

PREVISÃO DE FALHA DE UM AÇO INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO
UTILIZANDO TEORIA DAS DISTÂNCIAS CRÍTICAS ASSOCIADA
AO CONCEITO DE MATERIAL EQUIVALENTE

MARCELO DE OLIVEIRA SIQUEIRA

UNIVERSIDADE ESTADUAL DO NORTE FLUMINENSE

DARCY RIBEIRO – UENF

CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ

ABRIL DE 2019

**PREVISÃO DE FALHA DE UM AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO UTILIZANDO TEORIA DAS DISTÂNCIAS
CRÍTICAS ASSOCIADA AO CONCEITO DE MATERIAL
EQUIVALENTE**

MARCELO DE OLIVEIRA SIQUEIRA

“Dissertação de Mestrado submetida ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

Orientador: Prof. Eduardo Atem de Carvalho

CAMPOS DOS GOYTACAZES - RJ

ABRIL DE 2019

FICHA CATALOGRÁFICA

UENF - Bibliotecas

Elaborada com os dados fornecidos pelo autor.

S618 Siqueira, Marcelo de Oliveira.

Previsão de falha de um aço inoxidável martensítico utilizando teoria das distâncias críticas associada ao conceito de material equivalente. / Marcelo de Oliveira Siqueira. - Campos dos Goytacazes, RJ, 2019.

123 f.

Bibliografia: 119 - 123.

Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, Centro de Ciência e Tecnologia, 2019.
Orientador: Eduardo Atem de Carvalho.

1. Teoria das Distâncias Críticas. 2. Conceito de Material Equivalente. 3. AISI 420.
I. Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro. II. Título.

CDD - 620.11

**PREVISÃO DE FALHA DE UM AÇO INOXIDÁVEL
MARTENSÍTICO UTILIZANDO TEORIA DAS DISTÂNCIAS
CRÍTICAS ASSOCIADA AO CONCEITO DE MATERIAL
EQUIVALENTE**

MARCELO DE OLIVEIRA SIQUEIRA

“Dissertação de Mestrado submetida ao corpo docente do Centro de Ciência e Tecnologia, da Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, como parte das exigências para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e Ciência dos Materiais.”

Aprovado em 29 de abril de 2019.

Comissão Examinadora:

Prof. Eduardo Atem de Carvalho – LAMAV/UENF (Orientador)

PhD. Engenharia Mecânica

Prof. Luís Augusto Hernandez Terrones – LAMAV/UENF

DSc. Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Prof. Dylmar Penteado Dias – LECIV/UENF

DSc. Ciência dos Materiais

Prof. Sérgio Souto Maior Tavares – UFF

DSc. Engenharia Metalúrgica e de Materiais

DEDICATÓRIA

Para Rose, Nina e Max,
que compreenderam e souberam esperar.

AGRADECIMENTO

À Deus, pelas oportunidades diárias.

Aos meus pais e minhas irmãs, pelo apoio incondicional, sempre.

Ao professor Eduardo Atem de Carvalho, por aceitar minhas sugestões e apoiar minhas decisões.

Ao meu gerente na Petrobras, Tiago Rafael Barreto Guerra, pela compreensão e apoio sincero.

Aos colegas, elementos fundamentais desta jornada: Andrey, Gabriela, Daiana, Otávio e Anna Carolina, por tornarem os dias mais suaves e o aprendizado mais prazeroso; Larissa Simão, pelo bom humor, incentivo e companheirismo cotidiano; Ebenézer Marques, por ter transmitido muitas lições aprendidas, fundamentais para que um caminho mais curto pudesse ser percorrido; Bárbara Ferreira de Oliveira, pelas longas e proveitosas discussões que esclareceram muitas dúvidas e suscitaram outras mais.

Ao prof. Dr. Fernando Carvalho pela realização dos ensaios de flexão.

Ao prof. Sérgio Tibana, por autorizar, e aos técnicos André Luís Flor Manhães e Eberton Rodrigues Campos, por realizarem a usinagem dos corpos de prova de flexão e tenacidade no UENF/CCT/LECIV. Sem esta colaboração este trabalho não teria sido realizado.

Ao prof. Alan Monteiro Ramalho, por autorizar, e ao técnico de laboratório Caio Fábio Chrisóstomo da Silva, por executar a usinagem dos corpos de prova de tração no IFF – Campus Guarus.

Ao prof. Jaime Tupiassú, por autorizar, e ao aluno de doutorado Julián Andrés Ortiz González, por auxiliar na realização de ensaios de tenacidade à fratura na PUC-RJ.

Ao prof. Enrique Castrodeza, por autorizar, e ao aluno de mestrado João Menezes, por realizar ensaios de tenacidade à fratura na UFRJ.

Ao Sívio, técnico de metalografia, pela boa vontade diária para com todos.

SUMÁRIO

ÍNDICE DE FIGURAS	viii
ÍNDICE DE TABELAS	xi
LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xii
RESUMO	xiv
ABSTRACT	xv
CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO 2 – OBJETIVOS	5
2.1. OBJETIVO GERAL	5
2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS	5
2.3. JUSTIFICATIVA	6
CAPÍTULO 3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
3.1. CONCEITUAÇÃO GERAL DE MECÂNICA DA FRATURA	7
3.2. DEFININDO O CAMPO DE TENSÕES	11
3.3. A TEORIA DAS DISTÂNCIAS CRÍTICAS	15
3.4. O CONCEITO DE MATERIAL EQUIVALENTE	22
3.5. APLICAÇÃO DOS CRITÉRIOS DE FALHA	26
3.6. O FATOR DE INTENSIFICAÇÃO EXPERIMENTAL	31
3.7. O AÇO INOXIDÁVEL AISI 420	31
CAPÍTULO 4 – MATERIAIS E MÉTODOS	38
4.1. MATERIAL	38
4.2. CORPOS DE PROVA	38
4.3. TRATAMENTO TÉRMICO	43
4.4. CARACTERIZAÇÃO SUPERFICIAL	45
4.4.1. PREPARAÇÃO METALOGRAFICA	45
4.4.2. MICROSCOPIA CONFOCAL A LASER.....	46
4.4.3. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA	46

4.5. ENSAIOS MECÂNICOS	46
4.5.1. AVALIAÇÃO DIMENSIONAL	46
4.5.2. ENSAIO DE DUREZA	47
4.5.3. ENSAIO DE TRAÇÃO	47
4.5.4. ENSAIO DE TENACIDADE A FRATURA	47
4.5.5. ENSAIO DE FLEXÃO EM 4 PONTOS	48
4.6. MODELAGEM POR ELEMENTOS FINITOS	49
CAPÍTULO 5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	50
5.1. ESPECTROSCOPIA POR EMISSÃO ÓTICA	50
5.2. AVALIAÇÃO DIMENSIONAL DOS CORPOS DE PROVA	50
5.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	56
5.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS	64
5.4.1. DUREZA	64
5.4.2. ENSAIO DE TRAÇÃO	66
5.4.3. TENACIDADE À FRATURA	71
5.5. FLEXÃO EM 4 PONTOS	78
5.6. FRACTOGRAFIA	86
5.7. MODELAGEM POR ELEMENTOS FINITOS	92
5.8. APLICAÇÃO DO CONCEITO DE MATERIAL EQUIVALENTE	95
5.9. APLICAÇÃO DIRETA DA TEORIA DAS DISTÂNCIAS CRÍTICAS	104
CAPÍTULO 6 – CONCLUSÃO	116
CAPÍTULO 7 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	118
CAPÍTULO 8 - REFERÊNCIAS	119

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3-1– Efeito da tenacidade a fratura no mecanismo de falha governante (Anderson, 2005).	10
Figura 3-2– Definição do sistema de coordenadas à frente de uma trinca. Eixo z é normal ao plano xy.	12
Figura 3-3– Definição do sistema de coordenadas à frente de uma trinca. Eixo z é normal ao plano xy.	15
Figura 3-4– Métodos da TDC: a) Método da Tensão Máxima, b) Método da Tensão Média, c) Método da Área e d) Método do Volume.	16
Figura 3-5 – Determinação de σ_0 e L pelo Critério da Tensão Máxima.	20
Figura 3-6 – Determinação de σ_0 e L pelo Critério da Tensão Média.	21
Figura 3-7 – Curva tensão-deformação para o material originalmente dúctil (a) e para o material virtualmente frágil (b).	23
Figura 3-8 – Curvas tensão-deformação verdadeira e de engenharia.	25
Figura 3-9 – Distâncias consideradas: a) CT Máxima, b) CT Média.	27
Figura 4-1 – Dimensões do corpo de prova de tração.	39
Figura 4-2 – a) Dimensões do corpo de prova de tenacidade; b) detalhe do recorte na peça para fixação do sensor (<i>clip gage</i>); e c) detalhe do fundo arredondado do entalhe. Todas as dimensões em milímetros.	40
Figura 4-3 – Dimensão em milímetros dos corpos de prova para ensaio de flexão. a) Entalhe com raio 0,17 mm, espessura 14 mm. b) Entalhe com raio 1,0 mm, espessura 14 mm. c) Entalhe com raio 0,17 mm, espessura 7 mm. d) Entalhe com raio 1,0 mm, espessura 7 mm.	41
Figura 4-4 – Corpos de prova usinados (a) e detalhe dos corpos de prova C(T) ainda sem entalhe (b), antes do tratamento térmico.	42
Figura 4-5 – Vista frontal do forno tipo mufla (a) e interior da câmara do forno, com os corpos de flexão em posição para o tratamento (b).	44
Figura 4-6 – Ciclo de tratamento térmico.	45
Figura 4-7 – Ilustração indicando espaçamento entre os roletes de carga (superiores) e roletes de apoio (inferiores), utilizado no ensaio de flexão.	48

