem comprimento, W , igual ao dobro da espessura, B (Figura 9). Uma pré-trinca é colocada por meio mecanismos de fadiga no corpo de prova para que a razão do comprimento da trinca em função do comprimento do corpo de prova (a/w) fique entre 0,45 a 0,55. Então, a geometria do corpo de prova deve ser feito de tal forma que as dimensões críticas, a , B e $W-a$, sejam aproximadamente iguais (ASTM-E 399, 1985).

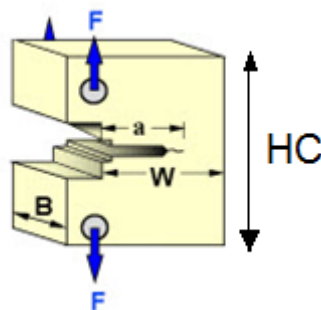


Figura 9 - Corpo de prova compacto. Fonte: Medeiros, *et al.*, 2012.

Como o ensaio para determinação do K_{IC} requer que as dimensões do corpo de prova sejam suficientemente grandes comparadas com o tamanho da zona plástica, a ASTM E 399 estabelece que as dimensões do corpo obedeçam as limitações impostas pelas Equações (8) e (9), que foram definidas baseadas em exaustivos trabalhos experimentais (ASTM-E 399, 1984):

$$B, a \geq 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (8)$$

$$0.45 \leq \frac{a}{W} \leq 0.55 \quad (9)$$

Para determinar as medidas do corpo de prova se faz necessário uma primeira estimativa de K_{IC} do material. Esta estimativa pode ser feita através de uma avaliação qualitativa com materiais similares. Porém, na falta de dados para esta estimativa, a ASTM E 399 (1984) apresenta sugestões de dimensões de corpo de prova para os mais variados tipos de materiais.

Quando um corpo de prova pré-trincado é carregado até a falha, as cargas e os deslocamentos são monitorados conforme mostrado na Figura 10. A carga crítica, P_Q , é definida de diferentes formas, dependendo do tipo de carregamento. Para o carregamento de tipo I a curva apresenta comportamento não-linear antes de atingir P_{max} devido à plasticidade na ponta da trinca, ou ao crescimento subcrítico da trinca ou devido a ambos. Para este tipo de curva, $P_Q = P_5$, sendo P_5 uma linha que parte da origem com uma inclinação que é 95% da inclinação da linha de carregamento elástico inicial. Para a curva de carregamento de tipo II ocorre um pequeno crescimento instável de trinca, e o P_Q é definido nesse momento. Para a curva de tipo III o corpo de prova falha antes da curva se tornar não-linear, então $P_Q = P_{max}$ (ANDERSON, 1995).

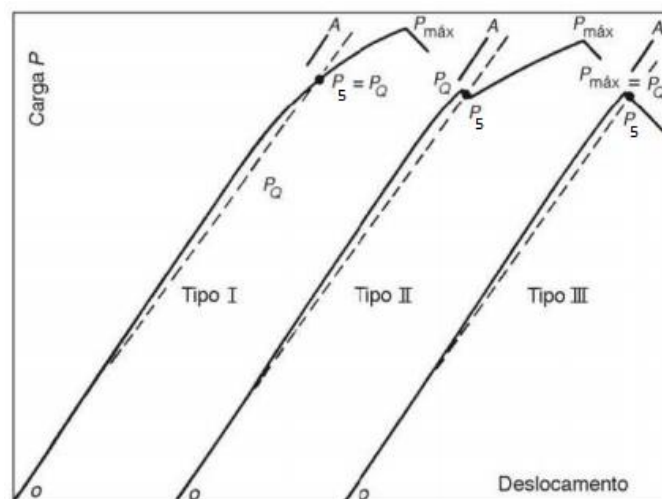


Figura 10 - Tipos de carregamento no teste de K_{IC} . Fonte: Garcia *et al.* (2012)

Depois de encontrado o P_Q e medido o comprimento da trinca (a), calcula-se o K_Q através da Equação (10). Onde $f(a/W)$ é uma função polinomial da

razão entre a/W , chamada de fator de forma. Essa função também é definida pela norma ASTM E 399 (1984).

$$K_Q = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (10)$$

Após atendidas todas as condições requeridas nas Equações (8) a (11), o K_Q calculado se torna o Fator de Intensificação Crítico do material ensaiado (K_{IC}).

$$P_{max} \leq 1.10P_Q \quad (11)$$

O teste de K_{IC} é muito difícil de ser feito e, na maioria das vezes, torna-se um procedimento experimental muito caro. O material deve ser frágil ou deve apresentar um pequeno campo de deformações plásticas na ponta da trinca (DIAS, 2014). Além disso, para materiais metálicos que apresentam grande ductilidade, os corpos de prova necessitam de grandes dimensões para se ter um ensaio válido de mecânica da fratura linear elástica. Devido a essas dificuldades, o uso de uma metodologia numérica pode auxiliar no uso da mecânica da fratura em projetos estruturais (DIAS, 2014).

2.3.4 Integral J

A integral J é um meio de calcular a Taxa de Liberação de Energia em um material. Tal integral foi criada em 1967 por Cherepanov e em 1968 Rice a usou para trabalhar com deformações plásticas na ponta de trinca, o que permitiu que os conceitos da mecânica da fratura fossem estendidos além dos limites da mecânica da fratura linear elástica. Utilizando a teoria da deformação plástica e admitindo a hipótese de um material elástico não-linear, Rice (1968) mostrou que a integral de linha independe do caminho de integração em volta da trinca e é dada pela Equação 12.

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - t \frac{\partial u}{\partial x} ds \right) \quad (12)$$

Onde $t = n\sigma$ é o vetor de tração de superfície, n é o vetor normal à curva Γ , σ é o vetor de tensões de Cauchy, u é o vetor deslocamento, $w(x,y)$ é a densidade de energia de deformação e x,y são as coordenadas do sistema de coordenadas cartesianas na ponta da trinca (Figura 11) (CHIODO, 2009).

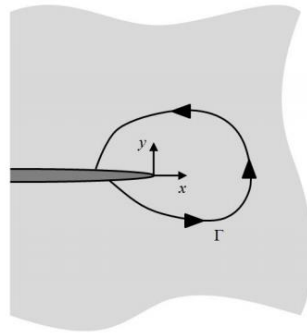


Figura 11 - Integral J ao redor da ponta de uma trinca. Fonte: CHIODO (2009).

A integral J é igual a taxa de liberação de energia para a trinca de um corpo sujeito a carregamento quase estático para materiais lineares elásticos. Mas, para materiais com grandes deformações plásticas na ponta da trinca, a integral J também pode ser igual a adição da taxa de liberação de energia elástica com a energia plástica (CHIODO, 2009).

2.3.5 Relação entre a Integral J e K_{IC}

Para uma trinca em uma chapa infinita sujeita ao modo de abertura I sob uma tensão uniforme a tenacidade a fratura (G_{IC}) e o fator de intensificação de tensões crítico (K_{IC}) foram mostrados nas Equações (4) e (6), respectivamente. Combinando essas equações é possível obter uma relação (Equação 13) entre as variáveis citadas anteriormente para o estado plano de tensões (ANDERSON, 1995):

$$G_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} \quad (13)$$

Para o estado plano de deformação, E (módulo de elasticidade) deve ser corrigido por $E/(1 - \nu^2)$. Então, para o plano de deformações, a Equação (14) mostra a relação entre K_I e G_{IC} (ANDERSON, 1995):

$$G_{IC} = \frac{K_I^2}{E'} \quad (14)$$

Como, no campo da mecânica da fratura linear elástica, a integral J é igual a taxa de liberação de energia nas proximidades da ponta da trinca, pode-se

reescrever a Equação (13) na Equação (15) para o estado plano de tensões. (ANDERSON, 1995).

$$J_{IC} = \frac{K_I^2}{E'} \quad (15)$$

2.4 Modelo de Trinca Difusa

Este modelo é uma relação constitutiva baseada nos modelos clássicos da mecânica dos meios contínuos, que é incorporado aos modelos numéricos para que estes sejam capazes de analisar processos de fratura (OLLER, 2001). O modelo de trinca difusa considera que o material analisado teria um comportamento solicitado à tração diferente daquele quando esteve sobre compressão, Figura 12. Assim, o material possui uma boa resistência à compressão e baixa resistência à tração, e pode sofrer deformações plásticas, com ou sem endurecimento, sobre compressão (OLLER, 2001).

Sobre tração, este modelo admite um comportamento elástico até o limite de ruptura. Após alcançar este limite, estima-se seu dano que é caracterizado pela deformação de trincamento (*cracking strain*) do material na direção normal à tensão principal máxima (Teoria de Rankine) e o material passa a ter um comportamento ortotrópico. O modelo permite a formação de, no máximo, três trincas perpendiculares entre si, caso todas as tensões normais principais excedam o limite de ruptura do material (OLLER, 2001). Após a nucleação da primeira trinca, uma segunda trinca pode se nuclear perpendicularmente a primeira e uma terceira trinca se formaria ortogonalmente 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 bimodularidade (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 (MARC™, 2017).

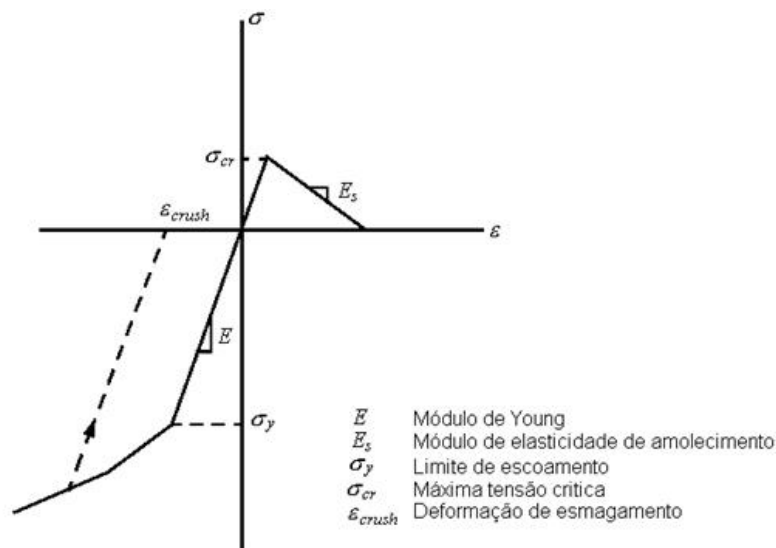


Figura 12 - Modelo constitutivo de bimodularidade. Fonte: MARC™ (2017).

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 não linear. Este modelo de bimodularidade apresenta bons resultados globais quando a zona de fissura está restrita a pequenas dimensões em comparação com o tamanho da estrutura (OLLER, 2001; Marc™, 2017). Alguns materiais estruturais apresentam um comportamento mecânico que se assemelha a este modelo de bimodularidade como, por exemplo, o carboneto de tungstênio com cobalto (WC-Co), materiais cerâmicos (Alumina) e alguns polímeros (resina Epóxi) (CHAVES FILHO *et al.*, 2014).

O modelo de bimodularidade consegue identificar facilmente o aparecimento de trincas em várias regiões, mas possui a limitação de não conseguir mostrar com detalhes o crescimento das trincas.

2.4.1 Avaliação dos Parâmetros do Modelo de Trinca Difusa

No modelo de bimodularidade mostrado através da curva de tensão em função de deformação da Figura 12, o parâmetro de bimodularidade E_s deve ser entendido como uma propriedade mecânica do material. Contudo, tendo em vista a inexistência de ensaios mecânicos capazes de determinar esta

propriedade, foi necessário realizar estimativas deste parâmetro para incorporá-lo ao modelo numérico. Seguindo a metodologia sugerida por Zhang e Subhash (2001), para determinar este parâmetro, o valor para a deformação total pode ser estimado considerando-se uma abertura de trinca máxima (u) de $5,0 \mu\text{m}$ para materiais frágeis. A partir deste valor de abertura da trinca e considerando um comprimento característico para o elemento finito (e), possibilita-se computar o valor da deformação total (ε) no elemento antes que ele sofra o colapso, segundo a Equação (16) (ZHANG e SUBHASH, 2001).

$$u = \varepsilon e \quad (16)$$

Uma vez conhecida esta deformação total e conhecendo a deformação elástica do material estudado (ε_e), pode-se avaliar a deformação de trincamento máxima (ε_{cr}) de acordo com a Equação (17). Finalmente, utilizando-se o valor adotado para a tensão última ou crítica (σ_{cr}) é possível avaliar o parâmetro de bimodularidade (E_S) através da Equação (18) (MARCTM, 2013).

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_{cr} \quad (17)$$

$$\sigma_{cr} = E_S \varepsilon_{cr} \quad (18)$$

A evolução de trincas em uma estrutura resulta em uma diminuição de sua capacidade de resistência à carga, assim o campo de tensões internas deve ser redistribuído para regiões onde ainda não ocorreram falhas. Consequentemente, a simulação numérica destes problemas se torna uma análise não linear e para isso é necessário o uso de procedimentos iterativos na análise deste modelo de bimodularidade (OLLER, 2001).

2.5 Método dos Elementos Finitos

Ao longo da história vários meios matemáticos foram criados para analisar barras simples, vigas de diversas formas, entre outras estruturas de forma simples. Porém, componentes reais, na maior parte dos casos possuem formas mais complexas, o que acaba forçando aproximações menos eficazes que comprometem a validade dos resultados obtidos pelo projetista (ANTUNES *et al.*, 2006; DIAS *et al.*, 2006).

O Método dos Elementos Finitos (MEF) que basicamente divide (discretiza) a estrutura em subestruturas elásticas finitas e bem conhecidas (elementos). Diferentes tipos de cargas podem ser aplicados nos elementos como, por exemplo, carga dinâmica, térmica, gravidade, podendo, assim, serem aplicadas na superfície do elemento ou em seus nós (ANTUNES *et al.*, 2006; DIAS *et al.*, 2006). Os nós são os componentes fundamentais dos elementos, já que é através deles que os elementos se interligam, e são neles onde diversas características são estabelecidas, como as condições de contorno, por exemplo. Aos nós também são atribuídos movimentos de rotação ou translação de acordo com o necessário na simulação, ou seja, os graus de liberdade. Quando cada elemento da estrutura tiver sido definido localmente na forma matricial, os elementos são amarrados globalmente por seus nós comuns em uma matriz de sistema global (BUDYNAS, 2011). Então, por meio de funções polinomiais e operações matriciais, o comportamento elástico contínuo de cada elemento é desenvolvido de acordo com as propriedades geométricas e do material do elemento (BUDYNAS, 2011).

O desenvolvimento moderno do MEF teve início por volta de 1940, na área da mecânica estrutural com os trabalhos de pesquisadores que usaram um reticulado de elementos lineares (barras e vigas) para a solução de tensões em sólidos contínuos. A partir daí, ocorreram evoluções no modelo, como a interpolação polinomial por trechos em sub-regiões triangulares como um método para modelar problemas de torção (ANTUNES *et al.*, 2006). Com o advento de computadores digitais na década de 1950, tornou-se prático para os engenheiros, escreverem e resolverem equações de rigidez na forma matricial. Foi investido um grande esforço no avanço do método dos elementos finitos nas áreas de formulação de elementos, bem como a implementação via computador de todo o processo de resolução (BUDYNAS, 2011). Com o avanço dos sistemas operacionais e o aumento do poder de processamento dos computadores foram criadas eficientes e precisas rotinas para resolução de matrizes e avanços foram feitos na parte de computação gráfica, facilitando, assim, a visualização dos estágios de pré-processamento da construção do modelo, a geração automática da malha e o pós-processamento de revisão dos resultados obtidos. Tais

avanços tornam possíveis as simulações em geometrias cada vez mais complexas (Figuras 13 e 14) (BUDYNAS, 2011).

Graças aos avanços tecnológicos, o MEF é bastante usado nas mais diversas aplicações como análises estáticas e dinâmicas (linear ou não linear), vibrações livres e forçadas, transferência de calor (que podem ser usadas em conjunto com análises estruturais para determinar tensões e deformações induzidas termicamente), flambagem, acústica, eletromagnética, entre muitas outras (DIAS *et al.*, 2010; ARAÚJO e DIAS, 2014).

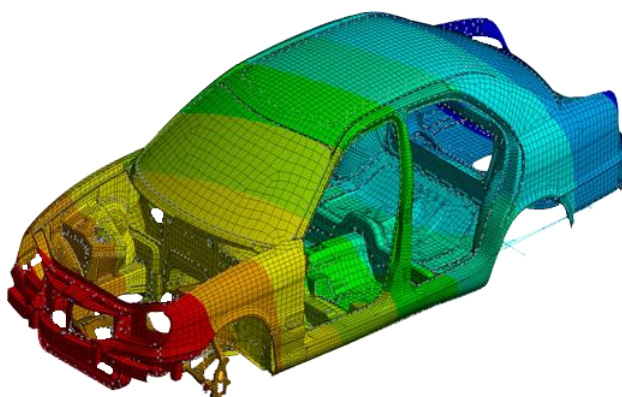


Figura 13 - Malha de um modelo da carcaça de um carro. Fonte: cursodeinventor.blogspot.com.br, acesso em 2014.

Existem vários softwares que usam o MEF como ANSYS, MSC Marc, NASTRAN, Algor, entre outros. E eles podem trabalhar conjuntamente com softwares de modelagem 3D.

Por ser uma técnica numérica que divide uma estrutura contínua em um número finito de elementos, o método dos elementos finitos possui erros inevitáveis (BUDYNAS, 2011):

- a) **Erros computacionais:** Esses se devem a erros de arredondamento provenientes de cálculos em ponto flutuante dos computadores, bem como das formulações dos esquemas de integração numérica que são empregados. Grande parte dos softwares comerciais para elementos finitos se concentra na redução desses erros (SUN *et al.*, 1995; DIAS *et al.*, 2006; LOTTI *et al.*, 2006; DIAS *et al.*, 2010).

- b) **Erros de discretização:** As geometrias de estruturas reais variam continuamente. Ao empregar um número finito de elementos para modelar uma estrutura real, erros são gerados inevitavelmente na correspondência da geometria por estar trabalhando com aproximações e não uma forma real do corpo. Então cabe ao analista decidir usar um número maior ou menor de elementos para modelar a estrutura de forma que os erros de discretização fiquem numa faixa aceitável para a aplicação (SUN *et al.*, 1995; DIAS *et al.*, 2006; LOTTI *et al.*, 2006; DIAS *et al.*, 2010).

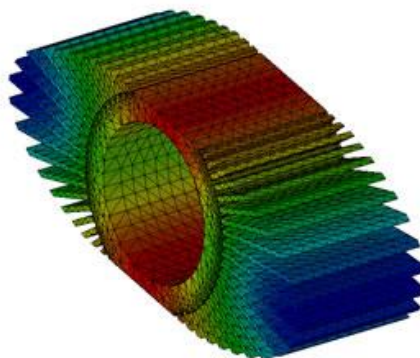


Figura 14 - Exemplo de análise térmica feita em um modelo de aletas. Fonte: opteng (2014)

2.6 Modelo de Delaminação

Para representar alguns fenômenos estruturais nas simulações, elementos diferentes dos comumente usados devem ser empregados, eles são denominados de elementos especiais. Esta terminologia denota elementos finitos com características específicas (parâmetros de rigidez, comportamento sob carregamento, etc.), assim como uma função específica na simulação, sendo esta sua principal característica. Há vários elementos especiais e dentre os mais usados estão os elementos de espaçamento e os elementos de delaminação. Há vários exemplos de avanços nas aplicações desses elementos de delaminação, principalmente na modelagem de condições de contorno e de interface.

O modelo do elemento de delaminação parte do ponto de vista que a falha do material é um fenômeno gradual onde a separação do material ocorre ao

longo da ponta da trinca e é resistida por trações coesivas. Esses elementos não representam nenhum corpo físico, eles são usados para representar o comportamento de fraturas descrevendo as forças que surgem quando os elementos de materiais são tensionados. Esses elementos não possuem espessura (no caso de malhas bidimensionais) nem volume (no caso de malhas tridimensionais) e localizam-se entre elementos da malha, como mostrado na Figura 15 (KREGTING, 2005).

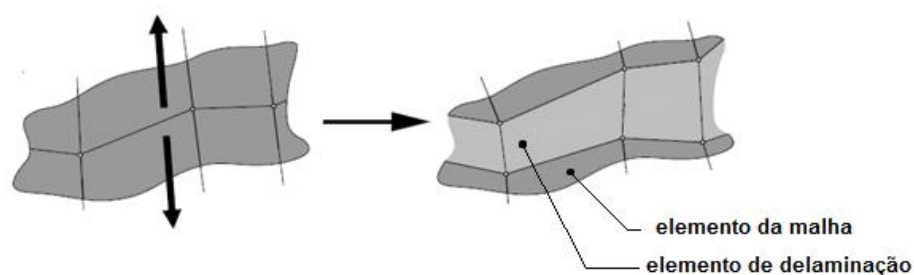


Figura 15 - representação dos elementos de interface. Fonte: adaptado de KREGTING, 2005.

A descrição do comportamento do material durante a falha é definida pelas leis de tração-separação. Essas leis descrevem as trações como uma função da separação do material e determina o comportamento constitutivo do modelo dos elementos de delaminação. Há diversas leis de tração-separação, mas todas elas exibem a mesma característica global (KREGTING, 2005). À medida que os elementos se separam, a tração aumenta até um valor máximo que corresponde ao ponto limite para o início da fratura (ou o seu crescimento). Após esse ponto a tração diminui devido à queda de rigidez do material até que a separação atinge um valor em que se considera ter ocorrido a completa separação (ou decoesão) do material (Figura 16). A área abaixo da curva tração-separação corresponde à energia necessária para o dano (ANDERSON, 1995).

