

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**Aplicabilidade da Metodologia da Taxa de Alívio de Energia de  
Deformação para Determinação da Tenacidade à Fratura de Ligas  
Metálicas por Indentação Instrumentada**

**Henry Fong Hwang**

**Uberlândia**

**2025**

**Henry Fong Hwang**

**Aplicabilidade da Metodologia da Taxa de Alívio de Energia de  
Deformação para Determinação da Tenacidade à Fratura de Ligas  
Metálicas por Indentação Instrumentada**

**Tese** apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para obtenção do grau de **Doutor em Engenharia Mecânica**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação  
Linha de pesquisa: Tribologia e Materiais

Orientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

Co-orientador: Prof. Dr. Sinésio Domingues Franco

Uberlândia

2025



Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU  
com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

H991 2025	<p>Hwang, Henry Fong, 1976- Aplicabilidade da Metodologia da Taxa de Alívio de Energia de Deformação para Determinação da Tenacidade à Fratura de Ligas Metálicas por Indentação Instrumentada [recurso eletrônico] / Henry Fong Hwang. - 2025.</p> <p>Orientador: Waldek Wladimir Bose Filho. Coorientador: Sinésio Domingues Franco. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Modo de acesso: Internet. DOI <a href="http://doi.org/10.14393/ufu.te.2025.691">http://doi.org/10.14393/ufu.te.2025.691</a> Inclui bibliografia.</p> <p>1. Engenharia mecânica. I. Bose Filho, Waldek Wladimir ,1959-, (Orient.). II. Franco, Sinésio Domingues,1962-, (Coorient.). III. Universidade Federal de Uberlândia. Pós-graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título.</p> <p>CDU: 621</p>
--------------	--

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:  
Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091  
Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA**  
Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia  
Mecânica

Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-  
MG, CEP 38400-902

Telefone: (34) 3239-4282 - [www.posmecanicaufu.com.br](http://www.posmecanicaufu.com.br) - [secposmec@mecanica.ufu.br](mailto:secposmec@mecanica.ufu.br)



**ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO**

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Tese de Doutorado, nº 416, PPGEM				
Data:	15/12/2025	Hora de início:	13:30	Hora de encerramento:	16:15
Matrícula:	12013EMC011				
Nome do Discente:	Henry Fong Hwang				
Título do Trabalho:	Aplicabilidade da Metodologia da Taxa de Alívio de Energia de Deformação para Determinação da Tenacidade à Fratura de Ligas Metálicas por Indentação Instrumentada.				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Tribologia e Materiais				
Projeto de Pesquisa de vinculação:	Avaliação da tenacidade à fratura e da vida remanescente à fadiga através da técnica de indentação instrumentada.				

Reuniu-se por videoconferência a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Dr. Marcelo Torre Piza Paes - Petrobras, Prof. Dr. Jeferson Aparecido Moreto - USP; Prof. Dr. Marcelo Falcão de Oliveira - USP; Prof. Dr. Leonardo Rosa Ribeiro da Silva - UFU; Prof. Dr. Aldemir Aparecido Cavallini Junior - UFU e Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho - UFU/USP; orientador do candidato.

Iniciando os trabalhos, o presidente da mesa, Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, apresentou a Comissão Examinadora e o candidato, agradeceu a presença do público, e concedeu ao Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação do Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir, o senhor presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos examinadores, que passaram a arguir o candidato. Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o candidato:

Aprovado.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar, foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Aldemir Aparecido Cavalini Junior, Professor(a) do Magistério Superior**, em 15/12/2025, às 16:15, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Marcelo Falcão de Oliveira, Usuário Externo**, em 15/12/2025, às 16:16, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Jeferson Aparecido Moreto, Usuário Externo**, em 15/12/2025, às 16:16, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Leonardo Rosa Ribeiro da Silva, Professor(a) do Magistério Superior**, em 15/12/2025, às 16:23, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Waldek Wladimir Bose Filho, Usuário Externo**, em 15/12/2025, às 17:24, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Marcelo Torres Piza Paes, Usuário Externo**, em 16/12/2025, às 14:27, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://www.sei.ufu.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **6910623** e o código CRC **B274FCDF**.

# Agradecimentos

Fui agraciado com a missão de compilar o trabalho de muitas pessoas do Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD) realizados durante o projeto "Propinsitu".

Na capa desta tese deveriam constar dezenas de nomes, mas como não é possível que isso aconteça, vou citá-los nesta seção.

Agradeço ao Prof. Sinésio D. Franco pela oportunidade de realizar esse trabalho no LTAD.

Ao Prof. Waldek, que foi a pedra fundamental para este estudo. Sem ele, não haveria contribuição importante a ser divulgada. Além de sua vasta experiência e conhecimento técnico, ainda presenteou, a mim e à minha família, com sua amizade, paciência e carisma.

Também agradeço aos demais professores do LTAD: Leonardo Rosa Ribeiro da Silva, Rosenda Valdés Arencibia, Luciano José Arantes, Luiz Eduardo dos Santos Paes e Pedro Augusto Queiroz de Assis, pelo apoio e companheirismo.

Ao Prof. Marcos Pereira, da UFPE, por me permitir assistir suas aulas sobre integridade estrutural e dividir sua experiência internacional nessa área, e também ao Eng. Luis Guilherme Tomba Silveira Leite da Petrobras por ministrar um curso sobre as normas de integridade estrutural no LTAD.

À equipe do projeto Propinsitu dedicada aos estudos de indentação: Profa. Sônia A. Goulart Oliveira, Prof. Alcimar Barbosa Soares, Larissa Rocha Pereira, Andrei Nakagawa Silva, Vinícius Teixeira da Costa, Fábio Raffael Felice Neto, Luiz Fernando Maia de Almeida e Saint Clair Alves pelo aprendizado.

Aos técnicos Jefferson Caetano, Carol Xavier, Mychelle Lucas, Márcio Cristino, Afrânio Vieira e Publio Dias pela preparação e análise de inúmeras amostras.

À equipe de gestão de projetos e propriedade intelectual Lucas Cardoso e Islaine Lisboa, pela gestão do projeto e amizade.

À Tatiana de Jesus (Tati) da limpeza (sempre impecável).

Aos engenheiros da velha guarda Juliano Oséias, Fernando Buiatti, Raphael Pires e Luciano

Magalhães pelos (muitos) anos de amizade e aprendizado, e também ao restante da numerosa equipe do LTAD.

Esse trabalho foi fruto do financiamento da Petrobras e EMBRAPII, direcionado pelo interlocutor Danilo Batista da Cunha, o qual tive o privilégio de conhecer, e que conduziu o projeto com profissionalismo e seriedade. Além disso me concedeu a oportunidade única como pesquisador de embarcar nas plataformas P-75 e P-77 e levar a tecnologia desenvolvida para o campo. Agradeço também ao Marcos Leandro Simonetti, representante da EMBRAPII durante esse trabalho.

É importante também reconhecer que a base dos estudos de indentação foi incentivada e construída desde 2001 pelos engenheiros do CENPES - Petrobras: Marcelo Torres Piza Paes, Ricardo Reppold Marinho e Francisco Francelino Ramos Neto, eternos defensores da ideia e dos orçamentos.

Agradeço também à Universidade Federal de Uberlândia por me proporcionar gratuitamente um ensino de qualidade através da Pós graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica – conceito CAPES 7.

E ao final desta tese tive o privilégio de ser acolhido pelo Prof. Aldemir e pela equipe do Laboratório de Mecânica de Estruturas (LMEst), onde encontrei um ambiente propício para finalizar a escrita.

Durante todos os anos do doutorado também tive o constante apoio de meus pais Hwang e Célia e minhas irmãs Gisele, Eliane e Susane, e o aconchego de minha esposa Fernanda e filhos Benjamim e Maria Fernanda. E sempre lembrarei do incentivo de meu tio Hwang Hong Jeng (*in memorian*).

Acima de tudo agradeço à Deus, que em sua eterna bondade e soberania, planejou e garantiu meu encontro com todas essas pessoas, no tempo certo e no lugar certo, para que eu pudesse crescer como pessoa e como profissional — e que também me presenteou com a maior dádiva que um ser humano poderia receber: a Salvação através de Jesus Cristo, seu Filho.

*Ao meu filho Benjamim, cujo esforço para vencer diariamente suas limitações excede infinitamente todo esforço dedicado à esse trabalho e, portanto, merece reconhecimento.*

# Resumo

Hwang, H. F. *Aplicabilidade da Metodologia da Taxa de Alívio de Energia de Deformação para Determinação da Tenacidade à Fratura de Ligas Metálicas por Indentação Instrumentada*. Tese de Doutorado - Universidade Federal de Uberlândia, Dezembro 2025.

A determinação da tenacidade à fratura de metais dúcteis através da técnica de indentação esférica instrumentada tem sido uma alternativa para caracterização de componentes em serviço — onde não há possibilidade de retirada de amostras — devido à sua característica semi-destrutiva e seu custo-benefício. Diferentes modelos matemáticos são apresentados na literatura como estimativa indireta dessa tenacidade. Zhang, Wang e Wang (2019b) introduziram o primeiro modelo baseado na Taxa de Liberação de Energia (ERR – *Energy Release Rate*) da mecânica da fratura e os conceitos de mecânica do dano contínuo para avaliação da tenacidade à fratura. O modelo determina o valor da Integral- $J$  a partir de ciclos de carga e descarga de indentação. Ainda como as outras metodologias, a metodologia ERR, apesar de ser uma forma indireta de medir a tenacidade à fratura, é a que mais possui as bases na mecânica da fratura, sendo escolhida para ser estudada em detalhes nesse trabalho. Durante o desenvolvimento dos estudos para verificação de sua aplicabilidade e limitações, alguns problemas foram observados e, assim, foram propostas alterações para correção da metodologia e para tornar sua aplicação mais abrangente e os resultados mais precisos. Para o estudo foram selecionados os aços AISI 4340 com diferentes composições microestruturais, o AISI 4130M, API X65, X80 e X100 de aplicação no setor de óleo e gás. Ainda, para entender os limites do modelo, foram estudados o aço inoxidável AISI 304 (microestrutura austenítica) e a liga aeronáutica AA7050-T7451. Os resultados foram comparados com valores extraídos de ensaios normatizados de tenacidade à fratura, conforme ASTM E1820 e executados no Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste, bem como da literatura. Observou-se que o valor de  $J_{IC}$  calculado por indentação tinha forte dependência com o diâmetro do indentador e, para correção, o valor de tenacidade deve

ser multiplicado por um fator  $C = (1/D_i)^{1,18}$  em função do diâmetro a ser utilizado. Além disso, para obtenção da tenacidade à fratura no modo I de carregamento,  $J_{IC}$ , a partir de  $J_{IIC}$  é necessário obter a razão  $\alpha^2 = J_{IIC}/J_{IC}$ , assumida ser constante e igual a 0,35 para todas as ligas metálicas, fato este que não se mostrou verdadeiro. Através do presente trabalho e da literatura foram obtidos valores de  $\alpha^2$  e também sua relação com a dureza dos materiais estudados, com exceção do aço API X100. Assim, foi proposta uma função para estimativa de  $\alpha$  como sendo: (i)  $\alpha = f(HV)$ , com  $R^2 = 0,99$  para os aços ARBL e (ii) mais geral  $\alpha = f(\sigma_y/E)$ , com  $R^2 = 0,97$  para todas as ligas metálicas. Aplicando as correções propostas foi possível obter resultados de  $J_{IC}$  calculados a partir do ensaio de indentação com erros menores que 12,8%.

**Palavras-chave:** Tenacidade à Fratura, Indentação Instrumentada, Taxa de Alívio de Energia de Deformação, Curva J-R, Coalescência de Microvazios.



# Abstract

Hwang, H. F. *Applicability of the Strain Energy Release Rate for Metallic Alloys Fracture Toughness Evaluation by Instrumented Indentation Test*. PhD Thesis - Federal University of Uberlândia, December 2025.

The determination of fracture toughness of ductile metals through the instrumented spherical indentation technique has been an alternative for characterizing in-service components—where sample removal is not possible—due to its semi-destructive nature and cost-effectiveness. Different mathematical models are presented in the literature as indirect estimates of this toughness. Zhang, Wang and Wang (2019b) introduced the first model based on the Energy Release Rate (ERR) concept of fracture mechanics and the ideas of continuum damage mechanics for assessing fracture toughness. The model determines the value of the J-Integral from the loading–unloading cycles of indentation. Like the other methodologies, the ERR methodology—despite being an indirect measure of fracture toughness—has the strongest basis in fracture mechanics and was the methodology chosen to be studied in detail in this work. During the development of studies to verify the applicability and limitations of the ERR methodology, some issues were observed, and thus alterations were proposed to correct the methodology and broaden its applicability and improve result accuracy. For the study, AISI 4340 steels with different microstructural compositions, AISI 4130M, API X65, X80 and X100 used in the oil and gas sector were selected. Additionally, to understand the model’s limits, the austenitic stainless steel AISI 304 and the aerospace alloy AA7050-T7451 were studied. The results were compared with values extracted from standardized fracture toughness tests, following ASTM E1820 and conducted at the Friction and Wear Technology Laboratory, as well as from the literature. It was observed that the  $J_{IIC}$  value calculated by indentation showed a strong dependence on the indenter diameter, and to correct, the fracture toughness value must be multiplied by a factor  $C = (1/D_i)^{1,18}$  depending on the diameter used. Furthermore, to obtain the mode I fracture

toughness,  $J_{IC}$ , from  $J_{IIC}$ , it is necessary to obtain the ratio  $\alpha^2 = J_{IIC}/J_{IC}$ , assumed to be constant and equal to 0.35 for all metal alloys, a fact that did not hold true. Through the present work and the literature, values of  $\alpha^2$  and also its relation to the hardness of the studied materials were obtained, with the exception of API X100 steel. Thus, a function for estimating  $\alpha$  was proposed: (i)  $\alpha = f(HV)$ , with  $R^2 = 0.99$  for HSLA steels and (ii) more generally  $\alpha = f(\sigma_y/E)$ , with  $R^2 = 0.97$  for all metal alloys. Applying the proposed corrections made it possible to obtain  $J_{IC}$  values calculated from indentation tests with errors less than 12.8%.

**Keywords:** Fracture Toughness, Instrumented Indentation, Energy Release Rate, J-R Curve, Micro-void Coalescence.

# Conteúdo

<b>Lista de Figuras</b>	<b>xvii</b>
<b>Lista de Tabelas</b>	<b>xix</b>
<b>Lista de Símbolos</b>	<b>xx</b>
<b>1 Introdução</b>	<b>1</b>
1.1 Justificativas . . . . .	3
1.2 Objetivos . . . . .	4
1.3 Hipóteses da Tese . . . . .	4
<b>2 Revisão Bibliográfica</b>	<b>6</b>
2.1 Modelo de Energia de Indentação . . . . .	7
2.2 Modelo de Energia de Deformação de Indentação (IEF - <i>Indentation Energy to Fracture</i> ) . . . . .	10
2.2.1 Desenvolvimento do Modelo . . . . .	11
2.2.2 Validação da Curva de Tenacidade à Fratura ( $K_{JC}$ ) . . . . .	14
2.2.3 Modificações no Modelo IEF . . . . .	15
2.3 Modelo da Energia Crítica de Indentação . . . . .	19
2.4 Modelos de Tensão e Deformação Crítica de Indentação . . . . .	24
2.4.1 Modelo de Tensão Crítica de Indentação . . . . .	25
2.4.2 Modelo de Deformação Crítica de Indentação . . . . .	28
2.5 Modelo de Dano Dúctil Dependente da Triaxialidade . . . . .	35
2.5.1 Energia de Deformação Específica . . . . .	35
2.5.2 Determinação do Dano Crítico . . . . .	36
2.6 Modelo de Taxa de Liberação de Energia . . . . .	38

2.6.1	Desenvolvimento do Modelo . . . . .	39
2.6.1.1	Análise do Dano . . . . .	39
2.6.1.2	Determinação da Taxa de Alívio de Energia no SIT . . . . .	40
2.7	Modelo para Aços com Comportamento Previsível de Encruamento . . . . .	44
2.7.1	Desenvolvimento do Modelo . . . . .	44
2.7.2	Resultados de Tenacidade à Fratura . . . . .	47
2.8	Modelo da Energia Crítica de Indentação Modificado . . . . .	48
2.8.1	Desenvolvimento do Modelo . . . . .	48
2.8.2	Resultados . . . . .	52
<b>3</b>	<b>Procedimento Experimental</b>	<b>54</b>
3.1	Materiais Utilizados . . . . .	54
3.1.1	Análise de Composição Química . . . . .	55
3.1.2	Análise Microestrutural . . . . .	55
3.2	Ensaio Mecânicos . . . . .	55
3.2.1	Ensaio de Dureza . . . . .	55
3.2.2	Ensaio de Tração . . . . .	56
3.2.3	Ensaio de Tenacidade à Fratura . . . . .	56
3.2.4	Ensaio de Indentação Instrumentada . . . . .	58
<b>4</b>	<b>Resultados e Discussões</b>	<b>60</b>
4.1	Análise de Composição Química . . . . .	60
4.2	Análise Microestrutural . . . . .	61
4.3	Ensaio de Dureza . . . . .	66
4.4	Ensaio de Tração . . . . .	67
4.5	Ensaio de Tenacidade à Fratura - Curva J-R . . . . .	68
4.5.1	Análises Fractográficas . . . . .	70
4.6	Ensaio de Indentação Instrumentada . . . . .	73
4.6.1	Tenacidade à Fratura no Modo II, $J_{IIC-SIT}$ . . . . .	74
4.6.2	Tenacidade à Fratura no Modo I a partir de $J_{IIC-SIT}^*$ . . . . .	81
<b>5</b>	<b>Conclusões</b>	<b>88</b>
<b>6</b>	<b>Trabalhos Futuros</b>	<b>90</b>

*CONTEÚDO*

xiii

**Referências**

**90**

# Lista de Figuras

2.1	Tensão verdadeira <i>vs</i> Profundidade de indentação. Fonte: Haggag et al. (1998).	9
2.2	IEF <i>vs</i> Profundidade de indentação. Fonte: Haggag et al. (1998). . . . .	10
2.3	Triaxialidade de tensão na deformação por indentação com esferas. Modificado de Byun et al. (2000). . . . .	18
2.4	Relação entre deformação de fratura e triaxilidade de tensão. Modificado de Byun et al. (2000). . . . .	19
2.5	Alteração no módulo de elasticidade do material danificado com a profundidade da indentação. Modificado de Lee et al. (2006). . . . .	22
2.6	Relação entre $\ln h$ e $\ln E_D$ para API X70. Modificado de Lee et al. (2006). . . .	23
2.7	Comparação da tenacidade à fratura em ensaios CTOD e ensaios de indentação.	23
2.8	Diagrama esquemático do contato elástico hertziano: a tensão de tração máxima ocorre em $r = a$ . Modificado de Jeon et al. (2017). . . . .	25
2.9	Diagrama esquemático do modelo de cavidade em expansão. Modificado de Jeon et al. (2017). . . . .	26
2.10	Procedimento esquemático para determinar a tenacidade à fratura usando o modelo de tensão de indentação crítica. Modificado de Jeon et al. (2017). . . . .	28
2.11	Procedimento esquemático para avaliação das propriedades de tração usando indentação instrumentada. Modificado de Jeon et al. (2017). . . . .	30
2.12	Relação entre o tamanho da zona plástica crítica calculado a partir dos resultados dos testes de fratura e tração, e resiliência medida pelo teste de indentação. Modificado de Jeon et al. (2017). . . . .	31
2.13	Relação entre a deformação de fratura de engenharia e a deformação uniforme medida pelo ensaio de tração. Modificado de Jeon et al. (2017). . . . .	32
2.14	Procedimento esquemático para determinar a tenacidade à fratura utilizando o modelo de deformação crítica de indentação. Modificado de Jeon et al. (2017).	33

2.15	Diagrama esquemático da inclinação $m$ da curva de carga de indentação. Modificado de Jeon et al. (2017). . . . .	34
2.16	Curvas de Carga $vs$ Profundidade de contato por indentação para seis tipos de aços de trilho de alta resistência. Modificado de Yu et al. (2018). . . . .	37
2.17	Comparação entre (a) tenacidade à fratura determinada a partir de ensaios SENB, $K_{Ic}$ , com a obtida por ensaios de indentação, $K_{ind}$ , e (b) valores normalizados de $K_{Ic}$ e $K_{ind}$ , para seis tipos de aços de trilho de alta resistência. Modificado de Yu et al. (2018). . . . .	38
2.18	Ilustração da curva Carga ( $P$ ) $vs$ Profundidade ( $h$ ) obtida em um ensaio de indentação estática (SIT). Fonte:(ZHANG; WANG; WANG, 2019b). . . . .	39
2.19	Ilustração de um ciclo de teste SIT. Modificado de Zhang, Wang e Wang (2019b). . . . .	40
2.20	Gráfico $A_{eq}-\Pi$ obtido a partir de um ensaio de indentação (SIT). Modificado de Zhang, Wang e Wang (2019b). . . . .	41
2.21	Fluxograma para implementação do modelo ERR a partir da indentação instrumentada (SIT). . . . .	43
2.22	Comparação entre valores de tenacidade obtidos por ensaios convencionais e indentação (a linha tracejada indica um desvio de 10 %). Modificado de Yu et al. (2023). . . . .	48
3.1	Orientações dos CPs de tenacidade de acordo com as geometrias de dutos (a) e chapas (b). . . . .	57
3.2	Corpo de prova tipo C(T). Adaptado de ASTM E1820 (2023). . . . .	57
3.3	Corpo de prova tipo SE(B). Adaptado de ASTM E1820 (2023). . . . .	57
3.4	Equipamento (a) e amostra (b) utilizados nos ensaios de indentação. . . . .	59
4.1	Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4340 (28 HRC). Ataque: Nital 2%. . . . .	62
4.2	Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4340 (32 HRC). Ataque: Nital 2%. . . . .	62
4.3	Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4340 (40 HRC). Ataque: Nital 2%. . . . .	63
4.4	Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4340 (45 HRC). Ataque: Nital 2%. . . . .	63

4.5	Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4130M. Ataque: Nital 2%. . . . .	64
4.6	Microestrutura da seção transversal do aço AISI 304. Ataque: ácido hidroclorídrico (119 ml) + ácido nítrico (12 ml) + água destilada (119 ml). . . . .	64
4.7	Microestrutura da seção transversal do aço API X65. . . . .	65
4.8	Microestrutura da seção transversal do aço API X80. . . . .	65
4.9	Microestrutura da seção transversal do aço API X100. . . . .	66
4.10	Microestrutura da seção transversal do alumínio AA7050-T7451. Modificado de Júnior (2015). . . . .	66
4.11	Exemplos de montagem para ensaios com CPs tipo (a) SE(B) e (b) C(T). . . . .	68
4.12	Exemplo de curvas (a) Carga vs Deslocamento e (b) Curva $J - \Delta a$ , do aço AISI 4130M, CP tipo SE(B), direção C-L e temperatura ambiente. $J_{IC} = 220 kJ/m^2$ . . . . .	68
4.13	CP SE(B) rompido API X100 e esquema representativo das medições das trinças inicial (de fadiga) e final (propagada estavelmente durante o ensaio). . . . .	69
4.14	Fractografia AISI 4340 28HRC (a) e (b). . . . .	71
4.15	Fractografia AISI 4340 32HRC (a) e (b). . . . .	71
4.16	Fractografia AISI 4340 40HRC (a) e (b). . . . .	71
4.17	Fractografia AISI 4340 45HRC (a) e (b). . . . .	72
4.18	Fractografia AISI 4130M (a) e (b). . . . .	72
4.19	Fractografia AISI 304 (a) e (b). . . . .	73
4.20	Fractografia API X100 (a) e (b). . . . .	73
4.21	Indentações no aço AISI 304 com diferentes diâmetros de indentadores ( $D_i$ ), sendo (a) $D_i = 0,5080 \text{ mm}$ , (b) $D_i = 0,7615 \text{ mm}$ e (c) $D_i = 1,5748 \text{ mm}$ . . . . .	74
4.22	Curvas $P_{xh}$ para o aço AISI 4130M e indentadores de diâmetros ( $D_i$ ): (a) 0,508 mm, (b) 0,7615 mm e (c) 1,5748 mm, considerando uma profundidade máxima em cada teste de $0,24 \times D_i$ . . . . .	75
4.23	Curvas $Ux A_{eq}$ do AISI 4130M para diâmetros de indentador ( $D_i$ ): (a) 0,5080 mm, (b) 0,7615 mm e (c) 1,5748 mm. . . . .	77
4.24	Variação de $J_{IIC-SIT}$ com o diâmetro do indentador ( $D_i$ ) para o aço AISI 4130M. . . . .	78
4.25	Valores médios de $J_{IIC-SIT}$ para diferentes diâmetros de indentador. Corrigidos (cor vermelha) e sem correção (cor preta). Material: AISI 4130M. . . . .	79
4.26	(a) Variação de $J_{IIC-SIT}^*$ e (b) $J_{IC-SIT}$ com a dureza considerando $\alpha = 0,35$ . Material: AISI 4340. . . . .	83



4.27	Relação de $J_{IC-SIT}$ e dureza (HV10) dos aços AISI 4340. . . . .	84
4.28	Relação de $\alpha$ e dureza (HV10) dos aços estudados. . . . .	85
4.29	Relação de $\alpha$ e $F$ dos materiais estudados. . . . .	86

# Lista de Tabelas

2.1	Coeficientes nas curvas de tração de aços RPV. Modificado de Byun et al. (2000).	17
2.2	Comparação entre $K_{JIC}(SIT)$ e $K_{JIC}(CT)$ . Modificado de Zhang, Wang e Wang (2019b).	44
2.3	Comparação de $K_{ICM}$ com $K_{ICP}$ e $K_{ICT}$ .	52
3.1	Material de Origem dos CPs de Tenacidade.	56
3.2	Tipos de CPs de Tenacidade à Fratura	58
4.1	Composição química dos aços estudados (% em peso).	60
4.2	Composição química do alumínio AA7050-T7451 (% em peso). Modificado de Júnior (2015).	60
4.3	Limites, em porcentagem, dos elementos de liga dos aços AISI 4340, AISI 4130 e AISI 304 de acordo com Metals Handbook (1990).	61
4.4	Limites máximos, em porcentagem, dos elementos de liga dos aços API X65, API X80 e API X100 (API Specification 5L (2013)).	61
4.5	Dureza HV10 dos materiais estudados. Média e desvio padrão ( $s$ ).	67
4.6	Propriedades de tração dos materiais estudados.	67
4.7	Resultados de ensaios convencionais de tenacidade à fratura (média e desvio padrão " $s$ ").	70
4.8	Parâmetros do modelo ERR para cálculo de $J_{IIC-SIT}$ para $D_i = 0,5080 \text{ mm}$ .	76
4.9	Parâmetros do modelo ERR para cálculo de $J_{IIC-SIT}$ para $D_i = 0,7615 \text{ mm}$ .	76
4.10	Parâmetros do modelo ERR para cálculo de $J_{IIC-SIT}$ para $D_i = 1,5748 \text{ mm}$ .	76
4.11	Valores médios de $J_{IIC-SIT}$ em função do diâmetro do indetador ( $D_i$ ) para o aço AISI 4130M.	77
4.12	Valores de $A$ e $b$ da correlação $J_{IIC-SIT} = A(D_i)^b$ em função do material e sua dureza Vickers.	78

4.13	Valores de $J_{IIC-SIT}$ corrigidos com $C = (1/Di)^{1,18}$ . . . . .	80
4.14	Valores de $\alpha$ para alguns aços coletados da literatura por Novak (2002). . . . .	82
4.15	Valores de $\alpha$ dos materiais estudados. . . . .	84
4.16	Valores de $F$ dos materiais estudados. . . . .	85
4.17	Comparativo entre valores médios de $J_{IC-SIT*}(J/mm^2)$ considerando $\alpha = 0,35$ e $\alpha$ calculado para cada material estudado. . . . .	86

# Lista de Símbolos

## Abreviações

<i>ABI</i>	<i>Automated Ball Indentation</i>
<i>AISI</i>	<i>American Iron and Steel Institute</i>
<i>API</i>	<i>American Petroleum Institute</i>
<i>ARBL</i>	Alta Resistência e Baixa Liga
<i>C(T)</i>	<i>Compact Tension</i>
<i>CDM</i>	<i>Continuum Damage Mechanics</i>
<i>CIE</i>	<i>Critical Indentation Energy</i>
<i>CP</i>	Corpo de Prova
<i>CTOD</i>	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
<i>ERR</i>	<i>Energy Release Rate</i>
<i>FEA</i>	<i>Finite Element Analysis</i>
<i>FEMEC</i>	Faculdade de Engenharia Mecânica
<i>FIM</i>	<i>Field Indentation Microprobe</i>
<i>HRC</i>	<i>Rockwell Hardness C</i>
<i>HSLA</i>	<i>High Strength Low Alloy</i>
<i>HV10</i>	Dureza Vickers para carga de 10 kgf
<i>IEF</i>	<i>Indentation Energy to Fracture</i>
<i>JCGM</i>	<i>Joint Committee for Guides in Metrology</i>
<i>LVDT</i>	Sensor de deslocamento - <i>Linear Variable Differential Transformer</i>
<i>MEV</i>	Microscópio Eletrônico de Varredura
<i>MF</i>	<i>Microstructural Fracture</i>
<i>RPV</i>	<i>Reactor Pressure Vessels</i>
<i>SE(B)</i>	<i>Single Edge Bend</i>
<i>SIT</i>	<i>Spherical Indentation Test</i>

*UFU* Universidade Federal de Uberlândia

*UTS* *Ultimate Tensile Strength*

### Constantes e Variáveis

$\alpha$	Coeficiente de relação entre $K_{IIC}$ e $K_{IC}$	[—]
$\nu$	Coeficiente de Poisson	[—]
$\sigma_{esc}$	Limite de Escoamento	[MPa]
$\sigma_{res}$	Limite de Resistência	[MPa]
$a_0$	Comprimento da trinca do corpo de prova ASTM E1820	[mm]
$A_{eq}$	Área equivalente efetivamente fraturada	[mm <sup>2</sup> ]
$B$	Largura do corpo de prova ASTM E1820	[mm]
$B_N$	Largura do CP ASTM E1820 após usinagem dos entalhes laterais	[mm]
$C$	Fator de correção para o diâmetro do indentedor $D_i$	[(mm/mm) <sup>1,18</sup> ]
$D_i$	Diâmetro do indentedor	[mm]
$E$	Módulo de Elasticidade	[GPa]
$h_{max}$	Profundidade máxima de indentação	[mm]
$J_Q$	Valor da integral J para $\Delta a$ de 0,2 mm a ser qualificado como $J_{IC}$	[kJ/m <sup>2</sup> ]
$J_{IC-SIT}$	J crítico no Modo I obtido através do ensaio de indentação	[kJ/m <sup>2</sup> ]
$J_{IC}$	J crítico no Modo I (tração)	[kJ/m <sup>2</sup> ]
$J_{IIC-SIT^*}$	J crítico no Modo II obtido através do ensaio de indentação corrigido em relação ao diâmetro do indentedor	[kJ/m <sup>2</sup> ]
$J_{IIC-SIT}$	J crítico no Modo II obtido através do ensaio de indentação	[kJ/m <sup>2</sup> ]
$J_{IIC}$	J crítico no Modo II (cisalhamento)	[kJ/m <sup>2</sup> ]
$K_{IIC}$	Tenacidade à fratura calculada a partir de J crítico no Modo I	[MPa√m]
$n$	Expoente de encruamento	[—]
$P_i$	Carga durante a indentação	[N]
$P_{max}$	Carga máxima de indentação	[N]
$R^2$	Coeficiente de determinação	[—]
$U$	Energia de deformação liberada no processo de geração de trinca	[N.mm]
$W$	Altura do corpo de prova ASTM E1820	[mm]

# Capítulo 1

## Introdução

A tenacidade à fratura é um parâmetro importante que avalia o comportamento de materiais na presença de defeitos semelhantes a trincas, tornando-se uma ferramenta essencial para avaliação da integridade estrutural de componentes de engenharia. Conforme apresentado por Zhu e Joyce (2012) este comportamento está fundamentalmente ligado aos micromecanismos de fratura categorizados como dúcteis ou frágeis. Segundo normas internacionais (ASTM, BS, ISO e outras), a tenacidade à fratura é avaliada por um dos seguintes parâmetros: taxa de liberação de deformação ( $G$ ), fator de intensidade de tensão ( $K$ ), deslocamento de abertura da ponta da trinca (CTOD -  $\delta$ ) e Integral- $J$  ( $J$ ).

É amplamente compreendido que o comportamento instável de trincas leva à sua rápida propagação e pode se manifestar tanto por coalescimento de micro vazios quanto por clivagem, sendo caracterizado por um dos parâmetros críticos de tenacidade à fratura  $G_C$ ,  $K_{IC}$ ,  $J_C$  ou  $\delta_C$ . Macroscopicamente, corpos de prova com comportamento instável de trincas apresentam um ponto bem definido de iniciação da trinca, identificado por uma queda súbita de carga e fornecendo um valor específico da tenacidade à fratura.

Por outro lado, o comportamento da fratura dúctil, caracterizado pela propagação lenta e estável da trinca devido ao surgimento e coalescimento de micro vazios, absorve mais energia e, como consequência, apresenta valores mais altos dos parâmetros de tenacidade à fratura. Macroscopicamente este modo envolve um processo contínuo de fratura dúctil e para sua caracterização, requer uma curva de resistência ao crescimento da trinca, conhecida como curva- $R$ . O início desse processo é caracterizado, por exemplo, pelo valor  $J_{IC}$  para obtenção de parâmetros de tenacidade à fratura correspondentes ao material. No entanto, para realizar esses ensaios de acordo com as normas existentes são necessárias dimensões e geometrias específicas das

amostras, muitas vezes exigindo um volume substancial de material para validação e do uso de dispositivos avançados, garras e geração de pré-trinca de fadiga (além de serem ensaios destrutivos, demandando remoção de amostras do próprio componente ou de amostras sobressalentes o que pode não ser possível).

Embora apresentem limitações, as metodologias indiretas para avaliar propriedades mecânicas de tenacidade à fratura podem ser a única opção em situações onde a disponibilidade de materiais é reduzida a pequenas amostras retiradas de componentes em serviço, ou ainda, quando há necessidade de medições realizadas diretamente no próprio componente. Essas limitações foram apontadas por Kumar et al. (2016) como: (i) aplicabilidade a determinadas classes de metais, (ii) os dados obtidos serem diferentes da propriedade desejada, e (iii) não ser possível traduzir possíveis anisotropias presentes no material. Nessas situações, o Teste de Indentação Esférica Instrumentada (*SIT - Spherical Indentation Test*) surge como uma abordagem bastante atraente para determinar as propriedades mecânicas de materiais de engenharia, caracterizado pela sua natureza semi-destrutiva e seu custo-benefício.