Figura 5-1 – Micrografias confocal de corpos de prova com entalhe 1 mm. Corpos de espessura 14 mm (imagens a e b) e 7 mm (imagens c e d). Aumento 108x.	53
Figura 5-2 – Micrografias confocal de corpos de prova com entalhe 0,17 mm. Corpos de espessura 14 mm (imagens a e b) e 7 mm (imagens c e d). Aumento 430x.....	55
Figura 5-3 – Percurso do fio de eletroerosão para usinagem dos entalhes de 0,17 mm (a) e 1,0 mm (b).	56
Figura 5-4 – Aço no estado recozido. Microscopia confocal, aumento 108x. Ácido oxálico 10%v.	57
Figura 5-5 – AISI 420 no estado recozido. Microscopia confocal, 2136x. Ácido oxálico 10%v.	58
Figura 5-6 – AISI 420 após tratamento térmico. Aumento 108x. Ácido oxálico 10%v.	59
Figura 5-7 – AISI 420 após tratamento térmico. Aumento 2136x. Ácido oxálico 10%v.	60
Figura 5-8 – Micrografia eletrônica do material recozido. Aumento 500x. Elétrons retroespalhados. Ácido oxálico 10%v.	61
Figura 5-9 – Micrografia eletrônica do material temperado e revenido. Aumento 500x. Elétrons retroespalhados. Ácido oxálico 10%v.	62
Figura 5-10 – Micrografia eletrônica do material temperado e revenido. Aumento 2000x. Elétrons secundários. Ácido oxálico 10%v.	63
Figure 5-11 – Microestrutura do AISI 420 após revenimento. Atacado com reagente Vilella.	64
Figura 5-12 – Curva tensão-deformação de engenharia dos corpos de prova sob tração uniaxial.	70
Figura 5-13 – Medição do comprimento da trinca de fadiga. Confocal, 108x.	73
Figura 5-14 – Carga (kN) versus COD (mm) para os corpos C(T) ensaiados. .	75
Figura 5-15 – Corpo com espessura 14 mm e raio do entalhe 1 mm, pós fratura. a) Ponta do entalhe. b) Lateral da trinca. Microscopia confocal, 430x.	81
Figura 5-16 – Corpo com espessura 7 mm e raio do entalhe 1 mm, após fratura. Microscopia Confocal. a) Ponta do entalhe. 216x. b) Lateral do entalhe, 430x.	83
Figura 5-17 – Lateral do entalhe pós fratura. a, c, e, g) 430x. b, d, f, h) 1075x.	85

Figura 5-18 – Superfícies de fratura: (a) espessura 14 mm, raio 1 mm, (b) espessura 14 mm, raio 0,17 mm, (c) espessura 7 mm, raio 1 mm e (d) espessura 7 mm, raio 0,17 mm.....	86
Figura 5-19 – Micrografia da fratura de corpo de flexão. Espessura 14 mm, raio do entalhe 0,17 mm. Aumento 17x.	87
Figura 5-20 – Micrografia da fratura de corpo de flexão. Espessura 14 mm, raio do entalhe 1 mm. Aumento 500x.	88
Figura 5-21 – Superfície de fratura de corpo de prova com espessura 7 mm e raio do entalhe 0,17 mm. Aumento de 50x.....	89
Figura 5.22 – Micrografias da superfície de fratura em regiões próxima ao entalhe (a) e distante do entalhe (b), obtidas em corpos de prova distintos.	90
Figura 5-23 – Micrografia da fratura de corpo de flexão. Espessura 14 mm, raio do entalhe 0,17 mm. Aumento 2000x.....	91
Figura 5-24 – a) Malha gerada para corpo com entalhe de raio 0,17 mm. b) Detalhe da malha na ponta do entalhe.	93
Figura 5-25 – a) Deformação total para corpo com entalhe de raio 0,17 mm e raio 7 mm. b) Detalhe do campo de tensão na ponta do entalhe.....	95
Figura 5-26 – Lateral de corpo de prova de tração, próximo a fratura. Microscopia confocal. a) Aumento 430x. b) Aumento 1075x.....	101
Figura 5-27 – Lateral de corpo de prova de tenacidade, próximo a fratura. Microscopia confocal. a) Aumento 430x. b) Aumento 1075x.	103
Figura 5-28 – Campos de tensão para corpos de prova com $t = 7$ mm. a) σ_0 e r_c determinados pelo CT Máxima. b) σ_0 e d_c determinados pelo CT Média.	108
Figura 5-29 – Campos de tensão para corpos de prova com $t = 14$ mm. a) σ_0 e r_c determinados pelo CT Máxima. b) σ_0 e d_c determinados pelo CT Média.	110

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3-1 – Tensões principais à frente da trinca para Modo I de abertura. ...	13
Tabela 3-2 – Tensões principais à frente de um entalhe para Modo I de abertura (Creager e Paris, 1967).	14
Tabela 3-3 – Composição do AISI 420 segundo ASTM A240-17.	32
Tabela 3-4 – Valores de K_{Ic} obtidos na literatura para o AISI 420.	37
Tabela 4-1 – Característica dos corpos de prova de flexão ensaiados.	42
Tabela 5-1 – Percentuais em massa dos elementos encontrados no material.	50
Tabela 5-2– Valores nominais e valores médios medidos para altura espessura dos corpos de prova de flexão.	51
Tabela 5-3 – Valores nominais e médios medidos para raio ρ do entalhe.	52
Tabela 5-4 - Dureza medida para o AISI 420 recozido e após tratamento.	65
Tabela 5-5 – Valores de dureza Rockwell C para diferentes lotes de revenimento.	66
Tabela 5-6 – Propriedades mecânicas do AISI 420 temperado e revenido.	67
Tabela 5-7 – Expoente (n) e Coeficiente (K) de Encruamento	68
Tabela 5-8– Valores de K_{Ic} obtidos segundo ASTM E399-17.	76
Tabela 5-9 – Cargas de ruptura dos corpos de prova com espessura 14 mm.	78
Tabela 5-10 – Cargas de ruptura dos corpos de prova com espessura 7 mm.	79
Tabela 5-11 – K_{IcU} , teórico pela associação de CT Máxima e CME	96
Tabela 5-12– K_{IcU} , teórico pela associação de CT Média com o CME	96
Tabela 5-13 – Valores experimentais para o fator de intensificação de tensões.	97
Tabela 5-14– Erros percentuais.	98
Tabela 5-15 – K_{IcU} , teórico teórico pelo Critério da Tensão Máxima	104
Tabela 5-16 – K_{IcU} , ρ teórico pelo Critério da Tensão Média	105
Tabela 5-18 – Valores calculados para resistência inerente e distância crítica.	111
Tabela 5-19 – Previsão teórica para K_{IcU} , teórico	111
Tabela 5-20 – Erros percentuais para previsão teórica de K_{IcU} , ρ	112
Tabela 5-21 – Previsão teórica para K_{Ic}	114
Tabela 5-22 – Erro percentual para previsão teórica de K_{Ic}	115

LISTA DE SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

CME - Conceito de Material Equivalente

CT Máxima - Critério da Tensão Máxima

CT Média - Critério da Tensão Média

dc – Distância crítica segundo CT Média

f_{ij} – Função adimensional de θ no primeiro termo

K – Fator de intensificação de tensões

K_c – Fator de intensificação de tensões crítico

k – Constante

$K_{Ic}^{U,teórico}$ – fator de intensificação de tensões teórico

$K_{Ic}^{U,exp}$ – fator de intensificação de tensões experimental

L – Comprimento característico do material

MEV – Microscopia eletrônica de varredura

MFLE – Mecânica da Fratura Linear-Elástica

MFEP – Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

r – Distância da ponta da trinca ou da ponta do entalhe; a origem varia conforme aplicação

r_c – Distância crítica segundo CT Máxima

TDC - Teoria das Distâncias Críticas

σ_f^* - Tensão de fratura do material virtualmente frágil, conforme CME

σ_0 – Resistência inerente do material

σ_{ij} – Tensor de tensões

σ_y – Tensão de escoamento, valor de engenharia

ε_y – Deformação no regime elástico, valor de engenharia

σ_p – Tensão no regime plástico, valor verdadeiro

ε_p – Deformação no regime plástico, valor verdadeiro

σ_u – Tensão no limite de resistência à tração, valor de engenharia

ϵ_u – Deformação no limite de resistência à tração, valor de engenharia

$\sigma_{u,v}$ – Tensão no limite de resistência à tração, valor verdadeiro

$\epsilon_{u,v}$ – Deformação no limite de resistência à tração, valor verdadeiro

RESUMO

Dada a necessidade de prever a ocorrência de falhas em equipamentos e estruturas, persiste a busca por métodos de previsão mais simples e menos custosos, porém não menos acurados. Dentre as alternativas, a Teoria das Distâncias Críticas (TDC) propõe efetuar a previsão de falha a partir de dois parâmetros: a resistência inerente do material σ_0 e o comprimento característico L . Apresentando bons resultados para diferentes tipos de materiais, no caso de materiais dúcteis, explicações mais consistentes são necessárias, dado que a TDC possui uma formulação linear-elástica e o comportamento típico desses materiais é elasto-plástico. Para sanar essa aparente lacuna teórica, o Conceito de Material Equivalente (CME) é utilizado para ajustar a curva tensão-deformação do material dúctil a fim de que esta exiba um comportamento característico de um material frágil. Neste trabalho, utiliza-se o Critério da Tensão Máxima e o Critério da Tensão Média (métodos pertencentes a TDC) associados ao CME, para a previsão de falha de corpos de prova usinados em aço inoxidável martensítico AISI 420, temperado e revenido. Duas espessuras foram avaliadas (14 mm e 7 mm), empregando-se entalhes do tipo “U” e raios de curvatura de 1,0 mm e 0,17 mm. Os critérios foram também aplicados independentemente do CME, primeiro usando equações que descrevem o campo de tensão a frente do entalhe e depois analisando diretamente os campos de tensão obtidos por elementos finitos. O uso da TDC associado ao CME apresentou erros superiores aos observados na literatura. Erros maiores foram encontrados pelo uso das equações que descrevem os campos de tensão. Estes erros elevados foram associados a uma grande densidade de microtrincas geradas pelo carregamento estudado. Por outro lado, a análise direta dos campos de tensão apresentou resultados significativamente acurados, com erros inferiores a 1%, os quais foram relacionados a capacidade da resistência inerente do material de retratar a complexidade dos fenômenos que ocorrem na iminência da fratura. Resultados sugerem que uma caracterização microestrutural ampla e análise detalhada da fratura são fundamentais para avaliação de novos critérios de falha.

Palavras-chave: Teoria das Distâncias Críticas, Conceito de Material Equivalente, AISI 420.