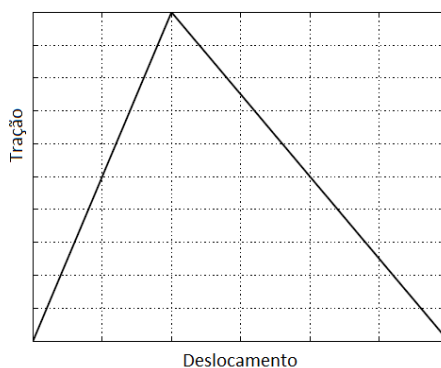


Figura 16- Curva tração-deslocamento. Fonte: adaptado de KREGTING, 2005.

Os modelos baseados em elementos de delaminação podem ser classificados de duas formas: intrínsecos ou extrínsecos (XU e NEEDLEMAN, 1994). Os modelos intrínsecos requerem que os elementos de delaminação estejam, antes do início da simulação, na interface entre todos os elementos da malha onde haja a possibilidade de ocorrência de fratura visto que a trajetória da fratura ainda não é conhecida, sendo esta a principal limitação do modelo, mas não requer que nada mais seja feito uma vez que as condições foram estabelecidas (XU e NEEDLEMAN, 1994; CAMACHO e ORTIZ, 1999; ORTIZ e PANDOLFI, 1999).

Já os modelos extrínsecos requerem que os elementos de delaminação sejam inseridos de forma adaptativa nas interfaces entre os outros elementos em alguns locais quando necessário. No decorrer da simulação é verificado se o critério de falha foi alcançado para as interfaces entre cada par de elementos da malha. Em caso positivo, elementos de delaminação são adicionados a essas interfaces, permitindo que a trinca surja ou se propague. Sendo assim, este tipo de modelo requer um maior esforço computacional, resultando num aumento do tempo de simulação (CAMACHO e ORTIZ, 1999; ORTIZ e PANDOLFI, 1999).

Modelos de delaminação requerem um alto nível de refinamento de malha nas regiões próximas da ponta da trinca para que o comportamento não linear presente nessas regiões seja corretamente reproduzido e, também, porque a direção de propagação de trincas tende a ser muito dependente deste nível de refinamento (CAMACHO e ORTIZ, 1999; ORTIZ e PANDOLFI, 1999).

3 Metodologia

As simulações do ensaio de indentação foram feitas utilizando o software MARC™ e em todas as elas os materiais utilizados são os mesmos, sendo o filme composto de Nitreto de Cromo e Alumínio (CrAlN) e o substrato de AISI 4140 cujas propriedades utilizadas estão mostradas na tabela abaixo:

Tabela 2- Propriedades dos materiais. Fonte: ARAÚJO e DIAS, 2014.

Material	Módulo de Elasticidade (GPa)	Coefficiente de Poisson	Tensão de Escoamento (MPa)
AISI 4140	238	0,29	565
CrAlN	350	0,22	3790

Nas simulações, estes materiais foram considerados isotrópicos e homogêneos com seu comportamento mecânico (elástico e elasto-plástico) definido pela Equação (19). Nesta, σ é a tensão efetiva, E é o módulo de elasticidade do material, ε_m é a deformação efetiva do material, enquanto K e β são constantes que descrevem o comportamento de encruamento do material.

$$\begin{cases} \sigma = K\varepsilon_m^{1,0} & (fase\ elástica) \\ \sigma = K\varepsilon_m^\beta & (fase\ plástica) \end{cases} \quad (19)$$

Em todas as malhas, o filme e substrato foram modelados através de elementos axis-simétricos bidimensionais (com quatro nós) para reduzir o custo computacional e diminuir o tempo de simulação. O indentador esférico, considerado rígido, foi simulado através de uma casca circular rígida que penetra na amostra dos sistemas a serem estudados (Figura 17). Como condições de contorno do problema, o modelo possui restrição ao deslocamento na sua base e restrição ao deslocamento radial nos nós que estão localizados no eixo de axis-simetria.

Simulou-se o ciclo de indentação, carregamento e descarregamento do ensaio, através do deslocamento prescrito do indentador, permitindo-se, assim, um melhor controle numérico no início e durante a simulação do ciclo de indentação. Além disso, o ensaio foi executado em duas fases, uma de descida do indentador, seguido de sua subida, finalizando o ciclo. Por fim, desconsiderou-se o coeficiente de atrito entre o indentador e a amostra, pois

trabalhos já mostraram que o atrito não influencia significativamente nos resultados das simulações (ARAÚJO, 2011; PULECIO, 2010).

Foram feitos três tipos de modelos, no primeiro foi utilizado o modelo de bimodularidade para simular o comportamento das possíveis trincas no material. No segundo, foi implementado o modelo de delaminação apenas na interface e, no terceiro, foi empregado de forma integrada estes dois modelos. A aplicação de dois modelos em uma só malha foi feita para compensar as limitações que os dois modelos apresentam quando usados isoladamente. As simulações feitas utilizando cada modelo individualmente tiveram o objetivo de identificar alguma grande discrepância entre os resultados obtidos dos três modelos. Assim como, validar os resultados do terceiro modelo, ou seja, quando se aplicou o modelo de bimodularidade em conjunto com o modelo de delaminação.

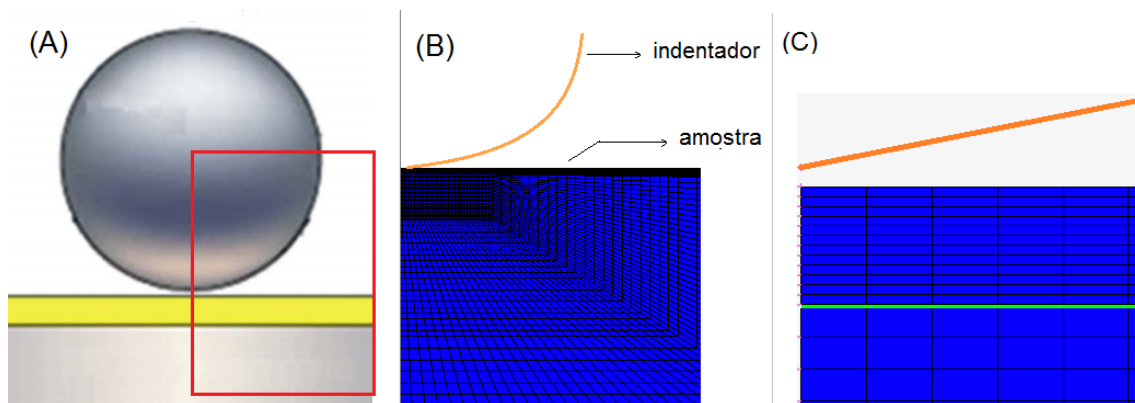


Figura 17 - (A) esquema de um indentador esférico e sua amostra; (B) malha utilizada nas simulações, representando a área destacada em vermelho; (C) ampliação da malha onde o indentador entra em contato com a amostra. Fonte: Adaptado de ARAUJO e DIAS, 2014.

Nos ensaios a serem apresentados, aplicou-se o modelos de bimodularidade para o comportamento do filme. Para modelar a interface entre o filme e o substrato, utilizou-se elementos de delaminação. Foram feitas simulações com as seguintes espessuras do filme de CrAlN: 2 μm , 3 μm , 6 μm e 9 μm . Para cada filme, foram feitos cinco ensaios onde foi variada a profundidade de penetração, sendo tais profundidades iguais a: 10%, 20%, 50%, 70% e 100% da espessura do filme. As baixas profundidades de penetração (profundidades de 10 e 20%) afetam de forma significativa apenas o filme. Já

nas maiores profundidades de penetração (50, 70 e 100%) o substrato também é significativamente afetado. Assim, o uso destas profundidades permite uma análise mais abrangente da amostra. O raio do indentador utilizado nas simulações foi de 200 μm . Esses valores foram baseados em outros trabalhos publicados da mesma área, permitindo, assim, fazer uma comparação de resultados (ARAÚJO, 2011; DIAS *et al.*, 2010).

Cada malha representando um filme com diferente espessura exige esforços computacionais diferentes para que a simulação possa ser concluída. Então, para cada espessura de filme, as simulações foram executadas com um número diferentes de incrementos. O número de incrementos usados no carregamento e descarregamento variou entre 200 e 300 para todos filmes estudados.

As malhas usadas em todos os modelos foram semelhantes à ilustrada ao esquema da Figura 17. Tais malhas foram mais refinadas na região próxima à superfície de contato com o indentador para se obter uma melhor distribuição do campo de tensões e deformações. Além disso, a redução do tamanho dos elementos da malha aumenta o número de elementos, e de nós, em contato com o indentador durante a simulação do ensaio. Isto aumenta o custo computacional, porém, diminui a instabilidade do comportamento da curva de carga em função do deslocamento nas simulações de elementos finitos.

O parâmetro de bimodularidade utilizado nas análises foi 10% do módulo de elasticidade do CrAlN, visto que estudos feitos por Dias (2010) e Filho (2014) mostraram que esta estimativa o modelo de bimodularidade consegue identificar o surgimento de trincas de diversos tipos de materiais frágeis.

O CrAlN apresenta um comportamento que pode ser simulado pelo modelo de trinca difusa, ou seja, é um material que apresenta baixa resistência à tração, porém possui boa resistência à compressão, podendo, inclusive, sofrer deformações plásticas, com endurecimento sob compressão. Por outro lado, esse modelo não deve ser aplicado no aço AISI 4140, pois esse substrato metálico possui boa ductilidade sob tração, não apresentando fissuras durante ensaios de indentação com penetradores esféricos (DIAS, 2010).

Nas malhas usadas nas diferentes simulações, foram introduzidos os elementos de delaminação na interface entre o filme e o substrato. A Figura 17c ilustra esta camada de delaminação, mas, conforme dito no Capítulo anterior, esta camada de elementos de delaminação não possui espessura. Para ativar o comportamento do material durante a falha através da lei de tração-separação, o software comercial de elementos finitos solicita na entrada de dados o valor da energia coesiva (G_{IC}) do filme. Uma vez que não foi encontrada na literatura especializada este dado, estimou-se seu valor utilizando simulações do ensaio de mecânica da fratura com corpos de prova compacto para o CrAlN.

3.1 Estimativa do valor da Energia Coesiva

Para determinar uma estimativa do valor da energia coesiva (G_{IC}) do filme, realizou-se simulações do ensaio mecânico com um corpo de prova compacto CT. Foi feito um modelo deste ensaio de modo que as suas dimensões atendessem às exigências estabelecidas pela norma ASTM E 399 (1984), conforme descrito nas Equações (7) e (8). A Tabela 3 mostra as dimensões do modelo de acordo com a Figura 9. Através destas dimensões e considerando as propriedades mecânicas do filme CrAlN definidas na Tabela 2, determinou-se o valor da carga a ser aplicada no ensaio da Equação (9).

Tabela 3- Medidas do corpo de prova CT simulado.

Dimensões da malha do Corpo de Prova Compacto (mm)			
HC	W	a	B
15	25	12,5	12,5

Para simular o modelo do ensaio do corpo de prova compacto, a malha resultante apresentou a configuração mostrada na Figura 18B. A malha representou apenas a parte superior do corpo de prova (Figura 18), considerando a simetria do problema e, conseqüentemente, economizando esforço computacional.

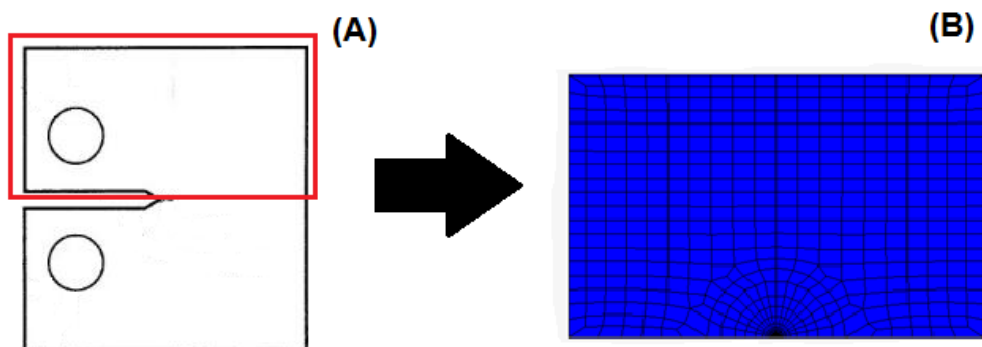


Figura 18 – (A) Demarcação da parte do corpo de prova que foi modelada; (B) malha utilizada para as simulações de corpo de prova compacto.

Contudo, foi também aplicado o modelo de bimodularidade nesta malha para verificar se haveria o aparecimento de alguma área crítica na ponta da trinca após a aplicação da carga encontrada através da Equação (9) para o filme. Para utilizar o modelo de bimodularidade, considerou-se o limite de ruptura do filme de 3 GPa, conforme definido por Araújo e Dias (2014). Somente após esta verificação foi encontrada o valor da integral J para o filme CrAlN. Diante dessas condições de ensaio, ou seja, dentro do limite linear elástico e considerando o estado de deformações planas simulado, a integral J apresenta valor igual à taxa de liberação de energia (G_{IC}) e então esta estimativa pode ser aplicado no modelo de delaminação.

3.2 Coleta de dados para plotagem dos gráficos do ensaio de indentação

Para todos os ciclos de indentação foram gerados gráficos da carga do indentador em função do seu deslocamento visto que eles fornecem informações importantes sobre o ciclo do ensaio. Além disso, foram gerados gráficos, nos ensaios em que surgiram de trincas no filme, monitorando os valores de deformação de trincamento (*cracking strain*), variável esta que indica o surgimento de trinca no modelo de bimodularidade. Por outro lado, o dano (*damage*) foi a variável utilizada no modelo de elementos de delaminação que indicava a ocorrência de falha na interface entre o filme e o substrato.

Para plotar os gráficos da deformação de trincamento em função do incremento, a saída de dados do programa de elementos finitos foi programada

para obter os dados de três regiões distintas da parte superior da malha (I, II e III como mostradas na Figura 19). Nesta Figura 19, a região I se localiza próxima ao eixo de simetria, a região II se situa na borda de contato entre o indentador e o filme, enquanto a região III fica fora da região de contato entre o indentador e o filme.



Figura 19- localização das regiões selecionadas para apresentar graficamente os valores de deformação de trincamento.

Já para se obter os gráficos da relação dano na interface em função incremento do ensaio, os dados foram obtidos em três regiões distintas (IV, V e VI) como mostradas na Figura 20. Estas regiões se localizam ao longo da interface entre o filme fino e o substrato, sendo a região IV próxima ao eixo de simetria. A região V fica a uma distância do eixo de simetria igual a cinco vezes a espessura do filme analisado. Por fim, a região VI localiza-se a uma distância de dez vezes a espessura do filme.

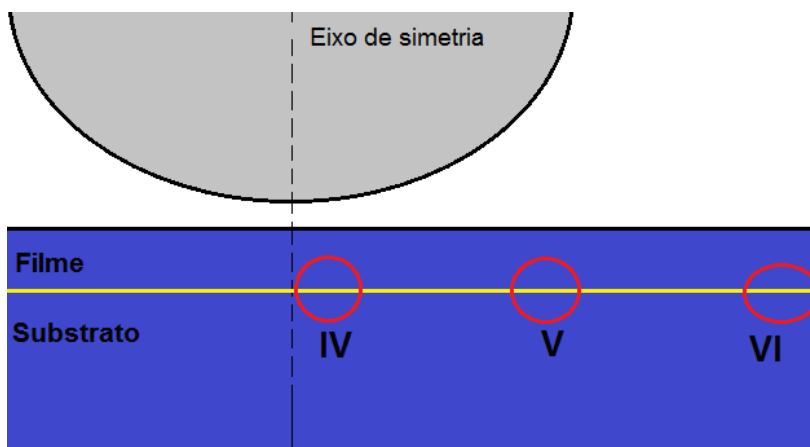


Figura 20- localização das três regiões selecionadas para fornecer graficamente valores de dano.

Caso houvesse o aparecimento de trinca em uma das regiões escolhidas na parte superior do filme (Figura 19), a saída de dados apresentaria valores de deformação de trincamento diferentes de zero. Assim como, caso aparecesse trincas na interface entre o filme e o substrato (Figura 20), a saída de dados também mostraria valores de dano diferentes de zero.

4. Resultados e Discussões

Inicialmente, simulou-se o ensaio com corpo de prova compacto para o filme CrAlN. Os resultados, identificaram a ponta da trinca como uma região crítica utilizando o modelo de bimodularidade (Figura 21). Na sequência, encontrou-se o valor calculado da integral J na ponta da trinca, sendo igual a 0,00204 N/mm. Este valor pôde ser considerado igual à energia coesiva (G_{IC}) uma vez que se utilizou as condições previstas na Norma ASTM E-399 (1084). Desta forma, obteve-se o valor da energia coesiva para ser utilizado no modelo de delaminação e assim poder simular os ensaios de indentação aplicando-se elementos de delaminação para avaliar o comportamento da interface entre o filme e o substrato.

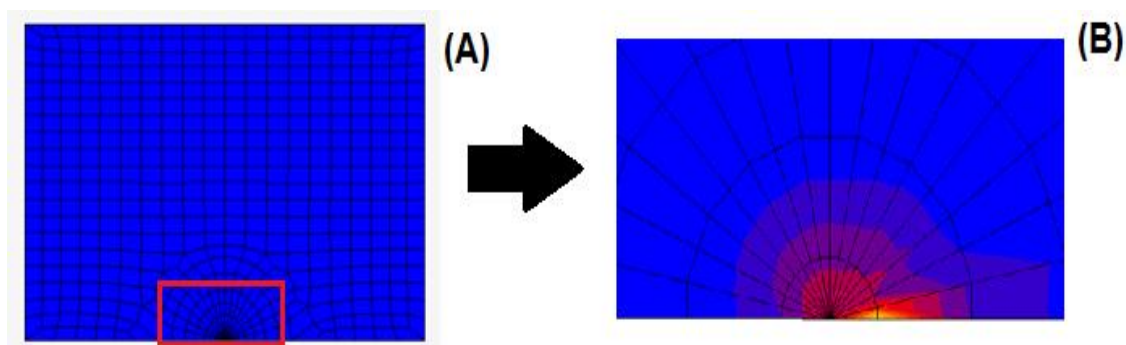


Figura 21 – (A) demarcação na malha da região da ponta da trinca; (B) Imagem ampliada da área crítica apontada pelo modelo de bimodularidade.

Em 2015, Fukumasu e Souza (2015) utilizaram o Método dos Elementos Finitos Estendido (*Extended Finite Element Method - XFEM*) juntamente com o Modelo de Zona Coesiva (CZM) para analisar a formação de trincas durante ensaios de indentação com penetradores esféricos em filmes finos. Contudo, estes autores realizaram simulações estimando as propriedades mecânicas do material do filme e do substrato. Diferente do presente trabalho no qual foram simulados um sistema composto de filme CrAlN depositado num substrato de aço 4140. Por isso, Fukumasu e Souza adotaram um valor para a energia coesiva do filme considerando uma máxima tensão do filme de 75 MPa. Este é uma vantagem do presente cálculo da tenacidade à fratura do filme aqui apresentado.

A Tabela 4 mostra os valores numéricos da carga máxima do ensaio de indentação para todas as profundidades de penetração nas quatro diferentes espessuras do filme CrAlN. Os valores estes obtidos compraram os resultados da simulação dos três modelos utilizando, apenas o modelo de bimodularidade, apenas o modelo com elementos de delaminação e o modelo de bimodularidade com elementos de delaminação. Analisando a Tabela 4, nota-se que em todos os casos, os valores da carga máxima apresentam pouca variação entre os três diferentes modelos utilizados. Portanto, o modelo de bimodularidade contendo elementos de delaminação na interface podem ser usados de forma integrada, pois não acarretou mudanças nos valores das máximas cargas de indentação. Além disso, os valores das cargas encontradas foram semelhantes aos apresentados por Araujo e Dias (2014) para o mesmo sistema e utilizando as mesmas profundidades de penetração, justificando o uso apenas do Modelo de Delaminação em conjunto com o Modelo de Bimodularidade.

Tabela 4 - Carga máxima de indentação para os três diferentes modelos simulados.

CARGA MÁXIMA DE INDENTAÇÃO (N)				
		Modelo de Delaminação	Modelo de Bimodularidade	Modelo de Delaminação + Bimodularidade
2µm	10%	7,01	7,04	7,01
	20%	19,68	19,71	19,68
	50%	48,62	48,65	48,62
	70%	63,56	63,54	63,54
	100%	81,56	81,96	81,52
3µm	10%	14,10	14,13	14,10
	20%	31,07	31,11	31,08
	50%	67,42	67,45	67,43
	70%	84,60	85,24	84,54
	100%	104,20	105,19	104,38
6µm	10%	33,73	33,76	33,73
	20%	59,29	59,31	59,29
	50%	108,20	108,56	108,58
	70%	130,60	132,24	130,06
	100%	160,10	163,76	159,65
9µm	10%	51,46	51,40	51,46
	20%	83,48	83,50	83,48
	50%	140,50	143,64	140,10
	70%	170,70	173,81	170,22
	100%	209,10	212,25	208,36

Em geral, as simulações do ensaio de indentação no sistema filme substrato estudado, apontaram o surgimento de trincas para todas as espessuras de filme a partir de uma determinada profundidade de penetração do indentador. Ou seja, os ensaios de indentação para os filmes com diferentes espessuras apresentaram trincas superficiais, através do modelo de trinca difusa, principalmente na região II, ou seja, no limite do contato do indentador com a amostra. Por outro lado, as simulações também mostraram o surgimento de trincas adesivas entre o filme e o substrato através do dano nos elementos de delaminação. Uma outra vantagem do presente modelo for que em todas as situações pôde-se verificar o surgimento e evolução das trincas durante o ensaio de indentação.

4.1 Malha de filme com espessura de 2 μm

Após as simulações, curvas de indentação foram geradas para as diferentes profundidades de penetração. Estas diferentes curvas estão mostradas entre as Figuras 22 a 26, onde no eixo das abscissas estão os valores da posição do indentador enquanto o eixo das ordenadas mostra a carga sobre o indentador.