A avaliação da tenacidade à fratura em ligas metálicas dúcteis com a utilização do *SIT* teve um avanço significativo com a introdução do conceito de Energia de Indentação para Fratura (IEF) apresentado por Haggag et al. (1998) e Byun, Kim e Hong (1998), Byun et al. (2000). Posteriormente, pesquisadores como Lee et al. (2006), Li et al. (2016), Jeon et al. (2017), Zhang, Wang e Wang (2019b), Li et al. (2022) e Yu et al. (2023) propuseram modelos inovadores visando aprimorar sua precisão. Foram aplicados os princípios de mecânica do dano contínuo e estabelecer correlações com resultados da norma ASTM E1820 (2023).

Em ensaios em corpos de prova trincados e sob carregamentos externos surgem campos de tensão e deformação altamente concentrados à frente da ponta da trinca, cuja concentração depende do nível de restrição plástica (HAGGAG et al., 1998; BYUN; KIM; HONG, 1998). Segundo Lee et al. (2006) os SITs também geram um campo de deformação fortemente concentrado próximo à interface de contato entre a esfera e material (asas a  $40^\circ$  -  $60^\circ$ , *wings-region*). Este campo de tensão assemelha-se ao encontrado em corpos de prova trincados, como por exemplo, os do tipo CT (*compact tension*). No entanto, conforme observado por Zhang, Wang e Wang (2019a), nos SITs ele é compressivo, e a natureza do campo de tensão/deformação influencia o micromecanismo de falha, determinando sua ocorrência sob condições compressivas ou trativas. Essa consideração é bastante importante, uma vez que, no SIT, a estimativa da tenacidade à fratura é realizada no modo II (cisalhante no plano) em vez do modo I (tratativo). Ou

seja, nos ensaios SIT o valor de tenacidade à fratura obtido corresponde aquela no modo II e para correlacionar com o valor de tenacidade obtido seguindo a norma ASTM E1820 (2023) é necessário considerar a relação entre os modos de fratura I e II, ou seja,  $J_{IIC}/J_{IC} = \alpha^2$ .

Zhang, Wang e Wang (2019b) introduziram o primeiro modelo baseado na Taxa de Liberação de Energia (*ERR - Energy Release Rate*) e os conceitos de mecânica do dano contínuo para avaliação da tenacidade à fratura. O modelo ERR determina o valor da integral- $J$  a partir de ciclos carga-descarga utilizando corpos de prova (CPs) sem entalhe. Com base nesses resultados promissores, este trabalho apresenta a análise da aplicabilidade do modelo ERR para a estimativa da tenacidade à fratura de aços estruturais da indústria de petróleo e gás. Seu foco específico, mas não limitado, foi a aplicação do SIT e caracterização de aços ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga, ou do inglês, *HSLA - High Strength Low Alloy*.

Entretanto o modelo parte de algumas considerações e limitações que foram estudadas em detalhes, propondo alterações ao modelo para tornar sua aplicação mais geral e assim se obter resultados mais precisos. Essas discussões são o cerne deste trabalho.

## 1.1 Justificativas

Estimar tenacidade à fratura usando métodos experimentais e corpos de prova normatizados, tais como a geometria flexão em três pontos, SE(B), ou compacto em tração C(T) pode ser uma tarefa dispendiosa. Eles exigem dimensões específicas e procedimentos de ensaios complexos para validar os valores medidos, tornando difícil ou impossível a avaliação da tenacidade à fratura de regiões de pequeno volume (por exemplo, zonas de solda) ou a estruturas industriais em serviço devido aos requisitos dos procedimentos de ensaio e à natureza destrutiva dos mesmos. Assim, métodos de ensaios indiretos e não destrutivos têm sido desenvolvidos e avaliados. A indentação instrumentada é uma técnica alternativa e atraente em relação aos ensaios destrutivos convencionais. Este tipo de ensaio pode ser aplicado em regiões de pequeno volume e estruturas em serviço devido a sua natureza localizada e geralmente não destrutiva, não removendo nenhum material da superfície de teste. A técnica de indentação esférica instrumentada pode ser empregada para aplicações que envolvem avaliação *in situ* de propriedades mecânicas de componentes em serviço em diversas áreas (por exemplo: nuclear, química, aeroespacial e de defesa) sem afetar significativamente sua integridade estrutural. Portanto, poderia ser utilizada sem a tão onerosa parada de equipamentos em indústrias. Além disso, determinar a tenaci-



dade à fratura *in situ* é importante em materiais onde não se tem conhecimento prévio de suas propriedades, a fim de avaliar sua integridade estrutural.

## 1.2 Objetivos

O presente trabalho tem como objetivo o estudo da aplicabilidade, limitação e aperfeiçoamento de uma metodologia para determinar a tenacidade à fratura de ligas metálicas dúcteis, visando principalmente aços de alta resistência e baixa liga utilizando a indentação esférica instrumentada. Os objetivos específicos são:

- Conhecer os modelos matemáticos já existentes na literatura;
- Escolher o modelo possivelmente mais promissor;
- Propor modificações no modelo, caso necessário;
- Avaliar sua aplicabilidade para aços ARBL e outras ligas de engenharia;
- Validar a aplicabilidade e limitações do modelo comparando os resultados com ensaios convencionais de tenacidade à fratura obtidos conforma a norma ASTM E1820 (2023);

## 1.3 Hipóteses da Tese

Como é de conhecimento geral a Hipótese é uma proposição admitida – independentemente do fato de ser falsa ou verdadeira – como princípio a partir do qual se pode deduzir um determinado conjunto de consequências, suposições ou conjecturas. Esta pesquisa de doutorado se apoia em algumas hipóteses, sugeridas pelos autores que constam na revisão bibliográfica deste trabalho.

A primeira hipótese pressupõe que é possível desenvolver uma metodologia sistematizada para determinação de tenacidade à fratura para ligas metálicas, em especial para aços ARBL utilizando indentação esférica instrumentada. Apesar de se tratar de um teste que utiliza cargas compressivas e a propriedade que se deseja quantificar relaciona-se à propagação de trincas sob cargas trativas, acredita-se que a resposta do material ao ensaio possa fornecer indícios dessa propriedade. Modelos matemáticos de indentação para determinação do limite de escoamento, limite de resistência, expoente e coeficiente de encruamento – que são propriedades obtidas

nos ensaios de tração – já foram validados na literatura. Inclusive já existem equipamentos comerciais que fazem medições em campo e em bancada.

Outra hipótese colocada é que, de alguma forma, é possível relacionar o modo de fratura (ou dano) da indentação com a tenacidade à fratura do material. Assim, outra relação entre os ensaios de tenacidade e indentação seria encontrada. O desenvolvimento da metodologia de indentação e a sua experimentação por meio de ensaios sistematizados propõe demonstrar que as hipóteses sugeridas são verdadeiras, e a sua satisfação representa uma contribuição ou avanço no estado da arte.

## Capítulo 2

### Revisão Bibliográfica

O ensaio de Indentação Esférica Instrumentada (ou *SIT - Spherical Indentation Test*) tem se mostrado um dos substitutos mais promissores para o ensaio de tração uniaxial padrão. Ele tem a vantagem de expressar o incremento da deformação efetiva em função do aumento da profundidade de indentação (LI et al., 2016). As conquistas do SIT foram resumidas nas normas ISO 14577 (2015) e ISO/TR 29381 (2008) que detalham as metodologias de indentação instrumentada e os cálculos de propriedades de tração respectivamente, ambos aplicados à materiais metálicos.

Três métodos analíticos foram introduzidos para interpretar os resultados dos ciclos de carregamento-descarregamento do SIT. Primeiramente o método representativo de tensão vs deformação foi apresentado por Ahn e Kwon (2001) e Kim et al. (2006). Posteriormente Bhattacharya e Nix (1988) apresentaram a metodologia de análise inversa utilizando elementos finitos (FEA) e finalmente Tyulyukovskiy e Huber (2006) e Klötzer et al. (2006) apresentaram o método de redes neurais.

O método convencional de tensão-deformação representativa que ajustou os pontos de tensão-deformação da indentação à função da lei de potência de Hollomon pode induzir um grande erro na tensão de escoamento, pois as deformações representativas são muito maiores do que as do limite de escoamento.

Na década de 80, Fahmy M. Haggag e co-autores publicaram uma série de trabalhos sobre ensaios de dureza instrumentada utilizando um aparelho constituído por uma microsonda *Field Indentation Microprobe* (FIM). Com este aparato era possível avaliar a integridade de estruturas metálicas pela determinação de algumas propriedades mecânicas. Grandes avanços foram obtidos para a determinação dos parâmetros de resistência como a tensão limite de escoamento,

expoente de encruamento, curva tensão – deformação verdadeiras dentro do regime plástico, entre outros. Os modelos apresentados se mostraram capazes de produzir resultados similares aos obtidos em ensaios de tração. A seguir será apresentada, em ordem cronológica, uma revisão de algumas das metodologias envolvendo indentação esférica instrumentada desenvolvidas a partir da década de 80.

## 2.1 Modelo de Energia de Indentação

Com relação a avaliação da tenacidade à fratura em metais dúcteis, Haggag et al. (1989) apresentaram um modelo baseado no trabalho de Ritchie, Server e Wullaert (1979) - Eq. (2.1). Resultados animadores foram obtidos para alguns aços e soldas, porém o modelo mostrou-se bastante dificultoso de ser amplamente aplicado para metais devido às limitações em função das incertezas associadas a dois parâmetros ( $\epsilon_f^*$  e  $l_0$ ) - necessários para determinação de  $K_{JIC}$ .

$$K_{JIC} = \text{constante} (\epsilon_f^* \cdot l_0 \cdot E \cdot \sigma_y)^{0.5} \quad (2.1)$$

onde  $\epsilon_f^*$  é a deformação crítica na fratura e  $l_0$  é a distância característica a frente de uma trinca na qual a deformação deve exceder  $\epsilon_f^*$ .  $E$  é o módulo elástico de elasticidade e  $\sigma_y$  a tensão de escoamento.

Em 1998, Haggag et al. (1998) apresentaram um modelo baseado na energia de indentação que pode resumidamente ser apresentado como:

$$W_{IEF} = \int_0^{h_{crit}} P_m dh \quad (2.2)$$

onde  $P_m$  é a pressão média de contato:

$$P_m = \frac{P}{\pi a^2} \quad (2.3)$$

e  $P$  a força de indentação,  $a$  o raio de contato e  $h$  e  $h_{crit}$  são a profundidade e seu valor crítico. A energia necessária para a formação de uma trinca por unidade de área é dada por:

$$W_F = W_0 + W_T \quad (2.4)$$

$W_0$  é obtida a partir da energia de superfície e propriedades elásticas do material e muitas vezes é considerada ser independente da temperatura, enquanto  $W_T$  é determinado a partir das

propriedades plásticas e possui dependência com a temperatura. Para metais dúcteis  $W_T$  é muito maior que  $W_0$ . Portanto, a Eq. (2.4) resume em:

$$W_F \approx W_0 = W_{IEF} \quad (2.5)$$

A partir da equação de Griffith:

$$K_{IC} = \sqrt{2EW_F} \quad (2.6)$$

A análise se inicia pela determinação da tensão verdadeira  $\sigma_t$ , Eq. (2.7) e deformação plástica  $\varepsilon_p$ , Eq. (2.8):

$$\sigma_t = \frac{P}{\pi a^2 \psi} \quad (2.7)$$

$$\varepsilon_p = 0,2 \cdot \frac{a}{R} \quad (2.8)$$

onde  $\psi$  é o fator que governa a indentação, variando entre 1,1 até 2,87 dependendo do desenvolvimento da zona plástica abaixo da superfície da esfera, e  $R$  é o raio do indentador esférico. Para a solução um processo iterativo deve ser desenvolvido.

$$\psi = \begin{cases} 1.12 & \varphi \leq 1 \\ 1.12 + 0.53 \ln \varphi & 1 < \varphi \leq 27 \\ 2.87 & \varphi > 27 \end{cases} \quad (2.9)$$

$$\varphi = \frac{\varepsilon_p E_{ind}}{0,43 \sigma} \quad (2.10)$$

Apesar de o conceito da energia de indentação na fratura, IEF (consequentemente a definição  $W_{IEF}$ ) ser puramente empírica, tem sido amplamente utilizada. Para determinação de  $h_{crit}$ , Haggag partiu de experimentos com aços carbono e aços ferríticos, baseado na tensão/deformação na fratura, obtendo o valor de  $h_{crit}$  quando a deformação plástica atingia 12 % (ou quando tensão verdadeira atingisse a metade da tensão de crítica de fratura). Neste caso, o valor da tensão foi de 800 MPa conforme pode ser observado na Fig. 2.1. Assim:

$$P = Sh ; d = 2(Dh - h^2)^{0,5} \quad (2.11)$$

$$IEF = \frac{s}{\pi} \ln \left( \frac{D}{D - h_f} \right) \quad (2.12)$$

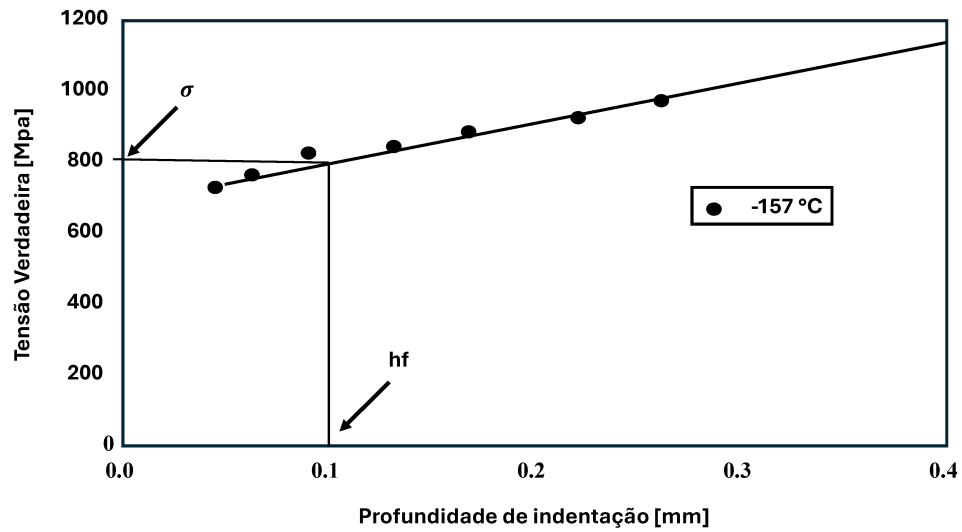


Figura 2.1: Tensão verdadeira vs Profundidade de indentação. Fonte: Haggag et al. (1998).

Com o valor da profundidade crítica é encontrada a energia de indentação na fratura através da Figura 2.2 abaixo.

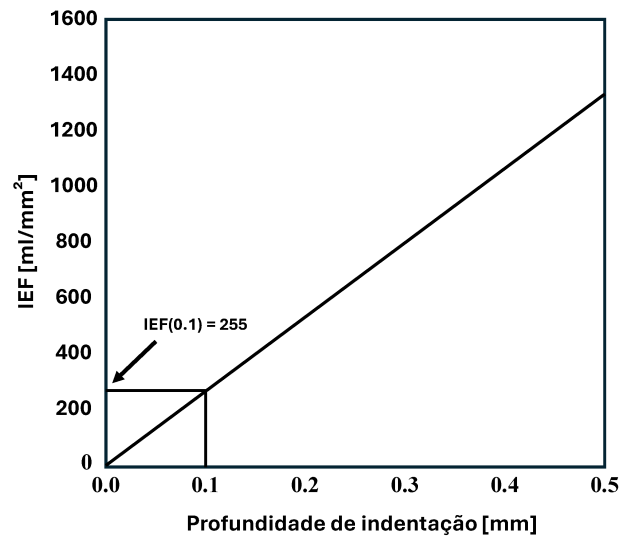


Figura 2.2: IEF vs Profundidade de indentação. Fonte: Haggag et al. (1998).

O método de tenacidade de Haggag et al. (1998) depende de um julgamento empírico da profundidade crítica de indentação, tornando sua eficácia altamente dependente do material e carente de uma base mecanicista.

Após o modelo de Haggag, outros modelos foram apresentados por Murty et al. (1998), Byun, Kim e Hong (1998) e Lee et al. (2006) para determinação de  $h_{crit}$  e da tenacidade à fratura, e que serão apresentados a seguir.

## 2.2 Modelo de Energia de Deformação de Indentação (IEF - *Indentation Energy to Fracture*)

No mesmo ano, Byun, Kim e Hong (1998) apresentaram um modelo teórico para determinação da tenacidade à fratura de aços ferríticos aplicados em vasos de pressão de reatores (*RPV - Reactor Pressure Vessels*) na região de transição dúctil – frágil. Foram utilizados dados obtidos com a metodologia desenvolvida por Haggag et al. (1989) apresentada acima, denominada de ABI (*Automated Ball Indentation*). Assim, um modelo teórico foi proposto baseado no conceito de que a energia de deformação de indentação (*IEF - Indentation Energy to Fracture*) quando normalizada pela área de contato, pode ser diretamente correlacionada com a energia de fratura do material. A justificativa para esta analogia baseia-se na análise do estado de tensão gerado

durante os dois processos.

Durante a indentação de um material com uma esfera rígida, o material imediatamente abaixo do indentador é submetido a um campo de tensões predominantemente compressivas. No entanto, o volume deformado é pequeno e está cercado por um grande volume de material não deformado. Essa configuração impõe uma alta restrição à deformação plástica, resultando em um estado triaxial de tensão. De forma análoga, a região à frente da ponta de uma trinca, submetida a um carregamento em modo I, também resulta na triaxialidade.

### 2.2.1 Desenvolvimento do Modelo

O desenvolvimento matemático do modelo é estruturado para quantificar a energia de indentação, definir um critério para um evento de fratura hipotético e, finalmente, relacionar essa energia à tenacidade à fratura,  $K_{JC}$ .

#### Definição da Energia de Indentação até a Fratura (IEF)

O ponto de partida do modelo é a definição da "Energia de Indentação até a Fratura" ( $W_{IEF}$ ), que representa a energia de deformação por indentação por unidade de área de contato, integrada até um ponto crítico que corresponde a um evento de fratura imaginário. A definição formal é dada por:

$$W_{IEF} = \frac{4}{\pi d_f^2} \int_0^{h_f} P dh \quad (2.13)$$

onde  $P$  é a carga de indentação aplicada,  $h$  é a profundidade de indentação, e os subscritos  $f$  denotam os valores críticos no ponto de fratura:  $h_f$  é a profundidade crítica e  $d_f$  é o diâmetro cordal crítico da impressão.

Para os aços de vasos de pressão de reator (RPV), os autores observam que a curva carga-profundidade ( $P - h$ ) é aproximadamente linear, podendo ser descrita por  $P = Sh$ , onde  $S$  é a inclinação da curva. Essa simplificação permite a integração analítica da Equação (2.13), resultando em uma expressão mais direta para a IEF:

$$W_{IEF} = \frac{2}{\pi S} \left( \frac{P_f}{d_f} \right)^2 \quad (2.14)$$

Nesta forma, a IEF depende da inclinação da curva  $P - h$  e dos valores críticos de carga ( $P_f$ ) e diâmetro ( $d_f$ ).



## O Critério de Fratura Imaginária

Uma vez que o ensaio de indentação em aços dúcteis não causa fratura, é necessário estabelecer um critério teórico para definir o ponto crítico  $(P_f, d_f, h_f)$ . Os autores postulam que um evento de "fratura imaginária" ocorre quando a pressão máxima de contato sob o indentador,  $p_{max}$ , atinge a tensão de fratura por clivagem do material,  $\sigma_f$ . O critério é, portanto, expresso como:

$$p_{max} = \sigma_f \quad (2.15)$$

A pressão máxima de contato ( $p_{max}$ ) está relacionada à pressão média de contato ( $p_m^f$ ) por meio de um fator de distribuição de pressão,  $\mu$ , que depende da geometria do contato e do estado de deformação. Assim, a Equação (2.15) pode ser reescrita como:

$$p_{max} = \mu p_m^f = \sigma_f \quad (2.16)$$

Este critério teórico cria uma ponte conceitual entre a mecânica de contato (pressão de indentação) e a mecânica da fratura (tensão de fratura por clivagem), permitindo que um ponto específico e reprodutível na curva de indentação seja associado a um evento físico discreto.

## Incorporação da Lei de Meyer para Determinar os Parâmetros Críticos

Para determinar os valores de  $P_f$  e  $d_f$  correspondentes ao critério de fratura, o modelo incorpora a Lei de Meyer, uma relação empírica que descreve a relação entre a carga de indentação e o diâmetro da impressão. A lei é dada por:

$$\frac{P_f}{d_f^2} = A \left( \frac{d_f}{D} \right)^{m-2} \quad (2.17)$$

onde  $A$  é um parâmetro do material relacionado ao escoamento,  $m$  é o índice de Meyer (relacionado ao expoente de encruamento), e  $D$  é o diâmetro do indentador.

Combinando a definição de pressão média de contato no ponto crítico,  $p_m^f = 4P_f/(\pi d_f^2)$ , com a Lei de Meyer - Equação (2.17), é possível derivar expressões para o diâmetro crítico ( $d_f$ ) e a carga crítica ( $P_f$ ) em função da pressão média crítica ( $p_m^f$ ) e dos parâmetros do material:

$$d_f = D \left( \frac{\pi p_m^f}{4A} \right)^{1/(m-2)} \quad (2.18)$$

$$P_f = AD^2 \left( \frac{\pi p_m^f}{4A} \right)^{m/(m-2)} \quad (2.19)$$

Essas equações permitem calcular os parâmetros geométricos e de carga no ponto de fratura imaginária, uma vez que a pressão média crítica seja conhecida.

### **Relação entre IEF, Energia de Fratura e Tenacidade à Fratura ( $K_{JC}$ )**

Com as expressões para  $P_f$  e  $d_f$ , os autores substituem as Equações (2.18) e (2.19) na Equação (2.14) para obter uma expressão para a IEF em função de parâmetros mensuráveis do ensaio ABI e da tensão de fratura,  $\sigma_f$  (lembrando que  $\sigma_f = \mu p_m^f$ ):

$$W_{IEF} = \frac{2A^2 D^2}{\pi S} \left( \frac{\pi \sigma_f}{4\mu A} \right)^{(2m-2)/(m-2)} \quad (2.20)$$

O passo seguinte é relacionar a IEF com a energia de fratura total por unidade de área,  $W_f$ . A energia de fratura é decomposta em dois componentes: um termo independente da temperatura,  $W_0$ , que representa a energia do patamar inferior (associada à criação de novas superfícies de fratura e energia elástica), e um termo dependente da temperatura,  $W_T$ , associado à deformação elasto-plástica na zona de processo de fratura:

$$W_f = W_0 + W_T \quad (2.21)$$

O modelo então introduz sua segunda suposição: a energia de indentação até a fratura ( $W_{IEF}$ ), que por definição captura a energia de deformação elasto-plástica, é considerada idêntica ao componente da energia de fratura que depende da temperatura,  $W_T$ . Portanto,  $W_T = W_{IEF}$ .

Para relacionar a energia de fratura,  $W_f$ , com a tenacidade à fratura,  $K_{JC}$ , o modelo utiliza a teoria de Griffith, conforme descrito por Anderson (2005), que estabelece a seguinte relação para condições de deformação plana:

$$W_f = \frac{K_{IC}^2}{2E} \quad (2.22)$$

onde  $E$  é o Módulo de Young. O termo de energia do patamar inferior,  $W_0$ , é determinado a partir do valor de  $K_{JC}$  no patamar inferior da curva de transição, que é definido pela curva mestra da ASTM para aços ferríticos. A curva mestra é expressa como:

$$K_{JC}(med) = 30 + 70e^{0.019(T-T_0)} \quad (2.23)$$

O valor do patamar inferior é  $K_{JC} = 30 \text{ MPa}\sqrt{m}$ . Usando a Equação (2.22) com  $E = 210 \text{ GPa}$ , calcula-se  $W_0 = 2143 \text{ J/m}^2$ .

### Equação Final para o Cálculo da Tensão de Fratura

O conjunto de equações desenvolvido permite um processo de duas etapas. Primeiro, o modelo pode ser "calibrado" para um material específico. Reorganizando as equações, obtém-se uma expressão para calcular a tensão de fratura,  $\sigma_f$ , a partir de dados conhecidos de  $K_{JC}$  em baixas temperaturas (onde a fratura é por clivagem e a tensão de fratura é considerada constante) e de dados do ensaio ABI ( $A, S, m, D$ ):

$$\sigma_f = \mu p_m^f = \frac{4\mu A}{\pi} \left[ \frac{\pi S(W_f - W_0)}{2A^2 D^2} \right]^{(m-2)/(2m-2)} \quad (2.24)$$

Nesta etapa,  $W_f$  é calculado a partir de valores experimentais de  $K_{JC}$  usando a Equação (2.22). Uma vez que  $\sigma_f$  é determinado e tratado como uma constante do material, o modelo pode ser usado de forma preditiva: para qualquer temperatura na região de transição, mede-se os parâmetros do ensaio ABI ( $A$  e  $S$ , que são dependentes da temperatura), e usa-se a Equação (2.20) para calcular  $W_{IEF}(=W_T)$ . Em seguida, calcula-se a energia de fratura total  $W_f = W_0 + W_{IEF}$  e, finalmente, estima-se a tenacidade à fratura  $K_{JC}$  usando a Equação (2.22). Este procedimento de calibração-predição é o que confere aplicabilidade prática ao modelo.

### 2.2.2 Validação da Curva de Tenacidade à Fratura ( $K_{JC}$ )

A validação do modelo consistiu em utilizar os valores de  $\sigma_f$  calibrados para prever a curva de transição completa de  $K_{JC}$  em função da temperatura e comparar essas previsões com dados experimentais e com a curva mestra da ASTM. Os resultados demonstram que a maioria dos dados de  $K_{JC}$  estimados pelo modelo se encontra dentro dos limites de 5% e 95% de probabilidade de fratura da curva mestra da ASTM.

Uma análise quantitativa mais rigorosa foi realizada ao ajustar os dados estimados à forma funcional da curva mestra,  $K_{JC}(T) = 30 + 70e^{q(T-T_0)}$ . O parâmetro  $q$  determina a forma da curva de transição. O valor médio de  $q$  obtido a partir dos dados estimados pelo modelo foi de 0.0194, um valor próximo ao coeficiente padrão da curva mestra da ASTM, que é 0.019. Adicionalmente, a temperatura de referência  $T_0$  obtida pelo modelo mostrou uma boa correlação linear com a temperatura de transição do ensaio de impacto Charpy,  $T_{41J}$ , outra métrica padrão

para caracterizar a transição dúctil-frágil.

### 2.2.3 Modificações no Modelo IEF

Byun et al. (2000) propuseram alterações ao modelo de IEF Byun, Kim e Hong (1998), possibilitando a obtenção da tenacidade à fratura a partir de ABI e dados do ensaio de tração. A contribuição central reside no desenvolvimento de uma função preditiva para a tensão de fratura que depende das propriedades de escoamento do material e da triaxialidade da tensão na região de fratura. Todo o desenvolvimento é similar ao trabalho anterior, sendo que a equação de Griffith para um estado plano de deformação:

$$W_F = \frac{K_{JC}^2}{2E/(1-\nu^2)} \quad (2.25)$$

Sendo  $K_{JC}$  dado pela expressão:

$$K_{JC} = \left[ \frac{2E}{1-\nu^2} \left( W_0 + \frac{2A^2 D^2}{\pi S} \left( \frac{\pi p_m^f}{4A} \right)^{\frac{2m-2}{m-2}} \right) \right]^{1/2} \quad (2.26)$$

$A$  e  $S$  são conhecidos a partir do ABI e  $m$  do ensaio de tração, sendo  $m = n + 2$ , onde  $n$  é o expoente de encruamento da equação de Hollomon e que a variação com a temperatura do módulo de elasticidade  $E=207000- 57T$  [MPa]. Como no patamar inferior  $K_0 = 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$ ,  $E=210 \text{ GPa}$ ,  $\nu = 0,28$  e  $W_{IEF} = 0$  e  $W_0=1975 \text{ J/m}^2$ .

### Tensão de Fratura e a sua Dependência com a Triaxialidade de Tensões

A triaxialidade da tensão é geralmente definida como a razão entre a tensão média  $\sigma_m$  e a tensão equivalente de von Mises  $\sigma_{eq}$ :

$$t = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \quad (2.27)$$

Para um estado de deformação em tração uniaxial, tem-se:

$$\epsilon_{33} = -2\epsilon_{11} = -2\epsilon_{22} \quad (2.28)$$

A deformação equivalente, baseada em von Mises, é:

$$\varepsilon_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})^2 + (\varepsilon_{22} - \varepsilon_{33})^2 + (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11})^2} = \varepsilon_{33} \quad (2.29)$$

Assumindo simetria no plano ortogonal:

$$\sigma_{11} = \sigma_{22} \quad (2.30)$$

A tensão equivalente de von Mises nesse caso é:

$$\sigma_{eq} = \sigma_{33} - \sigma_{11} = \sigma_{33} - \sigma_{22} \quad (2.31)$$

A tensão média é definida como:

$$\sigma_m = \sigma_{33} - \frac{2}{3} \sigma_{eq} \quad (2.32)$$

Dessa forma, a triaxialidade de fratura  $t_f$  é definida como:

$$t_f = \frac{\sigma_f}{\sigma_{eq}^f} - \frac{2}{3} \quad (2.33)$$

Onde  $\sigma_f$  é a tensão de fratura, e  $\sigma_{eq}^f$  a tensão equivalente no instante da fratura, dada pela lei de encruamento:

$$\sigma_{eq}^f = K (\varepsilon_f)^n \quad (2.34)$$

Na fratura,  $\varepsilon_f$  e  $\sigma_f$  são dados por:

$$\varepsilon_f = 2 \ln \left( \frac{d_0}{d_f} \right) \quad (2.35)$$

$$\sigma_f = \frac{4P_f}{\pi d_f^2} \quad (2.36)$$

onde  $d_0$  é o diâmetro inicial,  $d_f$  o diâmetro mínimo, e  $P_f$  a força.

A deformação na fratura em função de  $t_f$ :

$$\varepsilon_f(t_f) = \delta e^{-\lambda t_f} \quad (2.37)$$

onde  $\lambda$  é uma constante do material que retrata a dependência da deformação na fratura com a triaxialidade de tensão. No caso de fraturas dúcteis,  $\lambda = \frac{3}{2}$ .

Neste trabalho, foi usada uma relação empírica obtida de ensaios de barras entalhadas em diferentes temperaturas, e o valor de  $\delta$  foi calculado a partir de ensaios de corpos de prova sem entalhes, com os valores de  $\varepsilon_f$  e  $t_f$  (valor da triaxialidade na fratura). A tensão de fratura é dada por:

$$\sigma_f(t_f) = (t_f + \frac{2}{3}) \sigma_{eq}^f = (t_f + \frac{2}{3}) K \delta^n e^{-\lambda n t_f} \quad (2.38)$$

Da indentação:

$$p_m^f = \frac{4A}{\pi} \left( \frac{d_f}{D} \right)^n \quad (2.39)$$

Sendo todas as constantes obtidas do ensaio de tração. Do ensaio de indentação:

$$\varepsilon_f = 0,2 \frac{d_f}{D} \quad (2.40)$$

$$t_f^{ID} = \frac{p_m^f}{\sigma_{eq}^f} - \frac{2}{3} = \frac{4A5^n}{\pi K} - \frac{2}{3} \quad (2.41)$$

Da equação 2.38, determina-se  $p_m^f$  como:

$$p_m^f = (t_f^{ID} + \frac{2}{3}) K \delta^n e^{-\lambda n t_f^{ID}} \quad (2.42)$$

Do ensaio de tração foram levantados os parâmetros da equação de Hollomon (Tab. 2.1):

Tabela 2.1: Coeficientes nas curvas de tração de aços RPV. Modificado de Byun et al. (2000).

Material	K (MPa)	n (média)	Temperatura
JRQ	983 – 2.90T	0.162	–160°C < T < 0°C
JFL	971 – 2.72T	0.160	–160°C < T < 0°C
KFY3	897 – 2.62T	0.168	–160°C < T < 0°C
KFY4	893 – 2.49T	0.142	–160°C < T < 0°C
KFY5	1008 – 1.99T	0.156	–160°C < T < 0°C
KFU4	969 – 2.34T	0.153	–160°C < T < 0°C

A partir das Equações (2.35) e (2.36), obtém-se a deformação e a tensão de fratura expressas em função dos parâmetros geométricos ( $d_0, d_f$ ), e da carga de fratura  $P_f$ .

Por outro lado, a partir das Equações (2.34) e (2.41), pode-se relacionar a tensão equivalente de fratura ao carregamento por indentação. Com isso, define-se a restrição de triaxialidade na indentação conforme mostrado na Figura 2.3:

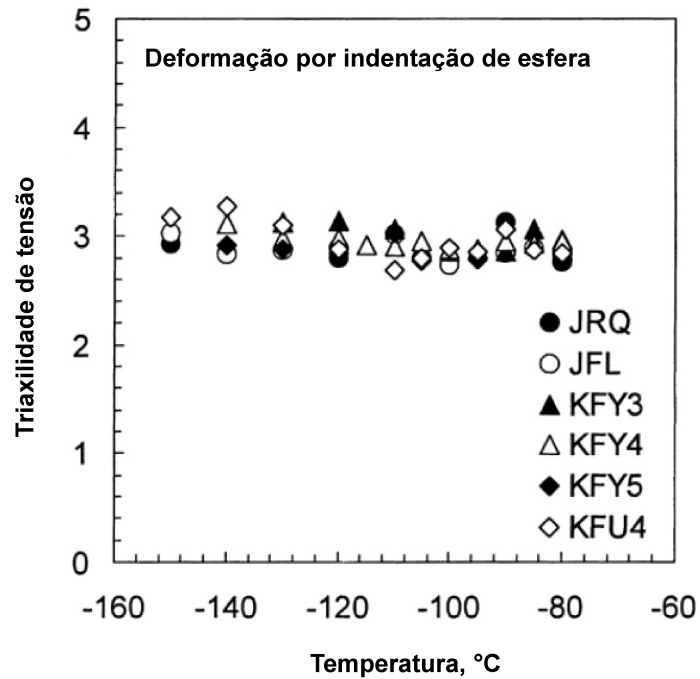


Figura 2.3: Triaxialidade de tensão na deformação por indentação com esferas. Modificado de Byun et al. (2000).