ABSTRACT

Despite of several well-known methods for predicting failure in equipments and structures, researchers continue in the pursuit for more simple, fast and less expensive techniques, but with same accuracy. Among the alternatives considered, Theory of Critical Distances (TCD) proposes to predict failure using two basic parameters: material inherent strength σ_0 and characteristic length L . Although good results reached for different types of materials, in the case of ductile materials, more sound explanations are necessary, since TCD has a linear-elastic formulation, while ductile materials usually present an elasto-plastic behavior. To overcome this apparent theoretical lack, the Equivalent Material Concept (EMC) converts the stress-strain curve of a ductile material in a stress-strain curve typical of a brittle material, based on material's strain energy density. This work uses two methods related with TCD – Maximum Stress Criteria and Mean Stress Criteria, in association with EMC, to predict static failure of specimens loaded under four points bending. Martensitic stainless steel AISI 420 specimens were machined with two thickness (14 mm e 7 mm) and weakened with U-notches having notch tip radius of 1 mm and 0,17 mm. In addition, the TCD methods were applied independently of EMC, first using equations that describe the stress field ahead notch tip and, in an alternative approach, assessing stress fields obtained with finite element models. The use of TCD in association with EMC resulted in errors higher than presented in literature. The same was observed with the use of the methods based in equations. These errors were related to the presence of a significant density of microcracks, generated during loading. Conversely, direct analysis of the stress fields resulted in highly accurate results, with errors lower than 1%. These last results suggest that material inherent strength consists in a parameter capable to describe the complexity of the phenomena that take place in fracture onset, regardless from materials mechanical properties. Furthermore, results presented in this work strongly highlight that studies about the feasibility of new failure criteria must considerer a broad microstructural characterization and detailed fractographic examination, to evaluate the influence of microscopic features in overall outcome.

Keywords: Theory of Critical Distances, Equivalent Material Concept, AISI 420.

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

A falha de um componente ou equipamento em operação consiste em uma ocorrência extremamente indesejável em qualquer ramo da indústria, podendo resultar em consequências devastadoras que envolvem desde perda de vidas até danos materiais extensos. Nesse sentido, a busca pelo entendimento de como um material falha é primordial, de forma que permite desenvolver métodos e estabelecer parâmetros que permitem prever a ocorrência destes danos. A capacidade de prever falhas tem sido fundamental para a sociedade contemporânea, seja por permitir elaborar projetos de engenharia mais seguros, seja por possibilitar avaliar danos que eventualmente se manifestam.

Tratando-se mais especificamente de falhas por fratura, diferentes materiais de engenharia exibem comportamentos distintos, dependendo de suas características inerentes. Materiais cerâmicos falham normalmente por fratura frágil, que ocorre repentinamente, sem deformação plástica aparente. Por outro lado, materiais metálicos são normalmente reconhecidos por apresentar deformação plástica significativa antecedendo a falha, caracterizada assim como fratura dúctil. No caso de materiais poliméricos, a massa molecular e a temperatura de trabalho influenciam grandemente no tipo de fratura. Há também materiais categorizados como semi-frágeis, apresentando pequena deformação plástica antes da fratura (Torabi, 2015), como é o caso de materiais compósitos. Por outro lado, o comportamento de um material quanto a fratura pode variar de acordo com projeto de um componente e do processamento do material. Uma peça confeccionada a partir um material normalmente dúctil pode apresentar uma fratura frágil. Os materiais metálicos consistem em um bom exemplo para esta situação: a presença de concentradores de tensão, a existência de tensões residuais e a microestrutura resultante de um tratamento térmico podem propiciar a ocorrência de uma falha por fratura frágil. Notadamente, o estado de tensões dominante, a taxa de carregamento e a temperatura também influenciam de forma significativa o comportamento de fratura.

Procedimentos de soldagem adequados e tratamentos térmicos de alívio de tensões atuam minimizando ou eliminando tensões residuais. A seleção correta de materiais e/ou tratamentos térmicos adequados permitem definir uma microestrutura correta para aplicação que se deseja. Taxas de carregamento e temperatura de uso ou operação são parâmetros controlados por variáveis de processos, sendo assim mantido dentro de faixas de trabalho apropriadas para o material. Contudo, concentradores de tensão estarão sempre presentes numa peça ou equipamento de engenharia.

O tipo mais comum de concentrador de tensão está relacionado a característica geométrica de uma peça ou componentes, de tal forma que as tensões variam de região para região (Taylor, 2007). Ou seja, variações geométricas são praticamente inevitáveis (logo também concentrações de tensão), uma vez que componentes são projetados para atender demandas específicas, possuindo formas mais ou menos complexas. Tubos, olhais, ganchos, engrenagens ilustram bem a questão. Basicamente, a concentração de tensão é o efeito da amplificação da tensão nominalmente aplicada sobre um corpo, na proximidade do elemento concentrador, que consiste usualmente em uma descontinuidade geométrica. Enfim, regiões de mudança de geometria e também entalhes são concentradores de tensão. Um outro elemento que promove a concentração de tensões e, sob esse aspecto, é considerado crítico é a trinca, isto é, uma superfície livre cujo raio de sua ponta aproxima-se de zero. Teoricamente, a tensão máxima desenvolvida da ponta de uma trinca é infinita, uma vez que possuindo raio tendendo a zero em sua ponta, constitui-se em uma singularidade no campo de tensões (Taylor, 2007).

É interessante notar que, dada uma peça de determinadas dimensões, sob um carregamento específico, havendo um furo circular passante de mesmas dimensões de uma dada trinca (metade do comprimento "a" da trinca igual ao raio do furo), este furo resulta em maiores valores de tensão a maiores distâncias de sua ponta do que a trinca, contudo, a trinca apresenta valores significativamente superiores de tensão na vizinhança de sua ponta (Taylor, 2007). Isso faz com que trincas seja elementos altamente deletérios e sua presença em um componente amplamente indesejada.

A existência de trincas em componentes de engenharia pode ser controlada, até certo ponto, por meio de seleção adequada de materiais, processos de fabricação e controle de qualidade, como ensaios não-destrutivos. Normalmente, trincas são descontinuidades reprováveis segundo códigos de projeto e inspeção (como o ASME BPVC – *Boiler and Pressure Vessel Code*). Logo, uma vez identificadas, as trincas são removidas e os componentes reparados. Em alguns casos, análises especializadas empregando códigos de adequação ao uso (por exemplo, API 579 – *Fitness for Service*) permitem conviver temporariamente com estes defeitos, desde que sejam periodicamente acompanhados por meio de técnicas corretas de inspeção não destrutiva.

Diferente das trincas, a existência de entalhes em formatos diversos é natural em projetos de engenharia, conforme a aplicabilidade desejada. Sua presença deve ser corretamente considerada, isto é, o efeito de concentração de tensão produzido por entalhes e sua eventual ação deletéria sobre a capacidade de sustentação de carga devem ser cuidadosamente avaliados. Por exemplo, o efeito de concentração de tensão em descontinuidades geométricas torna essas regiões mais sujeitas a formação de trinca em seu ápice, isto é, no ponto onde a tensão é maior.

Uma ferramenta que tem sido amplamente estudada na avaliação de resistência à fadiga e à fratura em componentes dotados de descontinuidades geométricas não-singulares é a Teoria das Distâncias Críticas, a qual consiste em um grupo de critérios de falha que analisam o campo de tensão na vizinhança de regiões reconhecidamente consideradas como pontos de iniciação de trincas, ou seja, entalhes e mudanças de geometria (Li et al., 2016). A formulação teórica desta metodologia baseia-se em Mecânica da Fratura Linear-Elástica.

A Teoria das Distâncias Críticas (TDC) começou a ser desenvolvida no início dos anos 1930, tendo sua origem nos trabalhos de Neuber e Peterson, voltados a finalidade de estimar a resistência à fadiga de materiais metálicos dotados de entalhes. Suas ideias originais foram apresentadas de forma mais consistente em trabalhos pioneiros publicados na década de 1950 (Taylor, 2007). Neuber identificou que os limites de fadiga determinados por um entalhe poderiam ser obtidos a partir do cálculo do valor médio de tensão real na zona

de processo de fadiga, onde a extensão do domínio de interação depende das propriedades do material sob fadiga. Posteriormente, Peterson constatou que a tensão desenvolvida a uma dada distância da ponta de um concentrador de tensões seria preponderante para a avaliação da vida em fadiga de um material dotado de um entalhe (Susmel e Taylor, 2010). Um grande avanço ocorreu posteriormente com o trabalho de Whitney e Nuismer, que estabeleceram uma ligação entre a TDC e a Mecânica da Fratura Linear-Elástica. Diversos autores contribuíram para o desenvolvimento da teoria, com aplicação em variados tipos de materiais (cerâmicos, compósitos, polímeros e metais). No final do século XX, Taylor (1999, 2007) reformulou os métodos relacionados a TDC e os apresentou de forma mais adequada para avaliação de diferentes problemas de avaliação de integridade estrutural (Li et al., 2016).

Mais recentemente, Torabi (2012) elaborou um método chamado Conceito de Material Equivalente (CME) que se apresenta como complementar a TDC. A base do Conceito de Material Equivalente consiste em obter um valor corrigido para o limite de resistência a tração do material dúctil sob análise empregando uma equação analítica que compreende as principais propriedades mecânicas do material. Este método associado a TDC tem apresentado resultados bastante consistentes na previsão da capacidade de sustentação de carga de corpos de prova confeccionados com materiais metálicos diversos (aço baixo-carbono, aço inoxidável e ligas de alumínio) e entalhes variados ("V", "U" e "O"). Inclusive, o Conceito de Material Equivalente tem apresentado resultados que são mais precisos do que aqueles obtidos unicamente empregando os critérios que compõem a TCD (Torabi, 2012, 2013¹, 2015), na previsão de falha de materiais dúcteis.

CAPÍTULO 2 – OBJETIVOS

2.1. OBJETIVO GERAL

O objetivo deste trabalho é avaliar a eficácia do chamado Conceito de Material Equivalente na previsão de falha de corpos de provas fabricados com aço inoxidável martensítico AISI 420, empregando o fator de intensificação de tensões como parâmetro de avaliação e correlacionando os resultados encontrados com características microestruturais do material e morfologia de fratura. O Conceito de Material Equivalente é utilizado em associação com dois critérios de falha que fazem parte da Teoria das Distâncias Críticas: Critério da Tensão Máxima e Critério da Tensão Média.

2.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Determinar as propriedades mecânicas do material em estudo através de ensaios mecânicos padronizados.
- Aplicar as propriedades mecânicas determinadas nas formulações propostas pelo Conceito de Material Equivalente e, em associação com o Critério da Tensão Média e Critério da Tensão Máxima, obter o valor do fator de intensificação de tensões teórico crítico que conduz a falha do material.
- A partir de ensaios de flexão e modelos em elementos finitos definir o fator de intensificação de tensões experimental crítico e comparar com o valor teórico calculado, obtendo-se o erro percentual e discutindo a acurácia alcançada, frente a resultados já existente na literatura para outros materiais.
- Avaliar a aplicação direta do Critério da Tensão Máxima e Critério da Tensão na previsão de falha, independente do Conceito de Material Equivalente.
- Discutir a influência de parâmetros diversos nos resultados obtidos: espessura dos corpos de prova, raio da ponta do entalhe, microestrutura do material e micromecanismos de fratura nos resultados obtidos.