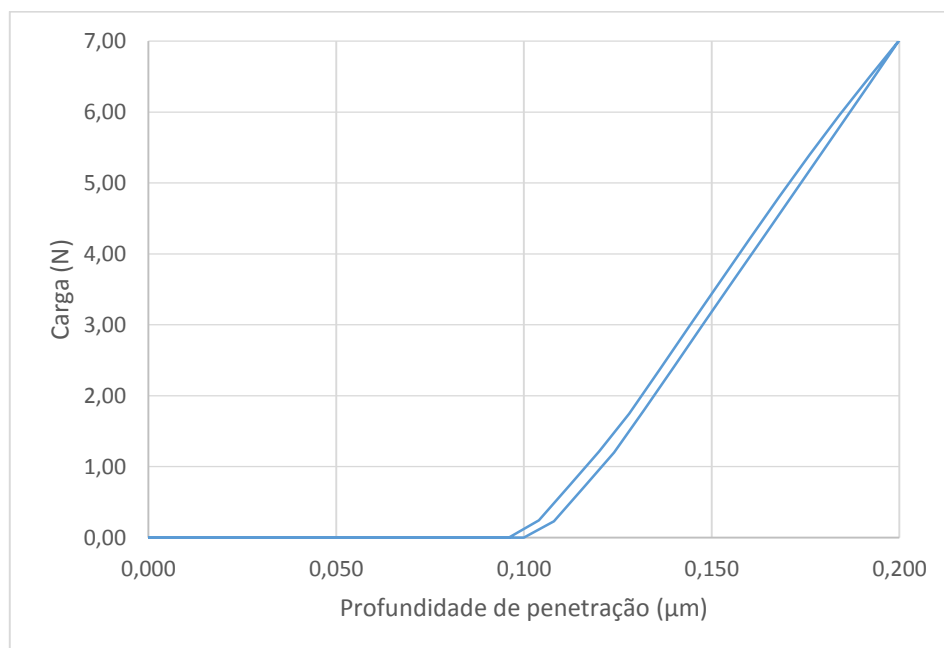


Figura 22 - Curva de carga em função da penetração ($F \times h$) do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 10% da espessura no sistema CrAlN/4140 com filme de 2 μm .

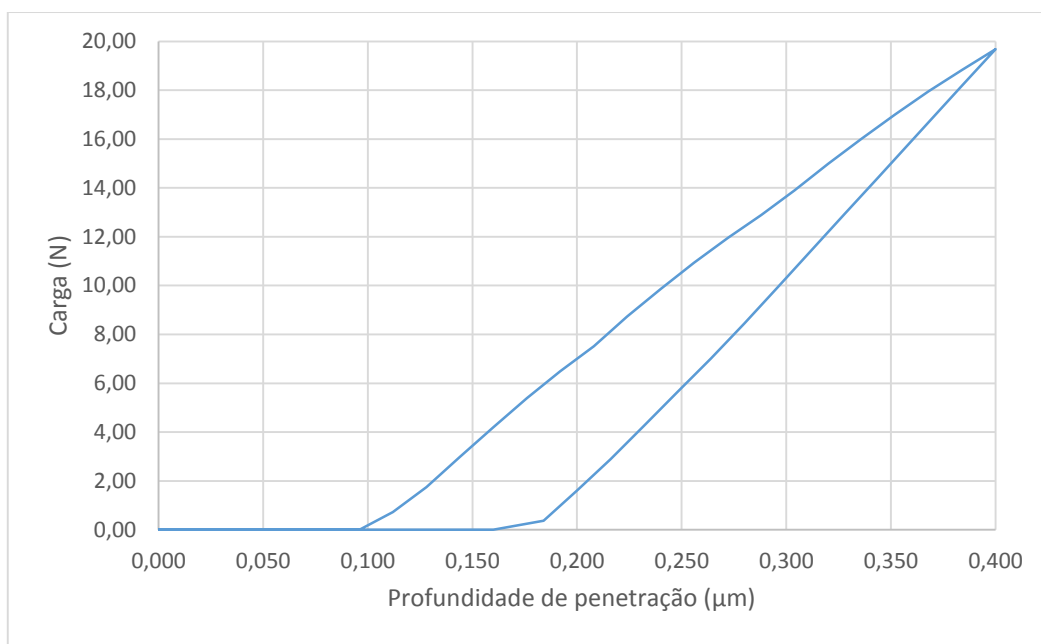


Figura 23 - Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 20% da espessura do filme CrAlN de 2 μm.

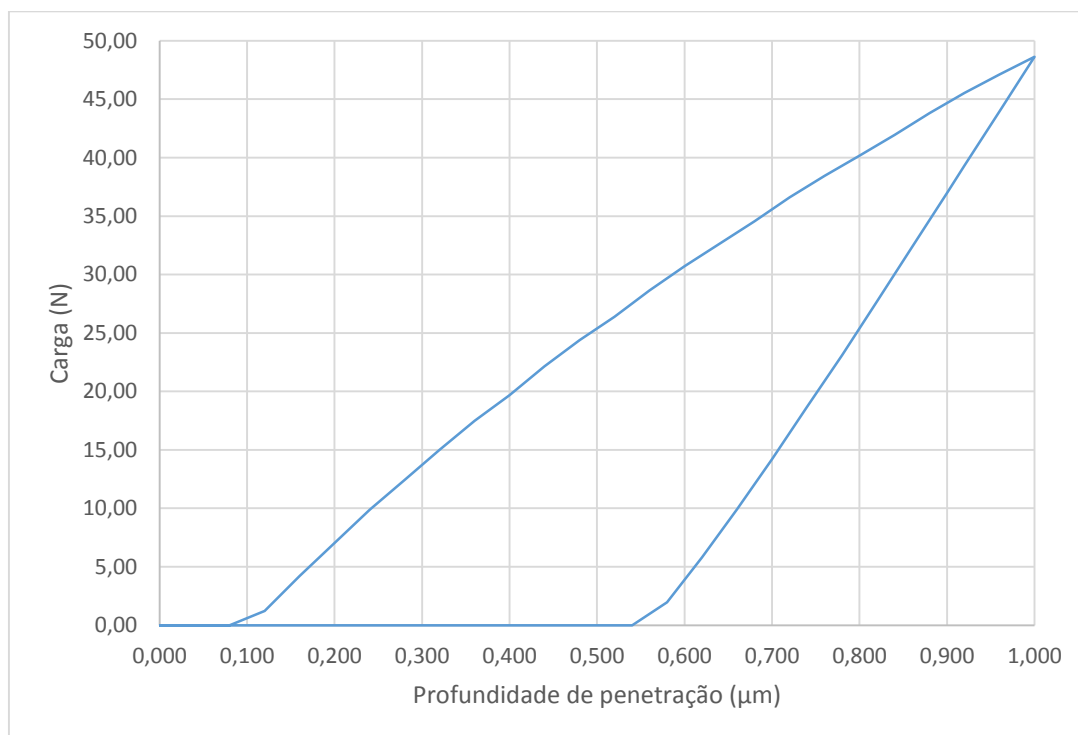


Figura 24- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 50% da espessura do filme CrAlN de 2 μm.

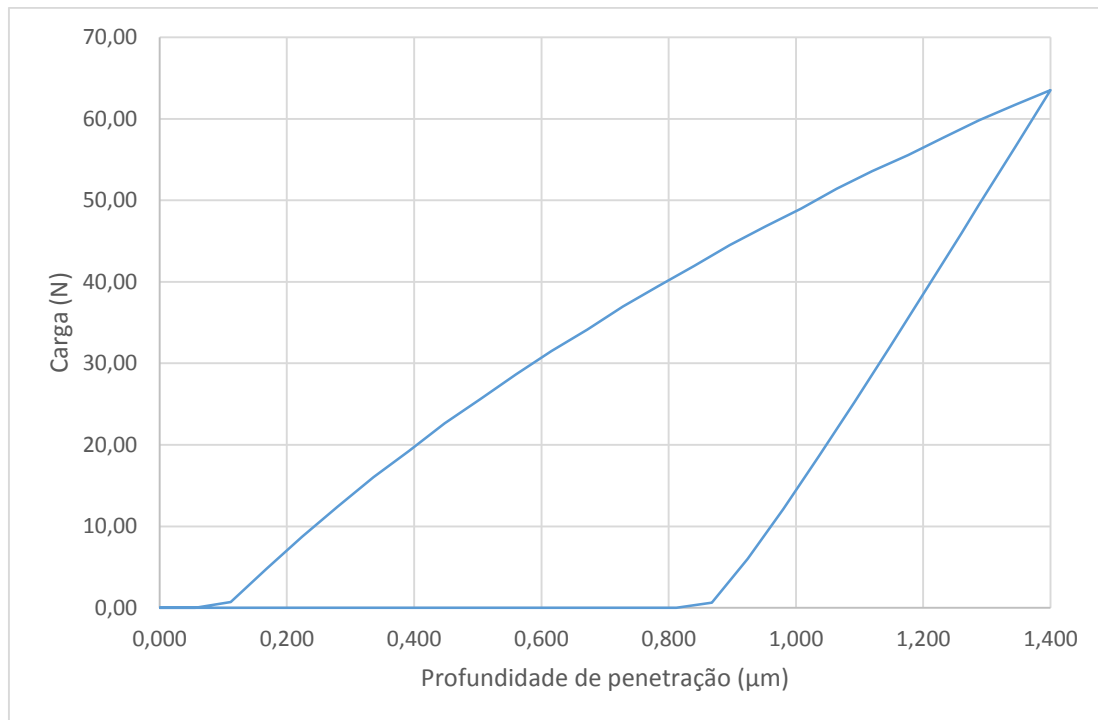


Figura 25- Curva F_xh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 70% da espessura do filme CrAlN de 2 μm.

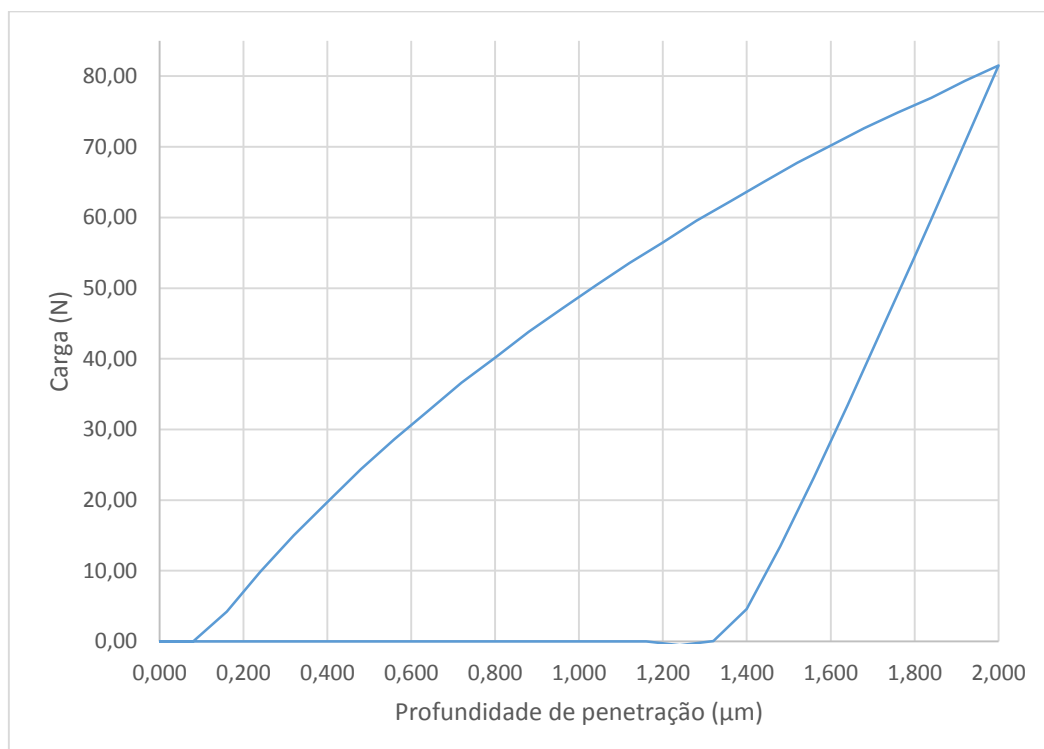


Figura 26 - Curva F_xh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme CrAlN de 2 μm.

Analisando esses gráficos pode-se notar que a área entre as curvas aumenta à medida que a profundidade de penetração aumenta, pois quanto maior for esta profundidade de penetração maior será a deformação plástica residual no ensaio de indentação. Além disso, consequentemente, também pode-se notar que há um aumento da carga aplicada no indentador à medida que a profundidade de penetração aumenta.

Apesar destes gráficos de Fxh para o filme CrAlN de 2 μm de espessura não apresentarem descontinuidades, o modelo de bimodularidade identificou o surgimento de trinca superficial a partir da profundidade de penetração de 70% da espessura do filme. Esta região, na borda do contato entre o indentador e o filme (nó 30 situado na região II), com o surgimento da deformação de trincamento está ilustrada na Figura 27. Este comportamento, ou seja, o surgimento de trinca superficial foi novamente identificando para a profundidade de 2 μm , ou seja, 100% da espessura do filme. As simulações do trabalho de Araujo (2011), assim como, de Fukumasu e Souza (2015) também apontaram a região da borda do contato entre o indentador e o filme como uma região crítica para o aparecimento de trincas coesivas.

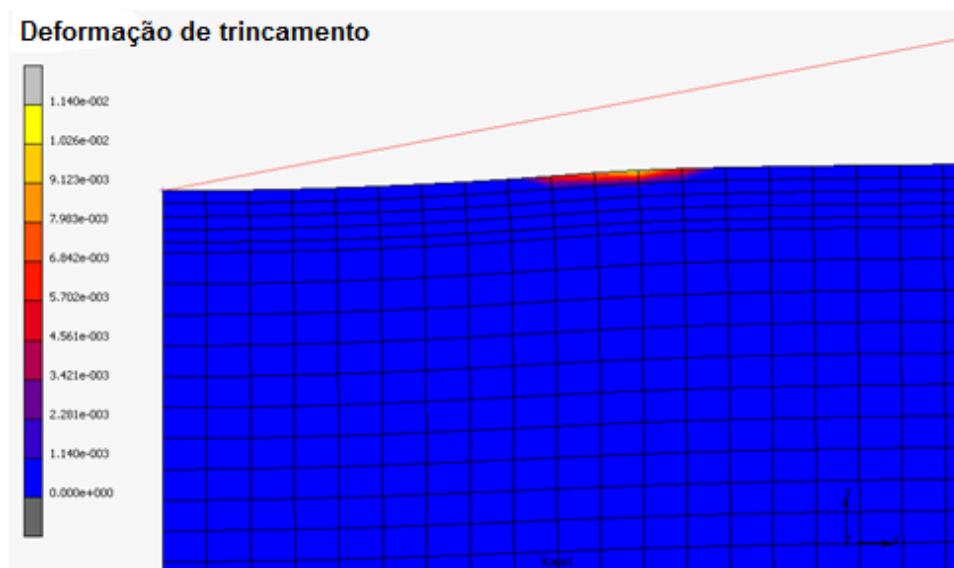


Figura 27- Trinca identificada pelo modelo de bimodularidade para uma profundidade de penetração de 70% do filme de 2 μm de CrAlN.

A Figura 28 ilustra a distribuição numérica desta deformação de trincamento durante o ciclo de indentação para a profundidade de penetração de

70% do filme CrAlN com 2 μm de espessura. Verifica-se que esta trinca surgiu ao final do carregamento do ensaio e se manteve durante o descarregamento. A Figura 29, também mostra a distribuição numérico da deformação de trincamento durante o ciclo de indentação para as profundidades de penetração de 100% do filme estudado. Também neste segundo ensaio, a trinca surgiu ao final do carregamento do ensaio e se manteve durante o descarregamento.

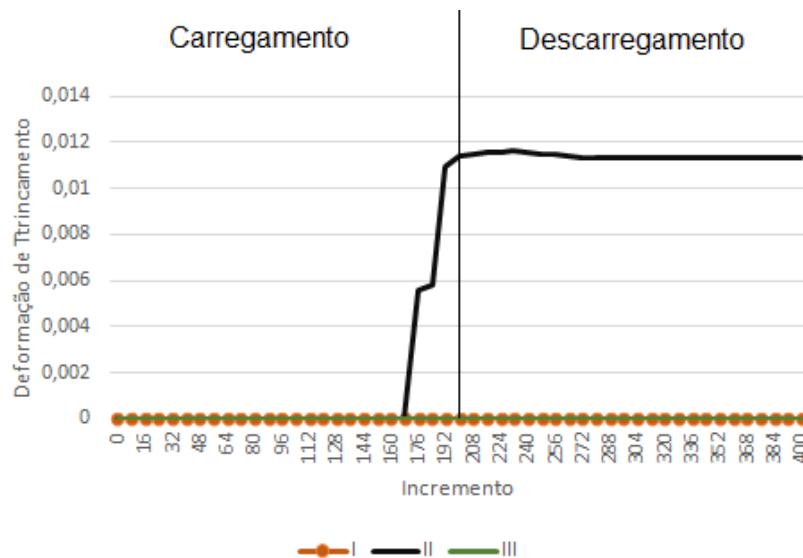


Figura 28- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 70% da espessura do filme de 2 μm .

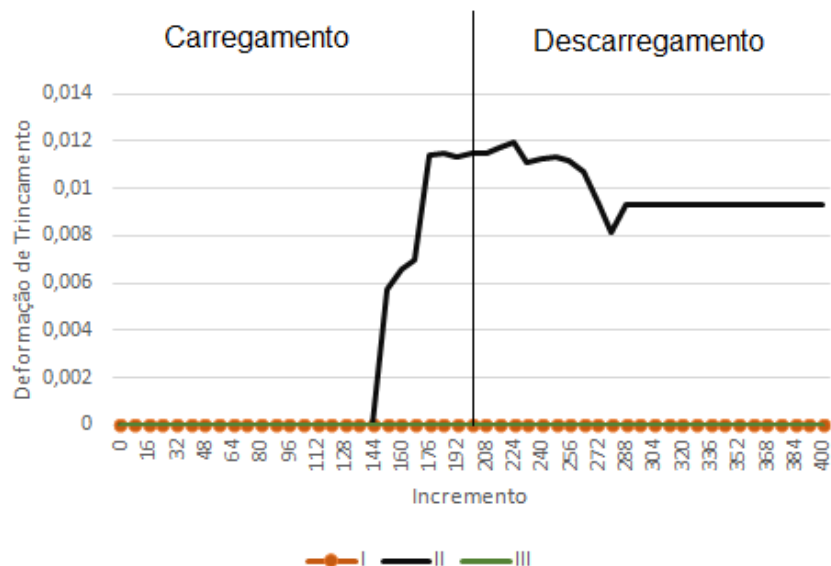


Figura 29- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 2 μm .

Os resultados obtidos pelo modelo de delaminação para este filme CrAlN com 2 μm de espessura, também identificou o aparecimento de trinca adesiva à partir da profundidade de penetração de 70% da espessura do filme, Figura 30, na região V (nó 272). Este comportamento também se repetiu nos resultados para o filme com 2 μm e com profundidade de penetração de 100% da sua espessura.

Nas Figuras 31 e 32 são apresentados os gráficos dos resultados numéricos do comportamento do dano na interface obtidos através dos elementos de delaminação, mostrando o dano em função dos incrementos para as profundidades de penetração de 70% e de 100% da espessura do filme CrAlN. Na Figura 31, com profundidade de penetração de 70% da espessura do filme, a trinca adesiva surgiu durante o descarregamento do ensaio apenas na região V da malha. Este dano não correspondeu a uma delaminação total da interface. Porém, na Figura 32, para uma profundidade de penetração de 100% da espessura do filme, o dano nesta região V (nó 272) se iniciou antes do final do carregamento do ensaio de indentação.

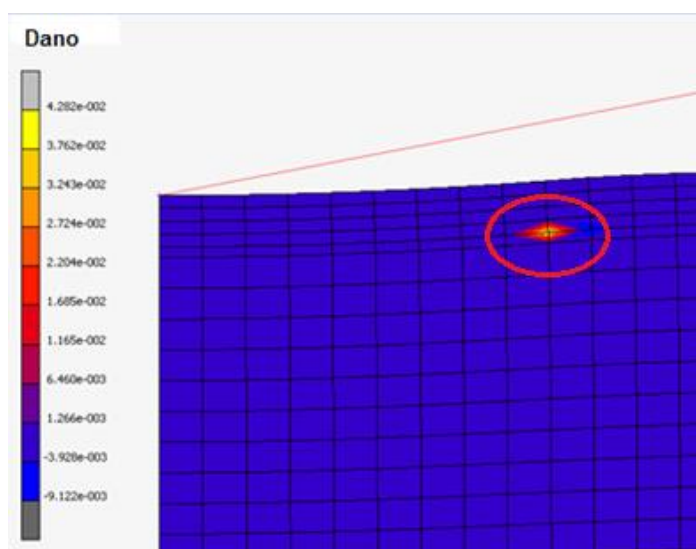


Figura 30- Trinca adesiva identificada pelo modelo de delaminação para uma profundidade de penetração de 70% do filme de 2 μm de CrAlN.

O trabalho de Fukumasu e Souza (2015), também mostra em seus resultados o surgimento de trincas coesivas (superficiais) e de trincas adesivas

(na interface) durante a simulação do ensaio de indentação, mas não consegue reproduzi-las concomitantemente. Possivelmente, esta é uma vantagem da utilização do modelo aqui apresentado que combina um modelo de bimodularidade com o uso de elementos de delaminação na interface.