Usando a equação abaixo determina-se a restrição:

$$C_f^{\text{ID}} = t_f^{\text{ID}} + \frac{2}{3} \quad (2.43)$$

Uma vez que a tensão de fratura do aço ferrítico é quase constante ao longo da região de temperatura de transição e a tenacidade à fratura depende principalmente da tensão e da deformação de fratura, o comportamento na transição da tenacidade de fratura pode ser caracterizado pela deformação de fratura:

$$\varepsilon_f = A \left[ 1 + \tanh \left( \frac{T - T_{\text{TR}}}{B} \right) \right] \quad (2.44)$$

onde  $2A$  é o valor do patamar superior,  $T_{\text{TR}}$  é a temperatura de transição definida quando  $\varepsilon_f = A$ , e  $2B$  é o intervalo da temperatura de transição.

$$\varepsilon_f(t_f) = \delta e^{-\lambda t_f} \quad (2.45)$$

Como afirmado anteriormente, para avaliar  $p_m^f$  como um critério para fratura, a relação entre a deformação de fratura e a triaxialidade de tensão, Eq. (2.45), deve ser conhecida para cada material. Os coeficientes da relação foram obtidos a partir dos dados experimentais de 2A (valor do patamar superior da deformação de fratura), conforme visto na Fig.2.4, em que o coeficiente do expoente,  $\lambda$ , é cerca de 1,2 e é usado para todas as temperaturas e materiais. Usando a Eq. (2.45), o valor de  $\delta$  é calculado para as respectivas temperaturas e materiais a partir dos dados de teste de tração.

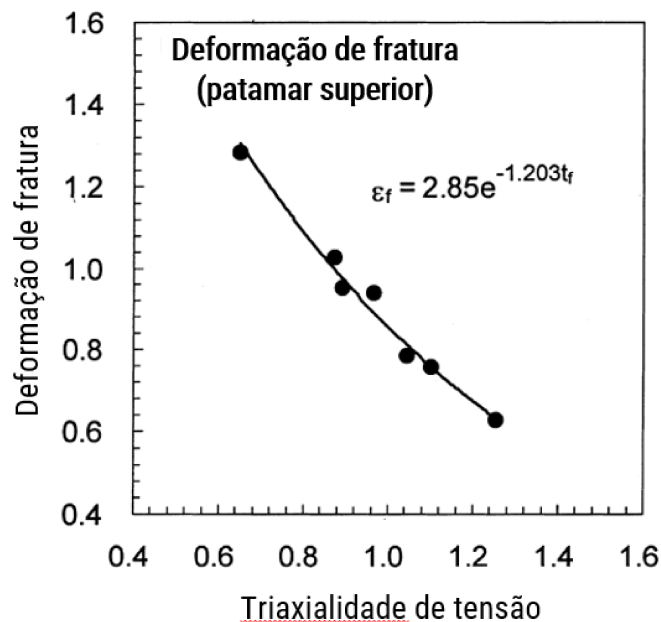


Figura 2.4: Relação entre deformação de fratura e triaxilidade de tensão. Modificado de Byun et al. (2000).

Como o método proposto por Byun, Kim e Hong (1998) requer um ensaio de tração destrutivo adicional, o propósito de ser aplicado em campo fica comprometido, além de ser restrito a uma certa família de aços. No caso de outras ligas metálicas dúcteis, os parâmetros necessários para a determinação da tenacidade à fratura devem ser obtidos.

## 2.3 Modelo da Energia Crítica de Indentação

Lee et al. (2006) sugeriram uma nova técnica de indentação instrumentada para estimar a tenacidade à fratura de materiais dúcteis baseada na energia de indentação para o ponto de



iniciação de fratura que pode ser determinado explorando os conceitos básicos da Mecânica do Dano Contínuo, sendo eles:

- **Estado de Dano:** o dano em materiais é representado por uma variável contínua  $D$  que quantifica a degradação do material. Essa variável pode assumir valores entre 0 (sem dano) e 1 (material totalmente danificado), isto é,  $0 \leq D \leq 1$ .
- **Lei de Comportamento:** a mecânica do dano contínuo utiliza leis específicas que relacionam o estado de dano com as propriedades mecânicas do material, como elasticidade e resistência. A inclusão do dano pode modificar a resposta do material sob carga.
- **Energia de Danificação:** o conceito de energia é central na mecânica do dano. A evolução do dano é frequentemente associada à liberação de energia durante processos de fratura e deformação.
- **Acoplamento de Deformação e Dano:** as equações de movimento e constitutivas são acopladas para descrever a interação entre a deformação do material e a evolução do dano ao longo do tempo.
- **Critérios de Fratura:** são definidos critérios que ajudam a prever a falha do material com base em seu estado de dano, permitindo a análise da integridade estrutural.

O modelo de energia de indentação crítica proposto parte da equação:

$$K_{JC} = \sigma_f \sqrt{\pi a} \quad (2.46)$$

De acordo com a teoria de Griffith:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2Ew_f}{\pi a}} \quad (2.47)$$

onde  $w_f$  é a energia por unidade de área necessária para criar uma superfície de trinca. Utilizando as Equações (2.46) e (2.47), eliminando  $a$ :

$$K_{JC} = \sqrt{2Ew_f} \quad (2.48)$$

$$2w_f = \lim_{h \rightarrow h^*} \int_0^h \frac{4L}{\pi d^2} dh \quad (2.49)$$

sendo  $2w_f$  é a energia para criar as duas superfícies da trinca. A variável de dano é definida como:

$$D = \frac{s_D}{s} \quad (2.50)$$

onde  $s$  é a área transversal do material a ser carregada e  $s_D$  a área reduzida pelos defeitos. O dano também pode ser representado pela alteração do módulo elástico (LEMAITRE, 1985):

$$D = 1 - \frac{E_D}{E} \quad \text{ou} \quad E_D = E(1 - D) \quad (2.51)$$

$$E_D = \frac{1 - \nu^2}{\left(\frac{1}{E_f} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}\right)} = \frac{1 - \nu^2}{\left(\frac{2\sqrt{A_C}}{\sqrt{\pi}S} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}\right)} \quad (2.52)$$

$$E_{\text{eff}} = \frac{1 - \nu^2}{\frac{2\sqrt{h_f R R_0}}{S\sqrt{R_0 - R}} - \frac{1 - \nu_{\text{ind}}^2}{E_{\text{ind}}}} \quad (2.53)$$

$$R_0 = \frac{h_p^2 + (2h_{\text{max}}R - h_{\text{max}}^2)}{2h_p} \quad (2.54)$$

$$h_r = h - h_p \quad (2.55)$$

Onde:

- $L$  = força de indentação aplicada
- $A_c$  = área de contato entre o indentador e material
- $h$  = profundidade de indentação
- $d$  = diâmetro da impressão de dureza
- $h^*$  = profundidade crítica de indentação
- $E_i$  = módulo de Young do indentador
- $E_r$  = módulo de Young reduzido
- $E_0$  = módulo de Young do material virgem
- $E_D$  = módulo de Young do material com danos

- $\nu$  e  $\nu_i$  = coeficientes de Poisson do material e do indentador
- $S$  = inclinação no descarregamento ( $dP/dh$ )
- $R$  = raio do indentador
- $R_0$  = raio da superfície esférica residual
- $h_r$  = profundidade do recarregamento

A rigidez do contato é calculada pelo método de Oliver-Pharr (OLIVER; PHARR, 2004) enquanto a área de contato  $A_C$  é determinada considerando o comportamento com *pile-up* ao redor do indentador usando o método de Matthews (1980). Desta forma, o módulo elástico com dano pode ser calculado em função da profundidade de indentação. Assim, obtêm-se o gráfico da Figura 2.5.

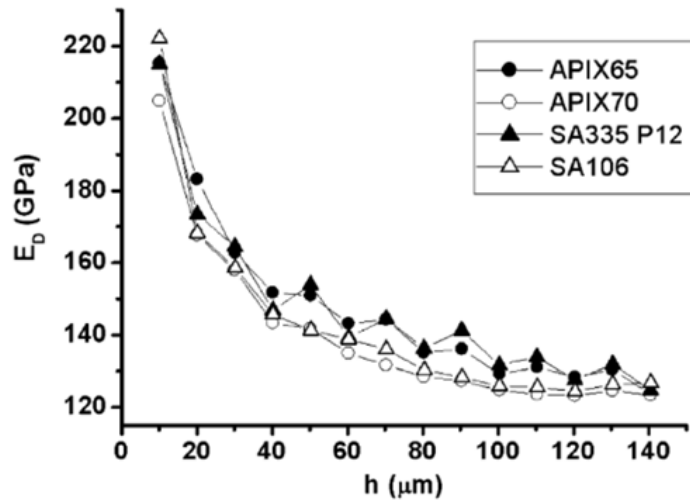


Figura 2.5: Alteração no módulo de elasticidade do material danificado com a profundidade da indentação. Modificado de Lee et al. (2006).

O dano  $D$  pode ser representado em função da fração volumétrica de defeitos  $f$ :

$$D = \frac{\pi}{(4/3\pi)^{2/3}} f^{2/3} \quad \text{ou} \quad f = \frac{(4/3\pi)}{\pi^{3/2}} D^{3/2} \quad (2.56)$$

O valor crítico do dano,  $D^*$ , pode ser determinado se a fração de volume de vazios crítica  $f^*$  (valor de  $f$  no início da fratura) for conhecida. Foi sugerido o valor de  $f^* = 0,25$ . Portanto, pode-se determinar a variável de dano crítica  $D^*$  simplesmente substituindo o valor de  $f^*$  na

Equação (2.56); em seguida, o valor de  $E_D^*$  pode ser calculado a partir da Equação (2.51). Finalmente,  $h^*$  (necessário para o cálculo da Equação (2.49) pode ser obtido como a profundidade correspondente ao módulo de elasticidade do material criticamente danificado  $E_D^*$ .

O Valor de  $K_{JC}$  para materiais dúteis pode assim ser obtido usando as equações (2.48) e (2.49) usando o valor de  $h^*$  obtido da extrapolação como mostrado na Figura 2.6.

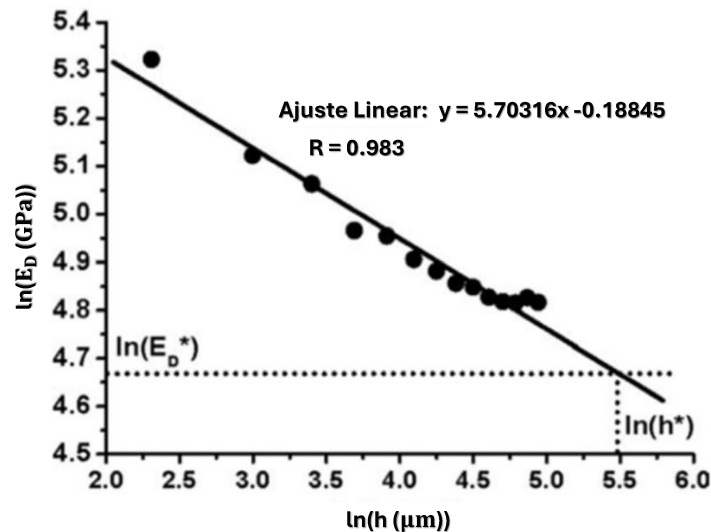


Figura 2.6: Relação entre  $\ln h$  e  $\ln E_D$  para API X70. Modificado de Lee et al. (2006).

Desta forma os autores encontraram resultados com desvio padrão de aproximadamente 10% comparados aos valores de ensaios convencionais (Fig. 2.7).

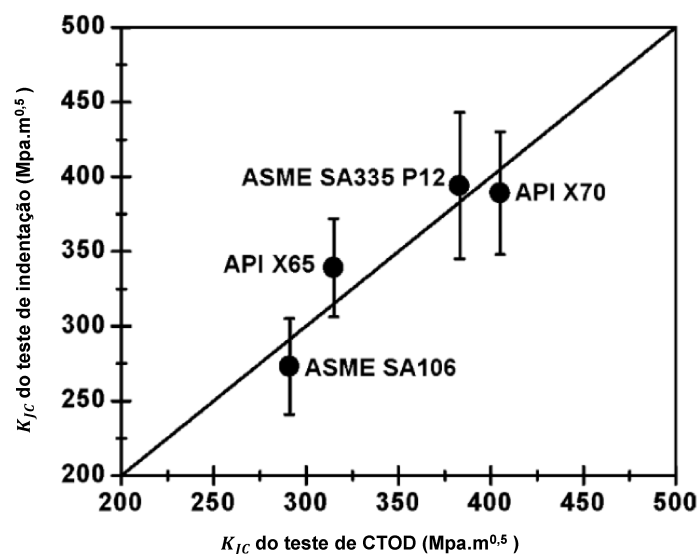


Figura 2.7: Comparação da tenacidade à fratura em ensaios CTOD e ensaios de indentação.

O modelo de Energia Crítica de Indentação (CIE) de Lee (2006) foi um avanço pois foi o primeiro a sugerir o uso da mecânica do dano contínuo (CDM) para o cálculo do evento crítico, porém ele negligencia o comportamento do encruamento e não diferencia os mecanismos de dano em regiões de alta e baixa triaxialidade de tensão, um fator importante na fratura de metais. Ainda, segundo Zhang, Wang e Wang (2019a), ao utilizar a curva  $P_m \propto h$ , não levou em conta a influência do diâmetro da esfera,  $R_i$ , sendo que deveria ser considerada no modelo a curva  $P_m \propto h^*$ , com  $h^* = (R/R_i)$  que resulta em curvas similares e assim independente de  $R_i$  e consequentemente para um  $h^*(c)$  para obtenção da energia crítica de fratura.

## 2.4 Modelos de Tensão e Deformação Crítica de Indentação

Jeon et al. (2017) apresentaram dois modelos para avaliação da tenacidade à fratura para metais dúcteis e frágeis baseados na mecânica da fratura e do contato. Os modelos possuem duas formas:

### 1. Modelo da Tensão Crítica de Indentação:

Utiliza a pressão média crítica derivada da mecânica do contato como parâmetro fundamental para estimativa da tenacidade à fratura em metais frágeis.

### 2. Modelo de Deformação Crítica de Indentação:

Derivado da relação entre a taxa de alívio de energia e a deformação plástica característica e é aplicado a metais dúcteis.

A premissa de ambos os modelos é a similaridade entre o estado de tensão sob a ponta de um indentador esférico e o campo de tensões à frente da ponta de uma trinca. Análises por elementos finitos, como as de Lee et al. (2006) corroboram que a indentação esférica gera um estado de tensão triaxial, análogo ao que ocorre na região da ponta de uma trinca.

Este esforço representa uma tentativa de unificar um campo de pesquisa historicamente fragmentado. Modelos anteriores para metais dúcteis (HAGGAG et al., 1989; BYUN; KIM; HONG, 1998; LEE et al., 2006) demonstraram sucesso, mas com limitações importantes, como a aplicabilidade restrita a faixas estreitas de tenacidade (por exemplo  $K_{IC} < 10 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$  ou  $K_{IC} > 250 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ ) ou dificuldades práticas de implementação, como a dependência da medição precisa do módulo de elasticidade durante o ensaio, que é altamente sensível à complacência da máquina. Ao propor dois modelos distintos, um para cada regime de fratura, a metodologia

de Jeon et al. (2017) visa preencher essa lacuna, oferecendo uma solução para uma variedade de materiais metálicos.

### 2.4.1 Modelo de Tensão Crítica de Indentação

As componentes de tensão nas direções radiais ( $\sigma_r$ ) e circunferenciais ( $\sigma_\theta$ ) fora do círculo de contato são dadas pela teoria elástica de Hertz, conforme ilustrado na Figura 2.8.

$$\frac{\sigma_r}{p_m} = -\frac{\sigma_\theta}{p_m} = \frac{(1-2\nu)}{2} \frac{a^2}{r^2} \quad (2.57)$$

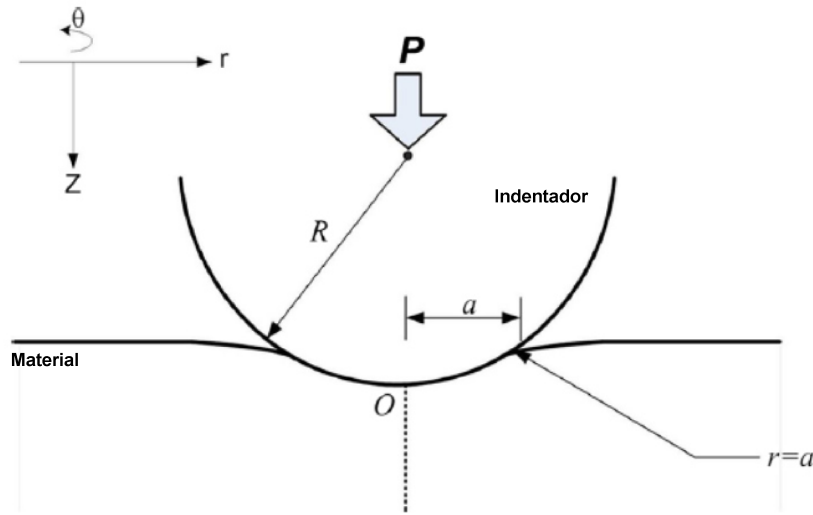


Figura 2.8: Diagrama esquemático do contato elástico hertziano: a tensão de tração máxima ocorre em  $r = a$ . Modificado de Jeon et al. (2017).

No limite quando  $r \rightarrow a$  (borda do contato), temos:

$$\sigma_r = -\sigma_\theta = \frac{(1-2\nu)}{2} p_m \quad (2.58)$$

Aplicando este valor no critério de escoamento de von Mises, expresso em termos da tensão de escoamento  $\sigma_{ys}$ :

$$p_m^y = 2.88 \sigma_{ys} \quad (2.59)$$

A Equação (2.59) representa a primeira condição crítica para extensão de trincas anelares em materiais frágeis como vidros e cerâmicas. A segunda condição considera que materiais metálicos frágeis sofrem deformação plástica antes da propagação de trincas, necessitando da

abordagem elasto-plástica. A Figura 2.9 mostra esquematicamente o campo de tensão de acordo com o modelo de Johnson (1987), que postula que a superfície de contato do indentador é envolto por um hemisfério de raio  $a$  e campo de tensão hidrostático  $\pi$ .

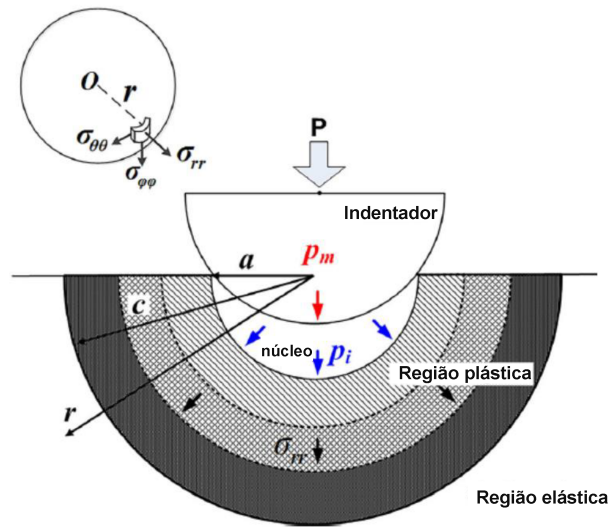


Figura 2.9: Diagrama esquemático do modelo de cavidade em expansão. Modificado de Jeon et al. (2017).

Nesta teoria, assume-se que as tensões e deslocamentos fora do hemisfério possuem simetria radial, comportando-se como em um corpo infinito elástico-perfeitamente plástico contendo uma cavidade esférica sob pressão  $p_i$ . Assim, para  $a < r < c$ , as tensões são dadas por:

$$\frac{\sigma_r}{\sigma_{ys}} = -2 \ln \left( \frac{c}{r} \right) - \left( \frac{2}{3} \right) \quad (2.60)$$

$$\frac{\sigma_\theta}{\sigma_{ys}} = -2 \ln \left( \frac{c}{r} \right) + \left( \frac{1}{3} \right) \quad (2.61)$$

onde:

- $c$  é o raio da zona plástica
- $r$  é a distância radial do centro do contato
- $\sigma_{ys}$  é a tensão de escoamento do material

Na interface entre o hemisfério e a zona plástica ( $r = c$ ), tem-se  $\sigma_r = -p_i$ , resultando em:

$$\frac{p_i}{\sigma_{ys}} = - \left. \frac{\sigma_r}{\sigma_{ys}} \right|_{r=c} = \frac{2}{3} + 2 \ln \left( \frac{c}{a} \right) \quad (2.62)$$

Quando a pressão média aumenta, a razão  $c/a$  se eleva. No limite onde a zona plástica atinge a superfície do corpo de prova ( $c = a$ ), obtém-se:

$$\frac{p'_i}{\sigma_{ys}} = \frac{2}{3} + 2\ln(1) \quad (2.63)$$

Onde  $p'_i$  é a pressão do hemisfério quando a zona plástica atinge a superfície. Entretanto, a porção correspondente a Equação (2.63), já foi considerada no campo de tensão elástica, devendo-se considerar:

$$\frac{p_i - p'_i}{\sigma_{ys}} = \frac{\Delta p_i}{\sigma_{ys}} = \frac{2}{3} + \ln\left(\frac{c}{a} - 1\right) \quad (2.64)$$

A partir de determinado carregamento, a razão  $c/a$  não aumenta e a energia de deformação atinge seu valor máximo, caracterizando a segunda condição crítica para fratura. O valor de  $c/a$  deve ser conhecido, sendo que Puttick (1978) propôs  $c/a = 2,9$  para materiais elásticos perfeitamente plásticos. Substituindo este valor na Equação (2.64):

$$\Delta p_i = 1,95 \sigma_{ys} \quad (2.65)$$

$$p_m^c = p_m^y + \Delta p_i = 4,83 \sigma_{ys} \quad (2.66)$$

onde  $p_m^c$  é a pressão média crítica necessária para extensão da trinca no modelo da tensão crítica, dependente do limite de escoamento do material.

A tenacidade à fratura  $J_{C,IT}$  é calculada integrando a energia de deformação durante o processo de indentação:

$$J_{C,IT} = \int_0^{h^*} \frac{L}{A_c} dh \quad (2.67)$$

onde  $L = mh_c$  e  $A_c = \pi(2Rh_c - h_c^2)$ . Considerando a relação linear entre carga  $L$  e profundidade de contato  $h_c$  a integral pode ser resolvida analiticamente, resultando em:

$$J_{C,IT} = \int_0^{h^*} \frac{mh_c}{\pi(2Rh_c - h_c^2)} dh \quad (2.68)$$

$$J_{C,IT} = \frac{m}{\pi} \ln\left(\frac{2R}{2R - h^*}\right) \quad (2.69)$$



$$K_{JC} = \sqrt{\frac{E \frac{m}{\pi} \ln\left(\frac{2R}{2R-h^*}\right)}{1-\nu^2}} \quad (2.70)$$

$$p_m = ah^b \quad (2.71)$$

A Fig. 2.10 resume o procedimento para utilização do modelo de tensão crítica.

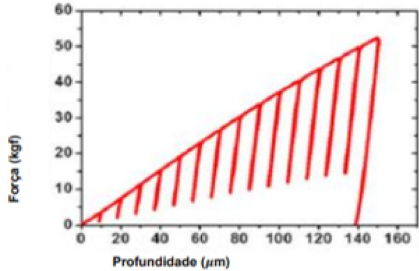
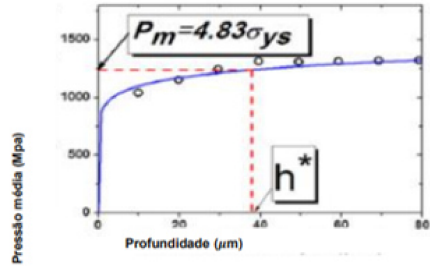
Modelo de Tensão Crítica	Procedimento
1. Indentação	
2. $P_m$ determinação	$P_m^* = 4.83 \cdot \sigma_{ys}$
3. $P_m - h$	
4. Cálculo $J_c$	$J_{c,HT} = \int_0^{h^*} \frac{L}{A_c} dh$
5. Conversão $K_{JC}$	$K_{JC,HT} = \sqrt{\frac{J_{c,HT} \cdot E}{(1-\nu^2)}}$

Figura 2.10: Procedimento esquemático para determinar a tenacidade à fratura usando o modelo de tensão de indentação crítica. Modificado de Jeon et al. (2017).

## 2.4.2 Modelo de Deformação Crítica de Indentação

Para materiais metálicos dúcteis, que exibem significativa deformação plástica antes da fratura, os autores propõem uma modificação fundamental na relação entre a integral  $J$  e as características de deformação plástica, como o tamanho da zona plástica e densidade de energia de deformação, isto é, tenacidade em tração. A tenacidade à fratura é expressa através da relação:

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{J_{\text{crit}} E}{1 - \nu^2}} \quad (2.72)$$

Peel e Forsyth (1973) postularam que a extensão da trinca ocorre quando há balanço energético entre:

$$W_p = 2r_c \left( \frac{dW}{dV} \right) \quad (2.73)$$

Onde  $W_p$  é o trabalho plástico,  $r_c$  é o raio da zona plástica crítica no qual a trinca se estende estavelmente e  $dW/dV$  é a densidade de energia de deformação obtida do ensaio de tração adaptada da Equação (2.73) para o modelo de deformação crítica. Assumindo que  $J_{IC, IIT} \approx W_p$ , obtém-se:

$$J_{IC, IIT} \approx W_p = 2r_c \left( \frac{dW}{dV} \right) \quad (2.74)$$

Substituindo na Equação (2.72):

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{2Er_c \left( \frac{dW}{dV} \right)}{1 - \nu^2}} \quad (2.75)$$

A densidade de energia de deformação é obtida da curva tensão-deformação:

$$\left( \frac{dW}{dV} \right) = \int_0^{\epsilon_f} \sigma d\epsilon \quad (2.76)$$

Para fins práticos, pode-se aproximar por:

$$\left( \frac{dW}{dV} \right) = \frac{\sigma_{ys} + \sigma_{uts}}{2} \epsilon_f = \sigma_R \epsilon_f \quad (2.77)$$

onde  $\sigma_R$  é a tensão média de escoamento e ruptura.

Usando a Equação (2.75), a Equação (2.72) pode ser expressa como função das propriedades do material e pela zona plástica.

$$K_{JC} = \sqrt{\frac{2Er_c \sigma_R \epsilon_f}{1 - \nu^2}} \quad (2.78)$$

Considerando o tamanho da zona plástica é possível prever a capacidade relativa de resistência a extensão da trinca, baseada na deformabilidade do material.

A propriedades de tração presentes na Eq.2.78 acima podem ser calculadas através do teste de indentação. A Fig. 2.11 mostra os passos para esses cálculos.

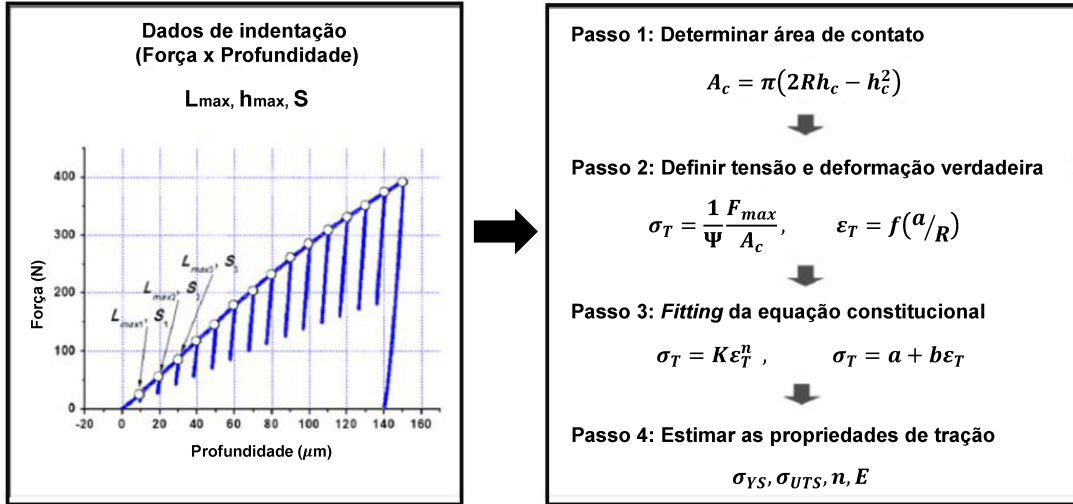


Figura 2.11: Procedimento esquemático para avaliação das propriedades de tração usando indentação instrumentada. Modificado de Jeon et al. (2017).

No modelo de indentação crítica, a profundidade de contato  $h_d$  é determinada por:

$$h_d = w \frac{L_{\max}}{S}, \quad \text{com } w = 0,75 \quad (2.79)$$

onde  $L_{\max}$  é a carga máxima aplicada e  $S$  a rigidez de descarregamento. A área de contato  $A_c$  para um indentador esférico de raio  $R$  é calculada por  $A_c = \pi(2Rh_c - h_c^2)$ . A tensão radial efetiva  $\sigma_r$  na região de contato pode ser expressa em termos da pressão média  $p_m$ :

$$\sigma_r = \frac{p_m}{\psi} = \frac{1}{\psi} \frac{L}{A_c} \quad (2.80)$$

sendo  $\psi$  um fator de forma geométrico. O módulo reduzido  $E_r$  é obtido diretamente dos parâmetros de indentação:

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{S}{\sqrt{A_c}} \quad (2.81)$$

O aspecto fundamental deste modelo reside na determinação do tamanho crítico da zona plástica através de indentação instrumentada. Contudo, é importante destacar que a fratura não ocorre diretamente na região sob o indentador, o que limita a capacidade de prever fraturas em tração pura a partir deste ensaio. O comportamento plástico pode ser caracterizado pela

resiliência do material  $U_r$ , que representa a energia elástica armazenada:

$$U_r = \frac{\sigma_{ys}^2}{2E} \quad (2.82)$$

Como evidenciado na Figura 2.12, uma relação empírica entre a zona plástica e a resiliência pode ser estabelecida retomando a expressão anterior para a pressão de escoamento:

$$\sqrt{r_c} = 0.10947 (U_R)^{0.3594} \quad (2.83)$$

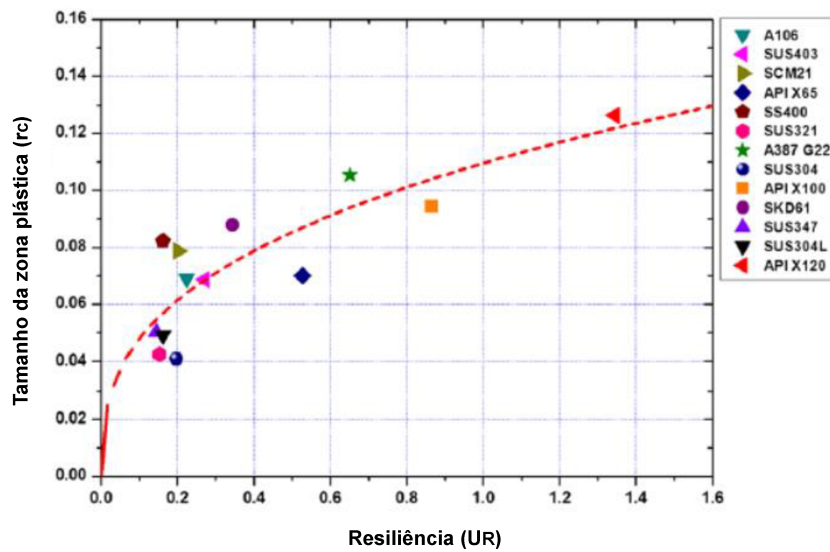


Figura 2.12: Relação entre o tamanho da zona plástica crítica calculado a partir dos resultados dos testes de fratura e tração, e resiliência medida pelo teste de indentação. Modificado de Jeon et al. (2017).

Esta relação demonstra que a resistência ao início da plasticidade está intrinsecamente ligada às propriedades elásticas e ao limite de escoamento do material. A combinação desses parâmetros permite estimar o comportamento crítico do material sob condições complexas de carregamento, embora com as limitações inerentes ao caráter localizado do ensaio de indentação.

Nelson e Winlock (1949) apud Jeon et al. (2017) propuseram que o alongamento na fratura pode ser correlacionado com a deformação uniforme do material.

$$e_f = 0,08388 + 1,36553 \epsilon_U \quad (2.84)$$

Embora a deformação uniforme não descreva completamente o comportamento na fratura,

ela fornece uma boa estimativa da ductilidade do material. Essa relação foi estabelecida a partir de uma extensa análise experimental envolvendo 27 materiais distintos, conforme ilustrado na Figura 2.13.

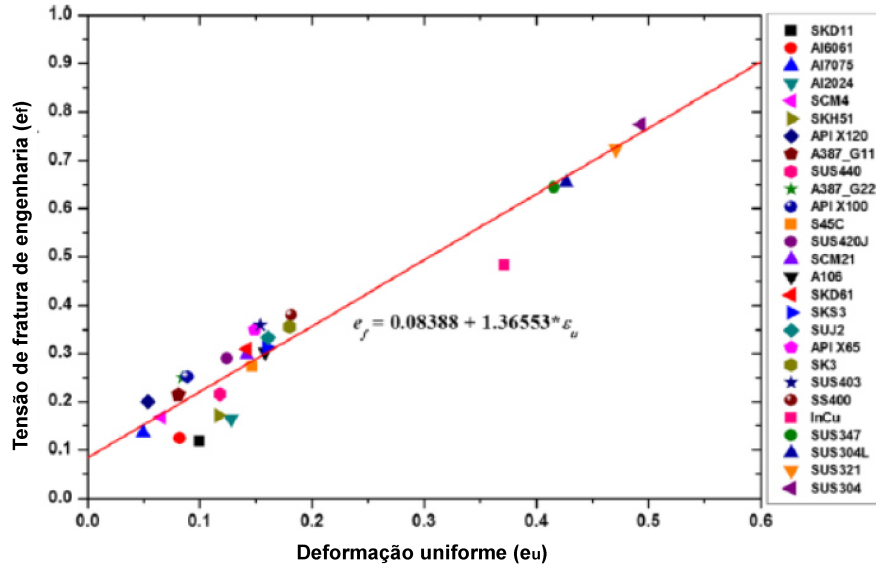


Figura 2.13: Relação entre a deformação de fratura de engenharia e a deformação uniforme medida pelo ensaio de tração. Modificado de Jeon et al. (2017).