2.3. JUSTIFICATIVA

Avaliar o efeito de concentração de tensões causado por entalhes não-singulares em estruturas e componentes é fundamental para estruturas de engenharia, de forma a se elaborar projetos mais seguros ou possibilitar a previsão de falha de um componente em serviço.

A Teoria das Distâncias Críticas tem sido amplamente discutida como ferramenta para previsão de falha em componentes de engenharia devido sua abordagem simplificada, a qual é baseada em Mecânica da Fratura Linear-Elástica. Resultados muito bons tem sido obtido não apenas para material frágeis e semi-frágeis, ao qual ela se aplica por definição, mas também para materiais dúcteis, o que não era esperado e ainda carece de explicação.

O Conceito de Material Equivalente visa complementar a Teoria das Distâncias Críticas na sua aplicação a materiais dúcteis.

Desta forma, o uso dessas metodologias em materiais ainda não testados, como o AISI 420, amplia a discussão sobre a eficácia das mesmas, de forma a corroborar ou contestar os resultados apresentados na literatura.

CAPÍTULO 3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. CONCEITUAÇÃO GERAL DE MECÂNICA DA FRATURA

Apesar de figurar como um campo de estudo praticamente inexistente antes da Segunda Guerra Mundial, posteriormente, a Mecânica da Fratura desenvolveu-se, consolidou-se e estabeleceu-se como disciplina e campo de estudo de grande interesse. Seu desenvolvimento foi tal que, nas últimas décadas, colaborou para a prevenção de um número substancial de falhas estruturais (Anderson, 2005) e, conseqüentemente, ocorrência de acidentes, perdas econômicas, etc. Hoje, a Mecânica da Fratura oferece um arcabouço teórico e experimental suficientemente amplo e consistente para emprego usual, cotidiano, seja na elaboração de projetos mais seguros, seja na avaliação correta de danos, de forma não só a prevenir falhas, mas também prolongar com segurança a vida útil de um material ou equipamento.

A Mecânica da Fratura pode ser dividida em dois grandes campos de estudo: a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) e a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). Em linhas gerais, pode-se dizer que, enquanto a MFLE considera a análise de um campo de tensões elásticas resultando em (no máximo) deformações plásticas circunscritas a uma pequena região no entorno da ponta da trinca, a MFEP admite um campo de tensões que se modifica à medida que deformações plásticas localizadas vão ocorrendo, sendo estas deformações plásticas de maior magnitude do que na MFLE. Sob uma visão mais pragmática, a MFLE demanda cálculos mais simples e permite soluções analíticas enquanto que, por outro lado, as análises efetuadas em MFEP são geralmente complicadas e consomem tempo (Torabi, 2017).

Notadamente, o grande foco da Mecânica da Fratura reside na avaliação de trincas, isto é, de defeitos que podem ser considerados como singularidades, cujo raio da ponta do defeito tende a zero ($\rho \rightarrow 0$). Dessa forma, avalia-se o campo de tensões em torno destes defeitos, em um dado material, em função do carregamento e do estado de tensões, a fim de determinar uma condição crítica que conduz a falha. Neste contexto, é importante observar que basta um

único parâmetro para descrever as tensões e deslocamentos à frente da ponta de uma trinca, o qual está relacionado com a taxa de liberação de energia envolvida o processo (Anderson, 2005). Esse parâmetro consiste no fator de intensificação de tensões, expresso pela letra K , e que caracteriza de forma completa as condições na ponta da trinca em um material linear elástico. Quando o material se encontra na iminência da falha, esse parâmetro alcança um valor crítico K_c .

Apesar do protagonismo do elemento trinca na Mecânica da Fratura, o estudo da influência de entalhes também se destaca, uma vez que é usual que as trincas nucleiem a partir de concentradores de tensão pré-existentes, como entalhes, onde as tensões alcançam maiores valores. Conforme já abordado, entalhes consistem em descontinuidades geométricas deliberadamente introduzidas com finalidades específicas no projeto de estruturas e componentes, possuindo formatos distintos. Usualmente são observados entalhes com formatos variados, como “U”, “V”, “O”, rasgos de chaveta, etc. A ampla utilização de entalhes pode ser considerada outra das causas pelas quais pesquisadores estudam o efeito de concentrações de tensões provocado por estas descontinuidades geométricas. Além disso, é inegável que entalhes são relativamente mais simples de produzir e testar experimentalmente do que trincas (Taylor, 2007). Sua análise teórica e modelagem numérica também é mais fácil.

Enfim, um entalhe concentra tensões em torno de sua ponta e, conseqüentemente, de acordo com os níveis de tensão, pode configurar-se em uma região de iniciação de trincas (Torabi, 2012). Naturalmente, estas trincas podem se propagar e resultar em fratura do componente.

Por sua vez, os mecanismos de iniciação e propagação de trincas são notadamente diferentes em materiais que apresentam fratura frágil e em materiais que apresentam fratura dúctil (Torabi, 2012).

Uma fratura frágil é caracterizada pela rápida propagação desta trinca. Neste caso de fratura frágil, a etapa de iniciação da trinca consome grande parte da energia total da fratura, sendo a etapa de propagação pouco contribuinte. O processo de crescimento da trinca é chamado instável, resultando em uma

fratura praticamente instantânea. Ademais, qualquer deformação plástica existente está confinada em uma região pequena, imediatamente vizinha da ponta da trinca (Taylor, 2007). Sob uma análise microscópica, duas formas de fratura frágil podem ser observadas (Knott, 2015). Uma consiste na clivagem transgranular. No caso deste micromecanismo, a propagação rápida da trinca se dá ao longo de um plano cristalográfico específico, sendo os planos preferenciais os que apresentam menor empacotamento atômico. A outra forma de fratura é a fratura intergranular, na qual a trinca se propaga ao longo dos contornos de grão. Neste caso não há apenas um único micromecanismo possível, mas sim uma variedade de situações que podem levar a essa fratura como, por exemplo, a precipitação de fases frágeis no contorno de grãos, corrosão intergranular, etc (Anderson, 2005).

Por outro lado, uma fratura dúctil é acompanhada de significativa deformação plástica em torno do entalhe, sendo que tanto a iniciação da trinca quanto sua propagação consomem considerável percentual da energia total até a falha. Essa deformação plástica significativa possui normalmente aspecto macroscópico, isto é, há alteração dimensional visível. Em outras palavras, os níveis de tensão em torno do entalhe excedem o valor de tensão de escoamento, podendo resultar em deformação plástica ampla, antecedendo a fratura do componente (Taylor, 2007). No caso de uma fratura dúctil, a redistribuição dos campos de tensão e deformação decorrente da plastificação é um complicador para a análise de tensões. O micromecanismo dominante numa fratura dúctil é o de formação, crescimento e coalescência de microvazios (Anderson, 2005).

A Figura 3-1 consiste em um gráfico contendo tensão de falha versus tenacidade à fratura (K_{Ic}), baseada em imagem contida no livro *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications* (Anderson, 2005). Desta figura, observa-se que, para materiais de baixa tenacidade, o mecanismo de falha governante é a fratura frágil, variando a tensão crítica linearmente com K_{Ic} . Ou seja, é a região de validade da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE). No outro extremo, para níveis elevados de tenacidade, a ocorrência da falha é governada pelas propriedades de fluxo do material. No caso dos metais, estas propriedades são definidas pela tensão de escoamento (σ_y) e pelo limite de resistência a tração (σ_u). A região intermediária é o campo de domínio da

mecânica da fratura não-linear ou Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, onde o mecanismo de falha dominante é a fratura dúctil.

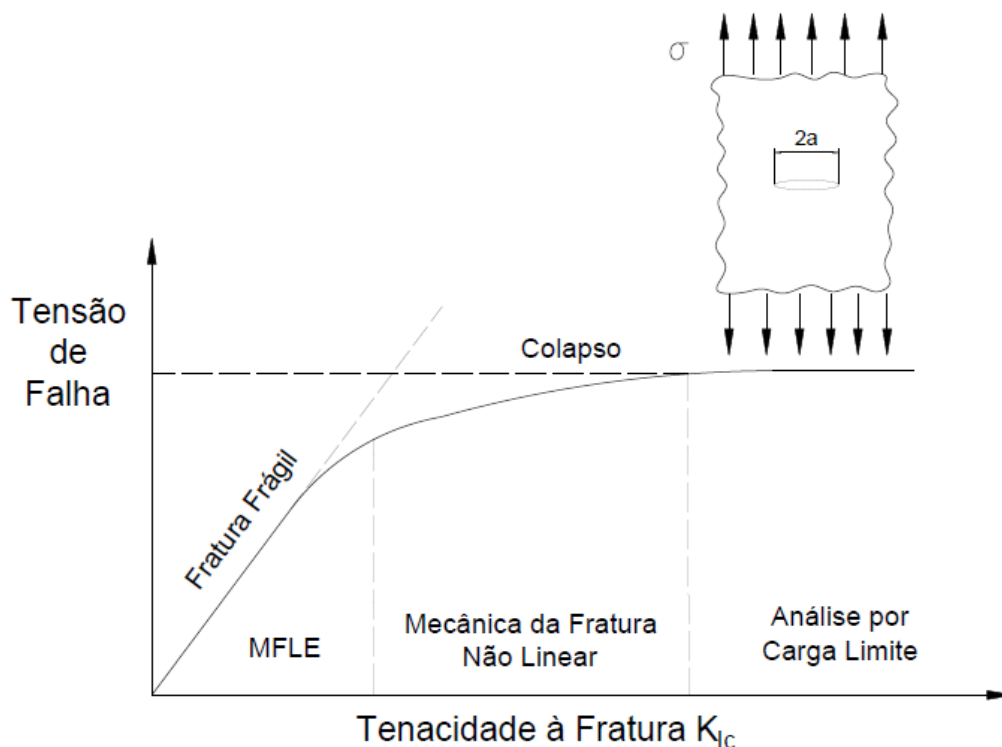


Figura 3-1– Efeito da tenacidade a fratura no mecanismo de falha governante (Anderson, 2005).

Dessa forma, a MFLE é válida somente se a deformação não-linear que ocorre no material em análise estiver confinada a uma pequena região em torno da ponta da trinca (Anderson, 2005). Ou seja, apenas a formação de uma zona plástica pequena na ponta da trinca é admitida. À medida que esta zona plástica cresce, a análise elástica de tensões torna-se crescentemente imprecisa. O tamanho desta zona plástica pode ser estimado pela Abordagem de Irwin (*Irwin Approach*) ou pelo Modelo da Faixa de Escoamento (*Strip-yield Model*). Em se tratando de MFLE, o parâmetro fundamental é o fator de intensificação de tensões K .