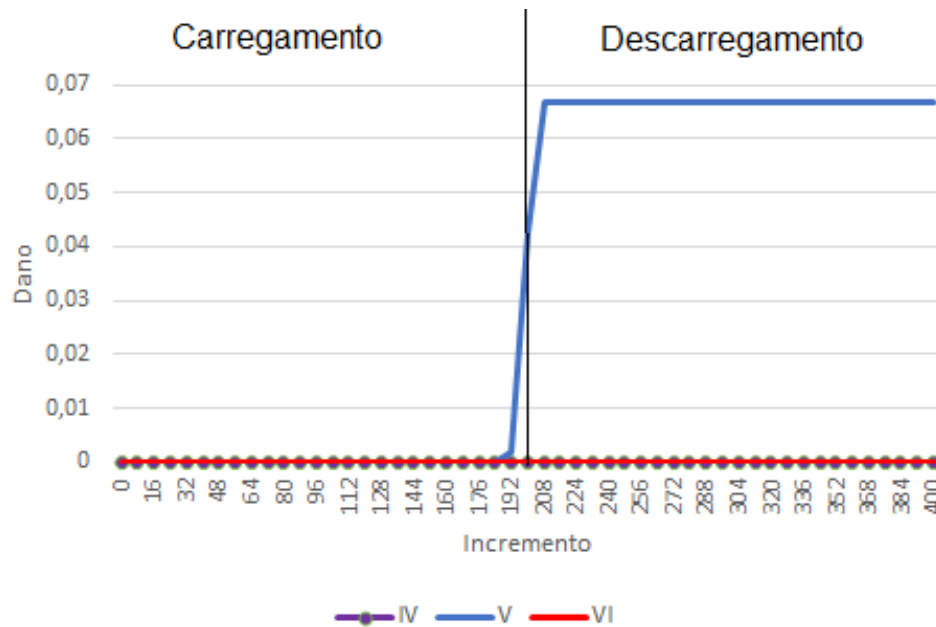


Figura 31- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 70% da espessura do filme de 2 μ m.

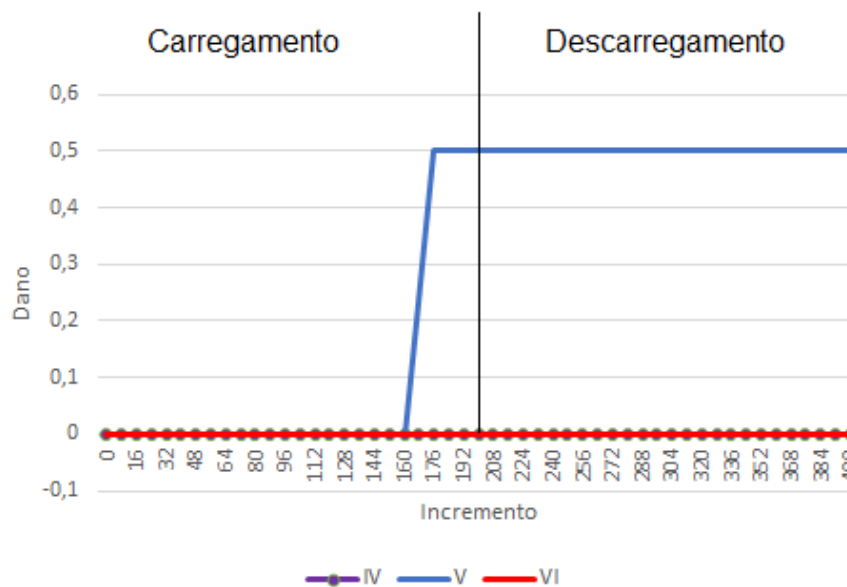


Figura 32- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 2 μ m.

4.2 Malha de filme com espessura de 3 μm

Para esta espessura também foram geradas as curvas do comportamento da carga em função do deslocamento (Fxh) durante o ciclo de indentação para cada profundidade de penetração estudada. Contudo, nas Figuras 33 e 34 mostram-se apenas as curvas para as profundidades de 10% e 100% da espessura do filme CrAlN com 3 μm . No Anexo B deste trabalho estão apresentadas as demais curvas, o seja, para as profundidades de penetração de 20%, 50% e 70% da espessura do filme CrAlN.

Analisando qualitativamente estes gráficos pode-se notar que, assim como no caso anterior, a área entre as curvas aumenta devido à deformação plástica residual. Além disso, também se verifica um aumento da carga aplicada no indentador à medida que a profundidade de penetração aumenta.

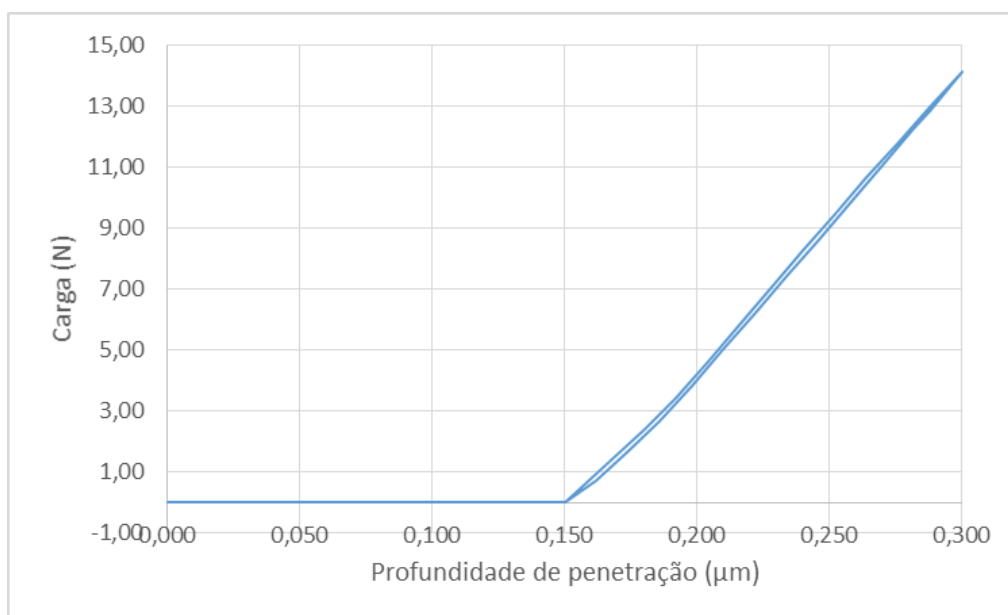


Figura 33- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 10% da espessura do filme CrAlN de 3 μm .

Diferente dos primeiros resultados para um filme mais fino, na simulação com o filme CrAlN de 3 μm , o modelo de bimodularidade identificou o surgimento de trincas superficiais para as profundidades de penetração de 50%, 70% e 100% da espessura do filme. Na Figura 35, está apresentada a distribuição

numérica da deformação de trincamento durante o ciclo de indentação para a profundidade de penetração de 100% da espessura do filme de 3 μm .

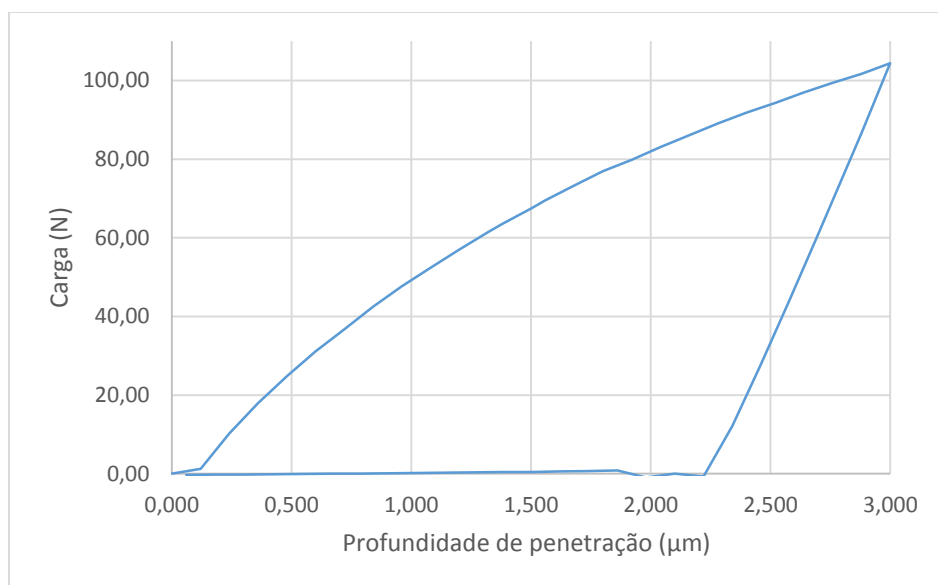


Figura 34- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme CrAlN de 3 μm .

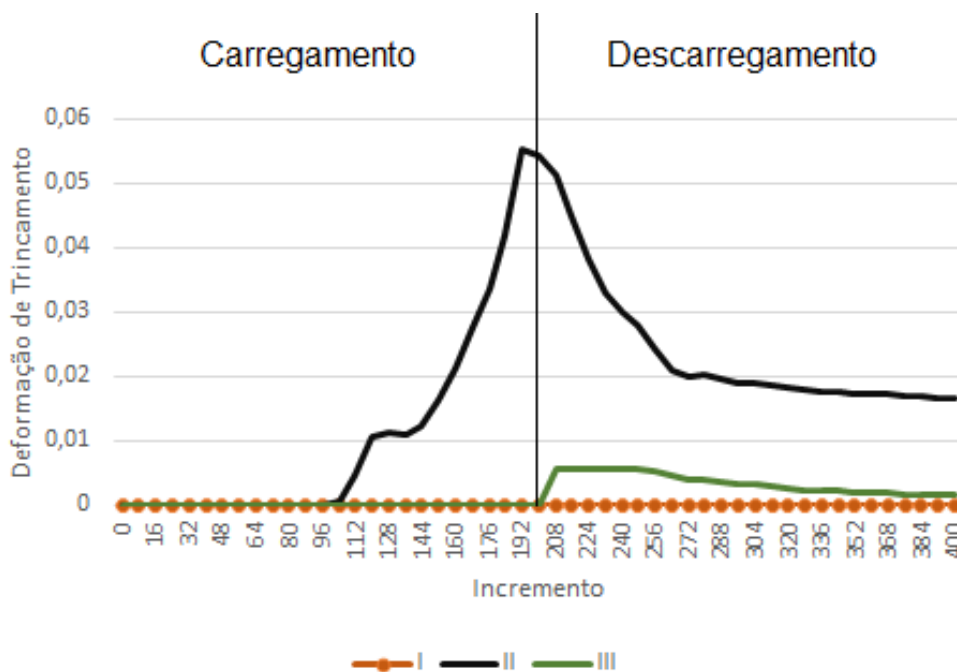


Figura 35- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 3 μm .

Diferente dos resultados anteriores, ocorreu o surgimento de trincas superficiais em duas diferentes regiões, uma próxima a borda do contato entre o indentador e o filme (nó 9841 na região II) e outra um pouco afastada desta posição (nó 9845 na região III). A primeira trinca surge na região II antes do final do carregamento e continua no descarregamento. Já a trinca que surge na região III surge apenas durante o descarregamento devido a acomodação das tensões residuais após o contato entre o indentador e a amostra, como mostrado no trabalho de Araújo e Dias (2014).

Os resultados obtidos pelo modelo de delaminação também apresentaram o surgimento de trincas adesivas para as profundidades de penetração de 50%, 70% e 100% da espessura do filme de CrAlN. Na Figura 36, com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme estudado, a trinca adesiva surgiu durante o descarregamento do ensaio apenas na região V da malha (nó 2). Porém, durante o descarregamento do ensaio, esta trinca se propagou para as regiões IV e VI sugerindo uma delaminação total do filme em relação ao substrato.

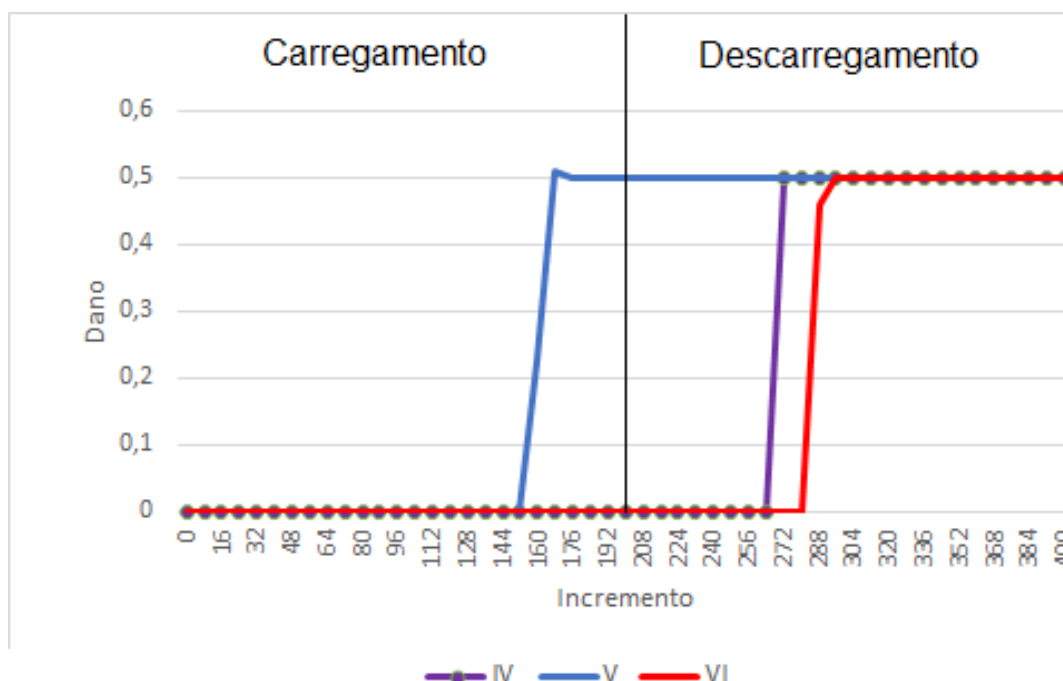


Figura 36- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 3 μm .

Os resultados do comportamento deste modelo de delaminação para as profundidades de penetração de 50% e 70% da espessura do filme CrAlN com 3 μm estão apresentadas no Anexo B.

4.3 Malha de filme com espessura de 6 μm

Para esta espessura também foram geradas as curvas do comportamento Fxh durante o ciclo de indentação para cada profundidade de penetração estudada. Nas Figuras 37 e 38 mostram-se apenas as curvas para as profundidades de 10% e 100% da espessura do filme CrAlN com 6 μm . No Anexo C deste trabalho estão apresentadas as demais curvas.

Nestas análises, novamente se verifica qualitativamente o aumento da carga no indentador com o aumento da profundidade de penetração. Na simulação deste filme CrAlN de 6 μm , o modelo de bimodularidade identificou o surgimento de trincas superficiais para as profundidades de penetração de 70% e 100% da espessura do filme. Na Figura 39, está apresentada a distribuição numérica da deformação de trincamento durante o ciclo de indentação para a profundidade de penetração de 100% da espessura do filme de 6 μm .

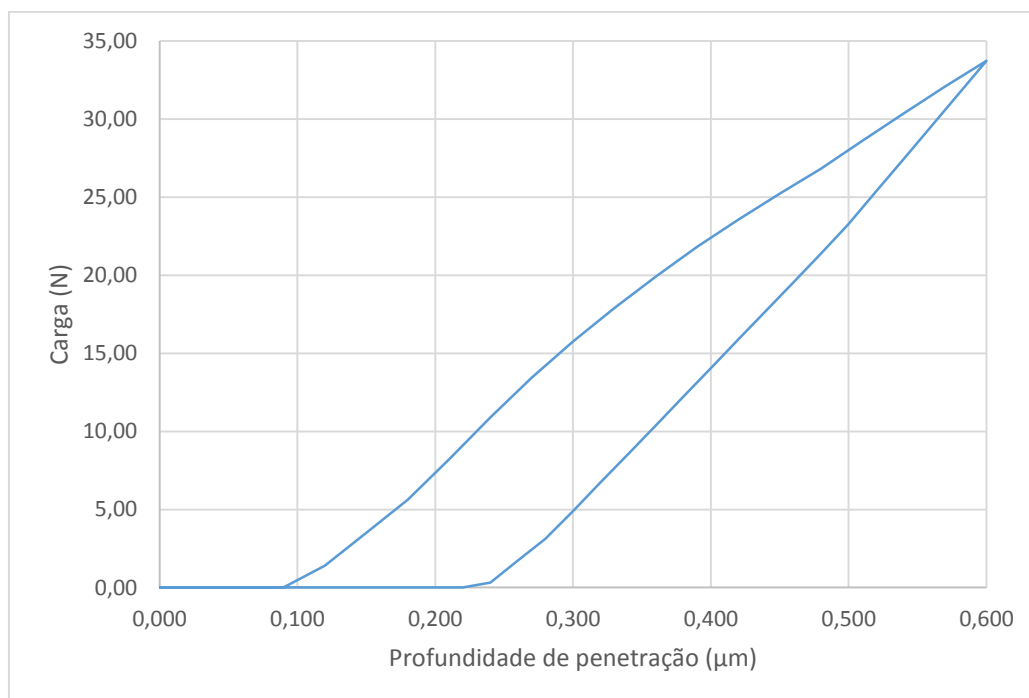


Figura 37- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 10% da espessura do filme CrAlN de 6 μm .

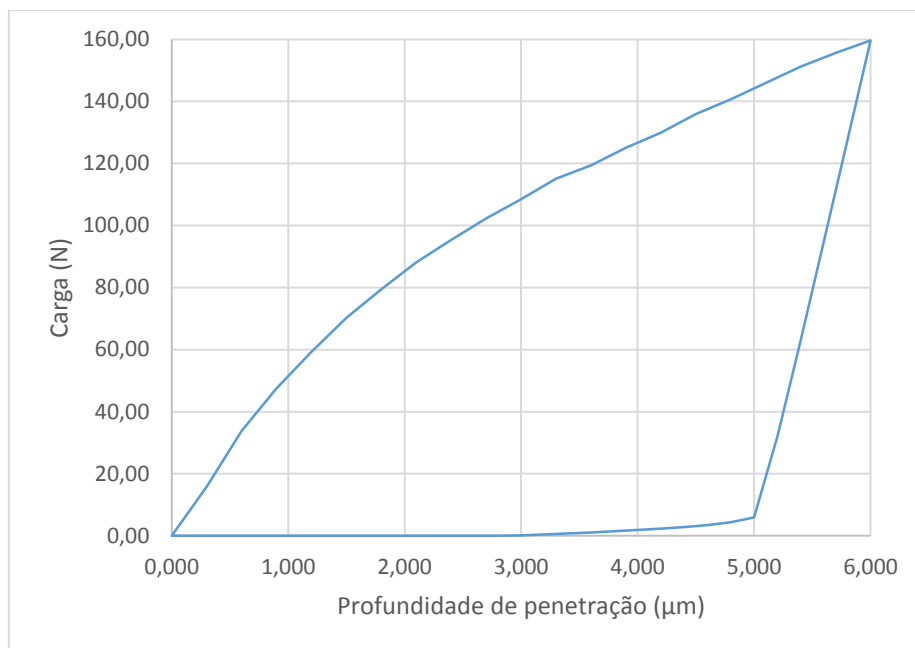


Figura 38- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme CrAlN de 6μm.

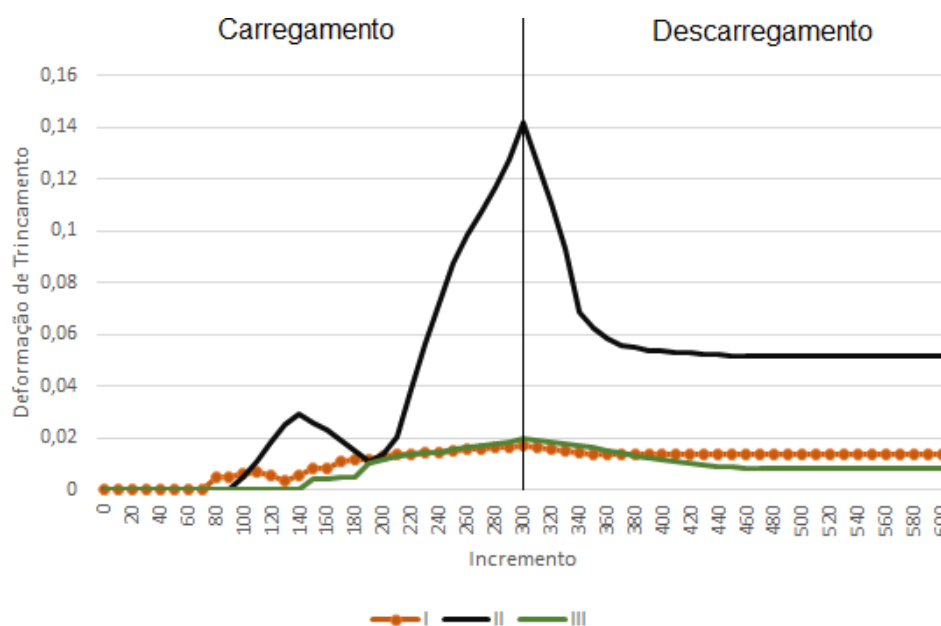


Figura 39- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 6 μm.

Para este filme CrAlN com 6 μm de espessura, ocorreu o surgimento de trincas coesivas superficiais nas três diferentes regiões estudadas (Figura 19).

Ou seja, na região ao redor do eixo de simetria do problema (nó 4209 Da região I), na borda do contato entre o indentador e o filme (nó 4213 na região II) e, por fim, na região um pouco afastada desta última posição (nó 4217 na região III). Todas estas trincas surgem antes do final do carregamento e continua no descarregamento, sugerindo uma descamação do filme durante o ensaio de indentação.

Já os resultados obtidos pelo modelo de delaminação apresentaram o surgimento de trincas adesivas para as profundidades de penetração de 50%, 70% e 100% da espessura deste filme de CrAlN. Na Figura 40, com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme estudado, a trinca adesiva surgiu durante o descarregamento do ensaio em todas as nas regiões estudadas, ou seja na região IV da malha (nó 3516), na região V (nó 3526) e na região VI (nó 3517).