Substituindo as Equações 2.83 e 2.84 na Eq. 2.78, tem-se:

$$K_{JC} = 0.10947 (U_R)^{0.3594} \sqrt{\frac{2E\sigma_R(0.08388 + 1.36553\varepsilon_u)}{1 - \nu^2}} \quad (2.85)$$

A Fig.2.14 mostra o procedimento para determinação da tenacidade à fratura através do modelo de deformação crítica de indentação.

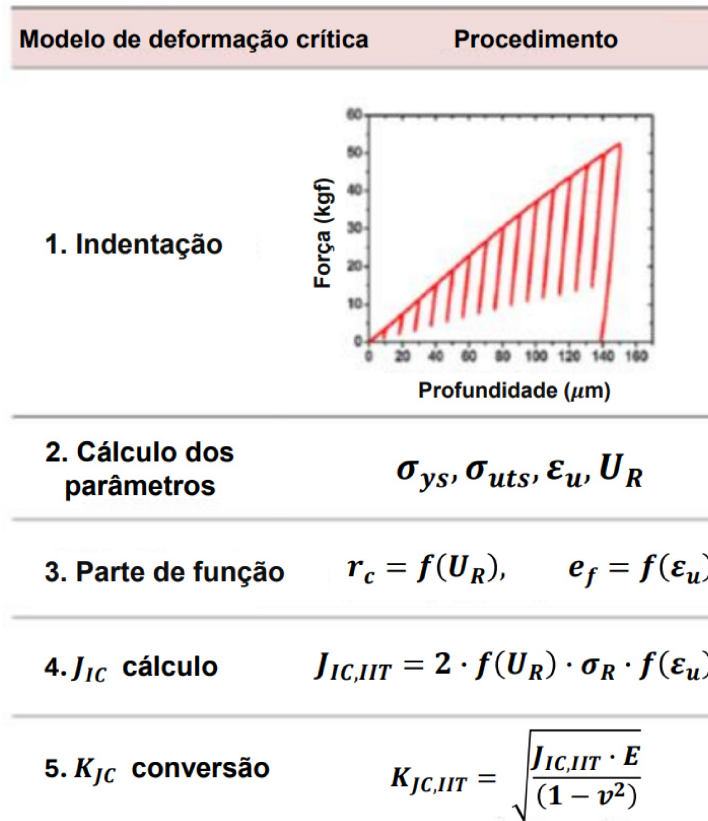


Figura 2.14: Procedimento esquemático para determinar a tenacidade à fratura utilizando o modelo de deformação crítica de indentação. Modificado de Jeon et al. (2017).

A determinação dos parâmetros do material é realizada através da análise da curva carga-profundidade da Figura 2.15:

$$m_{ij} = \frac{L_i - L_j}{h_i - h_j} \quad (2.86)$$

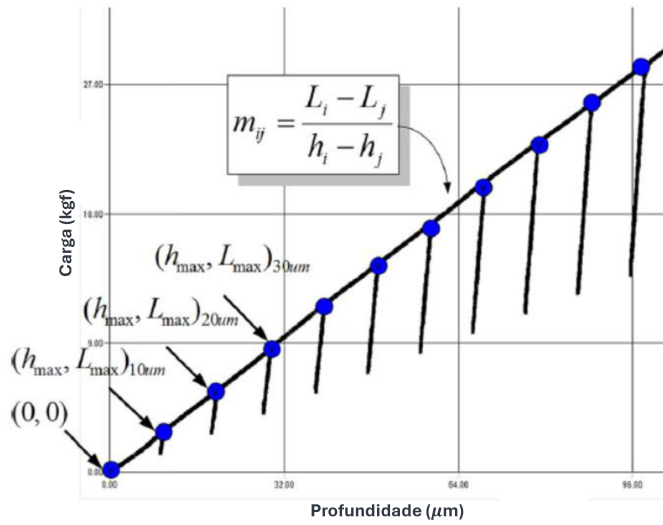


Figura 2.15: Diagrama esquemático da inclinação  $m$  da curva de carga de indentação. Modificado de Jeon et al. (2017).

A razão entre as inclinações mínima e máxima ( $m_{\min}$  e  $m_{\max}$ ) da curva de descarregamento é um parâmetro fundamental que correlaciona a resposta elástica e plástica do material:

$$p = \frac{m_{\min}}{m_{\max}} \quad (2.87)$$

Esta razão  $p$  reflete a capacidade do material em recuperar elasticamente sua deformação após a indentação. Valores próximos de 1 indicam predominância do comportamento elástico, enquanto valores menores sugerem maior dissipação plástica de energia. A relação empírica entre  $p$  e o expoente de encruamento  $n$  foi estabelecida através de análises experimentais extensivas:

$$n = -0.54033 + 1.07078p \quad (2.88)$$

O expoente  $n$  caracteriza a taxa de encruamento do material e é crucial para prever sua resposta sob carregamento cíclico ou deformação progressiva. A Equação (2.88) permite estimar esta propriedade diretamente dos dados de indentação, evitando ensaios tradicionais mais complexos.

Os modelos discutidos até aqui estimam a tenacidade à fratura com base em uma profundidade de contato crítica ( $h_c^*$ ), onde a energia específica de indentação corresponde ao trabalho específico de fratura. Esta abordagem, desenvolvida por Byun, Kim e Hong (1998), Haggag et al. (1998) e Lee et al. (2006), assume que a ponta da trinca e a ponta do indentador geram

um campo de tensão altamente concentrado em um nível semelhante de triaxialidade de tensão (definido como a razão entre a tensão hidrostática e a tensão de von Mises). Sob esta suposição, as abordagens existentes para determinar a profundidade de contato crítica podem ser categorizadas com base nos três critérios a seguir:

1. **Tensão crítica de fratura:** Byun, Kim e Hong (1998), Byun et al. (2000);
2. **Deformação crítica de fratura:** Haggag et al. (1989), Jeon et al. (2017);
3. **Parâmetro de dano crítico:** Lee et al. (2006).

No caso (3), o parâmetro  $D_{crit}^*$  é determinado a partir de corpos-de-prova sem entalhe, assumindo-se sua independência em relação à triaxialidade de tensões. Esta hipótese simplificada tem se mostrado adequada para uma variedade de materiais estruturais. Entretanto, a determinação de alguns parâmetros para o cálculo de tenacidade à fratura (correlação baixa do parâmetro da Fig. 2.13,  $e_U$  e  $e_f$ ) ou a sua estimativa com a precisão necessária, continuam sendo limitantes para a aplicação da metodologia.

## 2.5 Modelo de Dano Dúctil Dependente da Triaxialidade

Os trabalhos de Yu et al. (2018) e Yu, Jar e Hendry (2018) propõem um modelo para determinação da tenacidade à fratura a partir do uso de indentação instrumentada considerando o efeito da triaxialidade de tensão na determinação de  $D_{crit}^*$  baseado na mecânica do dano. O parâmetro  $D_{crit}^*$  é determinado através da extrapolação da deterioração experimentalmente quantificada do módulo de elasticidade para o nível de deformação na fratura de acordo com um modelo de dano dúctil. Os testes de indentação foram realizados até uma profundidade de contato crítica, na qual o dano acumulado sob a indentação atinge o mesmo nível do parâmetro de dano crítico.

### 2.5.1 Energia de Deformação Específica

O modelo define a tenacidade à fratura por indentação ( $K_{ind}$ ) como:

$$K_{ind} = \sqrt{E_0 \cdot 2w_{Ind}} \quad (2.89)$$

onde a energia específica de deformação é calculada por:



$$2w_{\text{Ind}} = \int_0^{h_{\text{cr}}} \frac{F}{A_c} dh_c \quad (2.90)$$

A área de contato  $A_c$  para um indentador esférico é dada por:

$$A_c(h_c) = \pi(2Rh_c - h_c^2) \quad (2.91)$$

considerando a profundidade de contato real:

$$h_c = h_{\text{pile}} + h_{\text{max}} - \varepsilon \frac{F_{\text{max}}}{S(h_{\text{max}})} \quad (2.92)$$

com  $\varepsilon = 0,75$  para incluir efeitos de deflexão elástica.

### 2.5.2 Determinação do Dano Crítico

A degradação do módulo elástico é modelada como (LEMAITRE, 1985):

$$E = (1 - D)E_0 \quad (2.93)$$

A mudança de  $E$  é comumente medida usando os ensaios convencionais de tração com carregamentos e descarregamentos repetidos. Para garantir a precisão da medição do dano, a Equação (2.93) é normalmente aplicada a resultados de amostras de tração (sem trincas ou entalhes) que são sujeitas a deformação uniforme. Esta abordagem, no entanto, limita a mudança dos valores  $E$  para a condição de estado plano de tensões, ou seja, antes da formação do empescoamento, que começa em um baixo nível de triaxialidade de tensões (definido como a razão a tensão hidrostática a tensão de von Mises) de cerca de 0,33. Para aços ferroviários considerados no estudo atual, os corpos de provas lisos frequentemente fraturam após a formação significativa de pescoço. Portanto, os parâmetros de dano crítico para esses aços ferroviários devem ser determinados por meio de uma extrapolação para um nível de deformação no início da fratura. Do modelo de dano não linear de Bonora et al. (2011) modificado:

$$E = \left[ 1 - \bar{D}f(\eta_{\text{av}}) \frac{\ln \bar{\varepsilon} - \ln \varepsilon_{\text{th}}}{\ln \varepsilon_f^p - \ln \varepsilon_{\text{th}}} \right] E_0 \quad (2.94)$$

com a triaxialidade média:

$$\eta_{av} = \frac{1}{\epsilon_f^p} \int_0^{\epsilon_f^p} \eta(\bar{\epsilon}) d\bar{\epsilon} \quad (2.95)$$

e função de triaxialidade:

$$f(\eta_{av}) = \frac{2}{3}(1 + \nu) + 3(1 - 2\nu)\eta_{av}^2 \quad (2.96)$$

A relação entre o módulo efetivo e a área de contato é:

$$E = \frac{1 - \nu^2}{\left( \frac{2\sqrt{A_c}}{\sqrt{\pi S(h_{max})}} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i} \right)} \quad (2.97)$$

A profundidade crítica  $h_{cr}$  é determinada resolvendo a Equação (2.97) para  $E = E_{cr}$ , aproveitando a independência de  $E_{cr}$  em relação às condições de carregamento.

A energia específica de indentação  $2W_{ind}$  foi calculada através da integração da curva força-deslocamento (ajustada por um polinômio de 2ª ordem, Figura 2.16) entre  $h = 0$  e  $h = h_{cr}$ . A tenacidade à fratura  $K_{Ind}$  foi então determinada pela Equação (2.89)

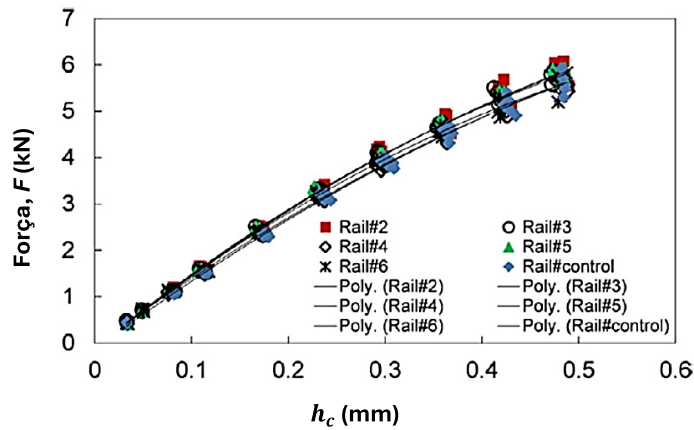


Figura 2.16: Curvas de Carga vs Profundidade de contato por indentação para seis tipos de aços de trilho de alta resistência. Modificado de Yu et al. (2018).

Os valores obtidos para  $K_{Ind}$  mostraram boa correlação com os resultados de  $K_{IC}$  dos ensaios SENB, que foram realizados conforme a norma ASTM E399 (2023) com  $B = 7,7$  mm,  $W = 13,4$  mm e  $L = 60$  mm. A Figura 2.17 compara os valores absolutos de  $K_{IC}$  e  $K_{Ind}$  e seus valores normalizados para os seis materiais estudados. Os autores atribuíram esta diferença aos diferentes tamanhos das zonas de deformação na frente da trinca e do indentador esférico.

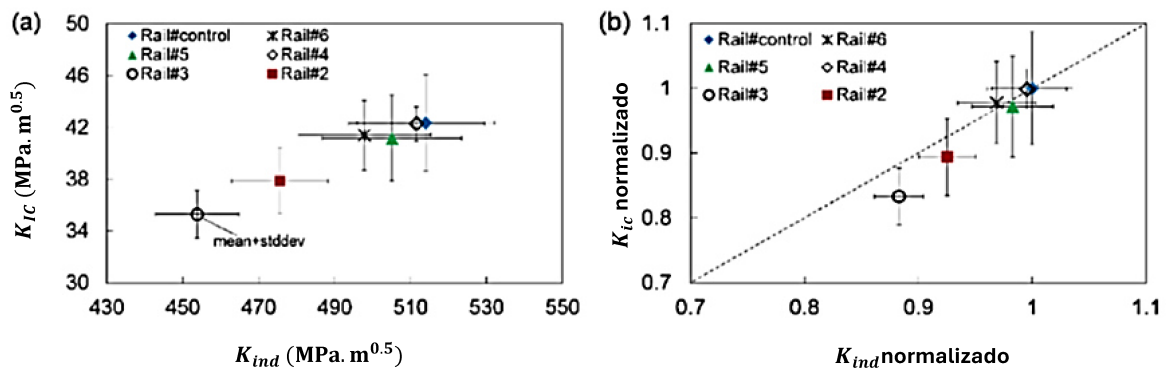


Figura 2.17: Comparação entre (a) tenacidade à fratura determinada a partir de ensaios SENB,  $K_{IC}$ , com a obtida por ensaios de indentação,  $K_{ind}$ , e (b) valores normalizados de  $K_{IC}$  e  $K_{ind}$ , para seis tipos de aços de trilho de alta resistência. Modificado de Yu et al. (2018).

## 2.6 Modelo de Taxa de Liberação de Energia

Zhang, Wang e Wang (2019b) publicaram um dos trabalhos mais recentes e abrangentes sobre a determinação da tenacidade à fratura de metais dúcteis utilizando corpos de prova sem trinca ou por meio da técnica de indentação esférica instrumentada (*SIT - Spherical Indentation Test*). Os autores destacam que, no caso de metais dúcteis, os ensaios SIT não resultam na formação de uma trinca principal, levantando questões sobre a validade do uso de corpos de prova indentados (sem entalhe) para determinar a tenacidade à fratura - propriedade originalmente definida para corpos com trinca.

Além disso, embora ambos os métodos envolvam estados de tensão concentrados, há uma diferença fundamental: o estado de tensão é compressivo no SIT e trativo nos ensaios com corpos de prova C(T). Essa diferença não pode ser negligenciada. O trabalho de Zhang, Wang e Wang (2019b) tem como objetivo resolver três problemas principais:

1. Similaridade entre os mecanismos de dano na frente de uma trinca e corpos sem trinca;
2. Similaridades entre os mecanismos de dano em corpos sem trinca submetidos a tração/compressão uniaxial e ensaios SIT;
3. Correlação entre ensaios com corpos de prova trincados e não trincados.

Com base nessas análises, os autores propuseram um modelo fundamentado na taxa de liberação de energia para determinar a tenacidade à fratura a partir de corpos de prova sem trinca. Nesta revisão, foca-se especificamente no modelo para ensaios de indentação.

A Figura 2.18 ilustra uma curva típica carga  $P \times$  profundidade  $h$  para um ensaio SIT com 8 ciclos, onde a profundidade máxima de indentação ( $h_{max}$ ) no último ciclo foi fixada em  $0,24R$ .

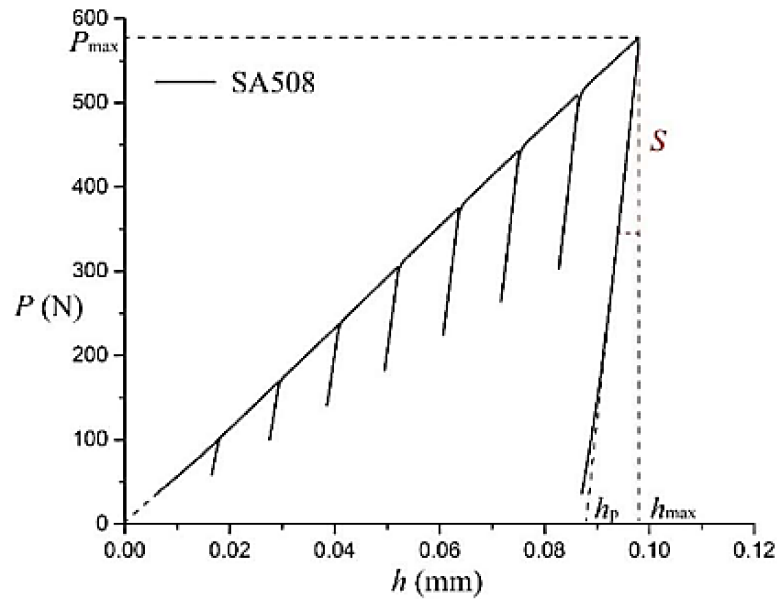


Figura 2.18: Ilustração da curva Carga ( $P$ ) vs Profundidade ( $h$ ) obtida em um ensaio de indentação estática (SIT). Fonte:(ZHANG; WANG; WANG, 2019b).

## 2.6.1 Desenvolvimento do Modelo

### 2.6.1.1 Análise do Dano

A avaliação do crescimento de trincas em corpos de prova não trincados apresenta desafios metodológicos. Para contornar esta limitação, aplica-se o conceito de mecânica do dano para determinar a área equivalente de uma trinca em materiais intactos. O parâmetro de dano  $D$  é definido como:

$$D = \frac{s_D}{s_0} \quad (2.98)$$

$$D = 1 - \frac{E_{eff}}{E_0} \quad (2.99)$$

onde  $s_D$  representa a área danificada,  $s_0$  a área inicial,  $E_{eff}$  o módulo de Young efetivo e  $E_0$  o módulo de Young do material não danificado.

### 2.6.1.2 Determinação da Taxa de Alívio de Energia no SIT

Para ensaios SIT com ciclos de carregamento-descarregamento (Figura 2.19), assume-se comportamento elástico durante o descarregamento (trecho AB). A relação entre a inclinação  $S$  do descarregamento no ponto de carga máxima e o módulo efetivo é dada por:

$$E_{\text{eff}} = \frac{(1 - \nu^2)}{2\sqrt{\frac{hRR_0}{R_0 - R}}/S - \frac{(1 - \nu_{\text{ind}}^2)}{E_{\text{ind}}}} \quad (2.100)$$

onde  $R$  é raio do indentador esférico,  $R_0$  o raio da impressão residual,  $\nu_{\text{ind}}$  e  $E_{\text{ind}}$  o coeficiente de Poisson e módulo de Young do indentador, respectivamente. O raio residual  $R_0$  é calculado por:

$$R_0 = \frac{h_p^2 + (2h_{\text{max}}R - h_{\text{max}}^2)}{2h_p} \quad (2.101)$$

sendo  $h_{\text{max}}$  a profundidade máxima de indentação e  $h_p$  a profundidade residual, obtidas diretamente das curvas carga-profundidade.

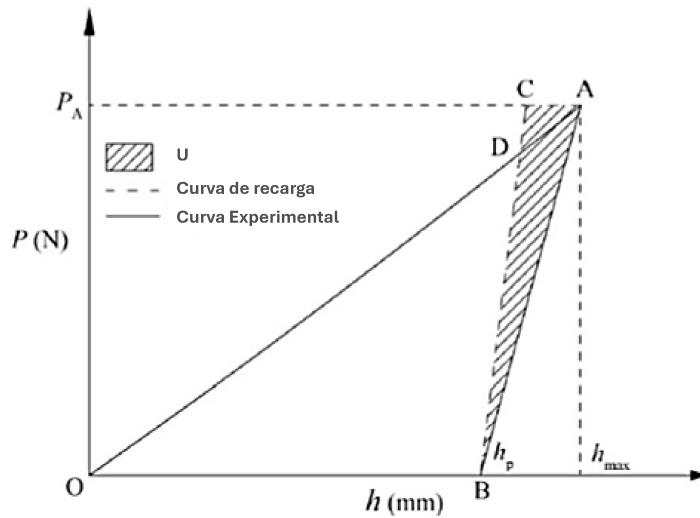


Figura 2.19: Ilustração de um ciclo de teste SIT. Modificado de Zhang, Wang e Wang (2019b).

Para o ciclo de recarga-descarga em SIT, considerando carregamento em carga constante, a energia  $\Pi$  é determinada por:

$$\Pi = \frac{1}{2}P_A h_{CA} = \frac{1}{2}P_A^2 \left( \frac{1}{S} - \frac{1}{S_0} \right) \quad (2.102)$$

onde  $h_{CA}$  ocorre em carga constante e  $S_0$  representa a inclinação da linha de recarregamento teórico sem dano. Substituindo a Equação (2.100) na Equação (2.102):

$$\Pi = \frac{P_A^2}{4\sqrt{\frac{hRR_0}{R_0-R}}} \left( \frac{1-v^2}{E_{\text{eff}}} - \frac{1-v^2}{E_0} \right) \quad (2.103)$$

A área equivalente de trinca  $A_{\text{eq}}$  é calculada como:

$$A_{\text{eq}} = \pi a_{\text{eff}}^2 D \quad (2.104)$$

onde  $d_{\text{eff}}$  é o diâmetro de contato efetivo, dado por:

$$d_{\text{eff}} = \sqrt{h \left( \frac{R_0 R}{R_0 - R} \right)} \quad (2.105)$$

A Figura 2.20 apresenta a relação gráfica entre  $A_{\text{eq}}$  e  $\Pi$  obtida a partir dos ensaios SIT. Nota-se uma clara relação linear para todos os ciclos de carregamento, demonstrando que o parâmetro  $J$  derivado do SIT ( $J_{\text{SIT}}$ ) mantém-se constante ao longo do ensaio.

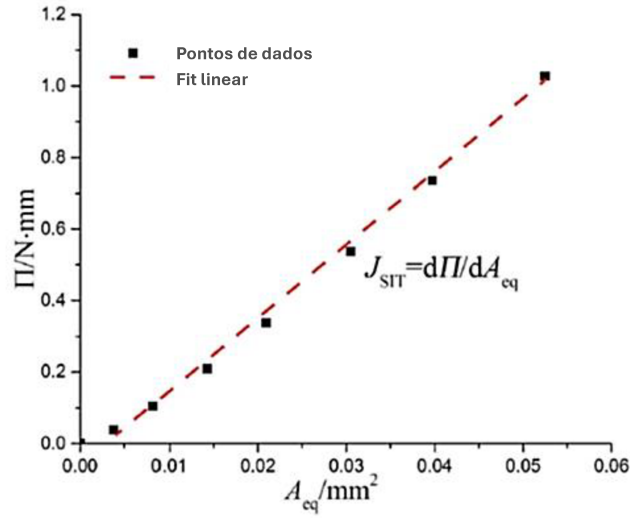


Figura 2.20: Gráfico  $A_{\text{eq}}-\Pi$  obtido a partir de um ensaio de indentação (SIT). Modificado de Zhang, Wang e Wang (2019b).

É fundamental destacar que o mecanismo de dano no SIT assemelha-se ao de propagação de trinca no Modo II, diferenciando-se significativamente do Modo I. A tenacidade à fratura nos diferentes modos pode ser expressa por:

$$K_{\text{IIC}} = \sqrt{E' J_{\text{IIC}}} \quad (2.106)$$

$$K_{IC} = \sigma_C \sqrt{2\pi r_c} \quad (2.107)$$

$$K_{IIC} = \tau_C \sqrt{2\pi r_c} \quad (2.108)$$

$$K_{IIC} = K_{IC} \frac{\tau_C}{\sigma_C} \quad (2.109)$$

onde o parâmetro  $\alpha$ , que representa a razão entre as tensões críticas de cisalhamento e tração, assume valores típicos na faixa de:

$$\alpha = \frac{\tau_C}{\sigma_C} = 0,34 - 0,35 \quad (2.110)$$

Na Figura 2.21 abaixo é ilustrado o processo para obtenção dos resultados pelo método ERR.

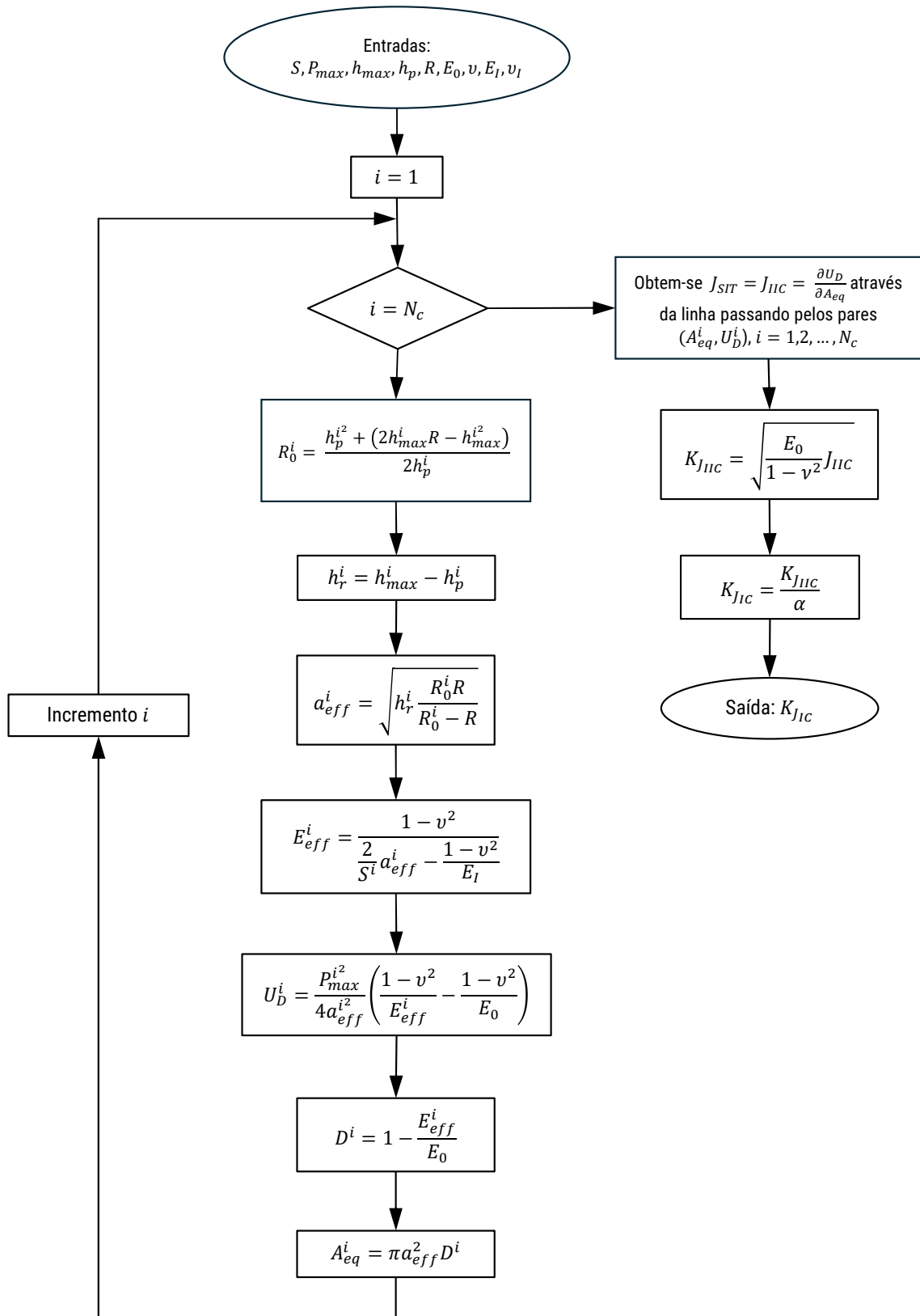


Figura 2.21: Fluxograma para implementação do modelo ERR a partir da indentação instrumentada (SIT).

Os valores calculados considerando o estado plano de deformação ( $E' = E/(1 - v^2)$ ) e



estado plano de tensão ( $E' = E$ ) são mostrados na Tabela 2.2 abaixo. Pode-se observar boa concordância com os ensaios convencionais com erros menores que 10%.

Tabela 2.2: Comparação entre  $K_{JIC}$ (SIT) e  $K_{JIC}$ (CT). Modificado de Zhang, Wang e Wang (2019b).

Material	$E_0$ (SIT)	$K_{JIC}$ (CT)	$J_{SIT}$	$K_{JIC}$ (SIT) <sup>(1)</sup>	Erro (%)	$K_{JIC}$ (SIT) <sup>(2)</sup>	Erro (%)
SA508	215	201,80	20,93	200,92	-0,44	191,66	-5,02
SA533	199	186,30	17,78	178,16	4,37	169,95	-8,78
15CrMoR	179	140,00	11,65	136,77	-2,30	130,47	-6,80
S30408	182	174,60	18,75	174,96	0,21	166,90	-4,41

<sup>(1)</sup> Cálculo considerando estado plano de deformação:  $E' = E/(1 - \nu^2)$ .

<sup>(2)</sup> Cálculo considerando estado plano de tensão:  $E' = E$ .

## 2.7 Modelo para Aços com Comportamento Previsível de Encruamento

Uma metodologia inovadora foi recentemente proposta por Yu et al. (2023) para determinação da tenacidade à fratura em materiais metálicos cujo comportamento do encruamento pode ser adequadamente descrito por uma lei de potência.

A metodologia proposta é um processo de três etapas que combina princípios da mecânica dos materiais, análise dimensional e simulações por elementos finitos para extrair as propriedades de tração e a tenacidade à fratura a partir de uma única curva de indentação.

### 2.7.1 Desenvolvimento do Modelo

#### Determinação das Propriedades de Tração: O Método de Tensão-Deformação Representativa com Correção de Meyer

A primeira etapa do método consiste na extração precisa das propriedades de tração, incluindo o módulo de Young ( $E$ ), a tensão de escoamento ( $\sigma_y$ ) e o expoente de encruamento ( $n$ ), a partir dos dados de indentação cíclica. O método emprega um enfoque de tensão-deformação representativa aprimorado, que relaciona a resposta de indentação (carga e profundidade) com a curva de tensão-deformação real do material.

A relação entre a tensão representativa do material ( $\sigma_{IT}$ ) e a pressão de contato média ( $P_m$ ) é expressa como :

$$\sigma_{IT} = \frac{P_m}{\Psi} = \frac{F_{max}}{A_c \Psi} \quad (2.111)$$

Onde  $F_{max}$  é a carga máxima no ponto de descarga,  $A_c = \pi a^2$  é a área de contato da indentação, e  $\Psi = 3,0$  é o fator de restrição plástica.

A deformação representativa ( $\varepsilon_{IT}$ ) sob um indentador esférico é definida pela seguinte função :

$$\varepsilon_{IT} = \frac{\xi}{\sqrt{1 - (a/R)^2}} \frac{a}{R} \quad (2.112)$$

Nesta equação,  $R$  é o raio do indentador,  $a$  é o raio de contato considerando o efeito de *pile-up* ou *sink-in*, e  $\xi = 0,14$  é uma constante. A determinação do raio de contato  $a$  depende do expoente de encruamento  $n$  e da profundidade de contato  $h_c$ .

Para otimizar a precisão da tensão de escoamento, o modelo de lei de potência de Meyer é empregado. Este modelo empírico é utilizado para determinar o parâmetro do material  $\eta$  a partir de uma regressão linear dos dados de indentação em escala logarítmica:

$$\frac{F_{max}}{4a^2} = \eta \left( \frac{a}{R} \right)^{m-2} \quad (2.113)$$

A tensão de escoamento ( $\sigma_y$ ) é então calculada a partir de  $\eta$  usando uma equação empírica calibrada para a classe de aço específica :

$$\sigma_y = \beta_m \eta + c \quad (2.114)$$

Onde  $\beta_m$  e  $c$  são constantes que foram calibradas a partir de testes de tração convencionais. Essa abordagem aprimorada evita os erros induzidos pela deformação de Lüders. Após a determinação de  $\sigma_y$ , a curva de tensão-deformação verdadeira é extrapolada usando a função de lei de potência de Hollomon,  $\sigma = K(\varepsilon_{IT})^n$ , para obter o expoente  $n$ . Finalmente, o módulo de Young  $E$  é calculado a partir da rigidez de descarga :

$$E = \frac{1 - \nu^2}{\left( \frac{1}{E_r} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i} \right)} = \frac{1 - \nu^2}{\left( \frac{2ap}{S} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i} \right)} \quad (2.115)$$

Onde  $\nu$  é o coeficiente de Poisson do material em análise,  $S$  a rigidez de contato, e  $E_i$  e  $\nu_i$  são o módulo de Young e o coeficiente de Poisson do indentador. A precisão do método para as

propriedades de tração foi validada apresentando desvio máximo de  $\pm 6\%$ .

### Função Adimensional

O segundo passo da metodologia é o desenvolvimento de uma função adimensional para a pressão de contato crítica. De acordo com Cheng e Cheng (1998), a resposta de indentação pode ser expressa em termos de parâmetros adimensionais. A pressão de contato média,  $P_m$ , pode ser relacionada às propriedades do material e à geometria do indentador através da função dimensional geral :

$$\frac{P_m}{\sigma_y} = \Pi \left( \frac{E}{\sigma_y}, n, \frac{a}{R} \right) \quad (2.116)$$

A metodologia assume que a tenacidade à fratura pode ser determinada a uma profundidade de indentação crítica onde a pressão de contato,  $P_m^{cr}$ , atinge um valor máximo. Este ponto de indentação crítica ocorre quando a razão entre o raio da zona plástica e o raio de contato ( $c/a$ ) atinge um patamar. Neste momento, a dependência em relação a  $a/R$  é eliminada, simplificando a função para:

$$\frac{P_m^{cr}}{\sigma_y} = \Pi \left( \frac{E}{\sigma_y}, n \right) \quad (2.117)$$

Essa formulação estabelece a relação  $P_m^{cr}/\sigma_y$  como uma função do expoente de encruamento  $n$  e da razão  $E/\sigma_y$ , diferentemente do proposto por Jeon et al. (2017) que definiram um valor constante de 4,83. Para que a função fosse aplicada em diversos materiais, os autores realizaram 100 simulações de FEA, variando a tensão de escoamento e o expoente de encruamento.