No caso de diversos materiais, a zona plástica que se forma na ponta da trinca antes da ocorrência da fratura apresenta dimensões moderadas ou grandes. Neste caso, critérios de fratura devem ser definidos empregando a

MFEP. Dois parâmetros elasto-plásticos importantes são o *crack-tip-opening displacement* (CTOD) e a integral de contorno J. Conforme literatura, há uma correlação entre integral J e CTOD (Shih, 1981), resultando que ambos os parâmetros são igualmente válidos para caracterização de uma fratura (Anderson, 2005). Logo, valores críticos de CTOD e integral J fornecem medidas de tenacidade à fratura, mesmo quando há ocorrência de grande plasticidade na ponta da trinca (Anderson, 2005).

3.2. DEFININDO O CAMPO DE TENSÕES

Para as discussões que se seguem, é importante definir o campo de tensões à frente de uma trinca. Considerando um sistema de coordenadas polares com origem na ponta da trinca (Figura 3-2) e um material isotrópico, com comportamento linear-elástico, pode-se demonstrar que o campo de tensões pode ser descrito pela Equação 1. Nesta equação, para termos de mais alta ordem, A_m é a amplitude e $g_{ij}(m)$ é uma função adimensional de θ . À medida que $r \rightarrow 0$, o primeiro termo da equação tende a infinito, enquanto demais termos mantêm-se constantes ou aproximam-se de zero.

Equação 1

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{k}{\sqrt{r}} \right) f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} A_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta)$$

Onde:

σ_{ij} – tensor de tensões;

r e θ – conforme definido na Figura 3-2;

k – constante;

f_{ij} – função adimensional de θ no primeiro termo.

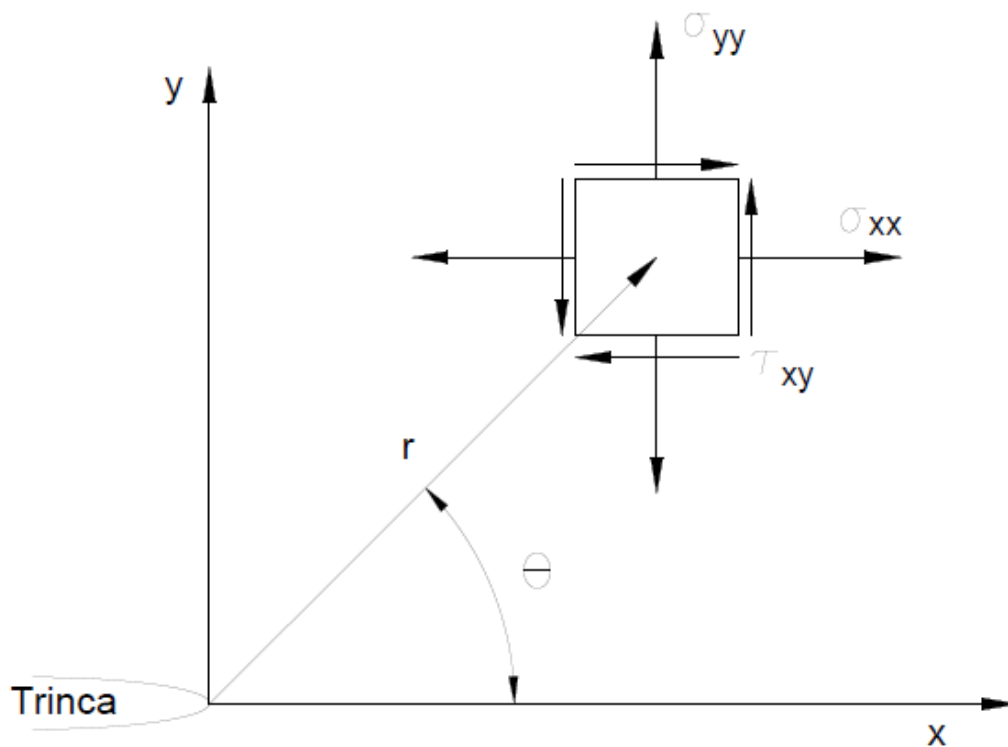


Figura 3-2– Definição do sistema de coordenadas à frente de uma trinca. Eixo z é normal ao plano xy.

Ainda tratando da Equação 1, destaca-se que os termos de maior ordem dependem da geometria do corpo sob análise, porém as tensões próximas a ponta da trinca são proporcionais a $1/\sqrt{r}$, independente desta geometria. Por outro lado, os deslocamentos nessa região variam com \sqrt{r} . Assim, a Equação 1 define uma condição de singularidade no campo de tensão, dado que a tensão possui crescimento assintótico para $r = 0$ (Anderson, 2005).

As Tabela 3-1 apresenta as equações para as tensões principais, na região de influência da singularidade, obtidas a partir da Equação 1, considerando o Modo I de carregamento, ou seja, a carga principal aplicada é normal ao plano da trinca, tendendo a abrir a mesma. Outros dois tipos de carregamento consistem no Modo II (cisalhamento no plano, tendendo a deslizar as superfícies da trinca uma em relação a outra, por isso também chamado de modo de deslizamento) e Modo III (cisalhamento fora do plano, chamado modo de rasgamento). Esses carregamentos podem ser submetidos a um corpo separadamente ou de forma combinada. A superposição dos três modos

descreve o caso geral de carregamento (Broek, 1986). A Tabela 3-1 apresenta apenas as equações relacionadas ao Modo I de abertura, que é o escopo deste trabalho.

Tabela 3-1 – Tensões principais à frente da trinca para Modo I de abertura.

σ_{xx}	$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right]$	
σ_{yy}	$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right]$	
τ_{xy}	$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)$	
	0	Estado plano de tensão
σ_{zz}	$\nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$	Estado plano de deformação
τ_{xz}, τ_{yz}		0

Uma vez apresentado o campo de tensões à frente de uma trinca, é necessário discutir o campo de tensões à frente de um entalhe, estando esta análise intimamente ligada ao foco do presente trabalho.

A definição do campo de tensões à frente de um entalhe remete ao trabalho original de Creager e Paris (1967). Estes autores deduziram equações para determinar o campo de tensões à frente de uma trinca embotada (*blunted*) a fim de analisar um modelo de dissolução de material na ponta da trinca que resultasse na suspensão do fenômeno de trincamento por corrosão sob tensão (*stress corrosion cracking*) em função do embotamento da ponta da trinca. Creager e Paris (1967) descrevem que o modelo de *continuum* convencionalmente adotado para uma trinca consistia em um vazio planar de material e seu modelo matemático correspondente uma descontinuidade planar. Contudo, em função do modelo que desejam analisar, era mais adequado que o modelo físico da trinca fosse representado por um vazio de volume limitado, estreito, apresentando em sua extremidade um raio de curvatura finito e não um

vazio planar com raio de curvatura tendendo a zero, como era o caso dos modelos convencionais de trincas. A Tabela 4-2 apresenta as equações deduzidas por Creager e Paris (1967) para o campo de tensões à frente de uma trinca embotada ou entalhe. Estas equações baseiam-se em Mecânica da Fratura Linear-Elástica e consideram um sistema de coordenadas polares cuja origem está localizada a uma distância $\rho/2$ da ponta do entalhe (Figura 3-3), sendo ρ o raio de curvatura da ponta do entalhe. Esta definição da localização da origem colabora para simplificação dos resultados, considerando que a região de interesse se encontra na vizinhança imediata da ponta do entalhe. Doravante neste trabalho, o campo de tensões será definido em função desse sistema de coordenadas. Nesse contexto, note que a ponta do entalhe para o ângulo $\theta = 0$ é dada pela distância $r = \rho/2$. As equações da Tabela 3-2 são válidas para $\rho \ll r \ll a$.

Tabela 3-2 – Tensões principais à frente de um entalhe para Modo I de abertura (Creager e Paris, 1967).

σ_{xx}	$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)$	
σ_{yy}	$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] + \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)$	
τ_{xy}	$\frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) - \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{\rho}{2r} \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)$	
	0	Estado plano de tensão
σ_{zz}	$\nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$	Estado plano de deformação
τ_{xz}, τ_{yz}	0	

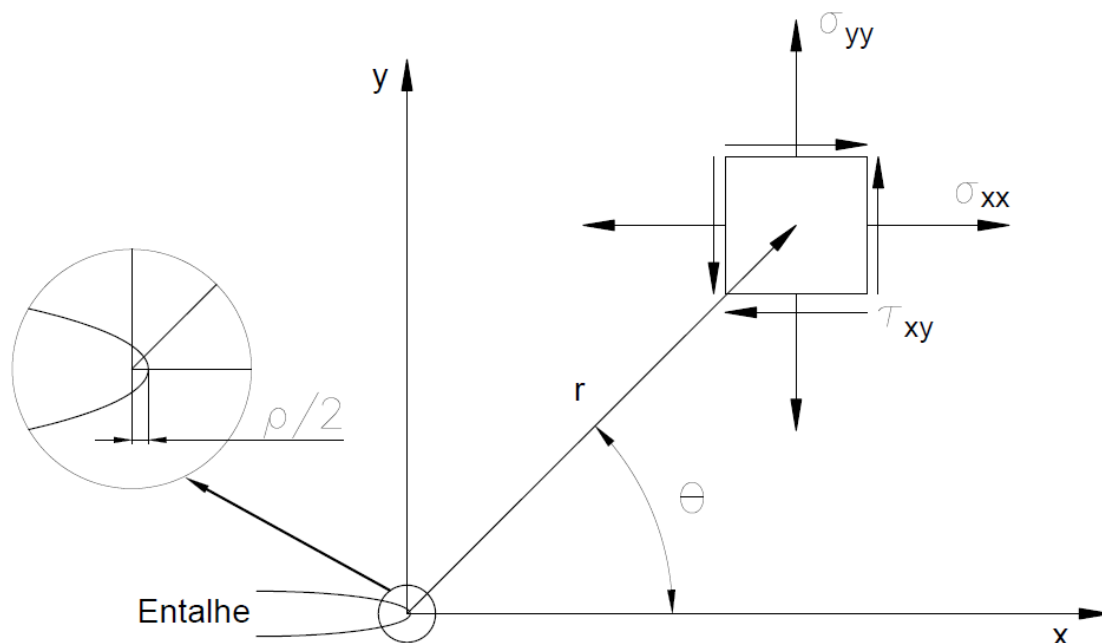


Figura 3-3– Definição do sistema de coordenadas à frente de uma trinca. Eixo z é normal ao plano xy.