Os resultados do comportamento deste modelo de delaminação para as profundidades de penetração de 50% e 70% da espessura do filme CrAlN com 6 μm estão apresentadas no Anexo C. Para estas duas outras profundidades de penetração, o filme apresentou trinca adesiva em todas as regiões estudadas, porém elas nem sempre se iniciaram ao final do carregamento do ensaio.

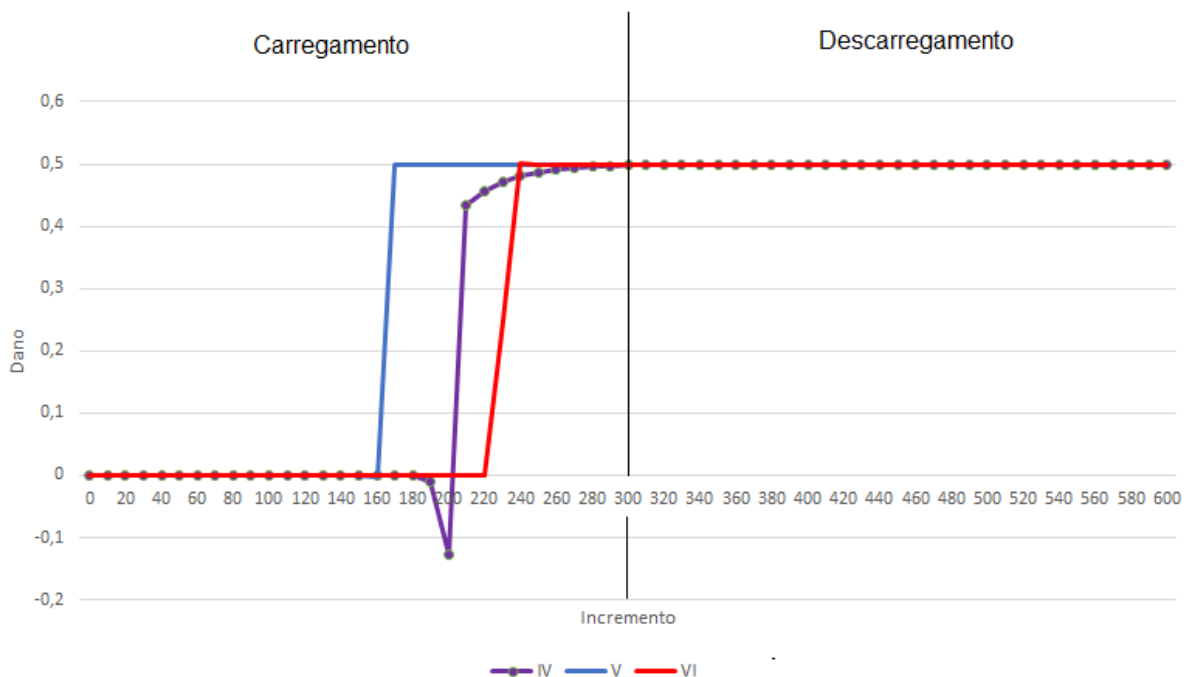


Figura 40- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 6 μm .

4.4 Malha de filme com espessura de 9 μm

Para esta maior espessura estudada, também foram geradas as curvas do comportamento Fxh durante o ciclo de indentação para cada profundidade de penetração avaliada. Nas Figuras 41 e 42 mostram-se apenas as curvas para as profundidades de 10% e 100% da espessura do filme CrAlN com 9 μm . No Anexo D deste trabalho estão apresentadas as demais curvas.

Nestas análises, mais uma vez se verifica qualitativamente o aumento da carga no indentador com o aumento da profundidade de penetração. Porém, pode-se notar uma descontinuidade no gráfico do comportamento da carga de indentação na Figura 42. Esta descontinuidade foi ampliada e visualmente melhor reproduzida na Figura 43. Segundo a literatura especializada (FUKUMASU e SOUZA 2015), este é um comportamento que uma curva de carga em função da profundidade de penetração do ensaio de indentação apresenta quando há o aparecimento de uma trinca coesiva, ou seja, uma trinca no filme.

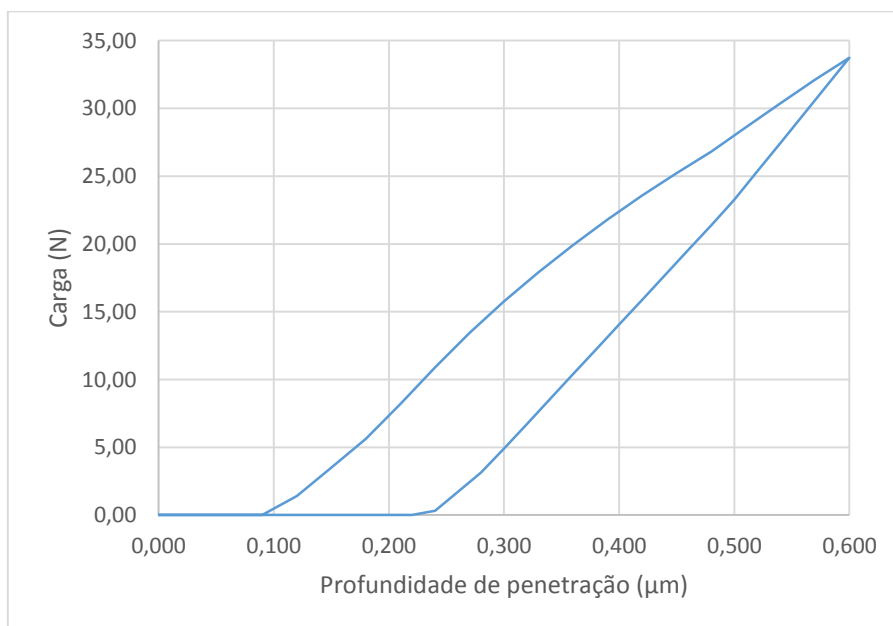


Figura 41- Curva Fxh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 10% da espessura do filme CrAlN 9 μm .

Na simulação deste filme CrAlN de 9 μm , o modelo de bimodularidade identificou o surgimento de trincas superficiais para as profundidades de penetração de 50%, 70% e 100% da espessura do filme. A Figura 44 apresenta

a distribuição numérica da deformação de trincamento durante o ciclo de indentação para a profundidade de penetração de 100% da espessura do filme de 9 μm . Para este filme CrAlN, ocorreu o surgimento de trincas coesivas superficiais nas três diferentes regiões estudadas. Ou seja, na região ao redor do eixo de simetria do problema (no 4646 Da região I), na borda do contato entre o indentador e o filme (nó 4650 na região II) e, por fim, na região um pouco afastada desta última posição (nó 4654 na região III). Semelhante ao caso do filme anterior (item 4.3), estas trincas surgem antes do final do carregamento e continua no descarregamento, novamente sugerindo uma descamação do filme durante o ensaio de indentação.

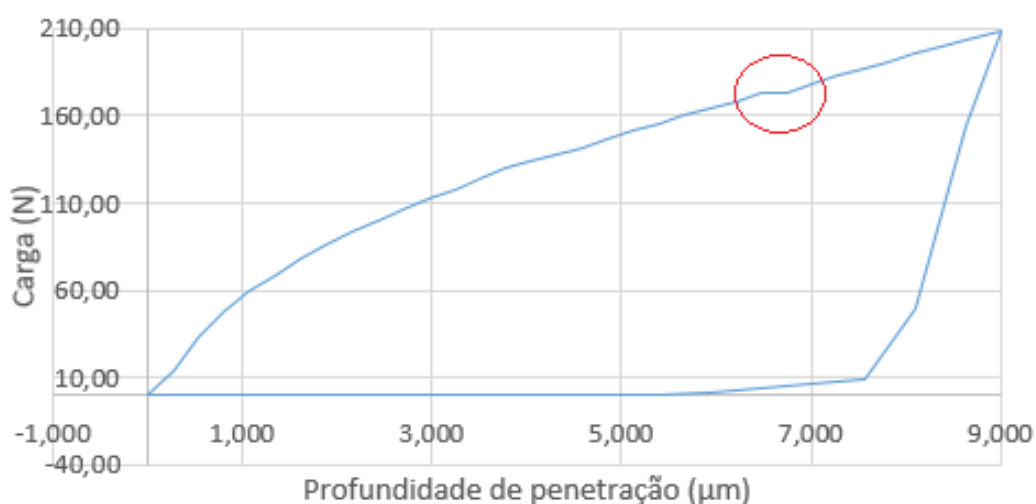


Figura 42- Curva F_xh do ensaio de indentação com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme CrAlN de 9 μm .

Por fim, os resultados obtidos pelo modelo de delaminação apresentaram o surgimento de trincas adesivas para as profundidades de penetração de 50%, 70% e 100% da espessura deste filme de CrAlN. Na Figura 45, com profundidade de penetração de 100% da espessura do filme estudado, novamente a trinca adesiva surgiu durante o descarregamento do ensaio em todas as nas regiões estudadas, ou seja na região IV da malha (nó 3516), na região V (nó 3527) e na região VI (nó 3539).

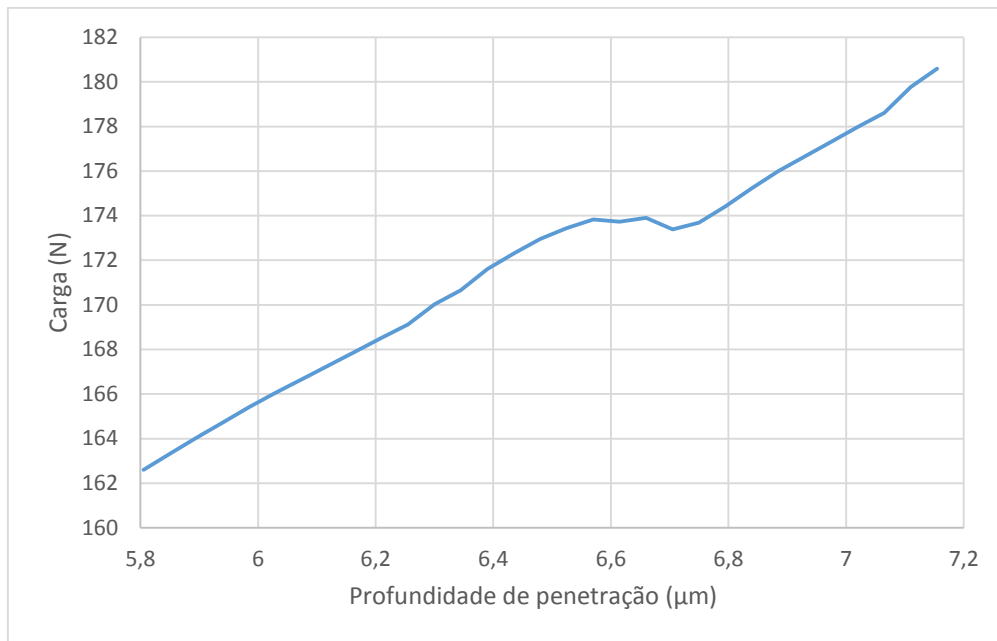


Figura 43 – ampliação do detalhe da descontinuidade destacada no gráfico da Figura 42.

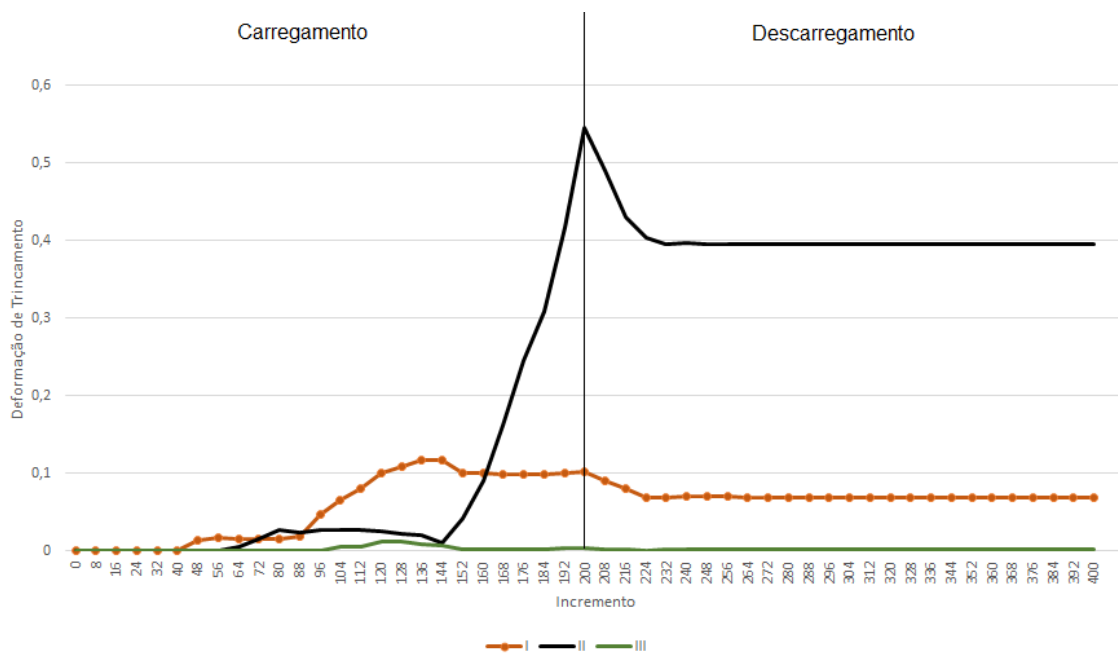


Figura 44- Curva do comportamento numérico da deformação de trincamento para o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 9 μm .

Os resultados do comportamento deste modelo de delaminação para as profundidades de penetração de 50% e 70% da espessura do filme CrAlN com 6 μm estão apresentadas no Anexo D. Para estas duas outras profundidades de

penetração, o filme apresentou trinca adesiva em todas as regiões estudadas, porém elas nem sempre se iniciaram ao final do carregamento do ensaio.

Finalmente se verifica que em todas as simulações do ensaio de indentação com filmes CrAlN com diferentes espessuras apareceram trincas adesivas e coesivas para as maiores profundidades de penetração. Contudo, o filme CrAlN de 2 μm só apresentou o surgimento de trincas para os ensaios onde a profundidade de penetração foi igual ou maior que 70% da espessura do filme. Para os demais filmes, as trincas adesivas ou coesivas surgiram para a profundidade de penetração a partir de 50% da espessura do filme. Isto parece indicar que filmes mais espessos tem maior capacidade de aumentar a resistência do sistema a cargas de indentação, porém apresentam uma menor tenacidade à fratura. Este comportamento pode estar associado as tensões de flexões que os filmes mais espessos sofrem durante o ensaio de indentação com penetradores esféricos.

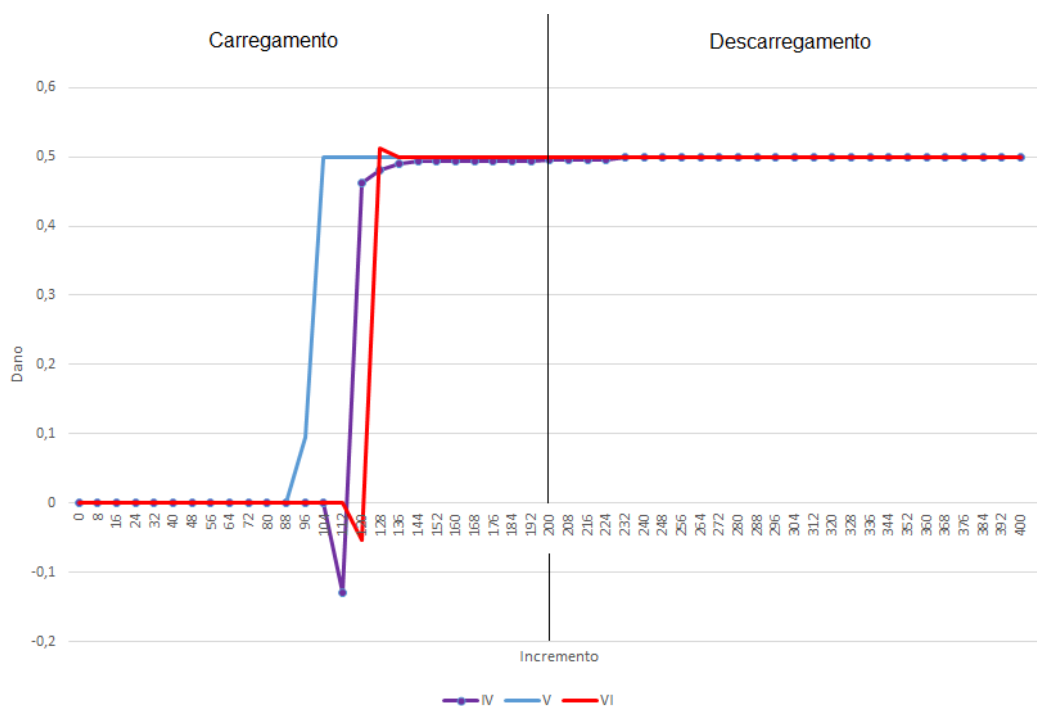


Figura 45- Curva numérica do comportamento de dano durante o ensaio de indentação com penetração de 100% da espessura do filme de 9 μm .

5. Conclusões

Baseando-se nos resultados obtidos pelas simulações do ensaio de indentação com penetradores esféricos através do método dos elementos finitos, foi possível concluir que os modelos conseguiram representar o ensaio de indentação de diferentes sistemas composto por um filme fino de CrAlN, com diferentes espessuras, depositados em um substrato de aço AISI 4140. Pois, observando o comportamento apresentado nas simulações deste trabalho, as curvas de indentação apresentaram comportamento semelhante (valores de cargas e dos deslocamentos) às apresentadas nas simulações de Araújo (2011). Este autor simulou um ensaio de indentação em um sistema composto por um filme e um substrato de mesmo material, com espessuras e profundidades de penetração semelhantes aos do presente trabalho.

O valor estimado para a Energia Coesiva (G_{IC}) se mostrou consistente, pois os resultados apresentados pelas simulações se mostraram coerentes com as propriedades do filme, mostrando o surgimento e crescimento de trinca na interface entre o filme e o substrato sob as mesmas condições utilizadas nos trabalhos de Fukumasu e Souza (2014) e Araújo e Dias (2015).

Os modelos se mostraram adequados para serem aplicados em conjunto no estudo de trincas em ensaios de indentação com indentadores esféricos, visto que eles conseguiram identificar o surgimento de trincas e o seu desenvolvimento, permitindo gerar curvas de indentação com características coerentes com a realidade, que, em certos casos identificaram o aparecimento de trincas coesivas, assim como ocorrido no trabalho de Fukumasu e Souza (2015). Entretanto, estes autores mostraram que as falhas adesivas ocorreram apenas na fase de descarregamento, enquanto que, no presente trabalho, esse tipo de trinca adesiva ocorreu tanto na fase de carregamento como de descarregamento.

Por fim, o uso combinado do modelo de bimodularidade com o uso de elementos de delaminação permitiu um estudo mais completo, uma vez que permitiu a detecção de trincas coesivas sem a necessidade de prever as regiões mais propensas ao seu aparecimento. Esta vantagem não foi possível com o uso do Modelo XFEM apresentado na literatura (FUKUMASU e SOUZA 2015).