Os resultados de FEA foram ajustados a uma função polinomial explícita, que é a base do modelo para determinar a pressão crítica :

$$\frac{P_m^{cr}}{\sigma_y} = A \left( \frac{E}{\sigma_y} \right) n^2 + B \left( \frac{E}{\sigma_y} \right) n + C \left( \frac{E}{\sigma_y} \right) \quad (2.118)$$

Onde os coeficientes A, B e C são, por sua vez, funções de  $E/\sigma_y$  :

$$A \left( \frac{E}{\sigma_y} \right) = a_1 \left( \frac{E}{\sigma_y} \right)^2 + a_2 \left( \frac{E}{\sigma_y} \right) + a_3 \quad (2.119)$$

$$B \left( \frac{E}{\sigma_y} \right) = b_1 \left( \frac{E}{\sigma_y} \right)^2 + b_2 \left( \frac{E}{\sigma_y} \right) + b_3 \quad (2.120)$$

$$C\left(\frac{E}{\sigma_y}\right) = c_1\left(\frac{E}{\sigma_y}\right)^2 + c_2\left(\frac{E}{\sigma_y}\right) + c_3 \quad (2.121)$$

Os valores dos coeficientes para indentadores de raio 0,25 mm e 0,50 mm foram apresentados no trabalho.

### Estimativa da Tenacidade à Fratura

A etapa final do processo é a estimativa da tenacidade à fratura, baseada no conceito de energia de indentação para a fratura (IEF). O modelo assume que a energia de indentação por unidade de área de contato, até a profundidade de indentação crítica ( $h_c^{cr}$ ), pode ser correlacionada com a energia de fratura do material dúctil, similar ao Integral-J ( $J_{IC}$ ). A profundidade crítica  $h_c^{cr}$  é identificada na curva de pressão de contato média ( $P_m$ ) versus profundidade de contato ( $h_c$ ). A energia de indentação crítica  $J_{IC, IIT}$  é calculada pela integral da pressão de contato com a profundidade :

$$J_{IC, IIT} = \lim_{h \rightarrow h_c^{cr}} \int_0^h P_m dh \quad (2.122)$$

Para materiais de alta resistência onde a fratura por clivagem ocorre com limitada deformação plástica, o valor do  $J_{IC}$  pode ser convertido para um fator de intensidade de tensão crítica ( $K_{JC}$ ) através da relação de deformação plana :

$$K_{JC, IIT} = \sqrt{\frac{E \cdot J_{IC, IIT}}{1 - \nu^2}} \quad (2.123)$$

Onde  $E$  é o módulo de Young e  $\nu$  o coeficiente de Poisson. Para a porção inicial da curva de indentação, que é essencialmente linear, o cálculo pode ser simplificado para :

$$K_{JC, IIT} = \sqrt{\frac{Ek}{\pi(1 - \nu^2)} \ln\left(\frac{2R}{2R - h_c^{cr}}\right)} \quad (2.124)$$

Onde  $k$  é a inclinação inicial da curva de carga-profundidade.

### 2.7.2 Resultados de Tenacidade à Fratura

Os parâmetros de tenacidade à fratura foram calculados para os aços testados e os resultados mostraram boa aproximação com relação aos ensaios convencionais conforme pode ser

observado na Figura 2.22

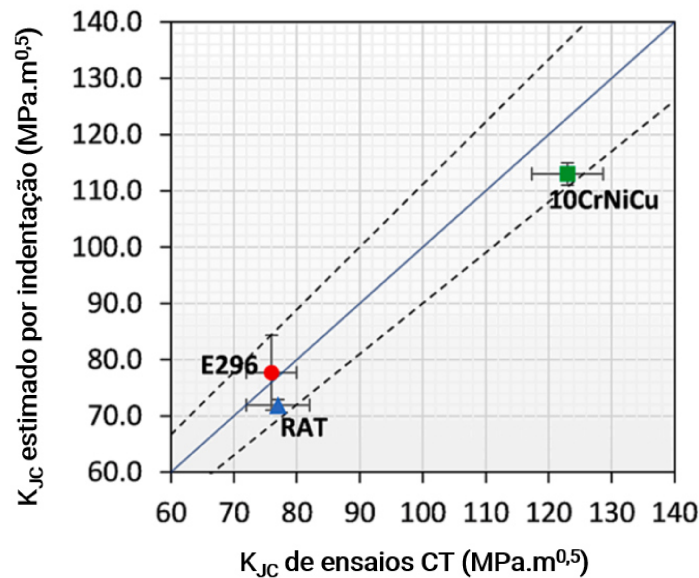


Figura 2.22: Comparação entre valores de tenacidade obtidos por ensaios convencionais e indentação (a linha tracejada indica um desvio de 10 %). Modificado de Yu et al. (2023).

Em uma avaliação do modelo, notam-se algumas fragilidades pois ele requer o levantamento de coeficientes para indentadores de diferentes diâmetros e a fração  $Pm/\sigma_y$  é altamente dependente de valores precisos de  $n$  e da razão  $E$  e  $\sigma_y$ , e  $E$  exige que a rigidez do equipamento seja alta.

## 2.8 Modelo da Energia Crítica de Indentação Modificado

Ainda em 2023, Li et al. (2023) apresentaram uma metodologia para avaliação da tenacidade à fratura e da energia de impacto de metais dúcteis propondo modificações no modelo de Energia Crítica de Indentação criado por Lee et al. (2006).

Inicialmente foram avaliados os estados de tensão e dos mecanismos de dano em três tipos de ensaios: de indentação esférica (SIT - *Spherical Indentation Test*), ensaios de fratura Modo I e ensaios de impacto Charpy. As análises foram realizadas utilizando elementos finitos (FEA) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

### 2.8.1 Desenvolvimento do Modelo

#### Mecanismo de Dano em Fratura Modo I e Impacto Charpy:

A análise de FEA mostrou uma região de alta triaxialidade de tensão ( $\sigma_{Tri} \geq 0,4$ ) na ponta da trinca para o ensaio de fratura Modo I e na ponta do entalhe V para o ensaio de impacto Charpy. A triaxialidade de tensão é definida pela equação (2.125):

$$\sigma_{Tri} = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \quad (2.125)$$

onde  $\sigma_m$  e  $\sigma_{eq}$  são as tensões hidrostática e equivalente de von Mises, respectivamente. As observações de MEV e dados da literatura confirmam que o dano nesta região é causado pela nucleação, crescimento e coalescência de microvazios sob um campo de tensão de tração. Este mecanismo é característico da fratura dúctil e é similar ao observado em testes de tração uniaxial.

### **Mecanismo de Dano na Indentação Esférica (SIT)**

A simulação por FEA demonstra que a região de dano sob a indentação esférica apresenta uma triaxialidade de tensão predominantemente negativa ( $\sigma_{Tri} \leq 0$ ). A tensão de cisalhamento máxima e a tensão de von Mises concentram-se em uma zona em forma de calota esférica, inclinada a um ângulo de aproximadamente 45° a 60° em relação ao eixo de carregamento. As observações microscópicas revelam a formação de vazios em forma de cunha nesta região com quase nenhuma ocorrência no centro da indentação. Este padrão de dano é o resultado de acúmulo de discordâncias sob a influência de tensões de cisalhamento elevadas, sendo similar ao dano por cisalhamento puro.

### **Suposições da Mecânica do Dano Contínuo (CDM)**

A abordagem se baseia na premissa de que o dano, seja por tração ou cisalhamento, pode ser caracterizado por uma variável de dano que representa a redução da área efetiva de suporte de carga. A teoria da mecânica do dano contínuo (CDM) é utilizada para estabelecer a relação entre o dano de tração e o dano de cisalhamento, assumindo que a energia de liberação de dano crítica ( $Y^*$ ) é uma constante do material, independentemente do estado de tensão. A variável de dano por tração ( $D_I$ ) e a de cisalhamento ( $D_{II}$ ) são definidas por:

$$D_I = 1 - \frac{E_{eff}}{E} \quad (2.126)$$

$$D_{II} = 1 - \frac{G_{eff}}{G} \quad (2.127)$$

onde  $E$  e  $G$  são os módulos de elasticidade e cisalhamento do material não danificado, e  $E_{eff}$  e  $G_{eff}$  são os módulos efetivos.

A energia de liberação de dano crítica para os modos de tração e cisalhamento são expressas, respectivamente, como:

$$Y_I^* = \frac{\sigma_C^2}{E(1 - D_I^*)} \quad (2.128)$$

$$Y_{II}^* = \frac{(1 + \nu)\tau_C^2}{E(1 - D_{II}^*)} \quad (2.129)$$

Assumindo que  $Y_I^* = Y_{II}^*$  e utilizando o critério de escoamento de von Mises, onde  $\sigma_C = \sqrt{3}\tau_C$ , os autores derivam a relação entre as variáveis de dano críticas:

$$\frac{1 - D_I^*}{1 - D_{II}^*} = \sqrt{\frac{3}{2(1 + \nu)}} \quad (2.130)$$

Esta equação permite correlacionar o valor da variável de dano de cisalhamento  $D_{II}^*$ , aplicável a SITs, a partir de um valor conhecido de  $D_I^*$ , obtido em ensaios de tração. Os autores adotam um valor conservador de  $D_I^* = 0,2$  para todos os materiais testados. Com este valor,  $D_{II}^*$  é calculado como 0,25.

### O Modelo CIE Modificado e o Cálculo da Tenacidade à Fratura

O modelo CIE original (LEE et al., 2006) calculava a tenacidade à fratura com base na energia de indentação,  $W_{IEF}$ :

$$W_{IEF} = \frac{1}{\pi a_C^2} \int_0^{h_C} P dh \quad (2.131)$$

A tenacidade à fratura  $K_{IC}$  era então determinada através da teoria de Griffith:

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{ES}{\pi} \ln \left( \frac{2R}{2R - h_C} \right)} \quad (2.132)$$

onde  $P$  é a carga,  $h$  é a profundidade de indentação,  $h_C$  é a profundidade crítica,  $R$  é o raio do indentedor,  $S$  é a inclinação da curva de carregamento e  $a_C$  é o raio de contato crítico. A principal fragilidade deste modelo residia na determinação imprecisa da profundidade crítica  $h_C$ .

Esse novo modelo propõe uma modificação no cálculo da profundidade crítica  $h_c$  corrigindo a fórmula de Oliver e Pharr (2004) que não considera a deformação plástica antes do descarregamento, para determinar o módulo de Young efetivo  $E_{eff}$  em cada ciclo de indentação. A nova formulação é:

$$E_{eff} = \frac{1 - \nu^2}{2a/L - (1 - \nu_{ind}^2)/E_{ind}} \quad (2.133)$$

com o raio de contato  $a$  dado por  $\sqrt{2Rh - h^2}$  e a inclinação da curva de descarga  $L$ . A relação entre  $\ln(E_{eff})$  e  $\ln(h)$  é linear. A profundidade crítica  $h_c$  é determinada como o ponto na curva de ajuste linear onde o módulo efetivo atinge o seu valor crítico,  $E_{eff}^* = E(1 - D_{II}^*)$ . Com  $D_{II}^*$  calculado a partir da Equação (2.130), é possível obter  $h_c$  e, consequentemente,  $K_{IC}$ .

Uma comparação do módulo de Young obtido pelo método modificado ( $E_{eff}$ ) e pelo método de Oliver-Pharr ( $E_{PO}$ ) em relação aos valores de teste de tração ( $E_T$ ) apresentou uma redução no erro de cálculo, de até -37.9% para menos de 6%. Estes resultados validaram a correção da fórmula de  $E_{eff}$  para considerar a deformação plástica. A precisão do  $E_{eff}$  é fundamental, pois é o parâmetro de entrada para a determinação da profundidade crítica  $h_c$ .

## Metodologia para a Avaliação da Energia de Impacto Absorvida

A segunda etapa da metodologia utiliza a tenacidade à fratura quasi-estática calculada para estimar a energia de impacto absorvida,  $KV_2$ . Esta etapa é construída a partir de duas correlações semi-empíricas.

### *Correlação entre Tenacidade Quasi-Estática e Dinâmica*

Conforme a análise de dano, os ensaios de fratura Modo I e de impacto Charpy compartilham o mesmo mecanismo de fratura. Assim, a tenacidade à fratura dinâmica ( $J_{ID}$ ) é correlacionada com a tenacidade quasi-estática ( $J_{IC}$ ) através da razão das tensões de escoamento dinâmicas e estáticas:

$$\frac{J_{ID}}{J_{IC}} = a \left( \frac{\sigma_{YD}}{\sigma_{YS}} \right) \quad (2.134)$$

onde  $\sigma_{YD}$  e  $\sigma_{YS}$  são as tensões de escoamento dinâmica e quasi-estática, respectivamente, e  $a$  é um coeficiente de proporção. Para os materiais testados, a razão média  $\sigma_{YD}/\sigma_{YS}$  foi de 1,258.

### *Correlação entre Tenacidade Dinâmica e Energia de Início de Trinca*



Com base em dados experimentais, os autores estabelecem uma relação empírica entre a tenacidade à fratura dinâmica ( $J_{ID}$ ) e a energia necessária para o início da trinca ( $KV_{2i}$ ) em um ensaio de impacto Charpy. A relação, obtida por ajuste de curva, é expressa como uma função polinomial de segunda ordem:

$$KV_{2i} = 0,00036J_{ID}^2 - 0,3127J_{ID} + 79,749 \quad (2.135)$$

A energia total de impacto absorvida,  $KV_2$ , é então calculada a partir da energia de início de trinca,  $KV_{2i}$ , usando uma razão constante  $\eta$ :

$$KV_{2i} = KV_2/\eta \quad (2.136)$$

Os testes experimentais revelaram um valor de  $\eta$  na faixa de 6,03% a 9,9%.

## 2.8.2 Resultados

### Comparação da Tenacidade à Fratura

O modelo CIE modificado ( $K_{ICM}$ ) foi comparado com o modelo CIE anterior ( $K_{ICP}$ ) e com os resultados dos testes de fratura Modo I ( $K_{ICT}$ ). A Tabela 2.3 demonstra uma melhoria na precisão, com o erro máximo reduzindo de 51,82% para 17,32%.

Tabela 2.3: Comparação de  $K_{ICM}$  com  $K_{ICP}$  e  $K_{ICT}$ .

Material	Nº.	$K_{ICT}$ (MPa · m <sup>0.5</sup> )	$K_{ICP}$ (MPa · m <sup>0.5</sup> )	$\frac{K_{ICP}-K_{ICT}}{K_{ICT}}$ (%)	$K_{ICM}$ (MPa · m <sup>0.5</sup> )	$\frac{K_{ICM}-K_{ICT}}{K_{ICT}}$ (%)
S30408	1	152,33	183,41	20,40	144,27	-5,29
	2	152,33	231,27	51,82	147,80	-2,97
SA508-3	1	171,13	231,14	35,07	175,90	2,78
	2	171,13	235,45	37,58	165,18	-3,47
Q345R	1	176,70	248,73	40,76	165,70	-6,23
	2	176,70	261,87	48,20	167,70	-5,09
18MnMoNbR	1	223,00	296,32	32,87	192,78	-13,55
	2	223,00	317,52	42,38	184,37	-17,32

### Comparação da Energia de Impacto Absorvida

A estimativa da energia de impacto absorvida ( $KV_2$ ) a partir dos SITs demonstrou uma

viabilidade, embora com precisão variável. Quando a razão  $\eta$  é baseada em um valor específico do próprio material, o erro máximo na estimativa foi de aproximadamente 27,4%. O fato de que a precisão da estimativa de  $KV_2$  é inferior à de  $K_{IC}$  decorre de sua natureza de correlação em cadeia, onde a precisão de cada etapa (da tenacidade à fratura quasi-estática para a dinâmica, e desta para a energia de impacto) se acumula. A variabilidade do parâmetro  $\eta$  (6,03% a 9,9%) sugere que um único valor constante pode não ser ideal e que a precisão poderia ser aprimorada utilizando-se um banco de dados mais abrangente.

A metodologia proposta representa um avanço na avaliação não destrutiva de propriedades mecânicas de metais dúcteis. O estudo diferencia os mecanismos de dano em ensaios de indentação (cisalhamento) e ensaios de fratura/impacto (tração) e utiliza esta distinção para fundamentar uma nova abordagem. O modelo CIE modificado demonstra maior precisão na estimativa da tenacidade à fratura, fornecendo resultados de tenacidade conservadores, o que é desejável na engenharia. A metodologia de correlação para a energia de impacto absorvida, embora menos precisa, confirma a viabilidade do método.

Baseada na revisão da literatura, foi realizada a escolha do modelo a ser estudado considerando sua universalidade, dificuldades computacionais e de aplicação para determinação dos parâmetros para o cálculo da tenacidade à fratura. Outro fator importante considerado na escolha foi a aderência aos conceitos da teoria da mecânica da fratura. O modelo ERR apresentado por Zhang, Wang e Wang (2019b) foi o que atendeu essas premissas.

# Capítulo 3

## Procedimento Experimental

### 3.1 Materiais Utilizados

Para execução do estudo foram selecionados aços de baixa liga comumente utilizados na indústria e que requerem um certo nível de tenacidade para sua aplicação. Durante a seleção foram priorizados materiais com espessuras suficientes para realização de ensaios convencionais de tenacidade à fratura, entre 15 e 30 mm. Quando essa necessidade não era atendida, valores de tenacidade da literatura foram utilizados como referência para comparação dos resultados.

O aço AISI 4340, devido à sua alta temperabilidade, foi utilizado com diferentes tratamentos térmicos a fim de se obter valores de dureza e de tenacidade permitindo a avaliação desta como influência exclusiva do tipo de microestrutura e consequentemente dos parâmetros de resistência na avaliação da aplicabilidade do modelo ERR na previsão da tenacidade à fratura. Foram aplicados quatro tratamentos, todos iniciando com austenitização a 870 °C, seguidos de revenimento a 660, 600, 500 e 420 °C, para atingir durezas aproximadas de 28, 32, 40 e 45 HRC respectivamente.

Outros aços de aplicação do setor de óleo e gás também foram selecionados, como o AISI 4130M, API X65, X80 e X100.

Ainda, para entender os limites do modelo analisado, foram estudados outros materiais com diferentes composições químicas e microestruturas como o AISI 304 e o alumínio AA7050-T7451, este último de aplicação aeronáutica.

No caso do alumínio, foram utilizados os resultados de tenacidade da literatura.

### 3.1.1 Análise de Composição Química

A análise de composição química dos materiais foi realizada utilizando um espectrômetro de emissão óptica por descarga luminescente da fabricante LECO, modelo GDS 500, com resolução de 0,001 % em peso. Foi realizada uma queima por amostra e três valores de composição química foram coletados. Para tanto uma amostra foi retirada dos materiais como recebidos (chapa, tubo ou barra). As superfícies de teste e também as opostas a elas foram retificadas por meio de uma retífica Yadoya RG-280 com rotação máxima de 3400 rpm e rebolo do tipo copo reto AA46k6V com dimensões 177,8 x 76,2 x 76,2 mm<sup>3</sup>.

### 3.1.2 Análise Microestrutural

Para cada material, amostras foram retiradas e embutidas em baquelite; lixadas com lixa abrasiva SiC de 220, 600 e 1200 *mesh*, utilizando uma lixadora Arotec E. Posteriormente foram polidas utilizando-se pastas de diamante com granulometrias médias de 9, 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$ , em uma polidora Arotec VV. O acabamento superficial final foi obtido por polimento com sílica coloidal. Entre cada etapa de lixamento e polimento as amostras passaram por banho ultrassônico com álcool etílico por cinco minutos. Após o procedimento de preparação superficial, foi realizado o ataque químico para a revelação das microestruturas utilizando os reagentes Nital para os aços ARBL, Vilella para o aço AISI 304 e o reagente de Keller para o alumínio AA7050-T7451 (JúNIOR, 2015).

As análises microestruturais foram realizadas utilizando microscopia óptica em um equipamento da marca Olympus, modelo BX51M, equipado com uma câmera digital Zeiss, modelo AxioCam ICc5 para registro das imagens.

## 3.2 Ensaios Mecânicos

### 3.2.1 Ensaios de Dureza

Para medição de dureza foram utilizadas amostras com dimensões aproximadas de 65x25x10 mm, as quais foram retificadas para garantir planicidade e paralelismo entre as faces. Posteriormente as superfícies foram lixadas com lixas de 300, 600 e 1200 *mesh* e polidas com soluções de diamante com tamanhos de partícula de 9, 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$ , obtendo-se assim um aspecto espelhado.

Foram realizadas cinco medições por amostra, utilizando um durômetro Stiefelmeyer, mo-

delo KL-4, seguindo as recomendações da norma ASTM E92 (2017) para dureza Vickers. A carga utilizada foi de 10 kgf (HV10) com tempo de aplicação de 15 segundos. As conversões para dureza Rockwell C (HRC) foram realizadas de forma automática pelo próprio equipamento seguindo os padrões da norma ISO 18265 (2013).

### 3.2.2 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram executados conforme norma ASTM E8/E8M-13a em corpos de prova cilíndricos. Foi utilizada uma máquina de ensaio universal servo-hidráulica da fabricante Instron®, modelo 8801 com capacidade de 100 kN. Todos os testes foram executados à temperatura de 22 °C e com taxa de carregamento de 1 mm/min. A deformação até a carga máxima foi medida usando um extensômetro axial do mesmo fabricante, modelo 2620-601, com leitura máxima de  $\pm 5$  mm e sensibilidade de  $2,5 \pm 20\%$  mV/V. Após a remoção do extensômetro, a deformação continuou a ser medida com o LVDT do sistema de teste.

### 3.2.3 Ensaios de Tenacidade à Fratura

Os CPs de tenacidade à fratura foram retirados de segmentos de chapas e dutos utilizando eletroerosão à fio e preparados de acordo com a norma ASTM E399 (2023). A Tabela 3.1 abaixo apresenta a forma original de cada material e as orientações nas quais foram extraídos.

Tabela 3.1: Material de Origem dos CPs de Tenacidade.

Material	Origem	Dimensões (mm)	Orientação
AISI 4340	Chapa	500 x 500 x 30	T-L
AISI 4130M	Duto	$D_{ext} = 204$ , $e = 38$	C-R e L-R
AISI 304	Chapa	305 x 200 x 50	T-L
API X65	Duto	$D_{ext} = 610$ , $e = 26$	L-C
API X80	Duto	$D_{ext} = 812$ , $e = 32$	L-C
API X100	Duto	$D_{ext} = 508$ , $e = 16$	L-C
AA7050 <sup>1</sup>	Chapa	1000 x 1000 x 50	T-L e L-T

<sup>1</sup> Dados retirados de Júnior (2015).

A Figura 3.1 ilustra as diferentes orientações dos CPs de tenacidade de acordo com a geometria original dos materiais (dutos e chapas).

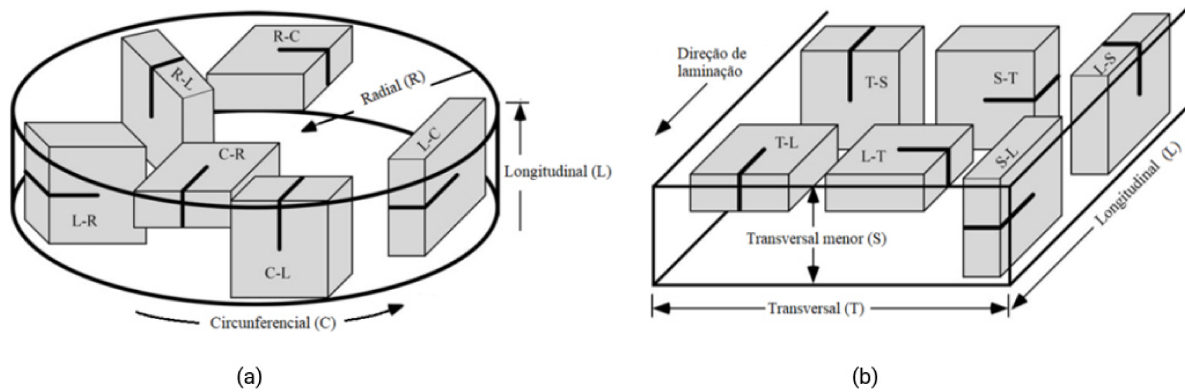


Figura 3.1: Orientações dos CPs de tenacidade de acordo com as geometrias de dutos (a) e chapas (b).

Ensaios para obtenção dos valores de  $J_{IC}$  foram realizados de acordo com a norma ASTM E1820 (2023) utilizando corpos de prova do tipo C(T) e SE(B) conforme mostrado nas Figuras 3.2 e 3.3 e na Tabela 3.2. Foi mantida a razão entre o comprimento inicial da trinca e a largura  $a_0/W = 0,5$ , e entalhes laterais com seção líquida  $B_N = 0,8B$ .

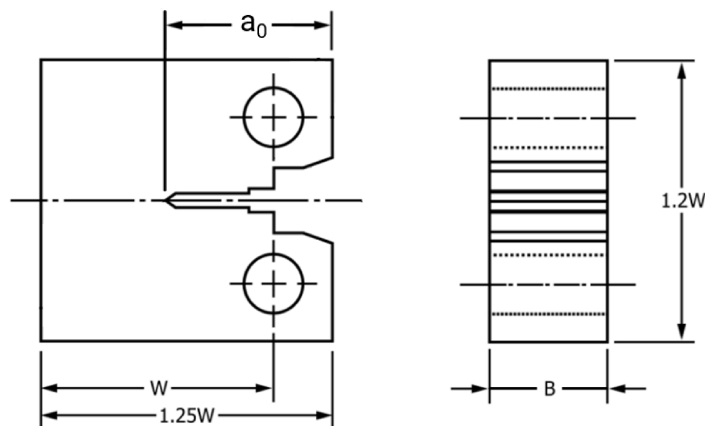


Figura 3.2: Corpo de prova tipo C(T). Adaptado de ASTM E1820 (2023).

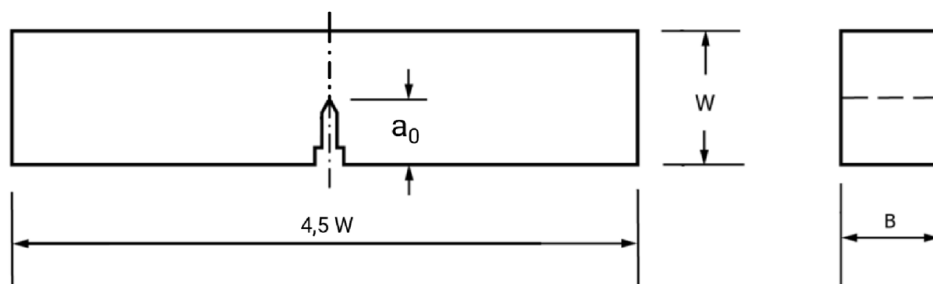


Figura 3.3: Corpo de prova tipo SE(B). Adaptado de ASTM E1820 (2023).

Tabela 3.2: Tipos de CPs de Tenacidade à Fratura

Material	Tipo de CP	W (mm)	B (mm)
AISI 4340	C(T)	26	13
AISI 4130M	SE(B)	26	13
AISI 304	C(T)	95	38
API X65	SE(B)	45	22,5
API X80	SE(B)	50	25
API X100	SE(B)	30	15
AA7050 <sup>1</sup>	C(T)	12	6

<sup>1</sup> Dados retirados de Júnior (2015).

O método de corpo de prova único com múltiplos ciclos de carregamentos e descarregamentos foi utilizado. Para a medição do tamanho da trinca foi utilizada a técnica da variação da flexibilidade elástica do corpo de prova utilizando um extensômetro da marca Instron®, modelo CP117855, com leitura máxima de deformação de 4 mm e resolução de 0,01  $\mu\text{m}$ . No caso dos aços API e AISI 304 foi utilizado um extensômetro do fabricante Epsilon®, modelo 3541 com abertura máxima de 12 mm e resolução de 0,1  $\mu\text{m}$ . Ao final do ensaio de tenacidade, os corpos de prova foram aquecidos a 450 °C por 30 minutos (*heat tinting*), fadigados e resfriados ao  $N_2$  e completamente fraturados para a medição do tamanho de trincas inicial e final medidas na superfície de fratura para o cálculo final e validação de  $J_Q$  como  $J_{IC}$ . O aço AISI 304 foi excepcionalmente fadigado e fraturado a temperatura ambiente. Os ensaios foram realizados na mesma máquina universal de ensaios utilizada para obter os parâmetros de resistência à tração.

A caracterização dos micromecanismos de propagação das trincas foi realizada via microscopia eletrônica de varredura (MEV) em um microscópio Zeiss do tipo FEG, modelo SUPRA 40.

### 3.2.4 Ensaios de Indentação Instrumentada

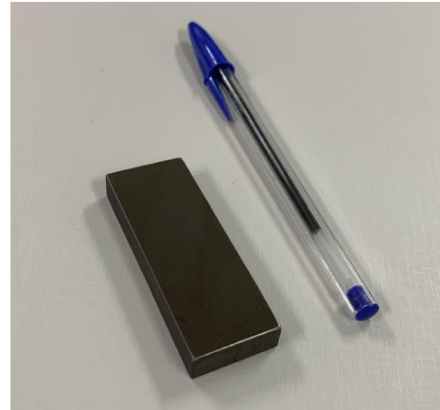
Para os testes de indentação instrumentada visando determinar a tenacidade à fratura,  $J_{IC-SIT}$ , foram utilizadas amostras semelhantes às apresentadas anteriormente para os ensaios de dureza.

As indentações foram realizadas utilizando o equipamento descrito em Haggag et al. (1998) com três diâmetros diferentes de indentador: 0,508 mm, 0,7615 mm e 1,5748 mm. Foram realizados entre 8 e 12 ciclos de carga-descarga, todos configurados para uma profundidade máxima de indentação correspondente a 24% do raio do indentador. Para cada diâmetro de indentador foram conduzidos três ensaios.

A Fig. 3.4 mostra o equipamento e uma das amostras utilizados nos ensaios de indentação.



(a)



(b)

Figura 3.4: Equipamento (a) e amostra (b) utilizados nos ensaios de indentação.



# Capítulo 4

## Resultados e Discussões

### 4.1 Análise de Composição Química

As Tabelas 4.1 e 4.2 mostram os resultados das análises de composição química dos materiais estudados.

Tabela 4.1: Composição química dos aços estudados (% em peso).

Material	AISI 4340	AISI 4130M	AISI 304	API X65	API X80	API X100
C	0,4700	0,2900	0,0220	0,0431	0,0755	0,0756
Mn	0,7230	0,7690	1,1060	1,4300	1,7600	1,8700
Cr	0,7910	1,4800	17,5200	0,1500	0,1010	0,3350
Ni	1,7200	0,1260	8,2150	0,0352	0,2370	0,0351
Mo	0,3110	0,6910	0,0890	0,0050	0,1320	0,1940
Si	0,3300	0,3150	0,3420	0,3440	0,2250	0,3130
P	0,0118	0,0139	0,0220	0,0131	0,0147	0,0138
S	0,0011	0,0032	0,0080	0,0017	0,0040	0,0011
Al	0,0268	0,0383	0,0020	0,0245	0,0234	0,0289
Cu	0,0978	0,2160	0,1000	0,0180	0,0192	0,0117
Nb	0,0069	0,0239	-	0,0427	0,0343	0,0398
Ti	0,0167	0,0042	0,0130	0,0202	0,0155	0,0181
W	0,0301	-	0,0050	-	-	-
V	0,0060	0,0097	0,1170	0,0034	0,0015	0,0029
B	0,0015	0,0013	-	0,0007	0,0010	0,0012

Tabela 4.2: Composição química do alumínio AA7050-T7451 (% em peso). Modificado de Júnior (2015).

Cu	Mg	Mn	Zn	Fe	Ti	Si	Cr	Al	Li	Zr
2,25	1,896	0,01	6,02	0,05	0,03	0,04	0,01	Base	ND	0,10

Os resultados dos aços mostram boa proximidade às especificações da *American Iron and Steel Institute* (AISI) e, nos casos dos aços API, a porcentagem dos elementos de liga encontram-se dentro dos limites indicados pela *American Petroleum Institute* (API) conforme pode ser observado nas Tabelas 4.3 e 4.4 abaixo.

Tabela 4.3: Limites, em porcentagem, dos elementos de liga dos aços AISI 4340, AISI 4130 e AISI 304 de acordo com Metals Handbook (1990).

AISI	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V
4340	0,38-0,43	0,60-0,80	0,035	0,040	0,15-0,35	1,65-2,00	0,40-0,60	0,20-0,30	-
4130	0,28-0,33	0,40-0,60	0,035	0,040	0,15-0,35	-	0,80-1,10	0,15-0,25	-
304	0-0,08	0-2,0	0-0,045	0-0,03	0-0,1	8,0-12,0	18,0-20,0	-	-

Tabela 4.4: Limites máximos, em porcentagem, dos elementos de liga dos aços API X65, API X80 e API X100 (API Specification 5L (2013)).

API	C	Si	Mn	P	S	V + Nb + Ti
X65	0,18	0,45	1,70	0,025	0,015	$\leq 0,15$
X80	0,18	0,45	1,90	0,025	0,015	$\leq 0,15$
X100	0,16	0,45	1,90	0,020	0,010	$\leq 0,15$

## 4.2 Análise Microestrutural

A seguir são apresentadas as microestruturas dos diferentes aços e liga de Al AA7050 T7451 a luz da microscopia ótica, com o intuito de brevemente apresentar os aspectos microestruturais gerais, pois a análise detalhada destas foge do escopo desse trabalho.

As Figuras 4.1 a 4.4 apresentam as microestruturas das amostras do aço AISI 4340, respectivamente na condição da austenitização 10 min (1 min/mm) na temperatura de encharque de 870 °C, sendo em seguida resfriadas em óleo. Posteriormente foram submetidas ao tratamento térmico de revenido, em que se variou tanto a temperatura quanto o tempo de encharque em forno para obtenção das durezas de 28, 32, 40 e 45 HRC, conforme recomendações da Villares Metals S/A. A microestrutura é constituída de martensita revenida (40 e 45 HRC), Figuras 4.3 e 4.4, e de martensita decomposta em ferrita mais cementita (28 e 32 HRC), Figuras 4.1 e 4.2, sendo que nesses dois aços é possível a observância de ilhas de ferrita poligonal.