No caso específico do presente trabalho, será avaliado o campo de tensões para $\theta = 0$, ou seja, ao longo do eixo x, de tal forma que a equação da tensão σ_{yy} da Tabela 4-2 pode ser simplificada, conforme demonstrado na Equação 2, onde é adotada para σ_{yy} a notação $\sigma_{\theta\theta}$, designando a tensão tangencial a linha que define a biseção do entalhe. (Observação: a notação $\sigma_{\theta\theta}$ é empregada usualmente na literatura e para fins de simplicidade será também utilizada neste trabalho). A grandeza $K_I^{U,\rho}$ é o fator de intensificação de tensões geral para o entalhe do tipo “U”, com raio de curvatura ρ .

Equação 2

$$\sigma_{\theta\theta}(r) = \frac{K_I^{U,\rho}}{\sqrt{2\pi r}} \left[1 + \frac{\rho}{2r} \right]$$

3.3. A TEORIA DAS DISTÂNCIAS CRÍTICAS

Em linhas gerais, a Teoria das Distâncias Críticas consiste em um conjunto de métodos ou critérios empregados para avaliar o campo de tensões

linear-elástico gerado a frente de um concentrador de tensões, com o objetivo de prever a ocorrência de falhas. Quatro critérios de falha compõem formalmente a Teoria das Distâncias Críticas e em comum possuem o fato de usar como parâmetro básico uma grandeza denominada distância crítica (Louks et al., 2016). São eles assim denominados: Método da Tensão Máxima (ou Método do Ponto), Método da Tensão Média (ou Método da Linha), Método da Área e Método do Volume.

A Figura 3-4 ilustra graficamente o princípio adotado por cada um destes métodos.

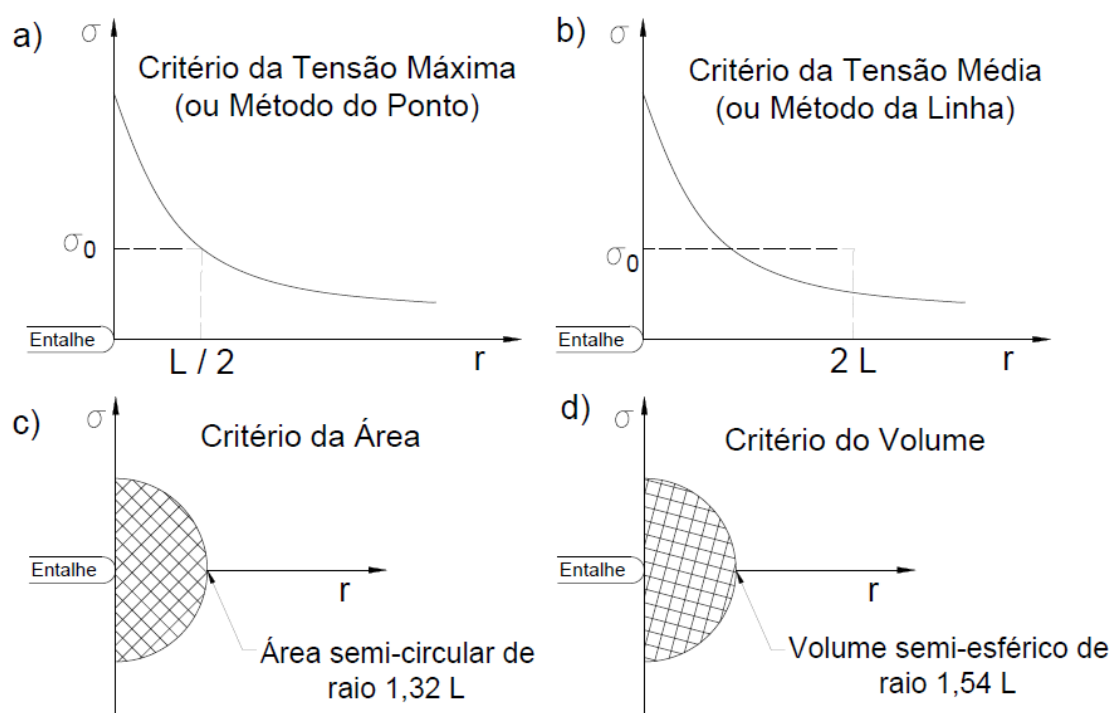


Figura 3-4– Métodos da TDC: a) Método da Tensão Máxima, b) Método da Tensão Média, c) Método da Área e d) Método do Volume.

O Método da Tensão Máxima ou Método do Ponto considera que a falha de um componente sob carregamento estático irá ocorrer quando a tensão efetiva σ_{eff} a uma distância $L/2$ da ponta do entalhe alcançar o valor da resistência inerente do material σ_0 . Sua formalização matemática está descrita da Equação 3 (Susmel e Taylor, 2008). Conforme ilustrado na Figura 3-4a, este método é descrito por um ponto na curva que representa o campo de tensões, por isso chamado de Método do Ponto, consistindo na formulação mais simples

da Teoria das Distâncias Críticas. Doravante, neste trabalho, este método será referido como Critério da Tensão Máxima.

Equação 3

$$\sigma_{eff} = \sigma_{\theta\theta} \left(\theta = 0, r = \frac{L}{2} \right) = \sigma_0$$

O Método da Tensão Média ou Método da Linha determina que a falha de um componente irá ocorrer quando a tensão efetiva linear-elástica σ_{eff} à frente de um entalhe alcançar um valor médio ao longo de uma linha de comprimento $2L$ igual a resistência inerente do material σ_0 . A formalização desse método está descrita na Equação 4 (Susmel e Taylor, 2008). A Figura 3-4b apresenta a representação gráfica para este método. Doravante, neste trabalho, este método será referido como Critério da Tensão Média.

Equação 4

$$\sigma_{eff} = \frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(\theta = 0, r) dr = \sigma_0$$

Os Métodos da Área e do Volume apresentam um conceito similar ao Método da Tensão Média, com a diferença de que a falha irá ocorrer quando a tensão efetiva média σ_{eff} em relação a uma área (semi-circular, por exemplo) ou volume (semi-esférico, por exemplo), respectivamente, à frente do entalhe alcançar o valor da resistência inerente do material σ_0 . As Figura 3-4c e 4-4d exibem representações gráficas para estes métodos, enquanto que as Equações 5 apresenta a formalização matemática para o Método da Área (Li et al., 2016; Taylor, 2007). Para cálculo da área semi-circular e do volume semi-esférico pode-se admitir raios igual a $1,32L$ e $1,54L$, respectivamente, como pode ser demonstrado a partir de integrações adequadas para o campo de tensão à frente de uma trinca aguda (Taylor, 2007).

Equação 5

$$\sigma_{eff} = \frac{2}{\pi L^2} \int_{-\pi/2}^{\pi/2} \int_0^{1,32L} \sigma(\theta, r) r dr d\theta = \sigma_0$$

Para melhor entendimento da Teoria das Distâncias Críticas, é importante sumarizar alguns aspectos de seu desenvolvimento. Análises baseadas numa distância crítica foram originalmente propostas por Heinz Neuber na década de 1950 (Louks et al., 2016, Radaj et al., 2013). Segundo Susmel e Taylor (2008, 2010), Neuber observou que os métodos então empregados para estimativa do limite de resistência à fadiga considerando o campo de tensão linear-elástico na ponta de uma descontinuidade geométrica poderiam ser muito conservativos, especialmente para entalhes agudos. Neuber propôs então calcular uma tensão de referência como à média da tensão linear-elástica ao longo de uma distância específica. O componente estaria em sua condição limite de fadiga quando essa tensão média fosse igual limite de fadiga de um material similar. Essa é a base do Método da Tensão Média.

Posteriormente, no final da década de 1950, Rudolph Earl Peterson apresentou uma formulação simplificada, na qual estipulou que o limite de fadiga é alcançado quando um determinado valor de tensão específico é atingido há uma certa distância da ponta do concentrador de tensão. Esta formulação foi denominada Método do Ponto.

Na sequência de seu desenvolvimento, a análise empregando o conceito de distância crítica foi adaptada para previsão de falha de materiais sujeitos a carregamento estático apresentando comportamento mecânico dúctil ou frágil. Em 1974, Whitney e Nuismer investigaram o comportamento de falha de materiais compósitos reforçados com fibra submetidos a carregamento estático, na presença de concentradores de tensão. Estes autores desenvolveram em seu estudo teorias idênticas ao Método da Linha e Método do Ponto, sem disporem de conhecimento das mesmas (Louks et al, 2016). Contudo, a grande contribuição de Whitney e Nuismer (1974) foi estabelecer uma ligação entre a Mecânica do Contínuo e a Mecânica da Fratura Linear-Elástica de forma a permitir expressar a distância crítica L em função da tenacidade à fratura sob deformação plana K_{Ic} do material. A Equação 6 descreve essa relação.

Equação 6

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_0} \right)^2$$

Neste ponto, é importante destacar alguns aspectos acerca da resistência inerente do material σ_0 . Segundo Susmel e Taylor (2008), a grandeza σ_0 é uma notação da capacidade de resistência local do material, considerando o efeito do gradiente de tensões quando as deformações plásticas não são modeladas explicitamente, isto é, quanto a resposta tensão-deformação do componente é determinada assumindo uma lei constitutiva linear-elástica para o material original. Enfim, o valor de σ_0 irá depender do comportamento mecânico e de fratura do material que está sendo avaliado (Louks et al., 2016). Consequentemente, entende-se que essa grandeza é dependente também dos fatores que afetam o comportamento mecânico do material, como temperatura, taxa de carregamento, grau de restrição, etc, que por sua vez influenciam no micromecanismo que conduz à fratura. Assim, o estudo da morfologia da fratura e dos micromecanismos associados apresentam-se como fundamentais para melhor compreensão da resistência inerente do material.

De qualquer modo, é necessário determinar σ_0 para se calcular o comprimento característico do material, conforme previsto na Equação 6. No caso de materiais frágeis clássicos, como cerâmicos, ou materiais semi-frágeis, como compósitos, observou-se que a resistência inerente do material σ_0 pode ser considerada igual ao limite de resistência a tração σ_u , suposição que gerou resultados bastante acurados (Susmel e Taylor 2008, 2010; Louks, 2016). Por outro lado, nos casos em que a fratura do material foi acompanhada de deformação plástica significativa, notou-se que a igualdade $\sigma_0 = \sigma_u$ não se mostrou adequada, como ocorre com materiais metálicos. Particularmente, σ_0 assume valores superiores a σ_u quando a fratura final é precedida de deformação em larga escala, o que é especialmente verdadeiro para materiais dúcteis que apresentam encruamento significativo.