6.REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AIHUA, L.; JIANXIN, D.; HAIBING, C.; YANGYANG, C.; JUN, Z. Friction and wear properties of TiN, TiAlN, AlTiN and CrAlN PVD nitride coatings. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, v. 31, p. 82-88, 2012.
2. ANDERSON, T.L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. CRC Press, 1995.
3. ANTUNES, J. M., MENEZES, L. F., FERNANDES, J. V. 3-dimensional Numerical Simulation of Vickers Indentation Testing. *International Journal of Solids and Structures*, v. 43, p. 784-806, 2006
4. ARAÚJO R, DIAS AMS. Numerical Evaluation of Strength in the Interface during Indentation Spherical Testing in Thin Films. *Materials Science and Applications*, v. 5, p. 149-157, 2014.
5. ARAÚJO, R. Análise numérica do comportamento mecânico de um filme [(Cr_{1-x}, Al_x)N] durante o ensaio de dureza com penetradores esféricos, 2011. Dissertação de Mestrado – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSJ, São João del-Rei.
6. ASTM E-399, 1984. Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials.
7. AZEVEDO, E.C.; NETO, S.C.; CHIERICE, G.O.; LEPIENSKI, C.M. Aplicação de indentação instrumentada na caracterização mecânica de poliuretana derivada de óleo de mamona. *Polímeros*, v. 19, n.4, 2009.
8. BENLATRECHE, Y.; NOUVEAU, C.; AKNOUCHE, H.; IMHOFF, L.; MARTIN, N.; GAVOILLE, J.; ROUSSELOT, C.; RAUCH, J. Y.; PILLOUD, D. Physical and Mechanical Properties of CrAlN and CrSiN Ternary Systems of Wood Machining Applications. *Wiley InterScience*, v. 6, 2009.
9. BHUSHAN, B.; LI, X. Nanomechanical characterisation of solid surfaces and thin films. *International Materials Reviews*, v. 48, p. 125-164, 2003.
10. BUDYNAS, R.G.; NISBETT, J.K. *Elementos de Máquinas de Shigley – Projeto de Engenharia Mecânica*. Bookman, 8ª Edição, 2011.
11. CAMACHO, G.T.; ORTIZ, M. Computational modelling of impact damage in brittle materials. *International Journal of Solids Structures*, v. 33, p. 2899-2938, 1996.
12. CHANDRA, N.; LI, H.; SHET, C.; GHONEM, H. Some issues in the application of cohesive zone models for metal–ceramic interfaces. *International Journal of Solids and Structures*, v. 39, p. 2827-2855, 2002.
13. CHEREPANOV, G. P. The propagation of cracks in a continuous medium. *Journal of Applied Mathematics and Mechanics*, v. 31, p. 503–512, 1967.
14. CHIM, Y.C.; DING, X.Z.; ZENG, X.T.; ZHANG, S. Oxidation resistance of TiN, CrN, TiAlN and CrAlN coatings deposited by lateral rotating arc. *Thin Solid Films*, 517, p. 4845-4849, 2009.
15. CHIODO, M.S.G. Procedimento de Avaliação da Integral J e CTOD para Dutos com Trincas Circunferenciais Submetidos à Flexão e Aplicações à

- Instalação de Risers pelo Método Carretel. Escola Politécnica da USP, São Paulo, 2009.
16. Curso de Inventor Análises por Elementos Finitos. Disponível em: <http://cursodeinventor.blogspot.com.br/2013/05/curso-de-inventor-analises-por.html> . Acessado em dezembro de 2014.
 17. DIAS, A. M. S., GODOY, G. C. D. Determination of Stress-Strain Curve through Berkovich Indentation Testing. *Materials Science Forum*, v. 636-637, p. 1186- 1193, 2010.
 18. DIAS, A.M.S. Análise numérica do processo de fratura no ensaio de indentação Vickers em uma liga de carboneto de tungstênio com cobalto. 2014. Tese de Doutorado (Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas), UFMG, Belo Horizonte.
 19. DIAS, A.M.S.; SOTANI, P.F.B.; GODOY, G.C. Simulação do Ensaio de Indentação em Filmes Finos com o uso de Modelos de Trinca Difusa. *Revista Matéria*, v. 15, n. 3, p. 422-430, 2010.
 20. DIAS, A.M.S; MODENESI, P. J.; CRISTINA, G. C. Computer Simulation of Stress Distribution During Vickers Hardness Testing of WC-6Co. *Materials Research*, v. 9, n. 1, p. 73-76, 2006.
 21. DIAS, A.M.S; GODOY, G.C.D.; ARAÚJO, R. Estudo numérico da influência do coeficiente de atrito no ensaio de indentação em filmes finos. *Matéria*, v. 18, n.1, 2013.
 22. DOERNER, M. F.; NIX, W. D. A Method for Interpreting the Data from Depth-Sensing Indentation Instruments. *Journal of Materials Research*, v. 1, n. 4, p. 601–609, 1986.
 23. FISCHER-CRIPPS, A. C. Critical Review of Analysis and Interpretation of Nanoindentation Test Data. *Surface & Coatings Technology*, v. 200, p. 4153-4165, 2006.
 24. CHAVES FILHO, O. F.; MEDEIROS, G. S.; PEREIRA SEGUNDO A.P.; DIAS, A. M. S.; CHRISTOFORO, A. L. Simulation of the Fracture Process through a Damage Model in Different Materials, *International Journal of Research and Review in Applied Science*, 23 (3), p.233-240, 2015.
 25. FUKUMASU, N. K.; SOUZA, R. M. Numerical evaluation of cohesive and adhesive failure modes during the indentation of coated systems with compliant substrates. *Surf. Coat. Technology* 260, 266-271, 2015.
 26. GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. *Ensaaios dos Materiais*. 2ª Edição. Rio de Janeiro: LTC, 2012.
 27. GRIFFITH, A.A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, V. 221, p. 163-198, 1920.
 28. HERTZBERG, R.W. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. Wiley, 4ª Ed., 1995.
 29. HAY, J.C.; PHARR, G.M. Instrumented indentation testing. *Mechanical Testing and Evaluation*, ASM Handbook, v. 8, p. 232-243, 2000.
 30. HUANG, X., PELEGRI, A. A. Finite element analysis on nanoindentation with friction contact at the film/substrate interface. *Composites Science and Technology*, v. 67, p. 1311–1319, 2007.

31. IRWIN, G. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*, v. 24, p. 361–364, 1957.
32. KREGTING, R. Cohesive zone models towards a robust implementation of irreversible behaviour. *Philips Applied Technologies*, 2005.
33. LAWN, B.R.; MARSHALL, D.B. Hardness, Toughness and Brittleness: Na Indentation Analysis. *Journal of the American Ceramica Society*, v. 62, n. 7-8, p. 347-350, 1979.
34. LEE, H.; LEE, J. H.; PHARR, G. M. A Numerical Approach to Spherical Indentation Techniques for Material Property Evaluation. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 53, p. 2073-2069, 2005.
35. LOTTI, R. S.; MACHADO, A. W.; MAZZIEIRO, E. T.; JÚNIOR, J. L. Aplicabilidade científica do método dos elementos finitos. *R Dental Press Ortopon Ortop Facial, Maringá, PR*, v. 11, n. 2, p. 35-43, 2006. Disponível em: <http://www.scielo.br/pdf/%0D/dpress/v11n2/a06v11n2.pdf>. Acesso em 2017.
36. MARC™, 2017. Volume A: Theory and User Information, Msc. Software Solutions Download Center. Disponível em: <http://www.mscsoftware.com/> Acessado em março de 2017.
37. MEDEIROS, E. E.; DIAS, A. M. S.; CHRISTÓFORO, A. L. Numerical Simulation of Mechanical Fracture Testing, *International Journal of Materials Engineering*, 2(5), p. 61-66, 2012.
38. MEDINA, J.A.H. Avaliação de Previsões de Fratura Elastoplástica. Tese de doutorado – Departamento de Engenharia Mecânica, PUC-Rio, Rio de Janeiro, 2014.
39. OLIVER, W.C.; PHARR, G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: advances in understanding and refinements to methodology. *Journal of materials*, v.19, p.3-20, 2004.
40. OLIVER, W.C.; PHARR, G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and sensing indentation experiments. *Journal Materials Research*, v. 7, p. 1564-1583, 1992.
41. OLLER, S. Fractura Mecânica – Um Enfoque Global, CIMNE – Barcelona, España, 1ª Edição, 2001.
42. Ortiz, M.; Pandolfi, A. A class of cohesive elements for the simulation of three-dimensional crack propagation. *International Journal of Solids Structures*, v. 44, p. 1267-1282, 1999.
43. PETHICA, J.B.; HUTCHINGS, R.; OLIVER, W.C. Hardness Measurement at Penetration Depths as Small as 20 nm. *Philosophical Magazine A*, v. 48, p. 593-606, 1983.
44. PULECIO, S.A.R. Modelamento do ensaio de indentação instrumentada usando elementos finitos e análise dimensional- análise de unicidade, variações experimentais, atrito e geometria e deformações do indentador. 2010. Tese de Doutorado (Pós-Graduação em Engenharia), Escola Politécnica da USP, São Paulo.
45. RECCO, A.A.; OLIVEIRA, I.C.; MASSI, M.; MACIEL, H.S.; TSCHIPTSCHIN, A.P. Adhesion of reactive magnetron sputtered TiNx and TiCy coating to AISI H13 tool steel. *Surface and Coatings Technology*, v. 202, p. 1078-1083, 2007.

46. RICE, J. R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. *Journal of Applied Mechanics*, v. 35, p. 379–386, 1968.
47. RUCHERT, C. Mecânica da Fratura e fadiga dos materiais. Departamento de Engenharia dos Materiais, USP, São Paulo, 2014.
48. SILVA, A.A.F. Desenvolvimento e Caracterização de Filmes Finos para Aplicações Decorativas. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia, Universidade do Minho, 2011.
49. 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*, v. 392, p. 65-74, 2001.
50. Stress Intensity Factor and Crack Tip Stresses. Disponível em: http://www.efunda.com/formulae/solid_mechanics/fracture_mechanics/fm_lefm_K.cfm. Acessado em março de 2015.
51. SUN, Y., BLOYCE, A., BELL, T. Finite Element Analysis of Plastic Deformation of Various TiN Coating/Substrate Systems under Normal Contact with a Rigid Sphere. *Thin Solid Films*, v. 271, p. 122-131, 1995.
52. VAN VLIET, K.J.; PRCHLIK, L.; SMITH, J.F. Direct measurement of indentation frame compliance. *Journal of Materials Research*, v. 19, p. 325-331, 2004.
53. XU, X.P.; NEEDLEMAN, A. Numerical simulations of fast crack growth in brittle solids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, v. 42, p. 1397-1434, 1994.
54. YU, S.M.; LIU, D.X.; ZHANG, X.H.; LIU, C.S. A comparison Study of Wear and Fetting Fatigue Behavior Between Cr-alloyed Layer and Cr-Ti Solid-solution Layer. *Acta Metallurgica Sinica*, v. 29, p. 782-792, 2016.
55. ZENG, K.; CHIU, C. An Analysis of Load-Penetration Curves from Instrumented Indentation. *Acta Materialia*, v. 49, p. 3539-3551, 2001.
56. 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, p. 5893-5913, 2001.
57. ZHENG, S.; SUN, Y.; BELL, T.; SMITH, J. Indenter tip radius and load frame compliance calibration using nanoindentation loading curves. *Philosophical Magazine Letters*, v. 79, p. 649-658, 1999.

ANEXO A

Abaixo estão os valores das Cargas (em Newton) em função da penetração (em micrometros) obtidos através das simulações do ensaio de indentação no filme de 2 μ m.

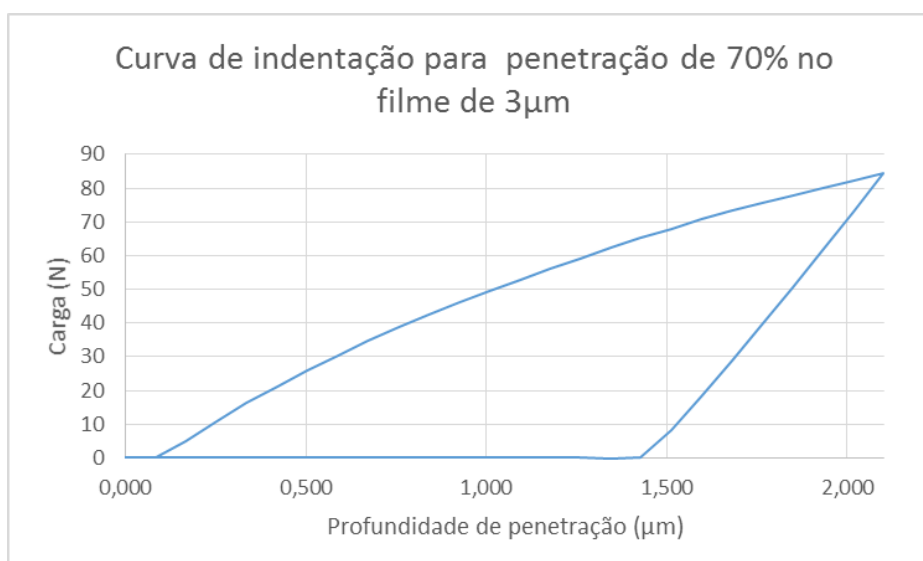
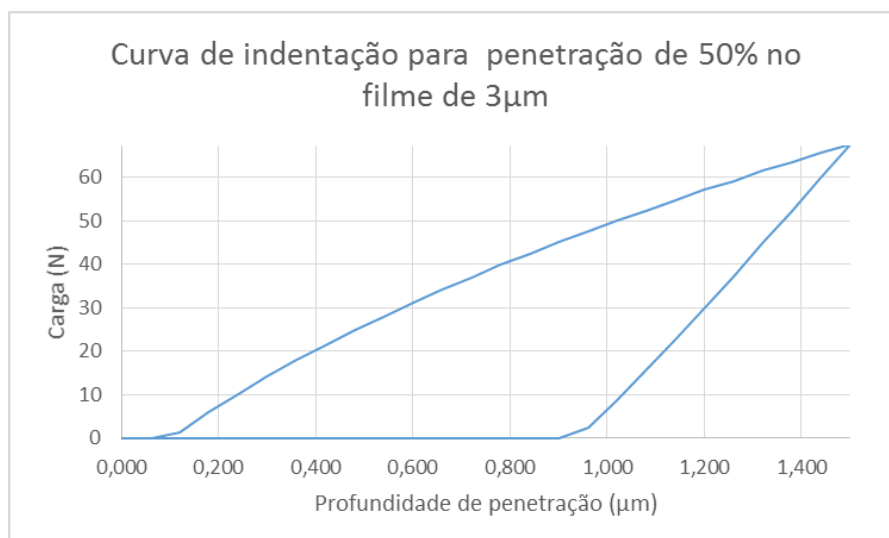
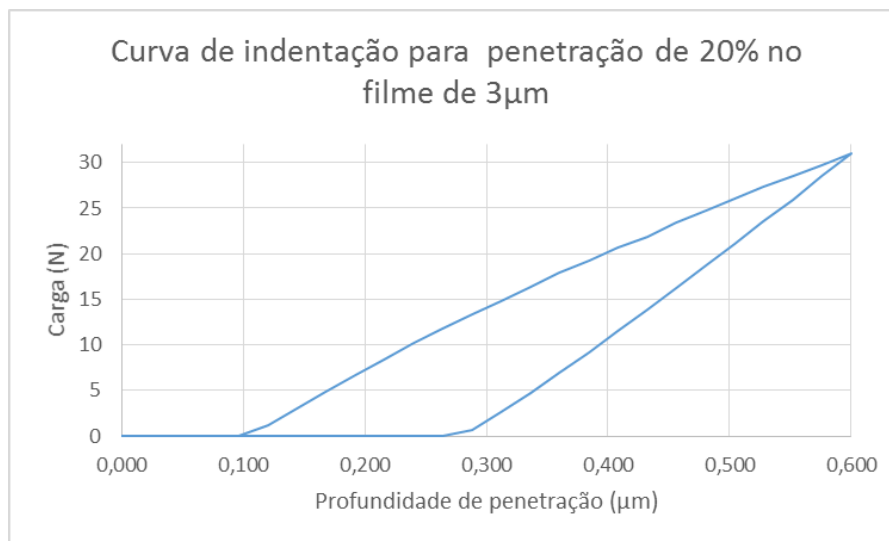
10%		20%		50%		70%		100%	
Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga
0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00
0,008	0,00	0,016	0,00	0,040	0,00	0,056	0,00	0,080	0,00
0,016	0,00	0,032	0,00	0,080	0,00	0,112	0,73	0,160	4,20
0,024	0,00	0,048	0,00	0,120	1,21	0,168	4,81	0,240	9,87
0,032	0,00	0,064	0,00	0,160	4,20	0,224	8,73	0,320	15,00
0,040	0,00	0,080	0,00	0,200	7,02	0,280	12,42	0,400	19,69
0,048	0,00	0,096	0,00	0,240	9,87	0,336	16,01	0,480	24,38
0,056	0,00	0,112	0,73	0,280	12,42	0,392	19,26	0,560	28,65
0,064	0,00	0,128	1,75	0,320	14,99	0,448	22,62	0,640	32,64
0,072	0,00	0,144	2,98	0,360	17,49	0,504	25,61	0,720	36,60
0,080	0,00	0,160	4,20	0,400	19,68	0,560	28,65	0,800	40,16
0,088	0,00	0,176	5,39	0,440	22,14	0,616	31,52	0,880	43,81
0,096	0,00	0,192	6,50	0,480	24,38	0,672	34,13	0,960	47,12
0,104	0,24	0,208	7,52	0,520	26,39	0,728	36,99	1,040	50,41
0,112	0,73	0,224	8,73	0,560	28,64	0,784	39,50	1,120	53,58
0,120	1,21	0,240	9,86	0,600	30,73	0,840	41,94	1,200	56,44
0,128	1,75	0,256	10,94	0,640	32,64	0,896	44,51	1,280	59,53
0,136	2,36	0,272	11,94	0,680	34,56	0,952	46,81	1,360	62,25
0,144	2,98	0,288	12,88	0,720	36,60	1,008	48,99	1,440	65,04
0,152	3,59	0,304	13,90	0,760	38,45	1,064	51,41	1,520	67,75
0,160	4,20	0,320	14,99	0,800	40,16	1,120	53,57	1,600	70,18
0,168	4,81	0,336	16,01	0,840	41,94	1,176	55,56	1,680	72,65
0,176	5,39	0,352	17,01	0,880	43,81	1,232	57,72	1,760	74,84
0,184	5,96	0,368	17,95	0,920	45,52	1,288	59,81	1,840	76,93
0,192	6,50	0,384	18,82	0,960	47,12	1,344	61,73	1,920	79,34
0,200	7,01	0,400	19,68	1,000	48,62	1,400	63,54	2,000	81,52
0,192	6,40	0,384	18,18	0,960	43,97	1,344	56,50	1,920	70,63
0,184	5,79	0,368	16,68	0,920	39,32	1,288	49,48	1,840	59,77
0,180	5,48	0,360	15,93	0,900	36,99	1,260	45,97	1,800	54,48
0,172	4,87	0,344	14,43	0,860	32,34	1,204	38,95	1,720	43,94
0,164	4,25	0,328	12,94	0,820	27,69	1,148	32,04	1,640	33,39
0,156	3,64	0,312	11,44	0,780	23,11	1,092	25,27	1,560	23,20
0,148	3,03	0,296	9,94	0,740	18,66	1,036	18,57	1,480	13,44
0,140	2,41	0,280	8,44	0,700	14,21	0,980	12,11	1,400	4,58
0,132	1,80	0,264	7,02	0,660	9,92	0,924	6,01	1,320	0,06
0,124	1,20	0,248	5,64	0,620	5,79	0,868	0,63	1,240	-0,56
0,116	0,71	0,232	4,26	0,580	1,96	0,812	0,00	1,160	0,00
0,108	0,23	0,216	2,88	0,540	0,00	0,756	0,00	1,080	0,00
0,100	0,00	0,200	1,60	0,500	0,00	0,700	0,00	1,000	0,00
0,092	0,00	0,184	0,37	0,460	0,00	0,644	0,00	0,920	0,00
0,080	0,00	0,160	0,00	0,400	0,00	0,560	0,00	0,800	0,00
0,072	0,00	0,144	0,00	0,360	0,00	0,504	0,00	0,720	0,00
0,064	0,00	0,128	0,00	0,320	0,00	0,448	0,00	0,640	0,00
0,056	0,00	0,112	0,00	0,280	0,00	0,392	0,00	0,560	0,00
0,048	0,00	0,096	0,00	0,240	0,00	0,336	0,00	0,480	0,00
0,040	0,00	0,080	0,00	0,200	0,00	0,280	0,00	0,400	0,00
0,032	0,00	0,064	0,00	0,160	0,00	0,224	0,00	0,320	0,00
0,024	0,00	0,048	0,00	0,120	0,00	0,168	0,00	0,240	0,00
0,016	0,00	0,032	0,00	0,080	0,00	0,112	0,00	0,160	0,00
0,008	0,00	0,016	0,00	0,040	0,00	0,056	0,00	0,080	0,00
0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00

ANEXO B

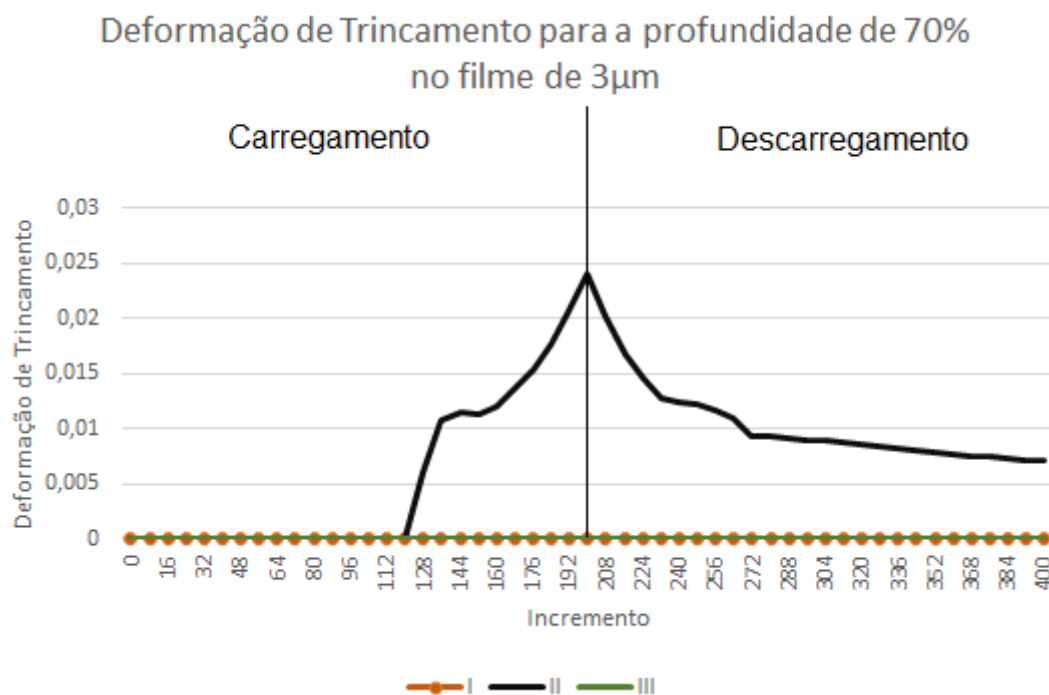
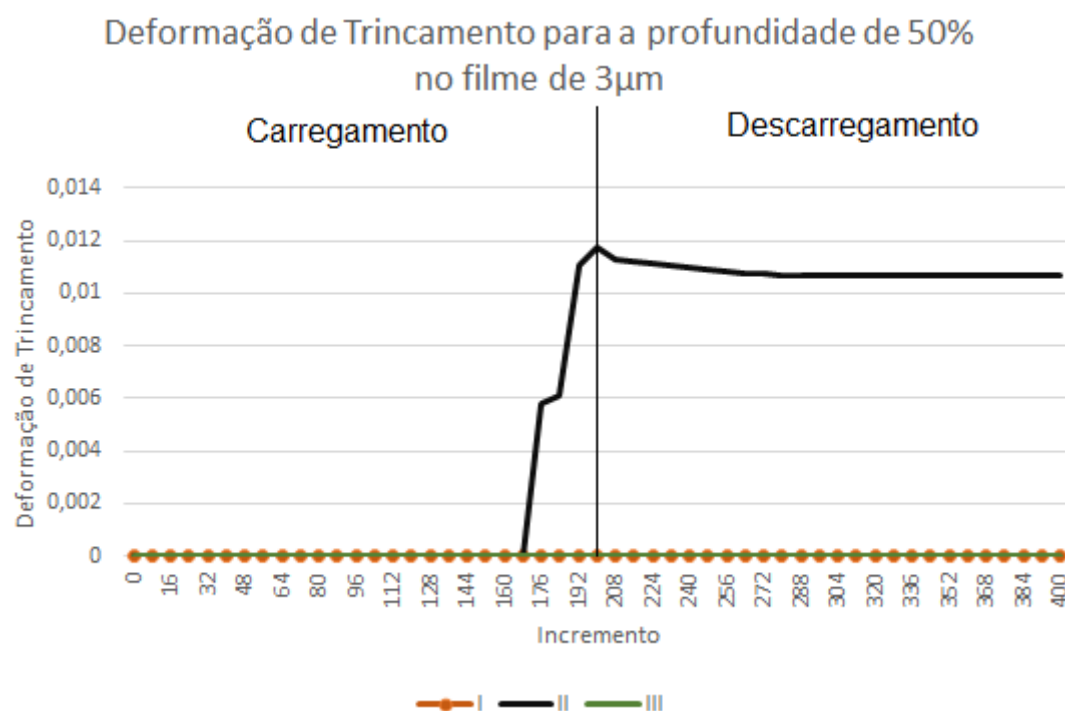
Abaixo estão os valores das Cargas (em Newton) em função da penetração (em micrometros) obtidos através das simulações do ensaio de indentação no filme de 3µm.