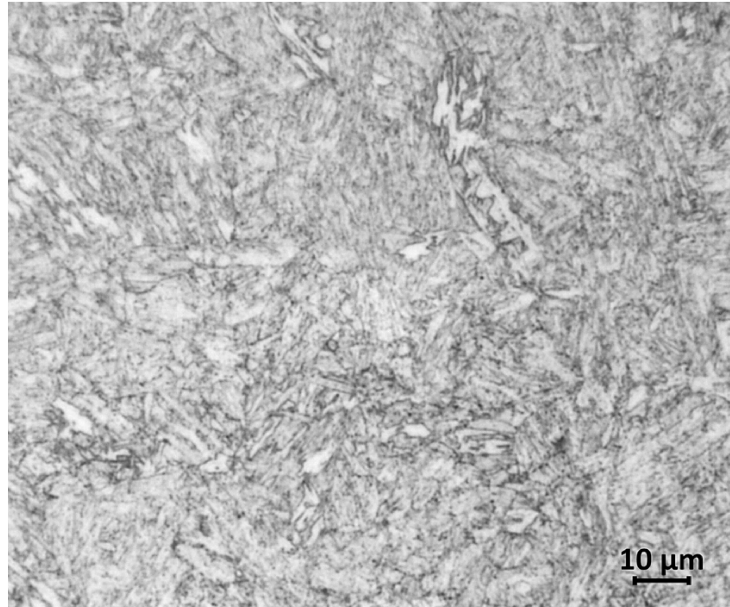


Figura 4.1: Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4340 (28 HRC). Ataque: Nital 2%.

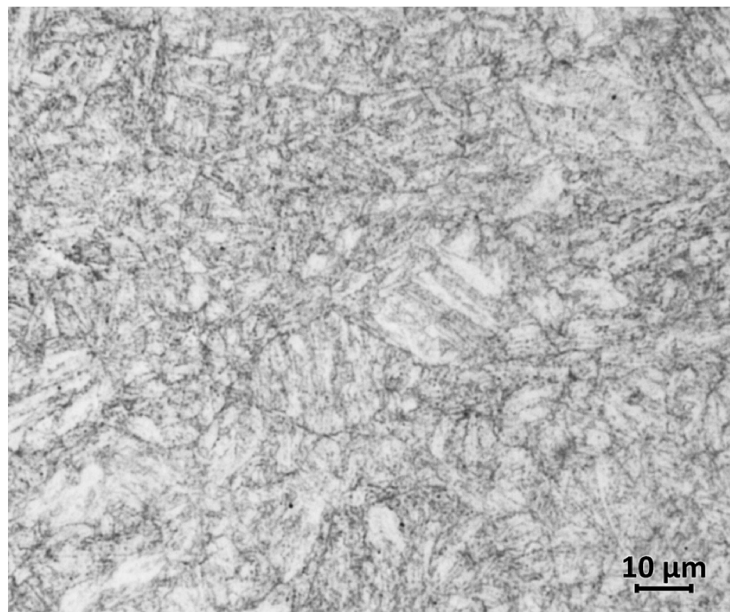


Figura 4.2: Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4340 (32 HRC). Ataque: Nital 2%.

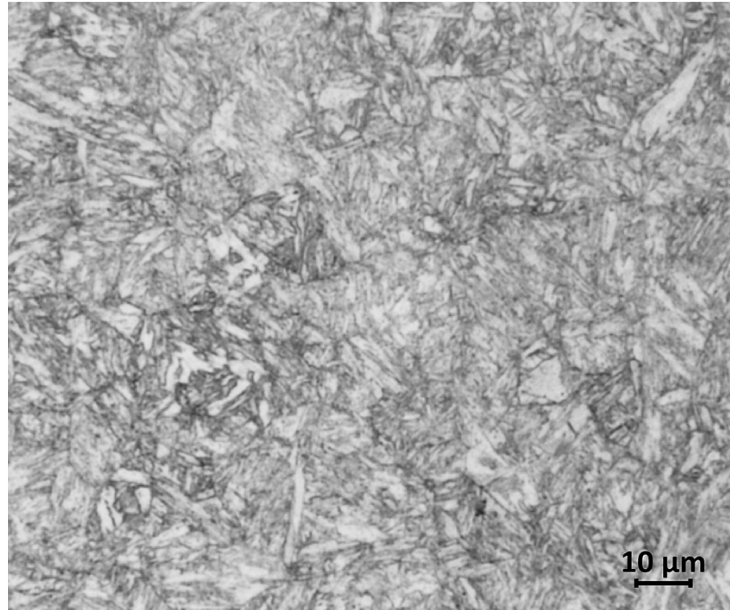


Figura 4.3: Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4340 (40 HRC). Ataque: Nital 2%.

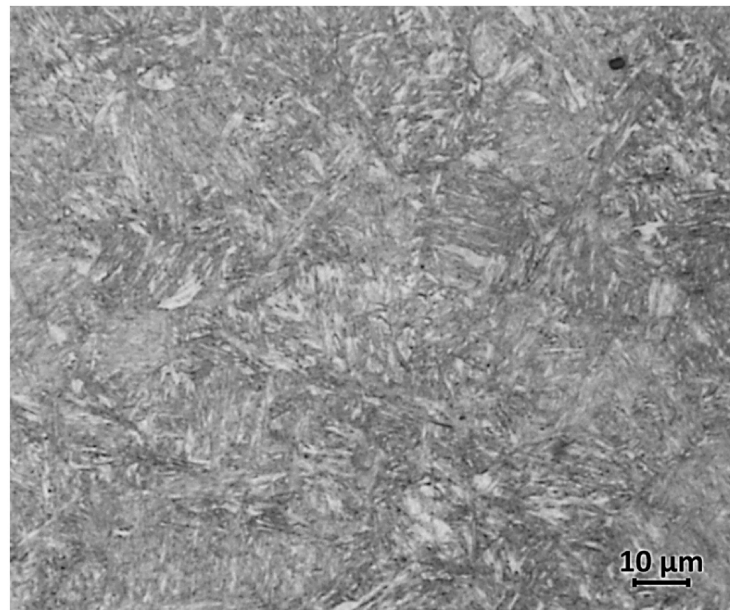


Figura 4.4: Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4340 (45 HRC). Ataque: Nital 2%.

A matriz microestrutural do aço AISI 4130M é predominantemente martensítica/bainítica com a presença de grãos de ferrita dispersos conforme pode ser observado na Figura 4.5 abaixo.

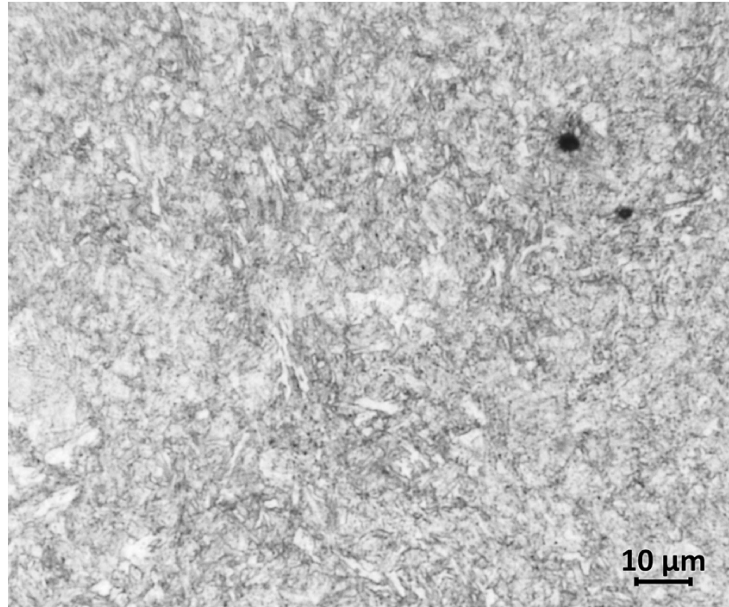


Figura 4.5: Microestrutura da seção transversal do aço AISI 4130M. Ataque: Nital 2%.

Na microestrutura do aço AISI 304 pode-se observar uma matriz austenítica com ferrita delta.

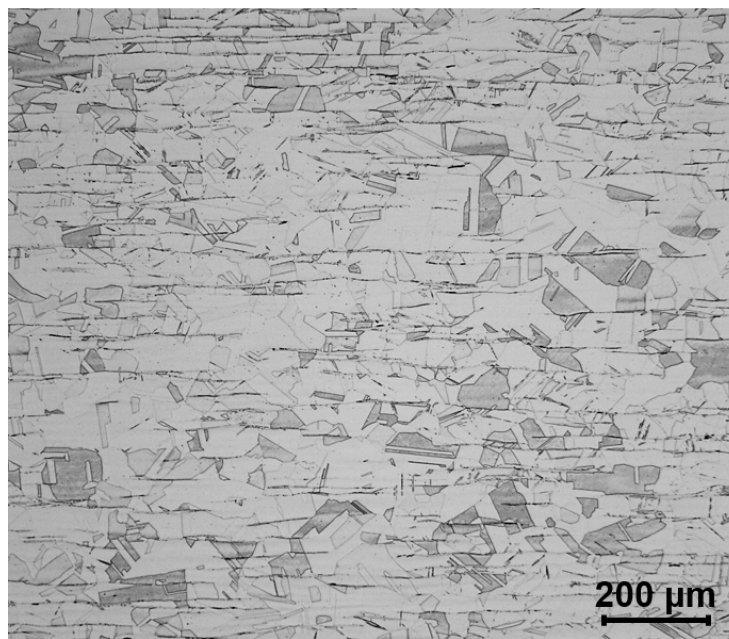


Figura 4.6: Microestrutura da seção transversal do aço AISI 304. Ataque: ácido hidrocloreídrico (119 ml) + ácido nítrico (12 ml) + água destilada (119 ml).

As Figuras 4.7 a 4.9 apresentam as microestruturas dos aços API X65, X80 e X100. O aço API X65 apresenta microestrutura de ferrita com agregados eutetóides não definidos na luz do MO, enquanto o aço API X80 apresenta microestrutura de ferrita com pequena quantidade de bainita. O aço API X100 apresenta microestrutura composta de bainita e martensita.

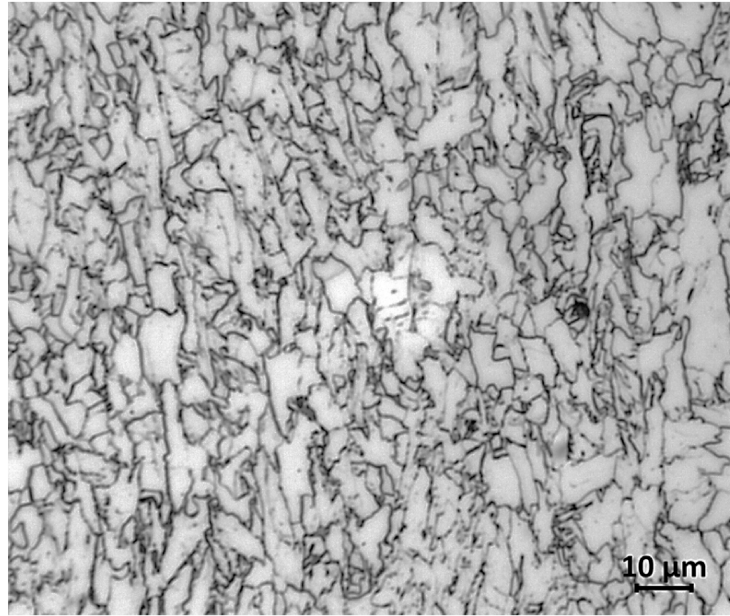


Figura 4.7: Microestrutura da seção transversal do aço API X65.

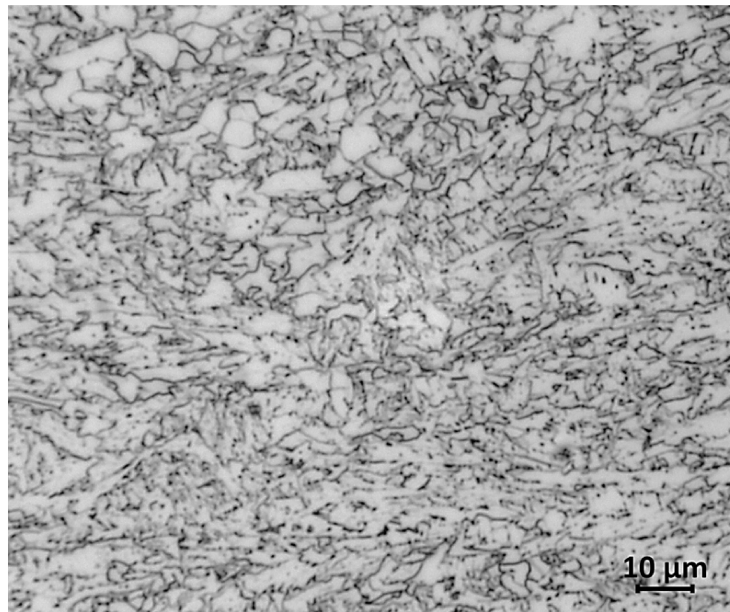


Figura 4.8: Microestrutura da seção transversal do aço API X80.

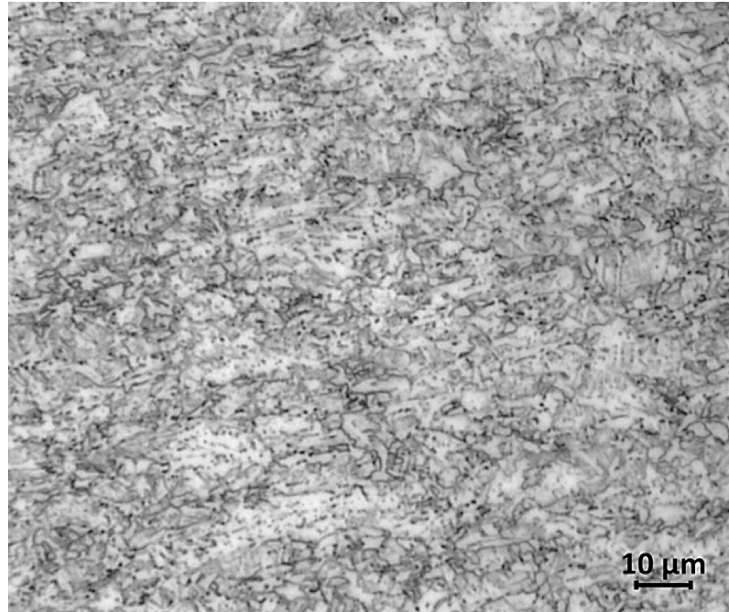


Figura 4.9: Microestrutura da seção transversal do aço API X100.

A Figura 4.10 apresenta a microestrutura da liga 7050-T7451, composta de grãos da fase  $\alpha$  alongados na direção de laminação, bem como precipitados grosseiros ao longo dos contornos.

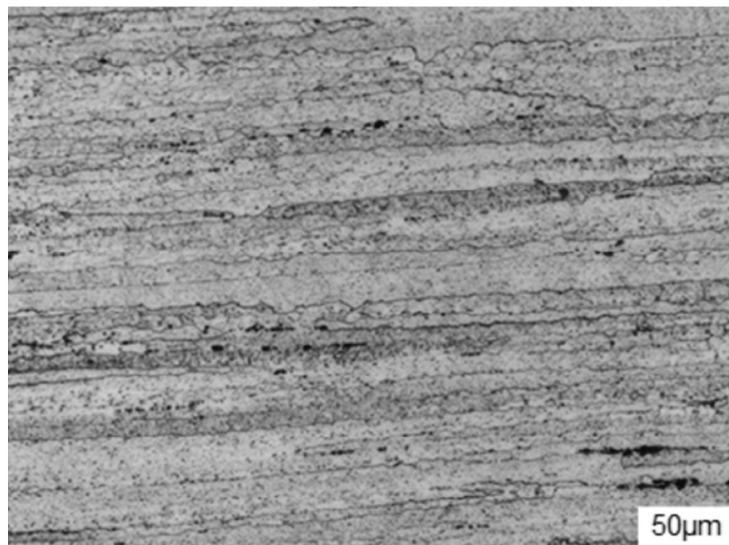


Figura 4.10: Microestrutura da seção transversal do alumínio AA7050-T7451. Modificado de Júnior (2015).

### 4.3 Ensaios de Dureza

A Tabela 4.5 mostra os resultados de dureza Vickers (HV10) obtidos conforme a norma ASTM E92 (2017).

Tabela 4.5: Dureza HV10 dos materiais estudados. Média e desvio padrão ( $s$ ).

Material	Média	$s$
AISI 4340 (28 HRC)	286,0	5,6
AISI 4340 (32 HRC)	323,4	8,7
AISI 4340 (40 HRC)	399,2	8,3
AISI 4340 (45 HRC)	447,1	5,5
AISI 4130M	284,4	2,3
AISI 304 *	170,4	10,7
API X65	200,8	0,6
API X80	198,6	3,1
API X100	309,5	6,7
AA7050-T7451 *	101,3	1,4

\* HV5.

## 4.4 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados para se obter valores de referência para os ensaios convencionais de tenacidade à fratura. A Tabela 4.6 mostra os valores médios e respectivos desvios padrão ( $s$ ) do módulo de elasticidade ( $E$ ), limite de escoamento ( $\sigma_{esc}$ ) e limite de resistência ( $\sigma_{res}$ ). Por questões de disponibilidade de materiais e/ou equipamentos, diferentes números de corpos de prova foram ensaiados.

Tabela 4.6: Propriedades de tração dos materiais estudados.

Material	Qtde CPs	$E$ (GPa)		$\sigma_{esc}$ (MPa)		$\sigma_{res}$ (MPa)	
		Média	$s$	Média	$s$	Média	$s$
AISI 4340 (28 HRC)	3	212	2,4	776	5,4	912	4,2
AISI 4340 (32 HRC)	5	210	8,1	993	12,2	1074	35,9
AISI 4340 (40 HRC)	5	208	1,9	1153	0,9	1248	2,7
AISI 4340 (45 HRC)	5	204	1,3	1354	8,9	1510	7,4
AISI 4130M	5	210	1,0	776	6,6	848	7,1
AISI 304	3	182	18,1	236	2,2	663	9,9
API X65	1	211	-	507	-	549	-
API X80	1	205	-	532	-	619	-
API X100	1	230	-	751	-	784	-
AA7050-T7451	3	73	1,7	480	2,5	538	0,8



## 4.5 Ensaios de Tenacidade à Fratura - Curva J-R

A Figura 4.11 ilustra uma montagem típica para os ensaios de tenacidade utilizando corpos de prova SE(B) e C(T).

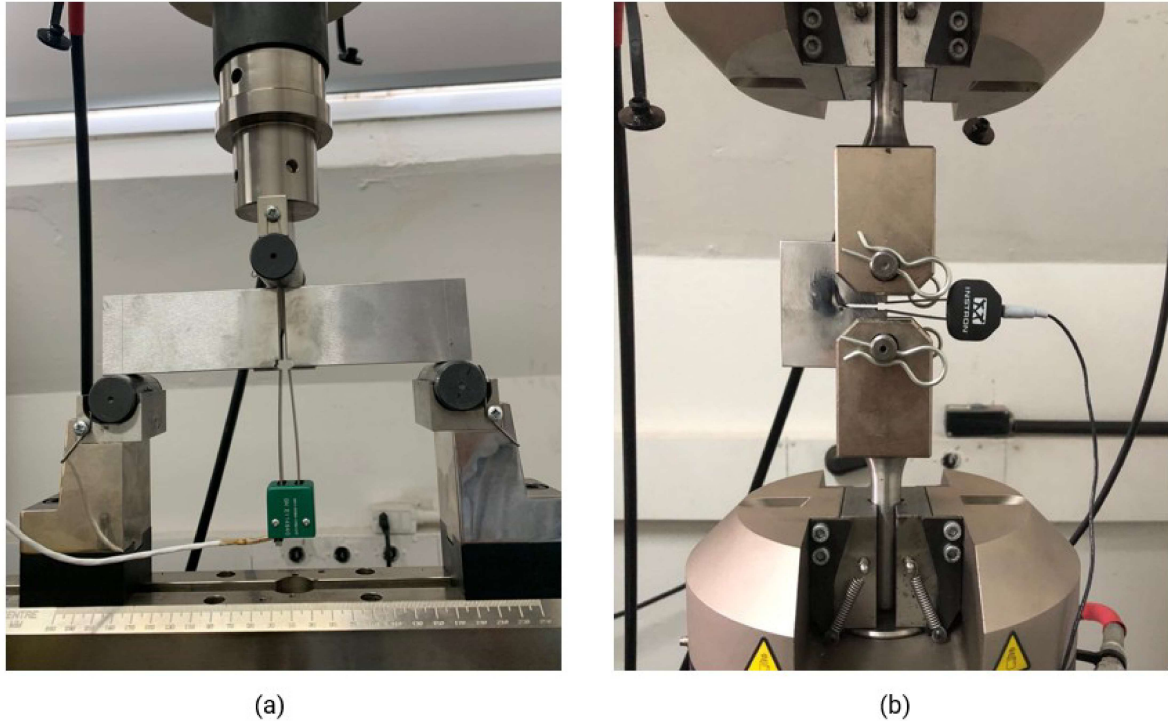


Figura 4.11: Exemplos de montagem para ensaios com CPs tipo (a) SE(B) e (b) C(T).

A Figura 4.12 abaixo mostra um exemplo de curvas do ensaio para obtenção de  $J - \Delta a$  e o valor de  $J_{IC}$ . Somente os pontos localizados entre as linhas de exclusão em  $\Delta a = 0,15$  e  $1,5$  mm foram utilizados para obtenção da curva J-R e consequentemente  $J_{IC}$ .

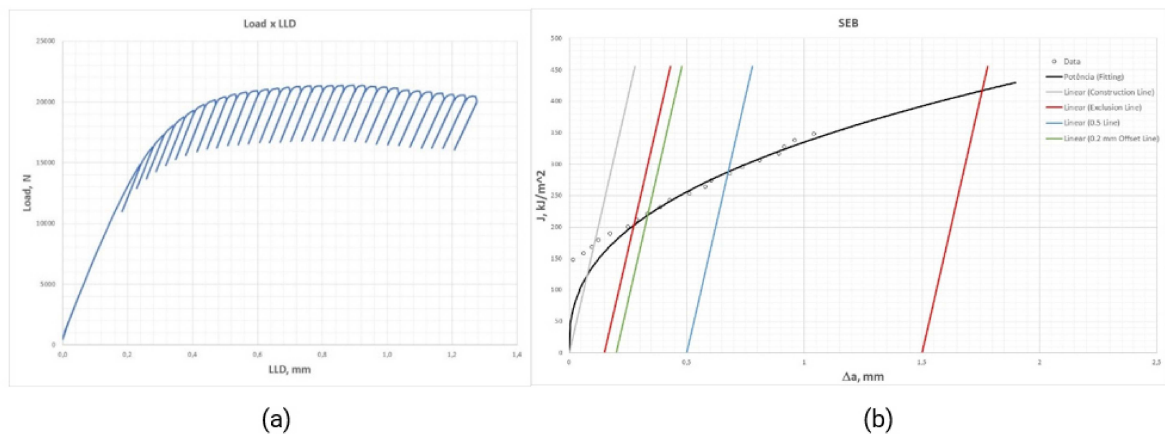


Figura 4.12: Exemplo de curvas (a) Carga vs Deslocamento e (b) Curva  $J - \Delta a$ , do aço AISI 4130M, CP tipo SE(B), direção C-L e temperatura ambiente.  $J_{IC} = 220 \text{ kJ/m}^2$ .

A Figura 4.13 abaixo mostra as duas partes do CP rompido do aço API X100 sendo a da esquerda indicando as medições de pré-trinca de fadiga (cor laranja) e logo acima as medições da trinca final (cor azul).

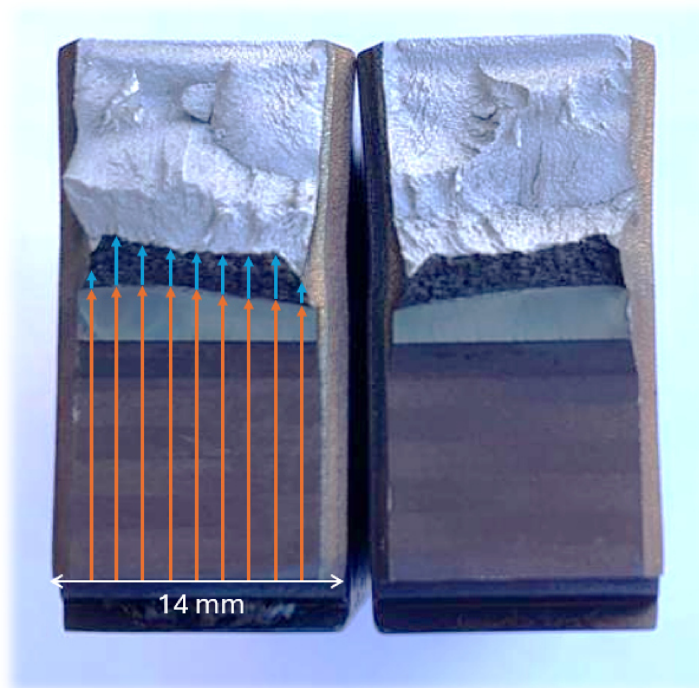


Figura 4.13: CP SE(B) rompido API X100 e esquema representativo das medições das trincas inicial (de fadiga) e final (propagada estavelmente durante o ensaio).

Para os materiais, geometrias e dimensões adotadas, considerando todos os testes e validações da ASTM E1820 (2023), foram obtidos valores de  $J_{IC}$  de acordo com a Tabela 4.7. É importante entender que o valor de  $K_{JIC}$  corresponde simplesmente ao valor da *Integral – J* no início da propagação estável da trinca e não corresponde ao valor de  $K_{IC}$  conforme prescrito pela norma ASTM E399 (2023), que representa o início da propagação instável da trinca. Conforme mencionado por Zhu e Joyce (2012),  $K_{IC}$  e  $J_{IC}$  são definidas de forma diferente pelas duas normas supracitadas, tornando a relação entre elas impossível. Neste trabalho foi utilizado o parâmetro  $K_{JIC}$ , considerando que a tenacidade à fratura foi medida através de  $J_{IC}$  e do método da norma ASTM E1820 (2023). Para encontrar os valores de  $K_{JIC}$  em  $(MPa\sqrt{m})$  a partir dos resultados de  $J_{IC}$  em  $(J/mm^2)$  foi utilizada a relação  $K_{JIC} = \sqrt{\frac{E}{(1-\nu^2)}} J_{IC}$  conforme indicado no Anexo 9 da norma ASTM E1820 (2023).

Para os aços API X65, X80 e o alumínio não foi possível obter ensaios válidos devido à ocorrência de delaminação ou propagação instável da trinca. Desta forma, foram buscados valores na literatura para comparar com os resultados de indentação conforme indicado na Tabela

4.7 abaixo.

Tabela 4.7: Resultados de ensaios convencionais de tenacidade à fratura (média e desvio padrão "s").

Material	Qtde CPs	$J_{IC}$ ( $J/mm^2$ )		$K_{JIC}$ ( $MPa\sqrt{m}$ )	
		Média	s	Média	s
AISI 4340 (28 HRC)	4	172	15,8	200	9,1
AISI 4340 (32 HRC)	3	122	2,2	167	1,5
AISI 4340 (40 HRC)	3	57	1,4	114	1,4
AISI 4340 (45 HRC) <sup>(1)</sup>	3	45 <sup>(5)</sup>	2,4	101	5,3
AISI 4130M <sup>(2)</sup>	3	199	2,6	214	1,4
AISI 304	2	593	33,6	344	9,8
API X65 <sup>(3)</sup>	6	424	82,3	308	29,7
API X80 <sup>(3)</sup>	3	392	81,4	294	29,9
API X100	1	498	-	315	-
AA7050-T7451 <sup>(4)</sup>	6	11 <sup>(5)</sup>	3,2	29	4,2

<sup>(1)</sup> Ensaios realizados por Rodrigues (2020).

<sup>(2)</sup> Ensaios realizados por Melo (2019).

<sup>(3)</sup> Dados retirados de Shuai (2013).

<sup>(4)</sup> Dados retirados de Yurtoğlu (2013).

<sup>(5)</sup> Nesses casos os valores de  $J_{IC}$  foram obtidos a partir da obtenção de  $K_{JIC}$ .

### 4.5.1 Análises Fractográficas

Lembrando que um dos objetivos da tese é a verificação dos limites da aplicabilidade da metodologia ERR, e conforme citado na revisão bibliográfica, a aplicação do modelo ERR para cálculo da tenacidade à fratura via indentação instrumentada é direcionada para materiais cuja fratura acontece por coalescência de micro vazios, mesmo sendo instável. Desta forma, as regiões de fratura no ensaio foram analisadas via MEV para confirmação e, de fato, foram encontrados micro vazios, ou *dimples*, nestas regiões.

Nas Figuras 4.14 a 4.20 foram indicadas as diferentes regiões de análise sendo elas a de pré-trinca de fadiga (1), propagação estável da trinca (2) e fratura criogênica (3), esta última gerada apenas para separar as partes dos CPs. Pode-se observar também nas fotos com maior aumento (à direita) a presença de *dimples*, indicados por setas.



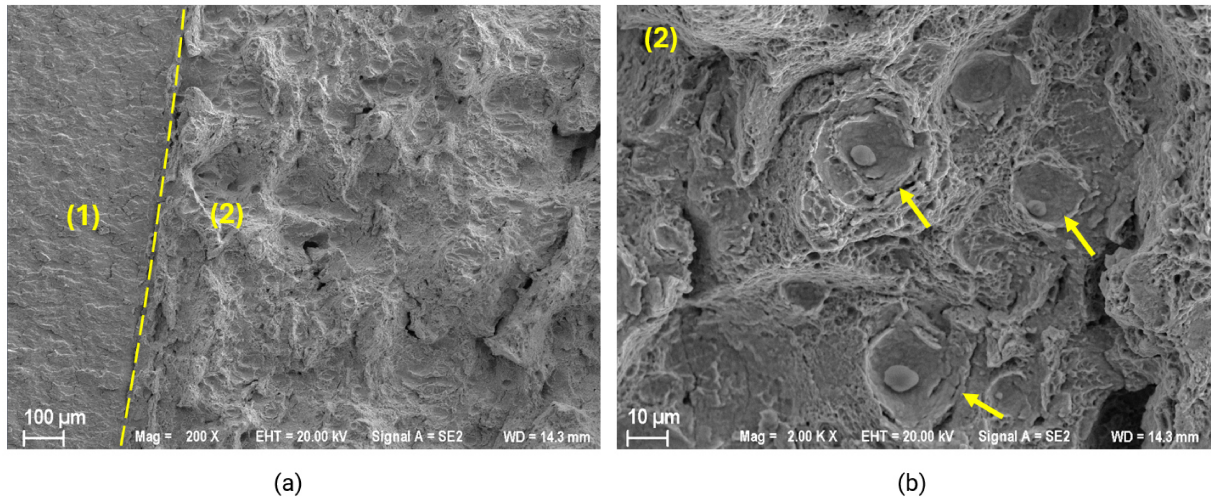


Figura 4.14: Fractografia AISI 4340 28HRC (a) e (b).

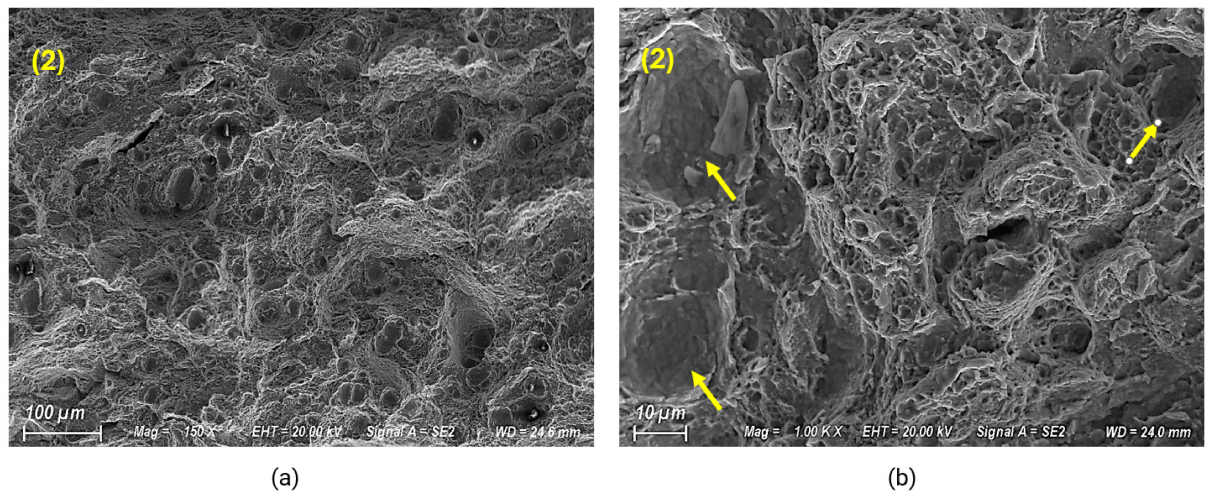


Figura 4.15: Fractografia AISI 4340 32HRC (a) e (b).

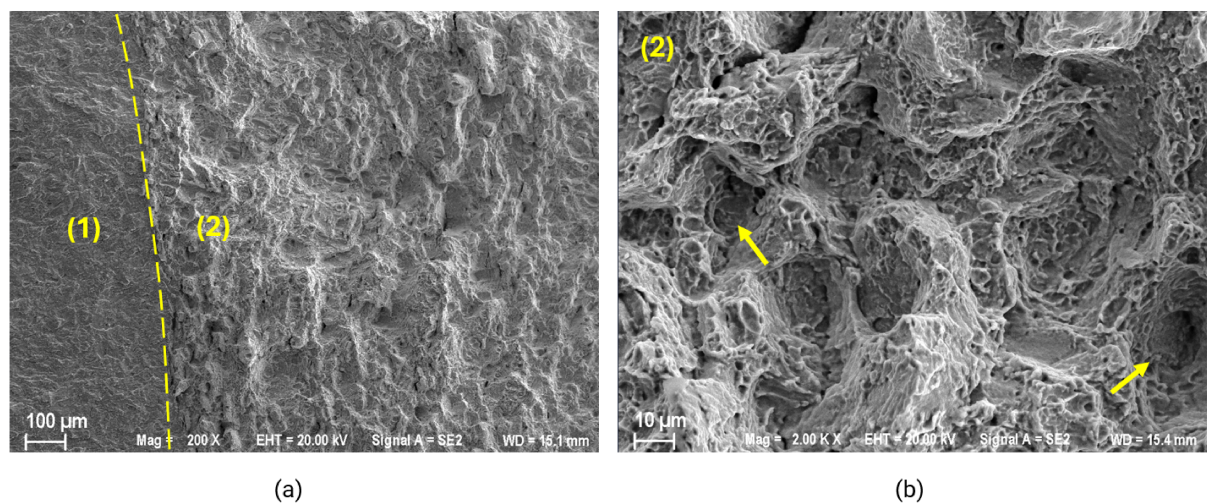


Figura 4.16: Fractografia AISI 4340 40HRC (a) e (b).