Assim, no caso de materiais metálicos, Susmel e Taylor (2008) apontam que a única maneira correta de se determinar a resistência inerente do material σ_0 é experimentalmente, o que é feito testando corpos de prova com diferentes concentradores de tensões. Concentradores de tensão distintos geram diferentes distribuições de tensão à frente do entalhe. A partir desses campos de tensão gerados pode-se obter diretamente σ_0 e L , empregando os métodos

associados à TDC. A sequência para a determinação de σ_0 segundo o Critério da Tensão Máxima é a seguinte:

1) Corpos de prova dotados de entalhes com características distintas são preparados e testados para obtenção da carga máxima que antecede à fratura. Entalhes de diferentes tipos podem ser empregados (“U”, “V”, etc), desde que haja um entalhe que possa ser considerado agudo (*sharp*) e outro que seja considerado embotado (*blunt*).

2) Para cada espessura e tipo de entalhe deve ser elaborado um modelo de elementos finitos, no qual é aplicada a carga máxima obtida nos ensaios.

3) A partir dos modelos de elementos finitos, obtém-se o campo de tensões ao longo do plano de simetria (ou bissetor) em função da distância da origem do eixo de simetria.

4) Os diferentes campos de tensão obtidos são plotados em um mesmo gráfico.

5) Os valores de σ_0 e $L/2$ podem ser obtidos diretamente no gráfico pelo o ponto de interseção das curvas de tensão x distância, conforme indicado na Figura 3-5.

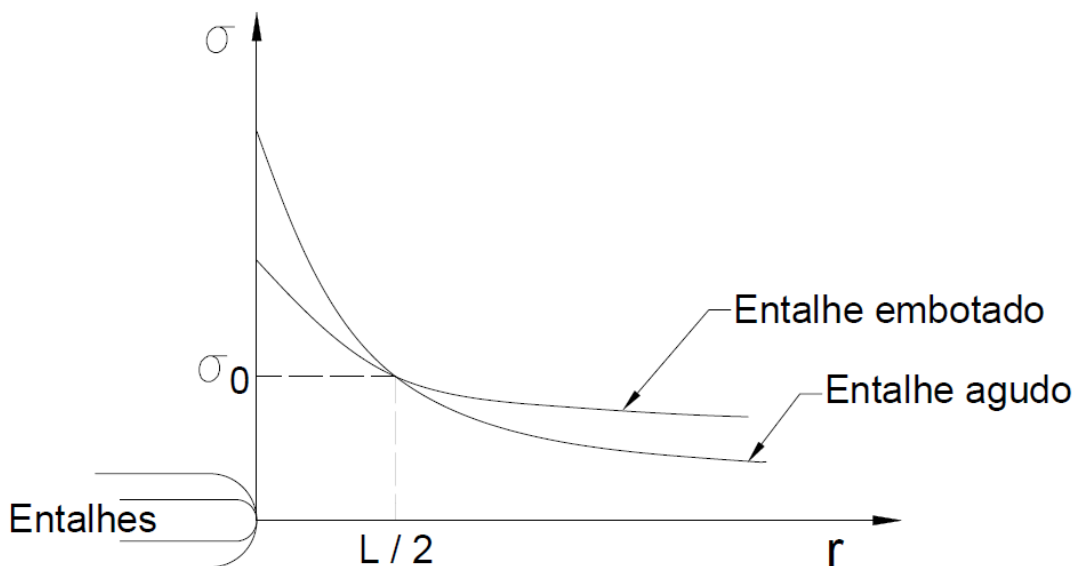


Figura 3-5 – Determinação de σ_0 e L pelo Critério da Tensão Máxima.

Já no caso do Critério da Tensão Média, o procedimento é ligeiramente diferente. Uma vez obtido o campo de tensão gerado por cada entalhe a partir dos modelos de elementos finitos, é necessário determinar equações que melhor descrevam seu comportamento. Uma vez definidas, essas equações devem ser integradas e as integrais igualadas. Como se sabe, essas integrais representam as áreas sob a curva tensão x distância da ponta do entalhe. O Critério da Tensão Média determina que a falha ocorre quando a tensão alcança um valor médio a uma distância $2L$ igual a σ_0 , logo, a resolução da igualdade das integrais em função da distância r da ponta do entalhe definirá o valor de $2L$. A Figura 3-5 ilustra parte do procedimento e a Equação 7 a sequência.

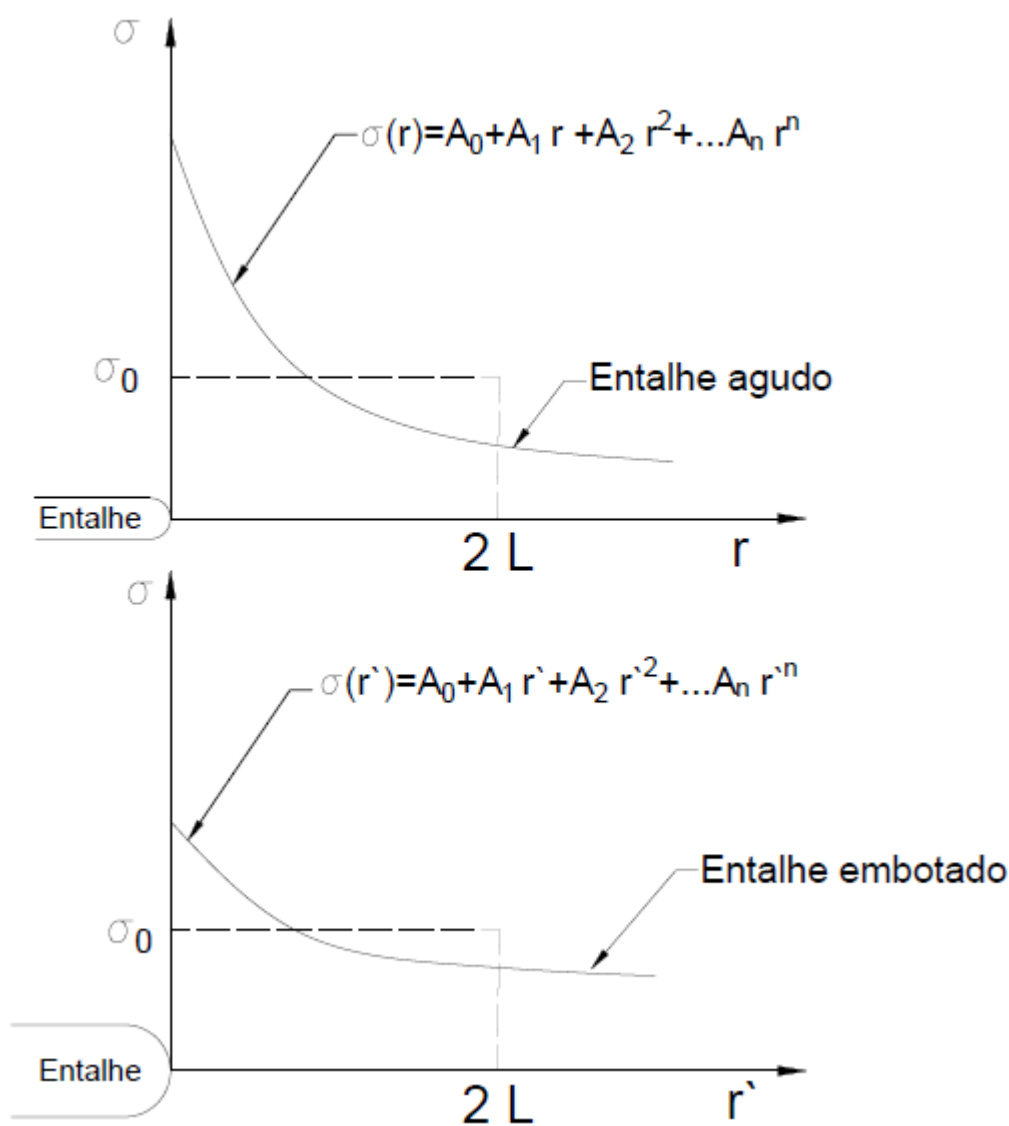


Figura 3-6 – Determinação de σ_0 e L pelo Critério da Tensão Média.

Equação 7

$$\frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r) = \frac{1}{2L} \int_0^{2L} \sigma(r')$$

Resolvendo-se a Equação 7 obtém-se L, ao qual aplicada a Equação 4 resulta em σ_0 .

Apesar dos bons resultados, com elevada acurácia, do emprego da Teoria das Distâncias Críticas na previsão de falha de materiais dúcteis (Susmel e Taylor, 2008, 2010) estes resultados são, de certo modo, surpreendentes, como os próprios autores citados destacam, dado que a TDC emprega uma distribuição de tensões linear-elástica para a ponta do entalhe enquanto que, no caso de materiais dúcteis, estas tensões são grandemente dependentes do efeito da plastificação. Esta discussão ainda se encontra em aberto na literatura.

3.4. O CONCEITO DE MATERIAL EQUIVALENTE

Com o objetivo de subsidiar e justificar o uso da Teoria das Distâncias Críticas como uma alternativa para a análise elasto-plástica de materiais dúcteis (ou seja, que apresentam deformação plástica significativa antes da fratura), Torabi (2012) empregou um artifício denominado Conceito de Material Equivalente (CME) que se propõe a ajustar matematicamente a curva tensão-deformação de um material dúctil a fim de que a mesma se apresente similar a curva característica de um material frágil. Assim, a curva ajustada apresenta-se sem deformação plástica e com tensão de ruptura igual ao limite de resistência a tração, semelhante a curva de um material frágil clássico.

Por meio deste artifício, passa-se a ter então um material que Torabi (2012) denomina de virtualmente frágil, o qual pode ser avaliado sem problemas conceituais pela TDC, empregando equações elaboradas a partir da Mecânica da Fratura Linear Elástica.

Por definição, o material dúctil original e o material virtualmente frágil (derivado do primeiro) apresentam os mesmos valores de módulo de Young E e tenacidade à fratura sob deformação plana K_{Ic} .