10%		20%		50%		70%		100%	
Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga
0,000	0	0,000	0	0,000	0	0,000	0	0,000	0,00
0,012	0	0,024	0	0,060	0	0,084	0	0,240	10,17
0,024	0	0,048	0	0,120	1,24	0,168	4,902	0,360	17,91
0,036	0	0,072	0	0,180	5,828	0,252	11,02	0,480	24,79
0,048	0	0,096	0	0,240	10,16	0,336	16,35	0,600	31,10
0,060	0	0,120	1,24	0,300	14,11	0,420	21,31	0,720	36,77
0,072	0	0,144	3,031	0,360	17,89	0,504	26,1	0,840	42,41
0,084	0	0,168	4,902	0,420	21,3	0,588	30,43	0,960	47,62
0,096	0	0,192	6,714	0,480	24,77	0,672	34,64	1,080	52,34
0,108	0,496	0,216	8,362	0,540	27,93	0,756	38,64	1,200	57,05
0,120	1,24	0,240	10,15	0,600	31,08	0,840	42,4	1,320	61,40
0,132	2,095	0,264	11,83	0,660	34,08	0,924	46,07	1,380	63,56
0,144	3,031	0,288	13,37	0,720	36,83	1,008	49,55	1,500	67,43
0,156	3,966	0,312	14,81	0,780	39,77	1,092	52,85	1,560	69,54
0,168	4,902	0,336	16,34	0,840	42,39	1,176	56,17	1,680	73,28
0,180	5,826	0,360	17,88	0,900	44,97	1,260	59,13	1,800	76,94
0,192	6,714	0,384	19,31	0,960	47,61	1,344	62,28	1,920	79,83
0,204	7,559	0,408	20,66	1,020	50,01	1,428	65,16	2,040	83,09
0,216	8,362	0,432	21,92	1,080	52,33	1,512	67,87	2,160	86,06
0,228	9,263	0,456	23,39	1,140	54,79	1,596	70,72	2,280	89,09
0,240	10,15	0,480	24,77	1,200	57,05	1,680	73,28	2,400	91,86
0,252	11,01	0,504	26,09	1,260	59,13	1,764	75,64	2,520	94,29
0,264	11,83	0,528	27,32	1,320	61,39	1,848	77,7	2,640	97,02
0,276	12,61	0,552	28,51	1,380	63,55	1,932	79,94	2,760	99,47
0,288	13,37	0,576	29,76	1,440	65,55	2,016	82,34	2,880	101,72
0,300	14,1	0,600	31,08	1,500	67,43	2,100	84,54	3,000	104,38
0,288	13,06	0,576	28,51	1,440	59,85	2,016	73,13	2,880	86,76
0,276	12,01	0,552	25,97	1,380	52,27	1,932	61,74	2,820	78,20
0,264	10,97	0,528	23,54	1,320	44,69	1,848	50,68	2,700	61,08
0,252	9,921	0,504	21,12	1,260	37,15	1,764	39,63	2,580	44,24
0,240	8,875	0,480	18,7	1,200	29,84	1,680	28,81	2,460	27,75
0,228	7,829	0,456	16,28	1,140	22,53	1,596	18,2	2,340	12,16
0,216	6,783	0,432	13,85	1,080	15,46	1,512	8,336	2,220	-0,73
0,204	5,778	0,408	11,47	1,020	8,62	1,428	0,193	2,100	0,00
0,192	4,842	0,384	9,204	0,960	2,33	1,344	-0,34	1,980	-0,92
0,180	3,906	0,360	6,934	0,900	0	1,260	0	1,860	0,80
0,168	2,97	0,336	4,679	0,840	0	1,176	0	1,740	0,66
0,156	2,034	0,312	2,586	0,780	0	1,092	0	1,620	0,55
0,144	1,098	0,288	0,605	0,720	0	1,008	0	1,500	0,46
0,132	0,32	0,264	0	0,660	0	0,924	0	1,380	0,40
0,120	0	0,240	0	0,600	0	0,840	0	1,260	0,32
0,108	0	0,216	0	0,540	0	0,756	0	1,140	0,25
0,096	0	0,192	0	0,480	0	0,672	0	1,020	0,17
0,084	0	0,168	0	0,420	0	0,588	0	0,900	0,11
0,072	0	0,144	0	0,360	0	0,504	0	0,780	0,05
0,060	0	0,120	0	0,300	0	0,420	0	0,660	0,02
0,048	0	0,096	0	0,240	0	0,336	0	0,540	-0,08
0,036	0	0,072	0	0,180	0	0,252	0	0,420	-0,14
0,024	0	0,048	0	0,120	0	0,168	0	0,300	-0,20
0,012	0	0,024	0	0,060	0	0,084	0	0,180	-0,26
0,000	0	0,000	0	0,000	0	0,000	0	0,060	-0,32

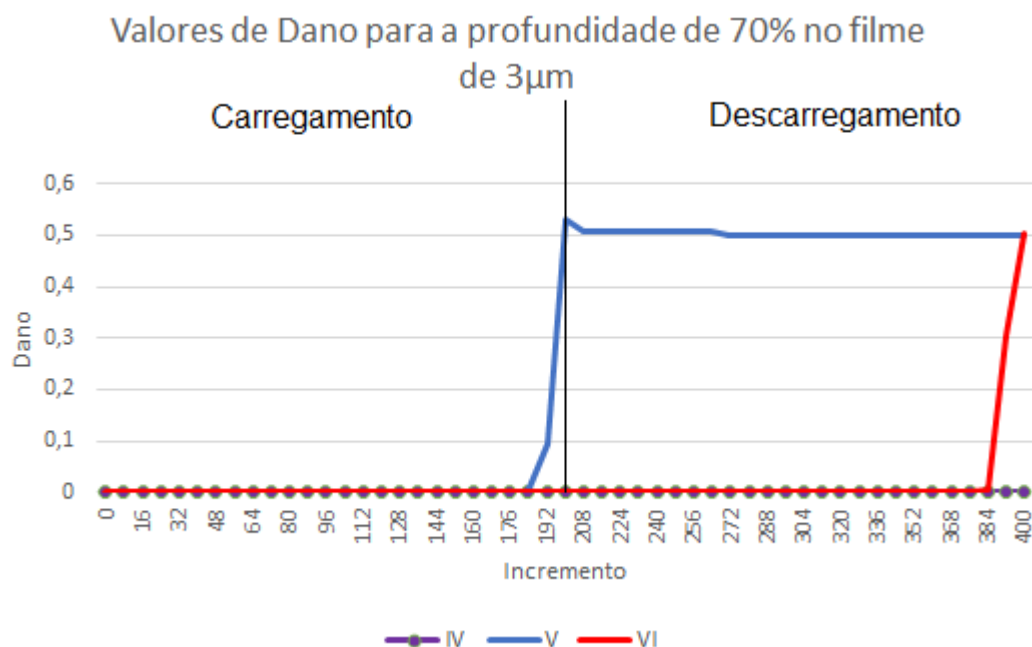
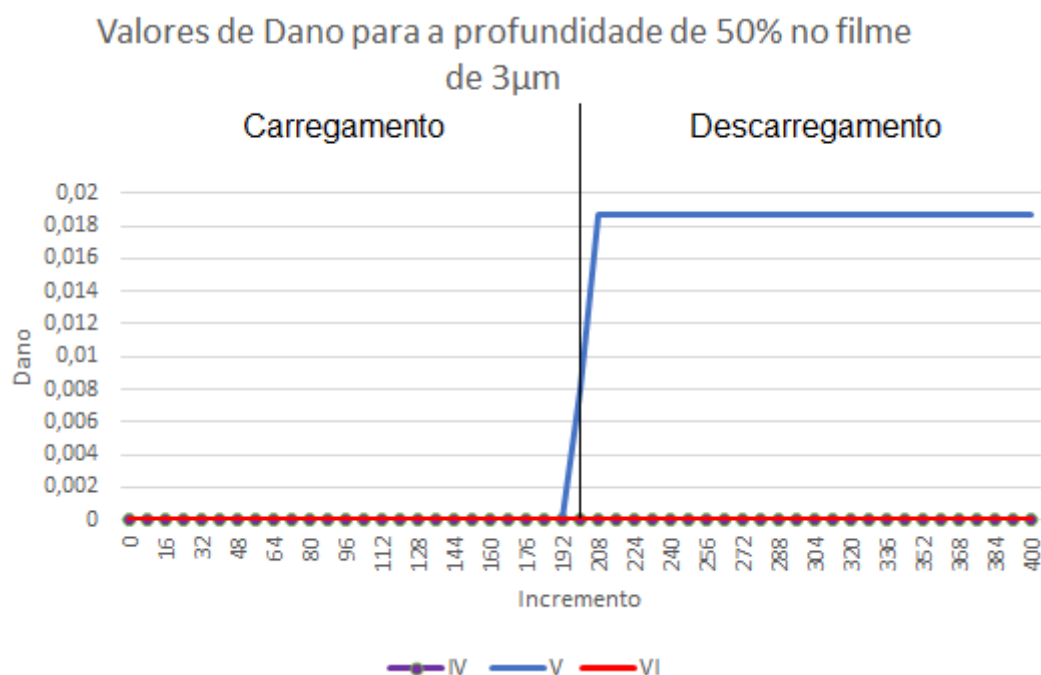
Curvas de indentação com profundidades de penetração de 20, 50 e 70% da espessura do filme de $3\mu\text{m}$.



Abaixo, a curva de deformação de trincamento em função do incremento para o ensaio no filme de $3\mu\text{m}$ para a profundidade de penetração de 50% e 70% da espessura do filme.



Abaixo, as curvas do dano em função do incremento para o ensaio no filme de $3\mu\text{m}$ para as profundidades de penetração de 50 e 70% da espessura do filme.

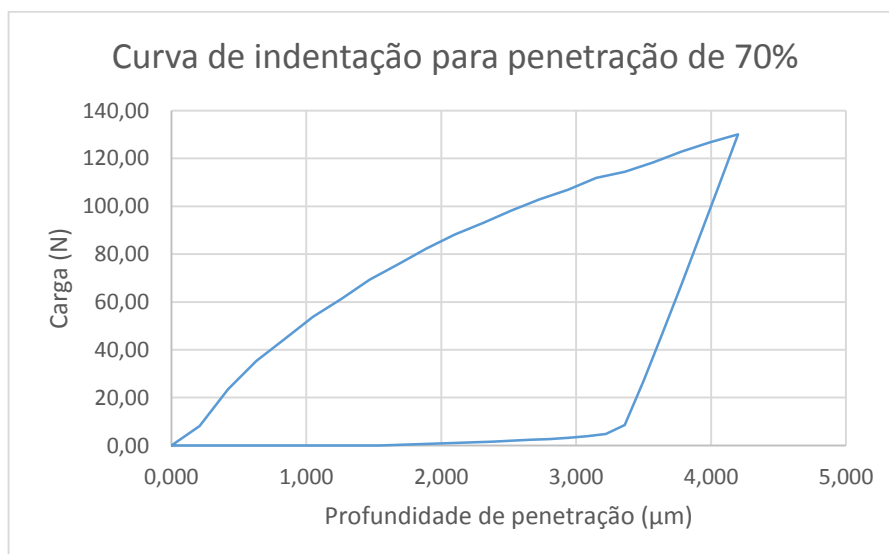
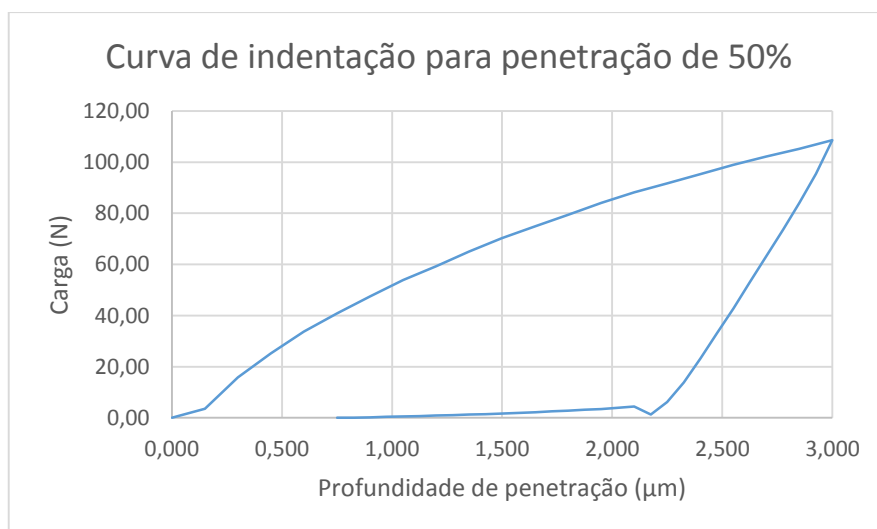
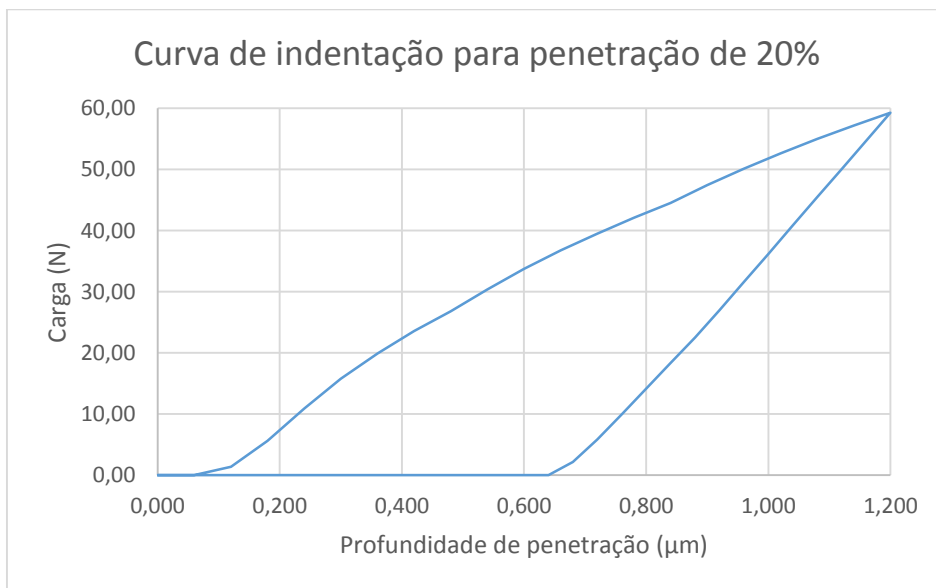


ANEXO C

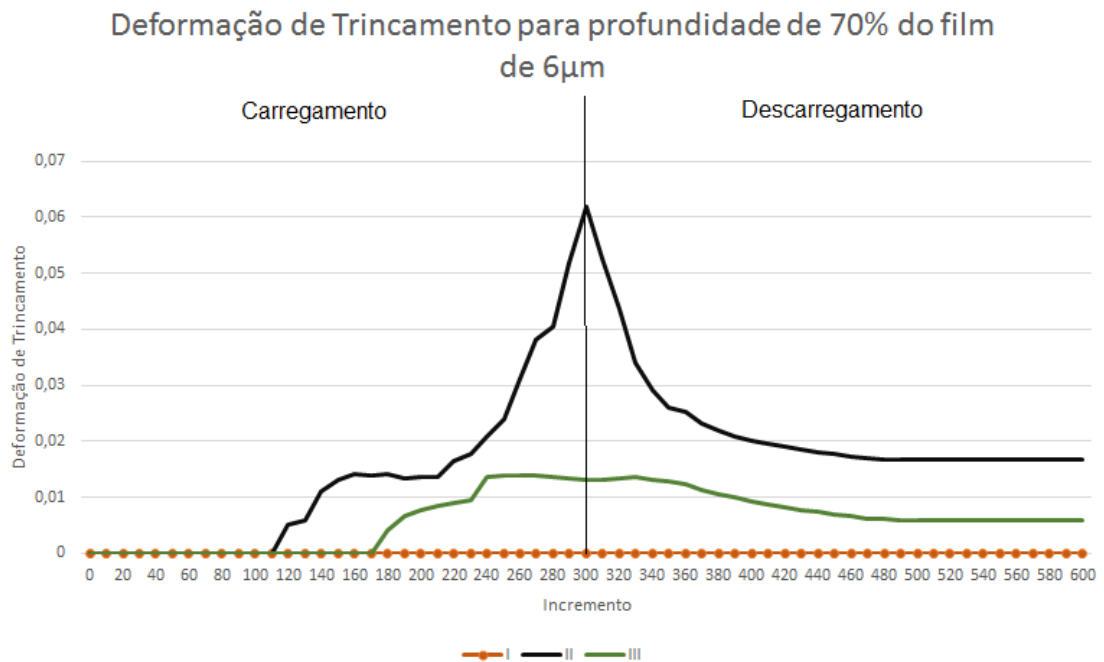
Abaixo estão os valores das Cargas (em Newton) em função da penetração (em micrometros) obtidos através das simulações do ensaio de indentação no filme de 6µm.

10%		20%		50%		70%		100%	
Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga
0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00
0,030	0,00	0,060	0,00	0,150	3,51	0,210	8,20	0,300	15,80
0,060	0,00	0,120	1,41	0,300	15,77	0,420	23,59	0,600	33,78
0,090	0,00	0,180	5,62	0,450	25,23	0,630	35,27	0,900	47,51
0,120	1,41	0,240	10,90	0,600	33,74	0,840	44,49	1,200	59,31
0,150	3,51	0,300	15,77	0,750	40,85	1,050	53,84	1,500	70,28
0,180	5,62	0,360	19,92	0,900	47,47	1,260	61,29	1,800	79,47
0,210	8,20	0,420	23,57	1,050	53,84	1,470	69,27	2,100	88,13
0,240	10,90	0,480	26,83	1,200	59,29	1,680	75,77	2,400	95,35
0,270	13,43	0,540	30,38	1,350	64,99	1,890	82,28	2,700	102,28
0,300	15,76	0,600	33,73	1,500	70,27	2,100	88,14	3,000	108,51
0,330	17,92	0,660	36,76	1,650	74,89	2,310	92,97	3,300	115,03
0,360	19,92	0,720	39,52	1,800	79,42	2,520	98,26	3,600	119,42
0,390	21,81	0,780	42,12	1,950	84,07	2,730	102,90	3,900	125,06
0,420	23,57	0,840	44,54	2,100	88,15	2,940	106,93	4,200	129,91
0,450	25,22	0,900	47,46	2,250	91,70	3,150	111,82	4,500	135,88
0,480	26,82	0,960	50,14	2,400	95,31	3,360	114,45	4,800	140,68
0,510	28,60	1,020	52,65	2,550	98,94	3,570	118,37	5,100	145,88
0,540	30,38	1,080	54,99	2,700	102,27	3,780	122,86	5,400	151,14
0,570	32,10	1,140	57,21	2,850	105,27	3,990	126,68	5,700	155,65
0,600	33,73	1,200	59,29	3,000	108,58	4,200	130,06	6,000	159,65
0,580	31,64	1,160	54,68	2,925	95,50	4,060	109,00	5,800	127,18
0,560	29,55	1,120	50,07	2,850	84,02	3,920	88,06	5,600	94,82
0,540	27,46	1,080	45,45	2,775	73,58	3,780	67,14	5,400	62,61
0,520	25,37	1,040	40,84	2,700	63,29	3,640	46,91	5,200	32,04
0,500	23,27	1,000	36,23	2,625	53,02	3,500	27,03	5,000	5,87
0,480	21,39	0,960	31,61	2,550	42,75	3,360	8,58	4,800	4,40
0,460	19,56	0,920	27,00	2,475	32,92	3,220	4,82	4,600	3,45
0,440	17,72	0,880	22,53	2,400	23,26	3,080	3,82	4,400	2,78
0,420	15,89	0,840	18,35	2,325	13,84	2,940	3,18	4,200	2,25
0,400	14,06	0,800	14,17	2,250	6,13	2,800	2,69	4,000	1,85
0,380	12,22	0,760	9,98	2,175	1,36	2,660	2,34	3,800	1,46
0,360	10,39	0,720	5,84	2,100	4,42	2,520	1,96	3,600	1,11
0,340	8,56	0,680	2,18	2,025	3,88	2,380	1,62	3,400	0,77
0,320	6,72	0,640	0,00	1,950	3,47	2,240	1,32	3,200	0,45
0,300	4,89	0,600	0,00	1,875	3,14	2,100	1,01	3,000	0,14
0,280	3,13	0,560	0,00	1,800	2,81	1,960	0,74	2,800	0,00
0,260	1,72	0,520	0,00	1,725	2,49	1,820	0,47	2,600	0,00
0,240	0,32	0,480	0,00	1,650	2,21	1,680	0,24	2,400	0,00
0,220	0,00	0,440	0,00	1,575	1,95	1,540	0,03	2,200	0,00
0,200	0,00	0,400	0,00	1,500	1,70	1,400	0,00	2,000	0,00
0,180	0,00	0,360	0,00	1,425	1,45	1,260	0,00	1,800	0,00
0,160	0,00	0,320	0,00	1,350	1,24	1,120	0,00	1,600	0,00
0,140	0,00	0,280	0,00	1,275	1,06	0,980	0,00	1,400	0,00
0,120	0,00	0,240	0,00	1,200	0,87	0,840	0,00	1,200	0,00
0,100	0,00	0,200	0,00	1,125	0,68	0,700	0,00	1,000	0,00
0,080	0,00	0,160	0,00	1,050	0,52	0,560	0,00	0,800	0,00
0,060	0,00	0,120	0,00	0,975	0,36	0,420	0,00	0,600	0,00
0,040	0,00	0,080	0,00	0,900	0,22	0,280	0,00	0,400	0,00
0,020	0,00	0,040	0,00	0,825	0,09	0,140	0,00	0,200	0,00
0,000	0,00	0,000	0,00	0,750	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00