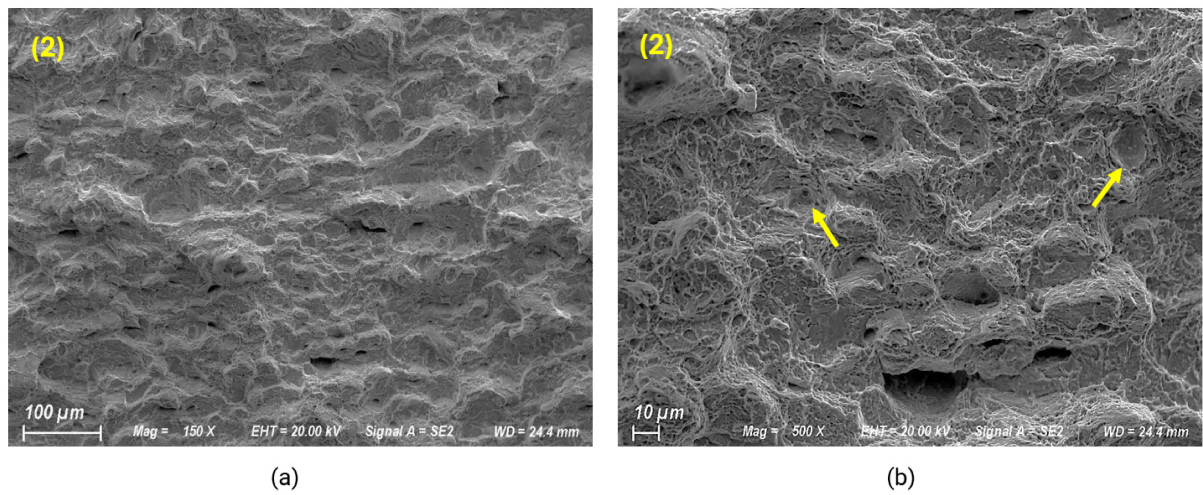


Figura 4.17: Fractografia AISI 4340 45HRC (a) e (b).

No caso do aço AISI 4340 (45HRC), foi observado que a fratura é predominantemente por coalescência de micro vazios e com pequenas regiões de clivagem. Entretanto, ele foi mantido na análise para testar os limites da aplicabilidade do modelo.

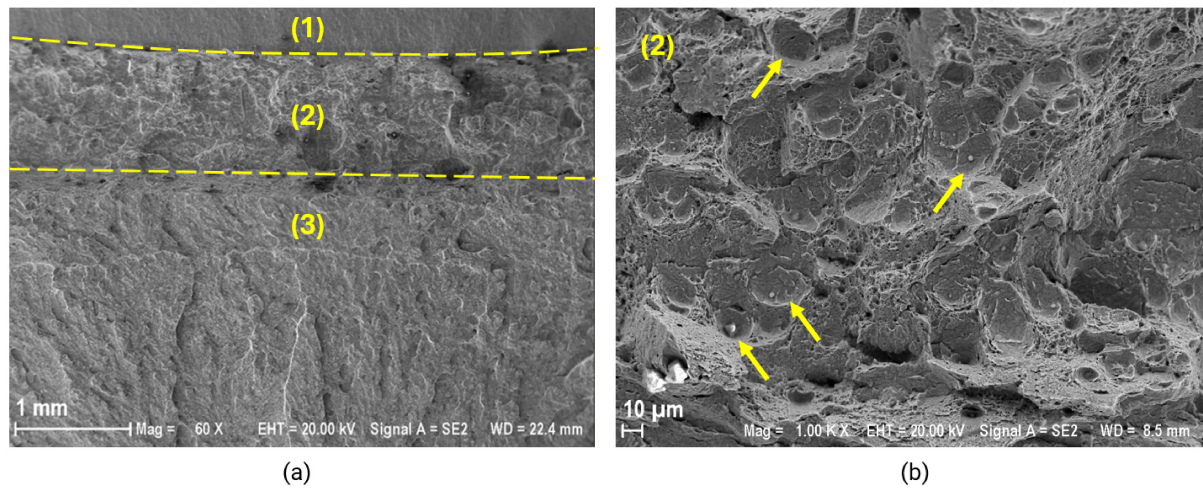


Figura 4.18: Fractografia AISI 4130M (a) e (b).

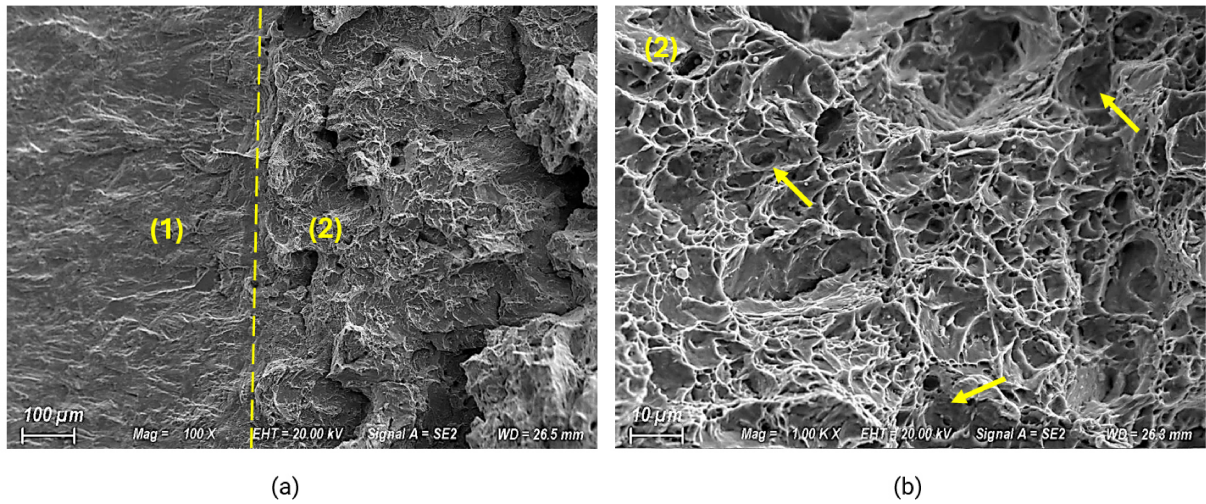


Figura 4.19: Fractografia AISI 304 (a) e (b).

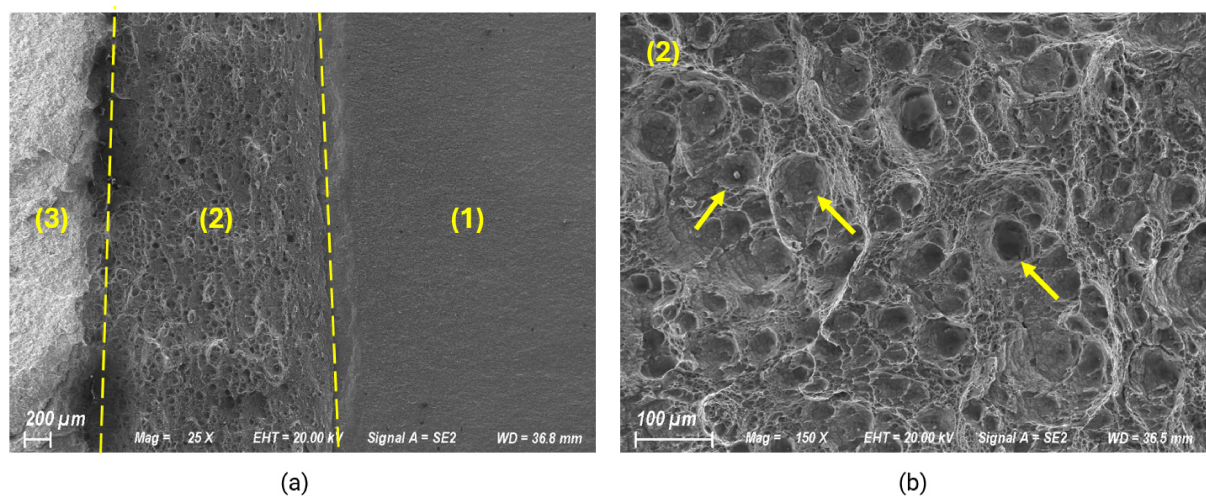


Figura 4.20: Fractografia API X100 (a) e (b).

## 4.6 Ensaios de Indentação Instrumentada

Os ensaios foram realizados utilizando três diferentes diâmetros de indentadores. A Fig. 4.21 ilustra as impressões deixadas na superfície da amostra após realizadas as indentações.

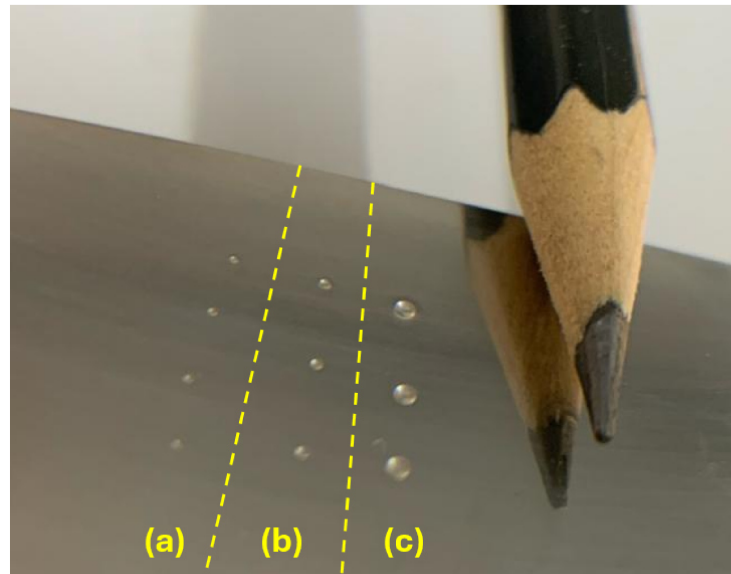


Figura 4.21: Indentações no aço AISI 304 com diferentes diâmetros de indentadores ( $D_i$ ), sendo (a)  $D_i = 0,5080 \text{ mm}$ , (b)  $D_i = 0,7615 \text{ mm}$  e (c)  $D_i = 1,5748 \text{ mm}$ .

#### 4.6.1 Tenacidade à Fratura no Modo II, $J_{IIC-SIT}$

A Figura 4.22 mostra as curvas de Carga versus Profundidade de indentação ( $Pxh$ ) obtidas nos ensaios de indentação esférica instrumentada (SIT) do aço AISI 4130M. Em todos os casos foram realizados três ensaios para cada diâmetro indentador, sendo eles 0,508 mm, 0,7615 mm e 1,5748 mm. As curvas mostram boa repetibilidade.



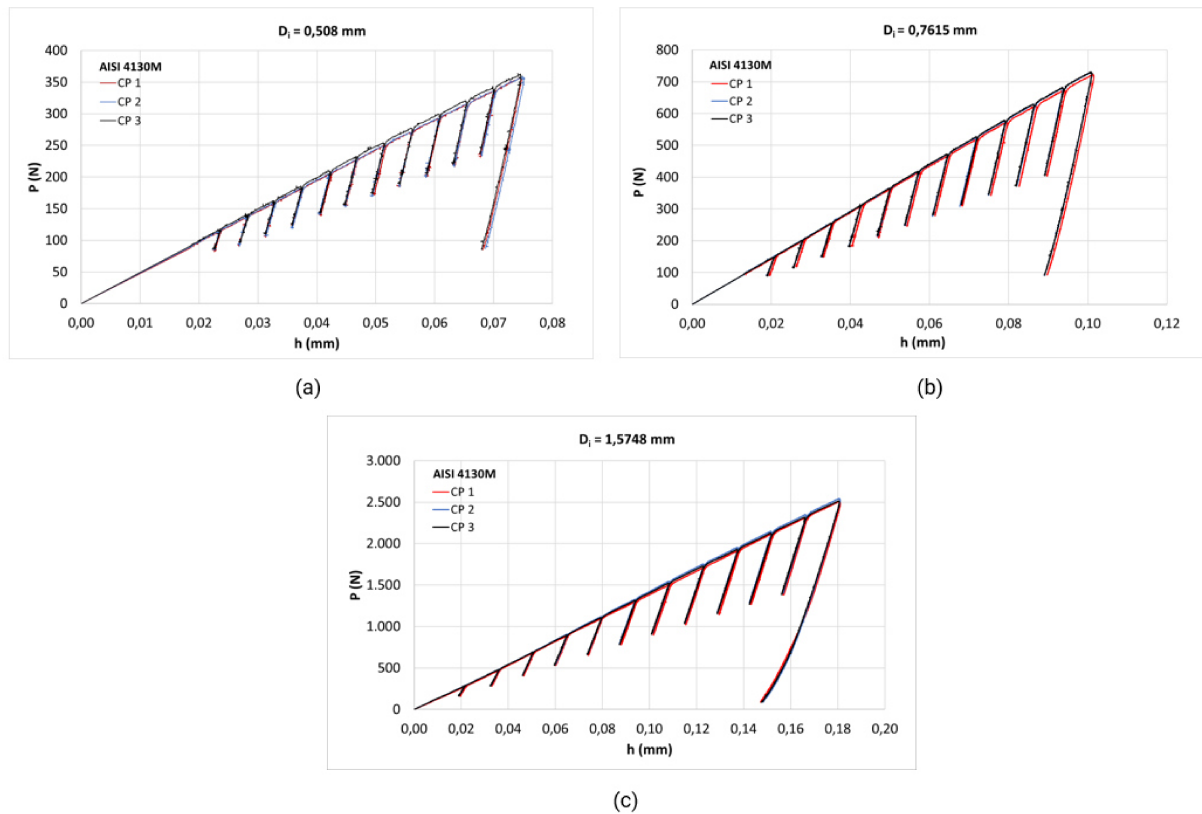


Figura 4.22: Curvas  $Pxh$  para o aço AISI 4130M e indentadores de diâmetros ( $D_i$ ): (a) 0,508 mm, (b) 0,7615 mm e (c) 1,5748 mm, considerando uma profundidade máxima em cada teste de  $0,24xD_i$ .

As Tabelas 4.8 a 4.10 fornecem exemplos dos valores de parâmetros para calcular o  $J_{IIC-SIT}$ , seguindo o fluxograma da Fig. 2.21. De acordo com o modelo proposto, o modo de falha da indentação assemelha-se ao que ocorre em ensaios de compressão, especificamente o carregamento no Modo II, conforme demonstrado por Lee et al. (2006) e Zhang, Wang e Wang (2019b).

Portanto, o valor obtido por indentação está diretamente relacionado ao  $J_{IIC}$  ao invés de  $J_{IC}$ .



Tabela 4.8: Parâmetros do modelo ERR para cálculo de  $J_{IIC-SIT}$  para  $D_i = 0,5080 \text{ mm}$ .

Ciclo	$P_{max(i)}$ (N)	$S(i)$ (N/mm)	$h_{p(i)}$ (mm)	$h_{max(i)}$ (mm)	$h_{r(i)}$ (mm)	$h_{0(i)}$ (mm)	$E_{eff(i)}$ (MPa)	$Da_{I(i)}$	$a_{ef(i)}$ (mm)	$A_{eq(i)}$ (mm <sup>2</sup> )	$U(i)$ (N.mm)
1	117,4	27439	0,0194	0,0234	0,0040	0,301462	205180	0,0144	0,0800	0,0003	0,003
2	140,3	29551	0,0237	0,0280	0,0044	0,296028	198339	0,0473	0,0884	0,0012	0,012
3	162,2	31311	0,0277	0,0325	0,0048	0,292841	191923	0,0781	0,0960	0,0023	0,025
4	184,8	33231	0,0320	0,0373	0,0052	0,289924	187500	0,0993	0,1037	0,0034	0,039
5	209,9	36279	0,0367	0,0420	0,0099	0,311181	179945	0,1356	0,1168	0,0058	0,063
6	231,4	36673	0,0405	0,0465	0,0108	0,309452	169519	0,1857	0,1237	0,0089	0,106
7	254,2	36294	0,0446	0,0513	0,0115	0,306619	156090	0,2502	0,1306	0,0134	0,177
8	276,9	39600	0,0493	0,0561	0,0114	0,299946	163425	0,2150	0,1374	0,0128	0,164
9	299,0	39788	0,0535	0,0607	0,0117	0,296681	155078	0,2551	0,1439	0,0166	0,228
10	320,5	41936	0,0579	0,0652	0,0120	0,293483	156380	0,2488	0,1507	0,0177	0,242
11	341,1	42854	0,0622	0,0699	0,0123	0,290834	152227	0,2688	0,1573	0,0209	0,291
12	362,5	41655	0,0662	0,0745	0,0083	0,277075	144651	0,3052	0,1593	0,0243	0,388

Tabela 4.9: Parâmetros do modelo ERR para cálculo de  $J_{IIC-SIT}$  para  $D_i = 0,7615 \text{ mm}$ .

Ciclo	$P_{max(i)}$ (N)	$S(i)$ (N/mm)	$h_{p(i)}$ (mm)	$h_{max(i)}$ (mm)	$h_{r(i)}$ (mm)	$h_{0(i)}$ (mm)	$E_{eff(i)}$ (MPa)	$Da_{I(i)}$	$a_{ef(i)}$ (mm)	$A_{eq(i)}$ (mm <sup>2</sup> )	$U(i)$ (N.mm)
1	149,7	31276	0,01656	0,02113	0,00457	0,48089	204073	0,019737	0,09154	0,000520	0,005
2	202,8	36588	0,02305	0,02838	0,00533	0,46322	204270	0,018787	0,10701	0,000676	0,008
3	255,7	41137	0,02955	0,03555	0,00599	0,45166	203137	0,024229	0,12081	0,001111	0,014
4	314,0	43225	0,03615	0,04311	0,00697	0,44680	188587	0,094124	0,13426	0,005330	0,082
5	363,3	45812	0,03411	0,05020	0,01609	0,54088	185622	0,108366	0,14402	0,007061	0,119
6	416,9	48449	0,04924	0,05758	0,00834	0,43650	176821	0,150637	0,15810	0,011829	0,209
7	469,6	50675	0,05590	0,06489	0,00900	0,43261	171247	0,177412	0,16952	0,016017	0,300
8	521,2	52203	0,06238	0,07209	0,00971	0,42982	164222	0,211159	0,18044	0,021598	0,431
9	573,4	54309	0,05996	0,07941	0,01944	0,48195	163843	0,212981	0,18806	0,023664	0,506
10	624,5	55871	0,07605	0,08685	0,01080	0,42354	154745	0,256681	0,20240	0,033035	0,712
11	674,2	57763	0,08277	0,09404	0,01127	0,42082	151361	0,272936	0,21298	0,038893	0,857
12	722,4	55555	0,08885	0,10128	0,01242	0,42098	136038	0,346543	0,22326	0,054264	1,327

Tabela 4.10: Parâmetros do modelo ERR para cálculo de  $J_{IIC-SIT}$  para  $D_i = 1,5748 \text{ mm}$ .

Ciclo	$P_{max(i)}$ (N)	$S(i)$ (N/mm)	$h_{p(i)}$ (mm)	$h_{max(i)}$ (mm)	$h_{r(i)}$ (mm)	$h_{0(i)}$ (mm)	$E_{eff(i)}$ (MPa)	$Da_{I(i)}$	$a_{ef(i)}$ (mm)	$A_{eq(i)}$ (mm <sup>2</sup> )	$U(i)$ (N.mm)
1	279,8	45848	0,01604	0,02198	0,00595	1,0724	207040	0,005	0,133	0,000	0,003
2	477,9	56047	0,02799	0,03626	0,00828	1,0107	191996	0,078	0,172	0,007	0,120
3	685,1	62944	0,04008	0,05071	0,01063	0,9842	177718	0,146	0,205	0,019	0,421
4	890,5	69009	0,05252	0,06504	0,01252	0,9611	168711	0,190	0,234	0,032	0,850
5	1095,6	75141	0,06535	0,07953	0,01418	0,9426	163638	0,214	0,260	0,046	1,343
6	1301,9	79437	0,07824	0,09409	0,01585	0,9294	156125	0,250	0,286	0,064	2,116
7	1505,1	81931	0,09077	0,10852	0,01775	0,9219	146829	0,295	0,310	0,089	3,273
8	1706,8	85367	0,10349	0,12279	0,01930	0,9131	141536	0,320	0,332	0,111	4,419
9	1914,9	88769	0,11672	0,13750	0,02078	0,9049	136896	0,342	0,355	0,135	5,757
10	2113,7	90731	0,12935	0,15184	0,02249	0,8998	130836	0,372	0,376	0,165	7,508
11	2313,5	92717	0,14220	0,16623	0,02403	0,8944	125655	0,396	0,398	0,197	9,459
12	2511,4	93937	0,15497	0,18069	0,02572	0,8902	119963	0,424	0,419	0,233	11,854

Neste ponto faz-se importante apontar novamente que, ao contrário do que foi postulado por (ZHANG; WANG; WANG, 2019b), o valor de  $K_{IIC}$  foi considerado como correspondente ao

valor da Integral-J no início da propagação estável da trinca, obtido a partir da curva  $J - \Delta a$ , e denominado de acordo com a norma ASTM E1820 como  $J_{IC}$ .

Substituindo os valores das Tabelas 4.8 a 4.10 nas equações do fluxograma da Fig. 2.21, é possível avaliar a energia de deformação liberada,  $U_{(i)}$  no processo de geração da trinca e a área equivalente efetivamente fraturada,  $A_{eq(i)}$ , para cada ciclo. Esses valores para o aço AISI 4130M estão apresentados na Fig. 4.23, onde os valores  $J_{IIC-SIT}$  são o coeficiente angular da reta obtida por regressão linear dos dados, resumidos na Tabela 4.11.

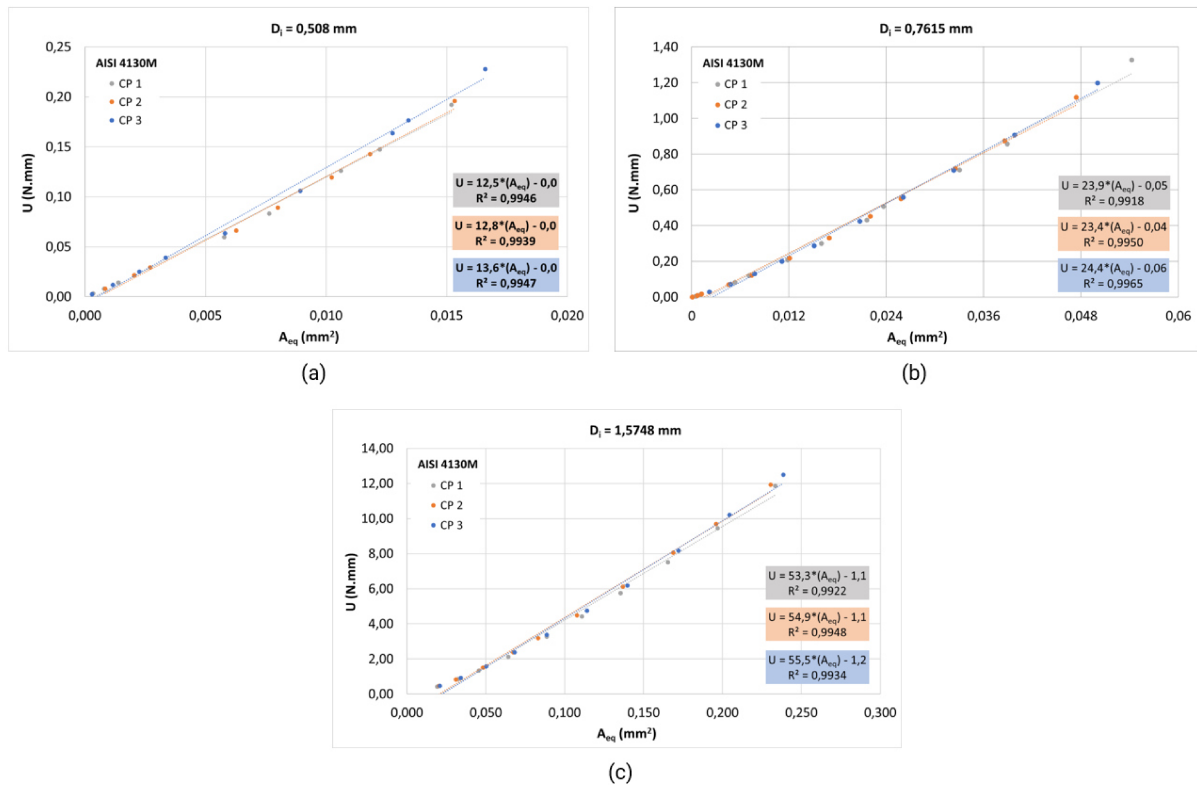


Figura 4.23: Curvas  $U \times A_{eq}$  do AISI 4130M para diâmetros de indentador ( $D_i$ ): (a) 0,5080 mm, (b) 0,7615 mm e (c) 1,5748 mm.

Tabela 4.11: Valores médios de  $J_{IIC-SIT}$  em função do diâmetro do indentador ( $D_i$ ) para o aço AISI 4130M.

$D_i$ (mm)	$J_{IIC-SIT}$ (Média) (J/mm²)	$J_{IIC-SIT}$ (Desv. Pad.) (J/mm²)
0,5080	12,8	0,80
0,7615	22,3	0,95
1,5748	52,0	1,15

Observando a Tabela 4.11 acima, nota-se que há uma variação de  $J_{IIC-SIT}$  com o diâmetro do indentador ( $D_i$ ). A Figura 4.24 abaixo apresenta a correlação entre  $J_{IIC-SIT}$  e o diâmetro do

indentador ( $D_i$ ), onde pode ser observada uma dependência exponencial da forma  $J_{IIC-SIT} = A(D_i)^b$ .

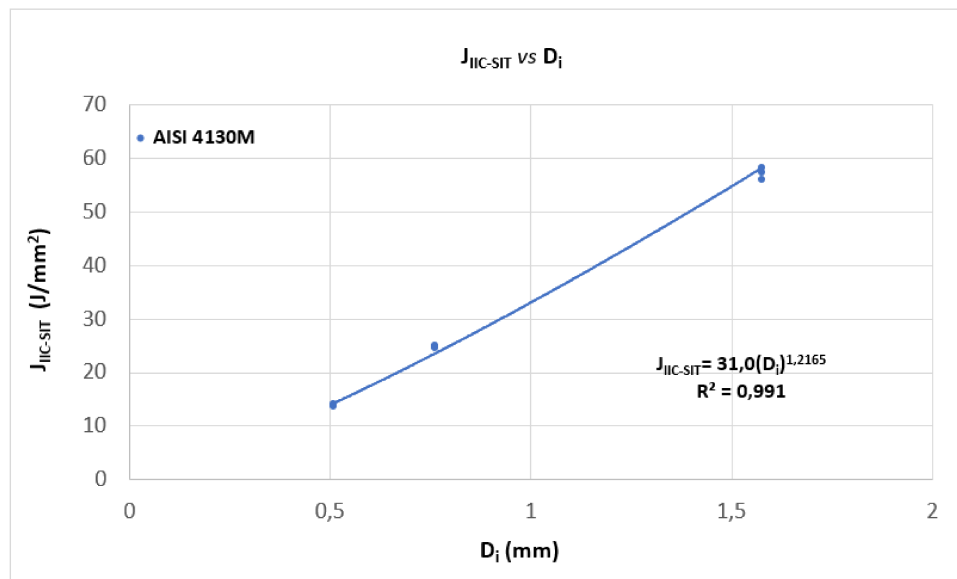


Figura 4.24: Variação de  $J_{IIC-SIT}$  com o diâmetro do indentador ( $D_i$ ) para o aço AISI 4130M.

Esta análise foi repetida para as demais ligas e a Tabela 4.12 apresenta os valores de  $A$  e  $b$  encontrados, sendo observado que o valor de  $A$  depende das propriedades do material, e assim varia conforme a liga. Já o expoente  $b$  é aproximadamente constante, com um valor médio de  $b = 1,18$  e desvio padrão de 0,05.

Tabela 4.12: Valores de  $A$  e  $b$  da correlação  $J_{IIC-SIT} = A(D_i)^b$  em função do material e sua dureza Vickers.

Material	HV	A	b
AISI 4340 (28 HRC)	286	32,27	1,204
AISI 4340 (32 HRC)	323	41,64	1,235
AISI 4340 (40 HRC)	399	55,27	1,206
AISI 4340 (45 HRC)	447	63,25	1,151
AISI 4130M	284	31,03	1,217
AISI 304	170	12,70	1,067
API X65	200	14,49	1,186
API X80	199	14,62	1,186
API X100	310	29,03	1,200
AA7050-T7451	101	18,89	1,150

Desta forma, para que o modelo ERR seja independente do diâmetro do indentador, diferentes valores de  $D_i$  devem gerar o mesmo valor de  $J_{IIC-SIT}$ . Assim, neste trabalho é proposta uma constante adimensional para corrigir a influência do diâmetro do indentador no resultado de

$J_{IIC-SIT}$ , sendo dada pela relação entre o diâmetro de um indentador de 1 mm pelo indentador utilizado. Este fator de correção foi denominado de  $C = (1/D_i)^b$  em  $(mm/mm)^b$ . Com isso, o valor de tenacidade à fratura  $J_{IIC-SIT}^*$  encontrado através do ensaio de indentação se torna independente de  $D_i$ .

O gráfico da Figura 4.25 abaixo mostra os valores de  $J_{IIC-SIT}$  antes e após a correção pela constante C para o aço AISI 4130M, onde pode ser observado que os novos valores  $J_{IIC-SIT}^*$  constituem uma reta horizontal confirmando assim a independência de  $D_i$  nos resultados.

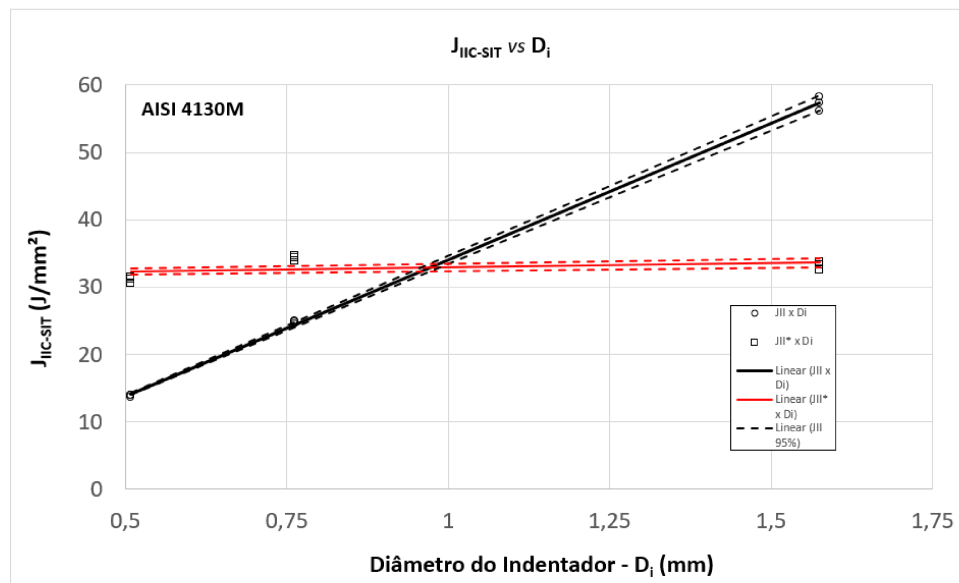


Figura 4.25: Valores médios de  $J_{IIC-SIT}$  para diferentes diâmetros de indentador. Corrigidos (cor vermelha) e sem correção (cor preta). Material: AISI 4130M.

Na Tabela 4.13 abaixo foram aplicadas as mesmas correções para os materiais estudados e pode ser observado que os valores de  $J_{IIC-SIT}^*$  se tornam independentes do diâmetro do indentador.

Tabela 4.13: Valores de  $J_{IIC-SIT}$  corrigidos com  $C = (1/D_i)^{1,18}$ .

Material	$D_i$ (mm)	$J_{IIC-SIT}$ (J/mm <sup>2</sup> )	C (mm/mm) <sup>1,18</sup>	$J_{IIC-SIT}^*$ (J/mm <sup>2</sup> )
AISI 4340 (28 HRC)	0,5080	14,1	2,3	31,6
	0,7615	23,8	1,4	33,0
	1,5748	55,3	0,6	32,1
AISI 4340 (32 HRC)	0,5080	17,8	2,3	39,9
	0,7615	30,5	1,4	42,2
	1,5748	72,3	0,6	42,0
AISI 4340 (40 HRC)	0,5080	23,9	2,3	53,8
	0,7615	41,1	1,4	56,9
	1,5748	94,5	0,6	54,9
AISI 4340 (45 HRC)	0,5080	28,7	2,3	64,5
	0,7615	47,0	1,4	65,1
	1,5748	106,3	0,6	61,8
AISI 4130M	0,5080	12,8	2,3	31,1
	0,7615	22,3	1,4	34,3
	1,5748	52,0	0,6	33,3
AISI 304	0,5080	5,8	2,3	13,3
	0,7615	9,0	1,4	12,6
	1,5748	19,6	0,6	11,8
API X65	0,5080	6,5	2,3	15,0
	0,7615	10,4	1,4	15,0
	1,5748	24,9	0,6	14,9
API X80	0,5080	6,5	2,3	13,8
	0,7615	10,6	1,4	14,4
	1,5748	25,0	0,6	15,1
API X100	0,5080	12,7	2,3	28,7
	0,7615	21,3	1,4	29,5
	1,5748	49,7	0,6	29,5
AA7050-T7451	0,5080	8,4	2,3	18,4
	0,7615	14,4	1,4	19,7
	1,5748	31,4	0,6	18,6

Considerando os valores da Tabela 4.13, para os casos do indentador de  $D_i = 0,7615 \text{ mm}$  utilizado por Zhang, Wang e Wang (2019b) tem-se um erro médio de aproximadamente -28% com relação ao valor esperado se a correção fosse aplicada. Essa dependência, não levada em consideração por Zhang, Wang e Wang (2019a) e Zhang, Wang e Wang (2019b), implica na avaliação da constante para obtenção da tenacidade à fratura no modo I de carregamento a partir da tenacidade obtida no modo II, além do fato de Zhang, Wang e Wang (2019b) ter assumido

o valor da constante  $\alpha = K_{II}/K_I = 0,35$  para todos os materiais metálicos. Este assunto é discutido abaixo em detalhes.