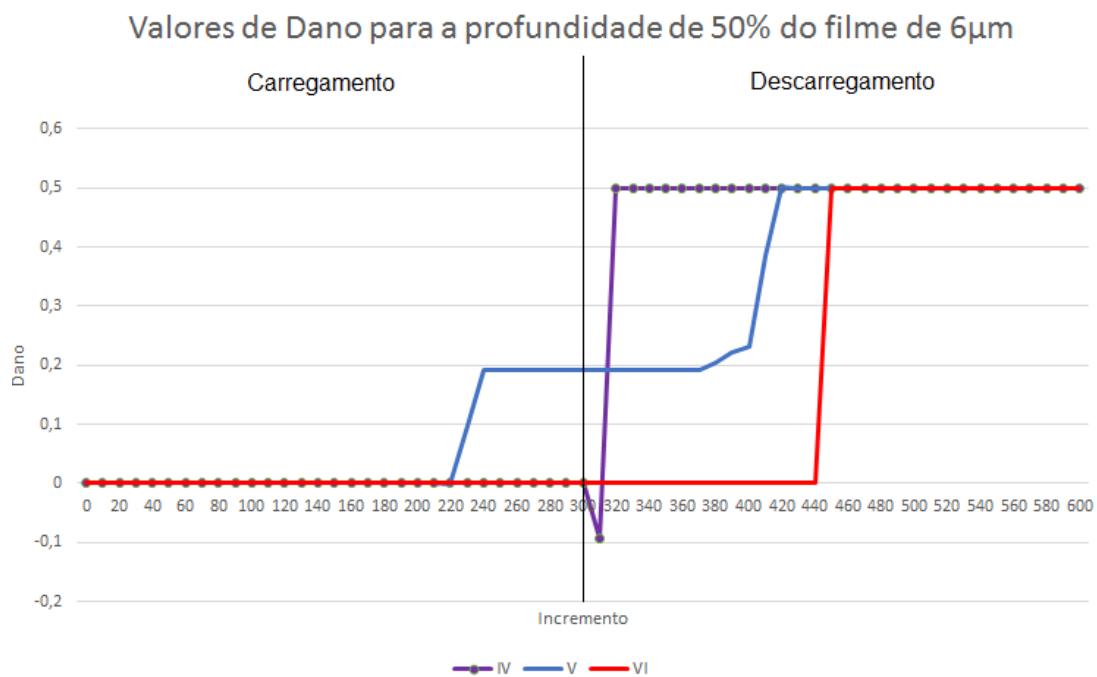
Curvas de indentação com profundidades de penetração de 20, 50 e 70% da espessura do filme de 6 μm

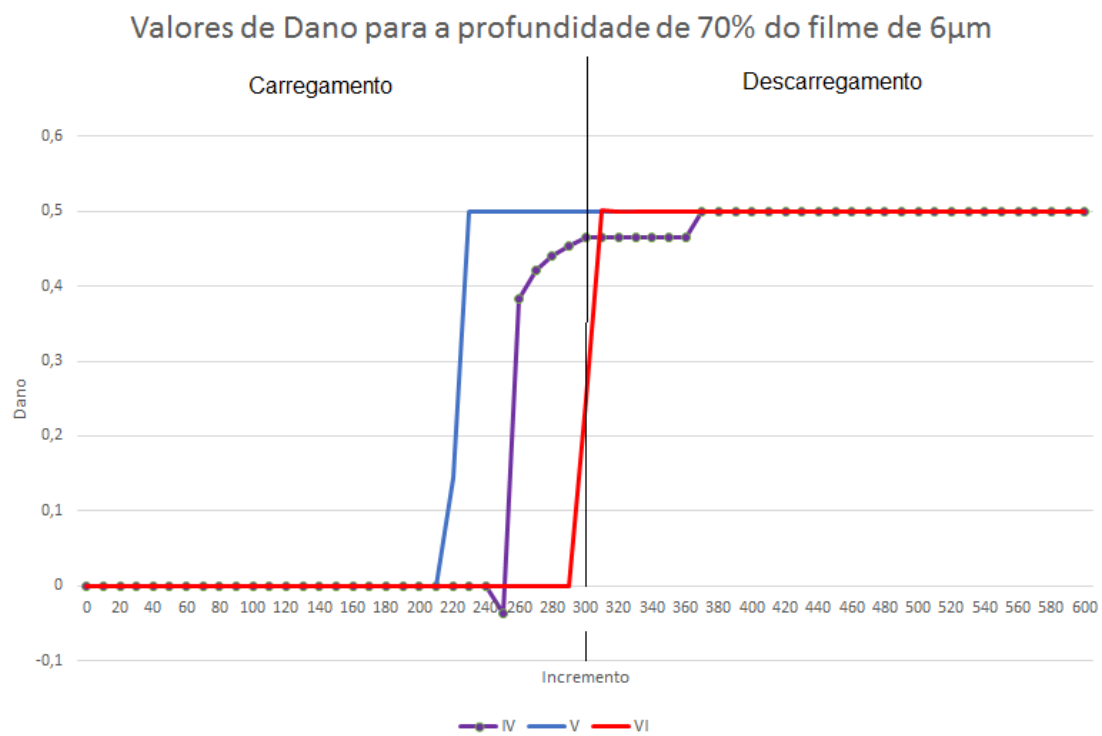


Abaixo, a curva de deformação de trincamento em função do incremento para o ensaio no filme de 6 μ m para a profundidade de penetração de 70% da espessura do filme.



Abaixo, as curvas do dano em função do incremento para o ensaio no filme de 6 μ m para as profundidades de penetração de 50 e 70% da espessura do filme.



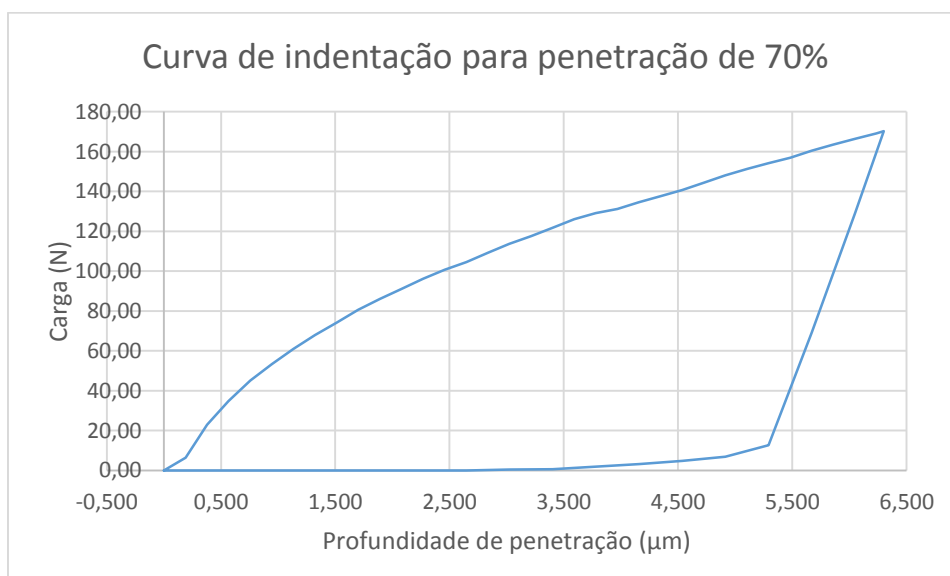
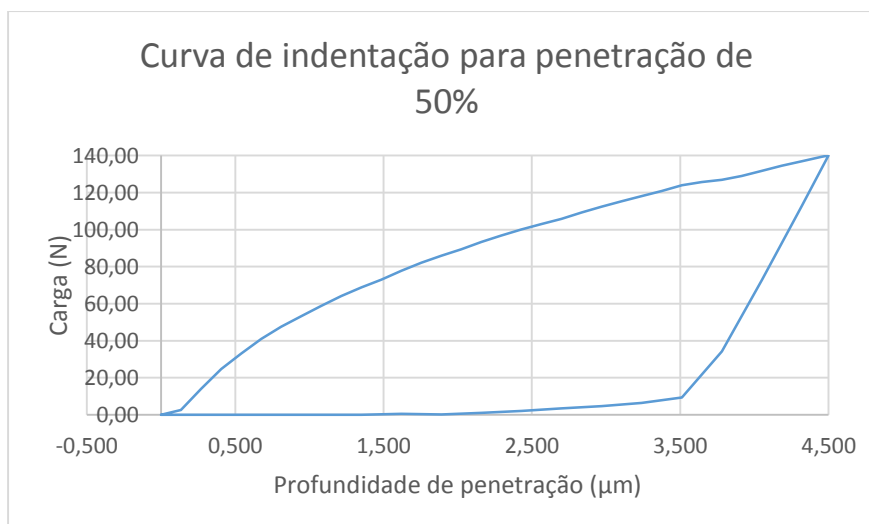
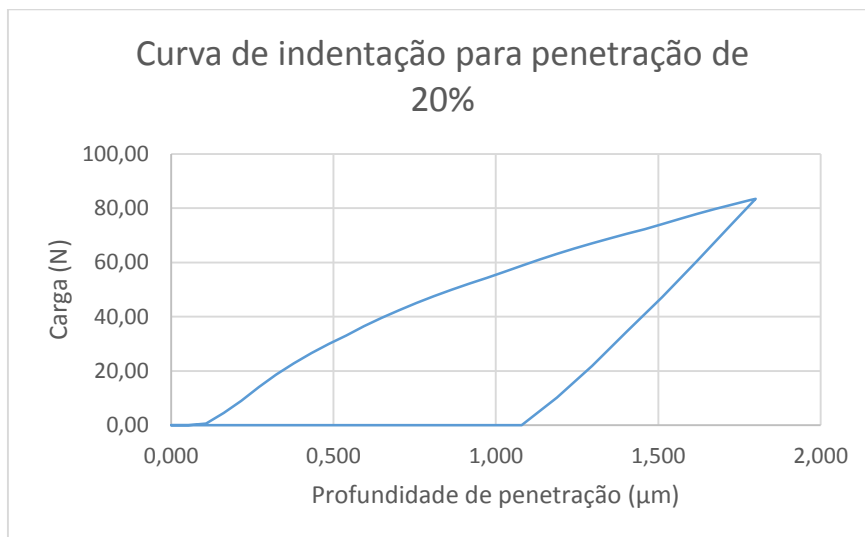


ANEXO D

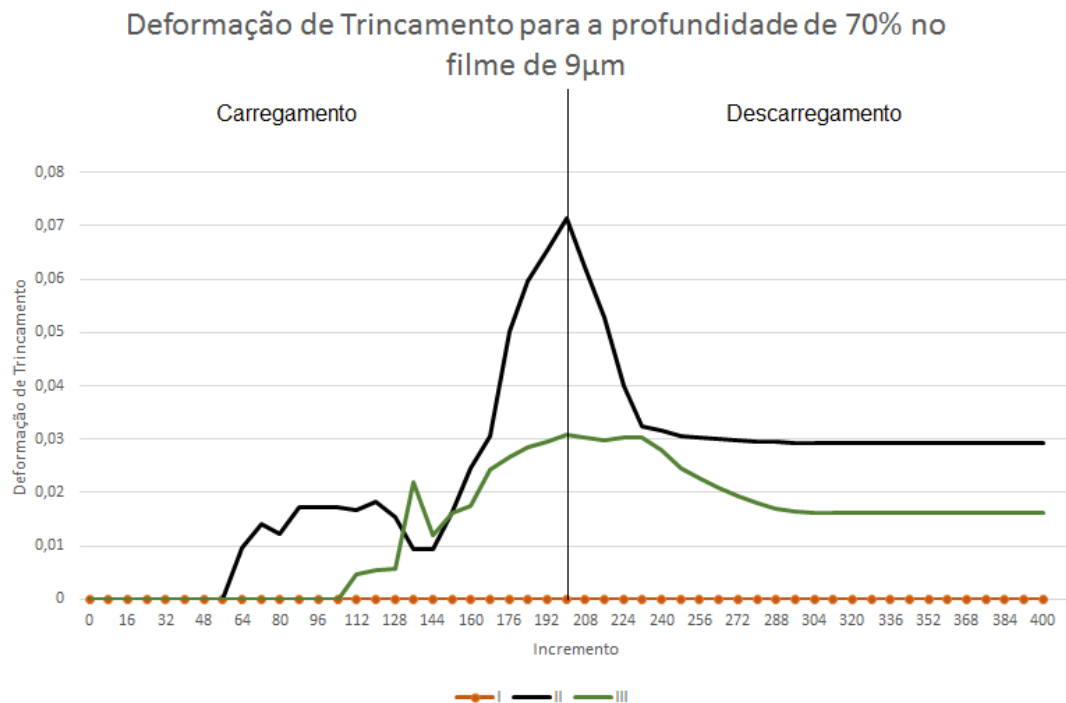
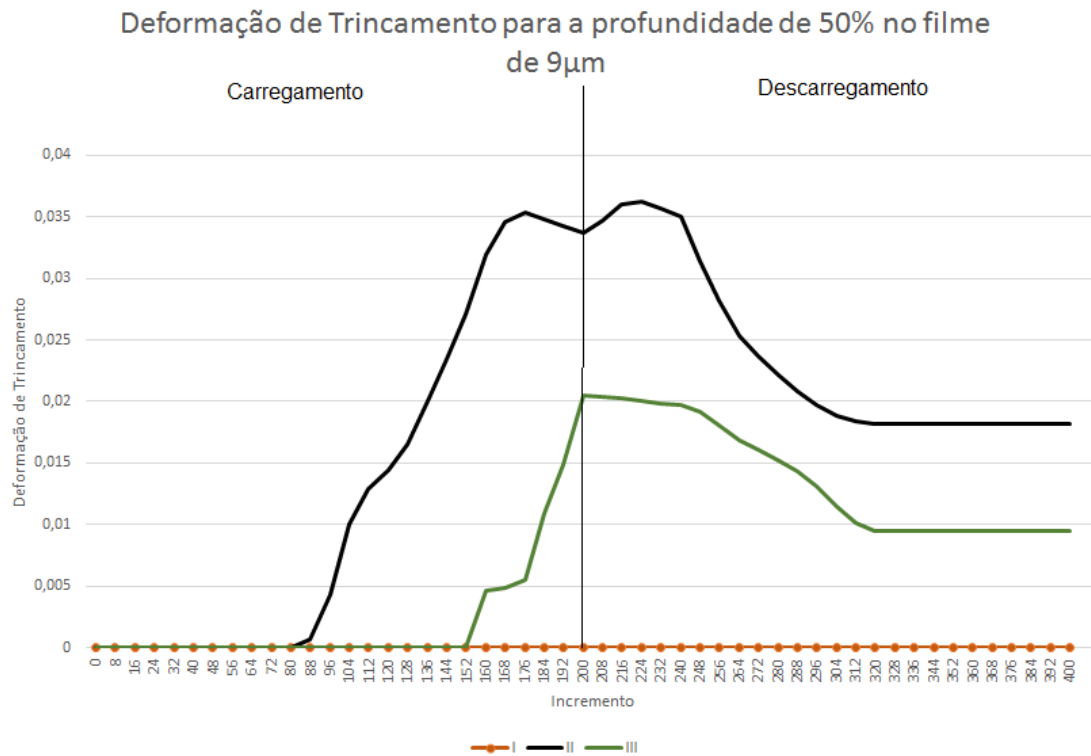
Abaixo estão os valores das Cargas (em Newton) em função da penetração (em micrometros) obtidos através das simulações do ensaio de indentação no filme de 9µm..

10%		20%		50%		70%		100%	
Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga	Profundidade	Carga
0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00
0,027	0,00	0,054	0,00	0,135	2,54	0,189	6,45	0,270	13,98
0,054	0,00	0,108	0,58	0,270	14,08	0,378	22,87	0,540	33,10
0,081	0,00	0,162	4,49	0,405	24,76	0,567	34,85	0,810	47,67
0,108	0,58	0,216	9,02	0,540	33,07	0,756	45,16	1,080	58,90
0,135	2,54	0,270	14,07	0,675	41,04	0,945	53,27	1,350	68,86
0,162	4,49	0,324	18,71	0,810	47,65	1,134	61,06	1,620	77,91
0,189	6,48	0,378	22,84	0,945	53,26	1,323	67,95	1,890	86,02
0,216	9,02	0,432	26,55	1,080	58,86	1,512	74,14	2,160	93,38
0,243	11,57	0,486	29,95	1,215	64,13	1,701	80,51	2,430	100,06
0,270	14,07	0,540	33,06	1,350	68,84	1,890	86,01	2,700	105,63
0,297	16,46	0,594	36,43	1,485	73,06	2,079	91,04	2,970	112,46
0,324	18,71	0,648	39,55	1,620	77,89	2,268	96,20	3,240	118,11
0,351	20,82	0,702	42,43	1,755	82,16	2,457	100,60	3,510	124,22
0,378	22,83	0,756	45,12	1,890	86,01	2,646	104,56	3,780	129,70
0,405	24,74	0,810	47,63	2,025	89,42	2,835	109,25	4,050	134,31
0,432	26,55	0,864	49,98	2,160	93,36	3,024	113,65	4,320	138,08
0,459	28,29	0,918	52,19	2,295	96,88	3,213	117,58	4,590	142,07
0,486	29,94	0,972	54,28	2,430	100,05	3,402	121,63	4,860	147,12
0,513	31,53	1,026	56,54	2,565	102,98	3,591	125,99	5,130	151,56
0,540	33,06	1,080	58,85	2,700	105,84	3,780	129,05	5,400	155,67
0,567	34,79	1,134	61,04	2,835	109,28	3,969	131,20	5,670	160,42
0,594	36,43	1,188	63,13	2,970	112,47	4,158	134,58	5,940	164,73
0,621	38,01	1,242	65,11	3,105	115,42	4,347	137,54	6,210	168,52
0,648	39,55	1,296	67,02	3,240	118,11	4,536	140,68	6,480	172,95
0,675	41,02	1,350	68,84	3,375	120,94	4,725	144,42	6,750	173,69
0,702	42,43	1,404	70,59	3,510	124,01	4,914	148,01	7,020	177,98
0,729	43,80	1,458	72,25	3,645	125,63	5,103	151,29	7,290	182,98
0,756	45,12	1,512	74,13	3,780	126,85	5,292	154,22	7,560	187,16
0,783	46,39	1,566	76,05	3,915	128,94	5,481	156,94	7,830	190,96
0,810	47,63	1,620	77,88	4,050	131,79	5,670	160,37	8,100	195,15
0,837	48,83	1,674	79,65	4,185	134,45	5,859	163,53	8,370	199,66
0,864	49,97	1,728	81,33	4,320	136,97	6,048	166,42	8,640	203,55
0,891	51,09	1,782	82,96	4,455	139,33	6,237	169,13	8,910	206,80
0,900	51,46	1,800	83,48	4,500	140,10	6,300	170,22	9,000	208,36
0,864	47,61	1,728	74,33	4,320	112,93	6,048	128,98	8,640	153,79
0,810	41,84	1,620	60,61	4,050	72,81	5,670	69,19	8,100	49,50
0,756	36,06	1,512	47,27	3,780	34,17	5,292	12,65	7,560	9,01
0,702	30,29	1,404	34,58	3,510	9,27	4,914	6,90	7,020	6,10
0,648	24,51	1,296	21,88	3,240	6,45	4,536	4,73	6,480	3,90
0,594	19,21	1,188	10,11	2,970	4,75	4,158	3,23	5,940	1,83
0,540	14,12	1,080	0,00	2,700	3,41	3,780	1,84	5,400	0,31
0,486	9,02	0,972	0,00	2,430	2,15	3,402	0,64	4,860	0,00
0,432	3,93	0,864	0,00	2,160	1,08	3,024	0,42	4,320	0,00
0,378	0,02	0,756	0,00	1,890	0,22	2,646	0,00	3,780	0,00
0,324	0,00	0,648	0,00	1,620	0,54	2,268	0,00	3,240	0,00
0,270	0,00	0,540	0,00	1,350	0,00	1,890	0,00	2,700	0,00
0,216	0,00	0,432	0,00	1,080	0,00	1,512	0,00	2,160	0,00
0,162	0,00	0,324	0,00	0,810	0,00	1,134	0,00	1,620	0,00
0,108	0,00	0,216	0,00	0,540	0,00	0,756	0,00	1,080	0,00
0,054	0,00	0,108	0,00	0,270	0,00	0,378	0,00	0,540	0,00
0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00	0,000	0,00

Curvas de indentação com profundidades de penetração de 20, 50 e 70% da espessura do filme de 9 μ m.



Abaixo, a curva de deformação de trincamento em função do incremento para o ensaio no filme de 9 μ m para a profundidade de penetração de 50 e 70% da espessura do filme.



Abaixo, as curvas do dano em função do incremento para o ensaio no filme de 9 μ m para as profundidades de penetração de 50 e 70% da espessura do filme.