#### 4.6.2 Tenacidade à Fratura no Modo I a partir de $J_{IIC-SIT}^*$

Conforme comentado anteriormente, o modo de falha da indentação está relacionado ao modo cisalhante (Modo II) e, conseqüentemente, o valor resultante da tenacidade obtido é  $J_{IIC}$ . Portanto, como o valor de tenacidade à fratura no Modo I de abertura de trinca (trativo) é o mais crítico para a maioria dos projetos de engenharia, torna-se necessário obter  $J_{IC}$ . De acordo com os vários autores citados a seguir, é possível obter o valor de  $K_{IIC}$  a partir de  $K_{IIC}$ :

$$K_{IIC} = K_{IC} \frac{\tau_C}{\sigma_C} = \alpha \quad (4.1)$$

Ou, em termos da Integral J:

$$J_{IIC} = J_{IC} \alpha^2 \quad (4.2)$$

Onde  $\tau_C$  e  $\sigma_C$  são, respectivamente, a tensão de cisalhamento crítica do material e a tensão axial crítica. Zhang, Wang e Wang (2019b) adotaram um valor constante de  $\alpha = 0,35$ , com base no trabalho de Kim et al. (2006), que afirmaram que a transição de tração para cisalhamento ocorre quando a razão de tensões,  $\sigma_{max}/\tau_{max}$ , atinge aproximadamente  $0,32 \sim 0,36$ .

Trabalhando com diferentes aços Novak (2002) analisou o efeito do expoente de encruamento ( $n$ ) em relação a  $\alpha$  e apresentou um conjunto de dados experimentais coletados da literatura onde os valores de  $\alpha$  ficam entre 0,36 e 1,2, dependendo das propriedades mecânicas da liga metálica (Tabela 4.14). Ele apontou que o efeito de  $n$  sobre o  $\alpha$  pode ser interpretado como consequência da competição entre fraturas por cavitação e cisalhamento, influenciadas pelas características individuais de ambos os tipos de fratura. Para o aço A533B com  $n = 0,113$  – similar ao aço AISI 4130M com expoente de encruamento de  $n = 0,12$  – Novak (2002) encontrou  $\alpha = 0,41$ .

Tabela 4.14: Valores de  $\alpha$  para alguns aços coletados da literatura por Novak (2002).

Aço	$n$	$\alpha = K_{IIC}/K_{IC}$
HY100	0,072	0,477
HY80	0,130	0,48
1018	0,170	0,793
A36	0,240	0,862
A533B	0,113	0,41
F82H	0,082	0,362
HT80	0,025	1,217
HT100	0,031	1,016

Shah (1974) avaliou o aço AISI 4340 (33 HRC) e encontrou uma relação entre  $K_{IIC}$  e  $K_{IC}$  de 1,086. Cowie e Tuler (1991) estudaram o aço AISI 4340 de ultra alta resistência e encontraram  $\alpha = 2,5$ . Shi, Zhou e Zhang (1994) avaliaram dois aços ARBL encontraram valores de  $\alpha$  de 0,79 a 2,08.

Ainda na literatura, para ligas de alumínio, o valor de  $\alpha$  também mostra variações. Hiese e Kalthoff (1999) encontraram  $\alpha=1,5$  para as ligas 5083-H131 e 2519-T87. Para o alumínio 7075-T6 foi encontrado  $\alpha = 1,75$  (TAMILSELVAN et al., 2001) e para o 2024-T4,  $\alpha = 1,15$  (JONES; CHISHOLM, 1975). Yurtoğlu (2013) estudou a liga 7050 nas direções T-L e L-T nos Modos I e II de fratura e encontrou valores de  $\alpha = 1,49$  e  $\alpha = 1,29$  respectivamente.

Portanto, entende-se que o valor de  $\alpha = 0,35$  sugerido por Zhang, Wang e Wang (2019b) pode induzir a erros nos resultados de  $J_{IC-SIT}$  a depender do tipo de liga metálica a ser considerada.

Encontrar os valores de  $\alpha$  através de ensaios convencionais com carregamento em Modo II seria uma tarefa onerosa e que demandaria muito tempo. Porém, observando a metodologia ERR, uma das etapas passa pelo cálculo de  $J_{IIC-SIT}$  conforme pode ser observado no fluxograma de implementação apresentado na revisão bibliográfica (Fig. 2.21). Em posse dos valores de  $J_{IC}$  obtidos nos ensaios normatizados, torna-se possível inferir  $\alpha$  para cada material estudado. No caso da liga AA7050-T7451, será utilizado o valor médio dos valores obtidos por Yurtoğlu (2013).

Assim, primeiramente será considerado somente o aço AISI 4340, tratado termicamente para as durezas de 28, 32, 40 e 45 HRC. Neste caso, trata-se de um material onde os parâmetros que afetam a tenacidade além da resistência mecânica, tais como, composição química, tamanho do grão da austenita anterior e tamanho e distribuição das inclusões são mantidos relativamente constantes para todas as durezas, sendo somente alterada a microestrutura em função

do revenimento.

Desta forma, a partir dos dados corrigidos de  $J_{IIC-SIT}^*$  (Tab. 4.13), a Figura 4.26(a) apresenta variação de  $J_{IIC-SIT}^*$  com a dureza HV, onde pode ser observado que quanto mais resistente maior o valor de  $J_{IIC-SIT}^*$ . Assim, se  $\alpha = cte = 0,35$ , resulta em um valor de  $J_{IIC-SIT}^*$  maior à medida que o material fica mais resistente como pode ser observado na Figura 4.26(a) o que não estaria em correspondência com os conhecimentos da mecânica da fratura e muito mais elevado do que os dados obtidos nos ensaios convencionais. O mesmo comportamento ocorre com os valores de  $J_{IC-SIT}$  (Figura 4.26(b)).

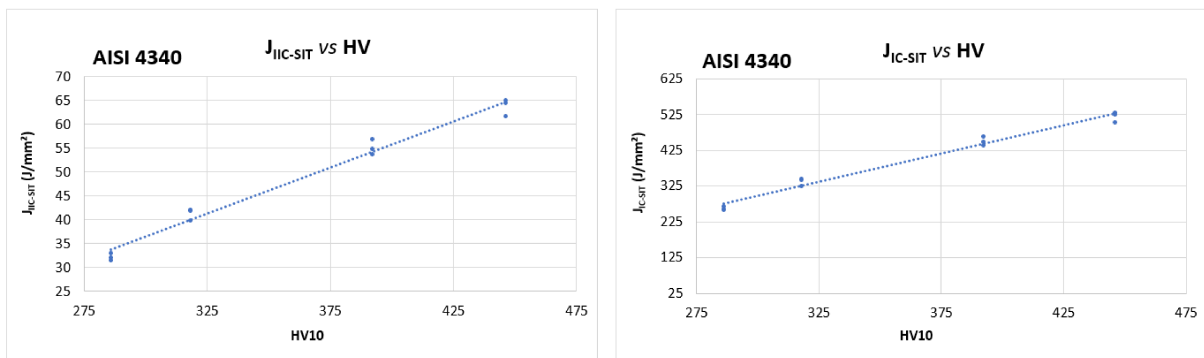


Figura 4.26: (a) Variação de  $J_{IIC-SIT}^*$  e (b)  $J_{IC-SIT}$  com a dureza considerando  $\alpha = 0,35$ . Material: AISI 4340.

Dividindo os valores de  $J_{IIC-SIT}^*$  para o aço AISI 4340 obtidos nos ensaios de indentação instrumentada, como apresentado anteriormente na Tabela 4.13, pelo valor de  $J_{IC}$  (ou  $J_{IC-K_{IC}}$  no caso de 45 HRC) obtidos nos ensaios segundo a norma ASTM E1820, obtém-se o valor de  $\alpha^2$ .

Por exemplo, utilizando os valores médios de  $J_{IC}$  obtidos nos ensaios convencionais e  $J_{IIC-SIT}^*$  dos ensaios de indentação do aço AISI 4130M deste trabalho, calculou-se um valor de  $\alpha = 0,39$  a partir da Equação 4.2.

Desta forma, os valores para todos os materiais foram calculados e são apresentados na Tab. 4.15, com exceção da liga AA7050-T7451 cujo valor foi obtido a partir de Yurtoğlu (2013).



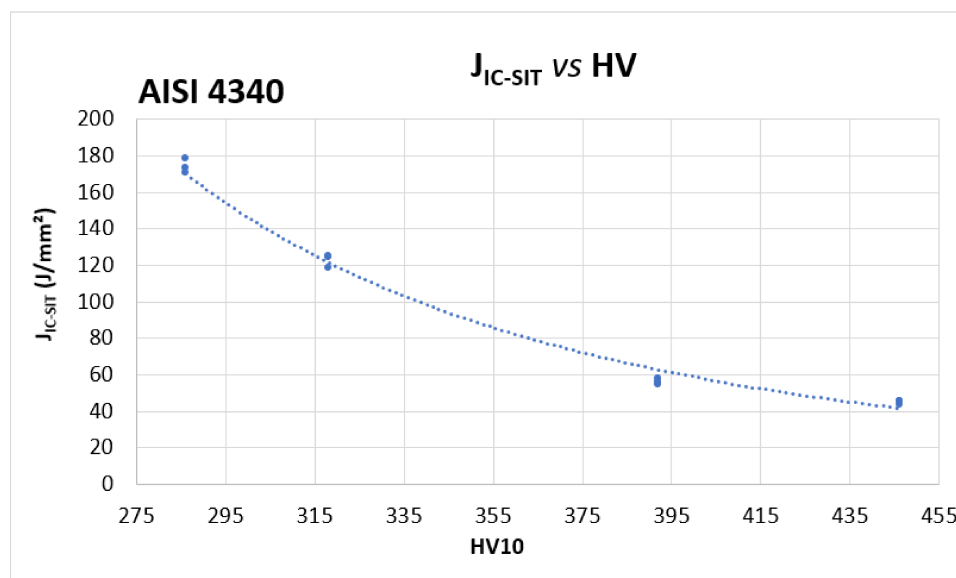
Tabela 4.15: Valores de  $\alpha$  dos materiais estudados.

Material	$\alpha = \sqrt{\frac{J_{IC-SIT^*}}{J_{IC}}}$
AISI 4340 (28 HRC)	0,43
AISI 4340 (32 HRC)	0,58
AISI 4340 (40 HRC)	0,99
AISI 4340 (45 HRC)	1,19
AISI 4130M	0,39
AISI 304	0,14
API X65	0,20
API X80	0,18
API X100	0,24
AA7050-T7451	1,39 <sup>(1)</sup>

<sup>(1)</sup> Média dos valores encontrados em Yurtoğlu (2013).

Utilizando os valores da Tab. 4.15 e os valores de dureza (Tab. 4.5) dos materiais é possível observar a esperada tendência entre dureza e tenacidade, ou seja, para um mesmo material, quanto maior a resistência mecânica, menor o valor da tenacidade à fratura.

A Figura 4.27 apresenta essa correlação considerando diferentes durezas para o aço AISI 4340 após a aplicação dos valores de  $\alpha$  calculados.

Figura 4.27: Relação de  $J_{IC-SIT}$  e dureza (HV10) dos aços AISI 4340.

Observou-se também uma relação entre os valores de  $\alpha$  e de dureza dos aços ferríticos estudados, conforme mostrado na Fig. 4.28. A curva possui um coeficiente de determinação  $R^2 = 0,99$  podendo ser aplicada para outros aços ferríticos a serem avaliados fora do contexto desse trabalho. O aço API X100 foi uma exceção, que diferentemente dos demais, apresenta

resistência mecânica no limite superior encontrada para esta classe de aços e valores de tenacidade à fratura comparável a do aço inoxidável austenítico AISI 304. Uma possível explicação para essa exceção seria o fato do API X100 possuir tamanhos de grãos austeníticos reduzidos que geram pacotes de martensita e bainita, alterando assim o mecanismo de tenacificação.

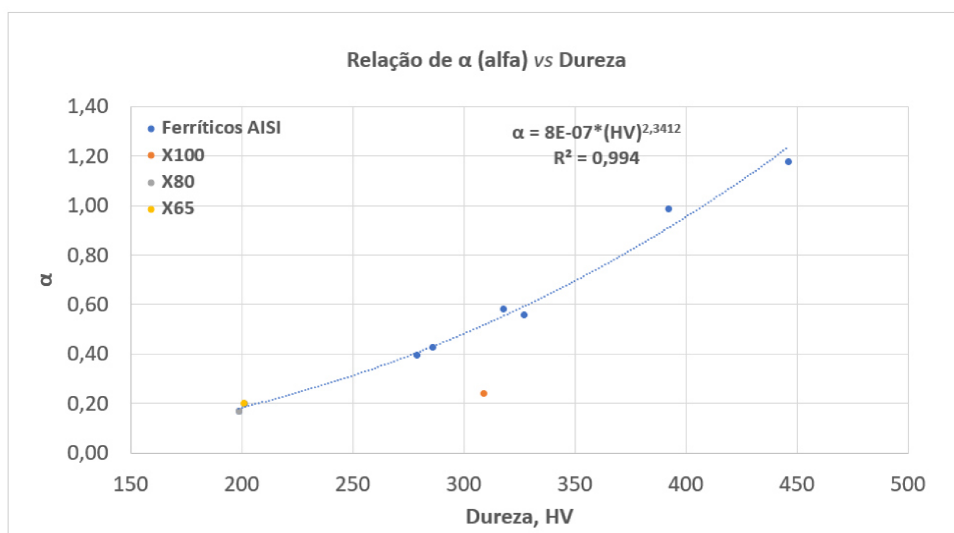


Figura 4.28: Relação de  $\alpha$  e dureza (HV10) dos aços estudados.

Na tentativa de se obter uma correlação mais geral para ligas metálicas dúcteis, várias tentativas de correlação entre  $\alpha$  e as propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração foram estudadas. A norma ASTM E399 (2023) sugere a normalização da tensão limite de escoamento com o módulo elástico como forma de seleção da espessura de corpos de prova para ensaios de tenacidade. Essa relação, aqui denominada de  $F = \sigma_{esc}/E$ , foi calculada para os materiais estudados e seus valores são mostrados na Tab. 4.16.

Tabela 4.16: Valores de  $F$  dos materiais estudados.

Material	$F = \sigma_{esc}/E$
AISI 4340 (28 HRC)	0,0043
AISI 4340 (32 HRC)	0,0052
AISI 4340 (40 HRC)	0,0060
AISI 4340 (45 HRC)	0,0074
AISI 4130M	0,0041
AISI 304	0,0035
API X65	0,0027
API X80	0,0034
API X100	0,0038
AA7050-T7451	0,0075

A Fig. 4.29 mostra graficamente a relação de  $\alpha$  e  $F$ .

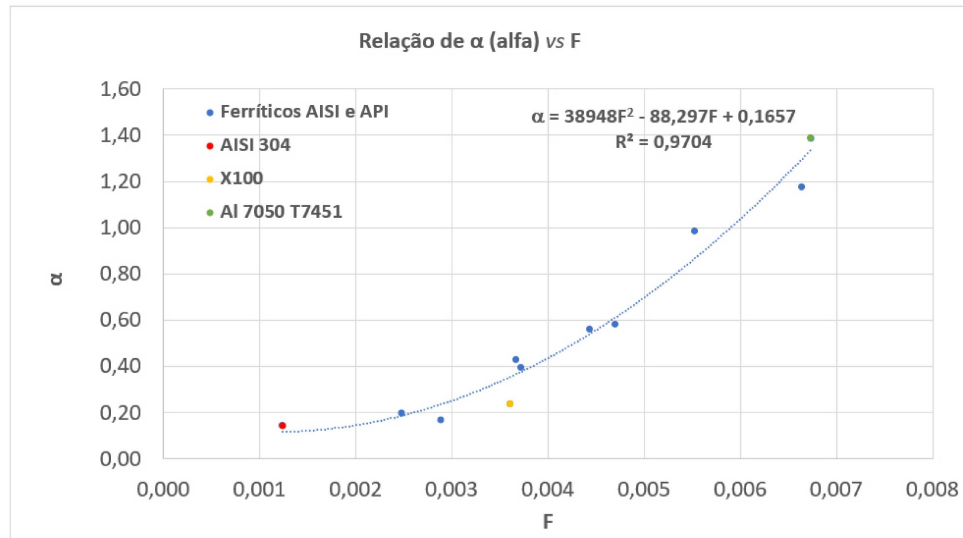


Figura 4.29: Relação de  $\alpha$  e  $F$  dos materiais estudados.

Com os valores específicos de  $\alpha$  é possível comparar os resultados de tenacidade à fratura  $J_{IC-SIT}$  obtidos através da metodologia ERR proposta por Zhang, Wang e Wang (2019b) que considera  $\alpha = 0,35$  (constante). A Tabela 4.17 mostra a diferença dos resultados e o erros tendo como referência  $J_{IC}$  de ensaios convencionais conforme a norma ASTM E1820 (2023).

Tabela 4.17: Comparativo entre valores médios de  $J_{IC-SIT*}(J/mm^2)$  considerando  $\alpha = 0,35$  e  $\alpha$  calculado para cada material estudado.

Material	$J_{IC}^{(1)}$	$J_{IC-SIT*}$ ( $\alpha = 0,35$ )	Erro (%)	$J_{IC-SIT*}$ ( $\alpha = \sqrt{\frac{J_{IC-SIT*}}{J_{IC}}}$ )	Erro (%)
AISI 4340 (28 HRC)	172	263	52,8	176	2,0
AISI 4340 (32 HRC)	122	338	178,0	121	-0,4
AISI 4340 (40 HRC)	57	451	695,2	57	0,0
AISI 4340 (45 HRC)	45	521	1055,3	45	0,2
AISI 4130M	199	268	35,2	211	6,2
AISI 304	593	103	-97,4	646	8,9
API X65	424	122	-71,2	374	11,8
API X80	392	91	-76,9	342	-12,8
API X100	498	238	-52,1	498	0,0
AA7050-T7451	11	154	1413,4	10	-8,8

<sup>(1)</sup> Fonte: Tab. 4.7.

Assim, pode ser observado que os erros obtidos usando  $\alpha$  calculado não são muito superiores a 10%, que é considerado como um erro aceitável para este tipo de análise. Os erros obtidos para os aços API X65 e API X80 foram levemente superiores a 10%, mas os dados de tenacidade foram obtidos a partir da literatura. Além disso, no caso destes aços os processos

de fabricação dos dutos envolvem processos termomecânicos e composição de ligas que muitas vezes produzem aços com características microestruturais diferentes, mas mesmo nível de resistência mecânica, diferentemente do Al 7050-T7451, onde os parâmetros de composição química e tratamentos são muito bem estabelecidos.

# Capítulo 5

## Conclusões

Este trabalho de pesquisa teve o objetivo de propor uma metodologia indireta, não destrutiva e que pudesse ser utilizada em campo, para avaliação da tenacidade à fratura de materiais para engenharia, destacando a aplicabilidade aos aços de alta resistência baixa liga. As seguintes conclusões são apresentadas.

1. A metodologia ERR, aplicada à indentação esférica instrumentada, se mostrou a mais aderente aos conceitos da mecânica da fratura e foi selecionada também devido à sua universalidade de aplicação e facilidade de implementação;
2. Esta metodologia, da forma como apresentada, possuía limitações devido a dois fatores:  
(i) dependência de  $J_{II-SIT}$  com o diâmetro do indentador e (ii) imposição de  $\alpha^2 = J_{II}/J_I = \text{constante} = 0,35$ ;
3. Foi proposto um fator adimensional que considera o diâmetro do indentador de 1 mm e o diâmetro atual em uso, sendo este fator denominado de  $C = (1/D_i)^b$ , onde b é um coeficiente independente do material e do  $D_i$  utilizado. Foi encontrado um valor médio de  $b = 1,18$  e os valores de  $J_{IIC-SIT^*} = J_{IIC-SIT} \times C$ . Assim, para qualquer diâmetro utilizado, o valor de  $J_{IIC-SIT^*}$  é constante e representa a tenacidade à fratura no Modo II;
4. A utilização de  $\alpha = 0,35$  não se mostrou aplicável aos materiais estudados. Foi verificado que, no caso dos aços de alta resistência e baixa liga, denominados genericamente de ferríticos, estes possuem uma boa relação de  $\alpha$  com a dureza, provendo um coeficiente de determinação  $R^2 = 0,99$ . O aço API X100 foi uma exceção, que diferentemente dos demais, apresenta elevada resistência mecânica e tenacidade à fratura;

5. Ainda, foi apresentada uma relação para as demais ligas metálicas entre  $\alpha$  e a tensão limite de escoamento normalizada pelo módulo de elasticidade, provendo uma correlação com  $R^2 = 0,97$ . Essa relação expande a aplicação do modelo ERR para diversos materiais utilizados na engenharia.

## Capítulo 6

### Trabalhos Futuros

Durante a execução desse estudo surgiram dois novos modelos para cálculo de tenacidade à fratura via indentação que não foram avaliados com relação à aderência aos conceitos de mecânica da fratura, facilidade e abrangência de aplicação. Estes foram apresentados por Yu et al. (2023) e Li et al. (2023). Portanto sugere-se como trabalho futuro a análise detalhada e testes de aplicabilidade desses modelos.

Os efeitos de anisotropia e tensões residuais nos ensaios de indentação também não foram estudados, portanto seria importante entender sua influência nos resultados.

Outro assunto a ser considerado antes da utilização da metodologia ERR em campo é o da incerteza de medição. Como a determinação da tenacidade à fratura tem como motivação principal a avaliação da integridade estrutural de instalações baseada nas normas BS 7910 (2019) e/ou API 579 (2021), entender os erros associados à técnica e aos cálculos é essencial para a aplicação dos resultados obtidos. Dada a importância do assunto, Souza (2025) propôs roteiros de cálculo de incerteza para diferentes metodologias de estimativa da tenacidade à fratura via indentação.

Finalmente sugere-se também o estudo da aplicabilidade do modelo ERR para caracterização de soldas e peças de manufatura aditiva devido às dificuldades em se obter corpos de prova representativos.

# Referências

- AHN, J.-H.; KWON, D. Derivation of plastic stress–strain relationship from ball indentations: Examination of strain definition and pileup effect. **Journal of Materials Research**, Cambridge University Press, v. 16, n. 11, p. 3170–3178, 2001. Disponível em: <<https://doi.org/10.1557/JMR.2001.0437>>.
- ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. [S.l.]: CRC press, 2005.
- API 579. **API 579-1/ASME FFS-1: Fitness-for-Service**. Washington, D.C., 2021. Standard.
- API Specification 5L. **Specification for Line Pipe**. 45th. ed. Washington, D.C., 2013.
- ASTM E1820. **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness**. 2023. ASTM International.
- ASTM E399. **Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials**. 2023. ASTM International.
- ASTM E92. **Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**. 2017. ASTM International.
- BHATTACHARYA, A.; NIX, W. Finite element simulation of indentation experiments. **International Journal of Solids and Structures**, Elsevier, v. 24, n. 9, p. 881–891, 1988. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/0020-7683\(88\)90039-X](https://doi.org/10.1016/0020-7683(88)90039-X)>.
- BONORA, N. et al. Practical applicability and limitations of the elastic modulus degradation technique for damage measurements in ductile metals. **Strain**, Wiley Online Library, v. 47, n. 3, p. 241–254, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1111/j.1475-1305.2009.00678.x>>.
- BS 7910. **Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures**. London, 2019. Incorporating Amendment 1.
- BYUN, T.; KIM, J.; HONG, J. A theoretical model for determination of fracture toughness of reactor pressure vessel steels in the transition region from automated ball indentation test. **Journal of Nuclear Materials**, Elsevier, v. 252, n. 3, p. 187–194, 1998. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(97\)00338-3](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(97)00338-3)>.
- BYUN, T. et al. Estimation of fracture toughness transition curves of rpv steels from ball indentation and tensile test data. **Journal of Nuclear Materials**, Elsevier, v. 277, n. 2-3, p. 263–273, fev. 2000. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(99\)00197-X](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(99)00197-X)>.
- CHENG, Y.-T.; CHENG, C.-M. Scaling approach to conical indentation in elastic-plastic solids with work hardening. **Journal of applied physics**, American Institute of Physics, v. 84, n. 3, p. 1284–1291, 1998. Disponível em: <<https://doi.org/10.1063/1.368196>>.



COWIE, J. G.; TULER, F. R. The influence of second-phase dispersions on shear instability and fracture toughness of ultrahigh strength aisi 4340 steel. **Materials Science and Engineering: A**, Elsevier, v. 141, n. 1, p. 23–37, 1991. Disponível em: <<https://doi.org/10.1111/j.2042-3306.1991.tb02739.x>>.

HAGGAG, F. et al. Indentation-energy-to-fracture (ief) parameter for characterization of dbtt in carbon steels using nondestructive automated ball indentation (abi) technique. **Scripta Materialia**, Elsevier Science, v. 38, n. 4, p. 645–652, 1998. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(98\)00519-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(98)00519-3)>.

HAGGAG, F. M. et al. The use of automated ball indentation testing to measure flow properties and estimate fracture toughness in metallic materials. In: OAK RIDGE NATIONAL LAB. (ORNL), OAK RIDGE, TN (UNITED STATES). 1989. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/STP25039S>>.

HIESE, W.; KALTHOFF, J. Recommendations for the determination of valid mode ii fracture toughnesses kiic. **ASTM SPECIAL TECHNICAL PUBLICATION**, AMERICAN TECHNICAL PUBLISHERS LTD, v. 1359, p. 74–85, 1999.

ISO 14577. **Materiais Metálicos - Ensaio de indentação instrumentado para parâmetros de dureza e materiais**. 2015.

ISO 18265. **Metallic materials — Conversion of hardness values**. 2013.

ISO/TR 29381. **Metallic materials - Measurement of mechanical properties by an instrumented indentation test**. 2008.

JEON, S.-W. et al. Estimation of fracture toughness of metallic materials using instrumented indentation: critical indentation stress and strain model. **Experimental Mechanics**, Springer, v. 57, p. 1013–1025, 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11340-016-0226-2>>.

JOHNSON, K. L. **Contact mechanics**. [S.l.]: Cambridge university press, 1987.

JONES, D. L.; CHISHOLM, D. An investigation of the edge-sliding mode in fracture mechanics. **Engineering Fracture Mechanics**, Elsevier, v. 7, n. 2, p. 261–270, 1975. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/0013-7944\(75\)90007-7](https://doi.org/10.1016/0013-7944(75)90007-7)>.

JÚNIOR, F. A. P. **Análise microestrutural, tenacidade à fratura e vida em fadiga das ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84 (Al-Li)**. Tese (Doutorado) — Universidade de São Paulo, São Carlos, 2015.

KIM, J.-Y. et al. Determination of tensile properties by instrumented indentation technique: Representative stress and strain approach. **Surface and Coatings Technology**, Elsevier, v. 201, n. 7, p. 4278–4283, 2006. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2006.08.054>>.

KLÖTZER, D. et al. Identification of viscoplastic material parameters from spherical indentation data: Part ii. experimental validation of the method. **Journal of materials research**, Cambridge University Press, v. 21, n. 3, p. 677–684, 2006. Disponível em: <<https://doi.org/10.1557/jmr.2006.0077>>.

KUMAR, K. et al. Optimisation of thickness of miniature tensile specimens for evaluation of mechanical properties. **Materials Science and Engineering: A**, v. 675, p. 32–43, 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.032>>.

LEE, J.-S. et al. An instrumented indentation technique for estimating fracture toughness of ductile materials: A critical indentation energy model based on continuum damage mechanics. **Acta Materialia**, Elsevier, v. 54, n. 4, p. 1101–1109, 2006. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.10.033>>.

LEMAITRE, J. A continuous damage mechanics model for ductile fracture. **Journal of engineering materials and technology**, American Society of Mechanical Engineers Digital Collection, v. 107, n. 1, p. 83–89, 1985. Disponível em: <<https://doi.org/10.1115/1.3225775>>.

LI, J. et al. Mechanism and method of testing fracture toughness and impact absorbed energy of ductile metals by spherical indentation tests. **Chinese Journal of Mechanical Engineering**, Springer, v. 36, n. 1, p. 108, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1186/s10033-023-00913-6>>.

LI, Y. et al. A new spherical indentation approach to determine fracture toughness of high strength steels. **Engineering Fracture Mechanics**, Elsevier, v. 272, p. 108695, 2022. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2022.108695>>.

LI, Y. et al. Improvement of predicting mechanical properties from spherical indentation test. **International Journal of Mechanical Sciences**, Elsevier, v. 117, p. 182–196, 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2016.08.019>>.

MATTHEWS, J. Indentation hardness and hot pressing. **Acta metallurgica**, Elsevier, v. 28, n. 3, p. 311–318, 1980. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(80\)90166-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(80)90166-2)>.

MELO, G. F. **Tenacidade à fratura e fragilização por hidrogênio de aços de alta resistência e baixa liga**. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de Uberlândia, 2019. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.14393/ufu.di.2019.54>>.

Metals Handbook. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. 10th. ed. Materials Park, OH: ASM International, 1990. v. 1.

MURTY, K. L. et al. Nondestructive determination of tensile properties and fracture toughness of cold worked a36 steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Elsevier, v. 75, n. 11, p. 831–840, 1998. Disponível em: <<https://doi.org/10.1023/A:1024466021364>>.

NOVAK, J. Ductile fracture of ferritic steels: correlation of kiic/kic ratio and strain hardening curve. In: **ASME Pressure Vessels and Piping Conference**. [s.n.], 2002. v. 46547, p. 131–135. Disponível em: <<https://doi.org/10.1115/PVP2002-1342>>.

OLIVER, W.; PHARR, G. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. **Journal of materials research**, Cambridge University Press, v. 19, n. 1, p. 3–20, 2004. Disponível em: <<https://doi.org/10.1557/jmr.2004.19.1.3>>.

PEEL, C.; FORSYTH, P. The effect of composition changes on the fracture toughness of an al-zn-mg-cu-mn forging alloy. **Metal Science**, SAGE Publications Sage UK: London, England, v. 7, n. 1, p. 121–127, 1973. Disponível em: <<https://doi.org/10.1179/030634573790445622>>.

PUTTICK, K. Indentation fracture of oriented polymethylmethacrylate. **Journal of Physics D: Applied Physics**, IOP Publishing, v. 11, n. 4, p. L69, 1978. Disponível em: <<https://doi.org/10.1088/0022-3727/11/4/004>>.

RITCHIE, R.; SERVER, W.; WULLAERT, R. Critical fracture stress and fracture strain models for the prediction of lower and upper shelf toughness in nuclear pressure vessel steels. **Metallurgical Transactions A**, Springer, v. 10, p. 1557–1570, 1979.

RODRIGUES, G. B. **Avaliação da tenacidade à fratura: Método teste de torção em entalhe helicoidal**. Dissertação (Mestrado) — Universidade Federal de Uberlândia, 2020. Disponível em: <<http://doi.org/10.14393/ufu.di.2020.8>>.

SHAH, R. Fracture under combined modes in 4340 steel. In: ASTM INTERNATIONAL. **National Symposium on Fracture Mechanics**. 1974. p. 29–52. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/STP33131S>>.

SHI, Y.; ZHOU, N.; ZHANG, J. Comparison of mode i and mode ii elastic-plastic fracture toughness for two low alloyed high strength steels. **International journal of fracture**, Springer, v. 68, n. 1, p. 89–97, 1994. Disponível em: <<https://doi.org/10.1524/olzg.1994.89.1.51>>.

SHUAI, J. Study on crack growth resistance curve test of pipeline steel. **J China Univ Petrol (Ed Nat Sci)**, v. 5, p. 174–80, 2013.

SOUZA, C. C. **Avaliação da Incerteza Associada à Tenacidade à Fratura Obtida via Indentação Instrumentada**. Tese (Doutorado) — Universidade Federal de Uberlândia, 2025. Disponível em: <<http://doi.org/10.14393/ufu.te.2025.606>>.

TAMILSELVAN, T. et al. A study of mode ii fracture toughness test standardization of metals. In: **10th International Congress of Fracture**. [S.l.: s.n.], 2001.

TYULYUKOVSKIY, E.; HUBER, N. Identification of viscoplastic material parameters from spherical indentation data: Part i. neural networks. **Journal of Materials Research**, Cambridge University Press, v. 21, n. 3, p. 664–676, 2006. Disponível em: <<https://doi.org/10.1557/jmr.2006.0076>>.

YU, F. et al. A new instrumented spherical indentation test methodology to determine fracture toughness of high strength steels. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Elsevier, v. 124, p. 103744, 2023. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2022.103744>>.

YU, F.; JAR, B.; HENDRY, M. Indentation for fracture toughness estimation of high-strength rail steels based on a stress triaxiality-dependent ductile damage model. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Elsevier, v. 94, p. 10–25, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2018.01.003>>.

YU, F. et al. Fracture toughness estimation for high-strength rail steels using indentation test. **Engineering Fracture Mechanics**, Elsevier, v. 204, p. 469–481, 2018. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.10.030>>.

YURTOĞLU, M. E. **Mode Ii Fatigue Crack Growth Behavior and Mode Ii Fracture Toughness Of 7050 Aluminium Alloy in Two Orientations**. Dissertação (Mestrado) — Middle East Technical University (Turkey), 2013.

ZHANG, T.; WANG, S.; WANG, W. A comparative study on uniaxial tensile property calculation models in spherical indentation tests (sits). **International Journal of Mechanical Sciences**, Elsevier, v. 155, p. 159–169, 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2019.02.044>>.

ZHANG, T.; WANG, S.; WANG, W. A unified energy release rate based model to determine the fracture toughness of ductile metals from unnotched specimens. **International Journal of Mechanical Sciences**, Elsevier, v. 150, p. 35–50, 2019. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2018.10.022>>.

ZHU, X.-K.; JOYCE, J. A. Review of fracture toughness (g, k, j, ctod, ctoa) testing and standardization. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 85, p. 1–46, 2012. ISSN 0013-7944. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2012.02.001>>.