Dessa forma, considerando uma curva tensão-deformação de engenharia de um material dúctil, obtida por ensaio de tração uniaxial, o princípio básico do Conceito de Material Equivalente consiste em estabelecer que o material virtualmente frágil conceitualmente formulado apresenta a mesma densidade de energia de deformação do material dúctil avaliado até a estricção. A Figura 3-7 apresenta as curvas tensão-deformação dúctil (a) e do material virtualmente frágil (b).

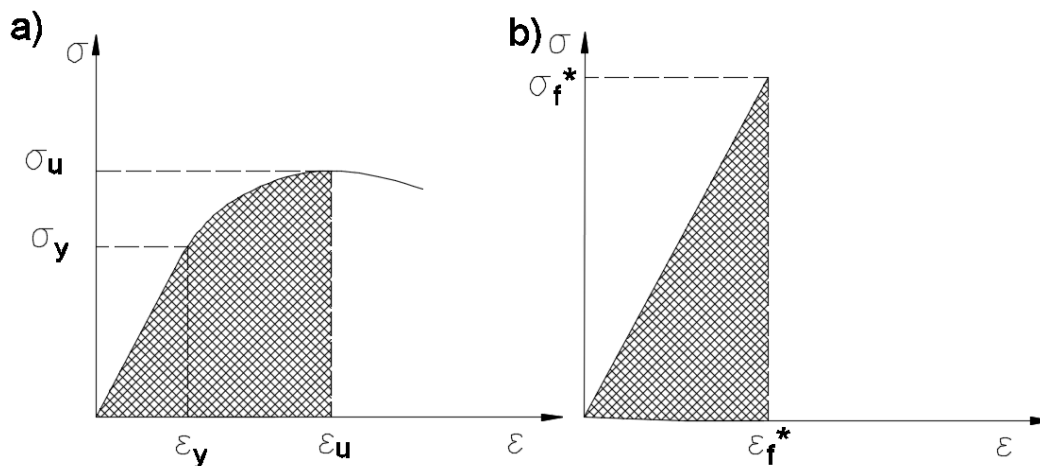


Figura 3-7 – Curva tensão-deformação para o material originalmente dúctil (a) e para o material virtualmente frágil (b).

Assim, dado um material que apresenta comportamento elasto-plástico, a densidade de energia de deformação total pode ser descrita de forma geral, conforme Equação 8 (Torabi, 2012).

Equação 8

$$(SED)_{total} = (SED)_e + (SED)_p$$

Onde SED_e é a densidade de energia de deformação (SED, do inglês *Strength Energy Density*) referente à porção linear da curva até o limite de proporcionalidade, ou seja, o trecho sob regime elástico e SED_p é a densidade de energia de deformação desde o escoamento até o ponto de tensão máxima, ou seja, até a estricção. Por definição, o Conceito de Material Equivalente considera que o material em estudo apresenta encruamento, logo considera-se a relação de potência descrita pela Equação 9, válida desde o escoamento até a estricção, na curva tensão-deformação verdadeira.

Equação 9

$$\sigma_p = K \varepsilon_p^n$$

Na Equação 9, σ_p e ε_p são tensão verdadeira e deformação plástica verdadeira, respectivamente. Por sua vez, os parâmetros K e n são coeficiente e expoente de encruamento, respectivamente, os quais dependem unicamente das propriedades do material.

Consequentemente, a densidade de energia de deformação total SED_{total} pode ser reescrita conforme apresentado na Equação 10, onde σ_y e ε_y são tensão e deformação de escoamento.

Equação 10

$$(SED)_{total} = \frac{1}{2} \sigma_y \varepsilon_y + \int_{\varepsilon_y}^{\varepsilon_p} \sigma_p d\varepsilon_p$$

Substituindo a Equação 9 na equação 10 e empregando a Lei de Hooke, tem-se a Equação 11 que, após integrada, apresenta-se com a forma descrita na Equação 12.

Equação 11

$$(SED)_{total} = \frac{1}{2} \frac{\sigma_y^2}{E} + \int_{\varepsilon_y}^{\varepsilon_p} K \varepsilon_p^n d\varepsilon_p$$

Equação 12

$$(SED)_{total} = \frac{\sigma_y^2}{2E} + \frac{K}{n+1} (\varepsilon_p^{n+1} - \varepsilon_y^{n+1})$$

A deformação ε_y é definida por Torabi (2012) arbitrariamente como 0,002, correspondendo ao deslocamento em 0,2% da reta elástica. Por sua vez, como se deseja calcular a SED total até a estricção tem-se que $\varepsilon_p = \varepsilon_u$, logo obtendo-se a Equação 13.

Equação 13

$$(SED)_{total} = \frac{\sigma_y^2}{2E} + \frac{K}{n+1} \left((\varepsilon_{u,v})^{(n+1)} - (0,002)^{n+1} \right)$$

Neste ponto, é cabível efetuar alguns esclarecimentos sobre certas considerações feitas por Torabi (2012) para formulação da Equação 13. A Figura 3-8 apresenta uma sobreposição das curvas tensão-deformação verdadeira e de engenharia típicas para um material dúctil. Assim, é necessário observar que Torabi (2012) considera para sua formulação valores de engenharia para a região elástica da curva e valores verdadeiros na região plástica da curva, sem perda de significativa de acurácia. Logo, $\sigma_{u,v}$ consiste na tensão verdadeira no limite de resistência à tração, enquanto $\epsilon_{u,v}$ representaria deformação plástica verdadeira respectiva. Porém, em realidade, $\epsilon_{u,v}$ é a deformação verdadeira total no regime plástico, ou seja, considera a deformação elástica acumulada somada a deformação plástica desenvolvida, no ponto de carga máxima. O autor considera ainda $\epsilon_{u,v} = \ln(1 + \epsilon_u)$, sendo este último termo a deformação referente ao valor de engenharia do limite de resistência à tração.

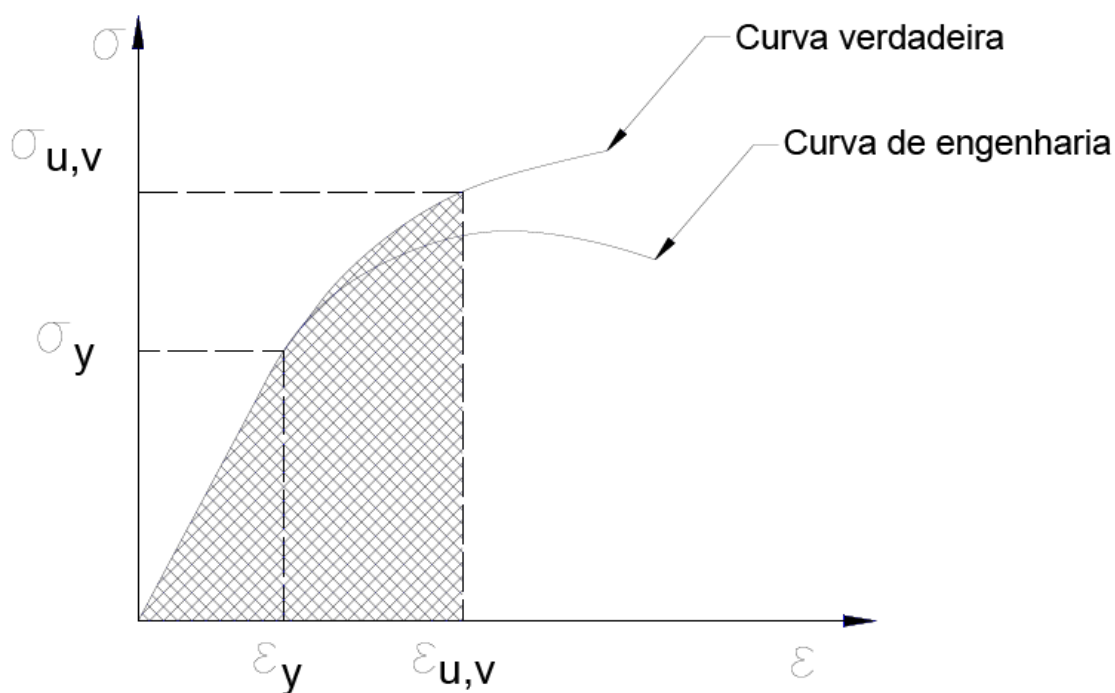


Figura 3-8 – Curvas tensão-deformação verdadeira e de engenharia.

Como apresentado anteriormente, o CME considera que o material virtualmente frágil e o material dúctil em análise apresentam os mesmos valores de módulo de elasticidade e tenacidade à fratura sob deformação plana. Contudo, possuem valores de tensão limite de resistência a tração distintos. As grandezas σ_y , $\sigma_{u,v}$, K e n podem ser determinadas a partir dos dados obtidos em

um ensaio de tração uniaxial padronizado, enquanto a tensão última do material virtualmente frágil é justamente o que o modelo propõem calcular.

Considerando o material virtualmente frágil, os parâmetros σ_f^* e ε_f^* são respectivamente a tensão no limite de resistência a tração e a deformação no início da fratura. A Figura 3-7b apresenta a curva tensão-deformação sugerida. Para este material, a SED no momento da fratura pode ser calculado pela Equação 14.

Equação 14

$$(SED)_{EMC} = \frac{\sigma_f^{*2}}{2E}$$

De acordo com os requisitos do EMC, a energia de deformação total do material dúctil até a estricção deve ser igual a energia de deformação total do material virtualmente frágil estabelecido. Logo, igualando as Equações 13 e 14 e resolvendo algebricamente para σ_f^* tem-se a Equação 15.

Equação 15

$$\sigma_f^* = \sqrt{\sigma_Y^2 + \frac{2EK}{n+1} [(\varepsilon_{u,v})^{(n+1)} - (0,002)^{n+1}]}$$

3.5. APLICAÇÃO DOS CRITÉRIOS DE FALHA

Em inúmeras situações, entalhes e descontinuidades geométricas existentes em peças e componentes não são suficientemente agudos para que se possa empregar diretamente as equações desenvolvidas na Mecânica da Fratura Linear-Elastica Clássica (Gómez et al., 2006), uma vez que os modelos matemáticos da MFLE consideram o campo de tensão característico de uma singularidade, como é o caso de uma trinca ($\rho \rightarrow 0$). Logo, modelos matemáticos específicos e que também consideram um campo de tensões elástico devem ser empregados, como é o caso do uso da TDC, no presente trabalho associado ao CME.

No presente trabalho, conforme já abordado, serão empregados dois métodos que compõem a TDC, associados ao CME: o Critério da Tensão Máxima e o Critério da Tensão Média. A Figura 3-9 exibe os parâmetros de distância que serão empregados para cada um dos critérios em análise (Torabi, 2012, 2013^{1,2,3}; Torabi et al., 2015).

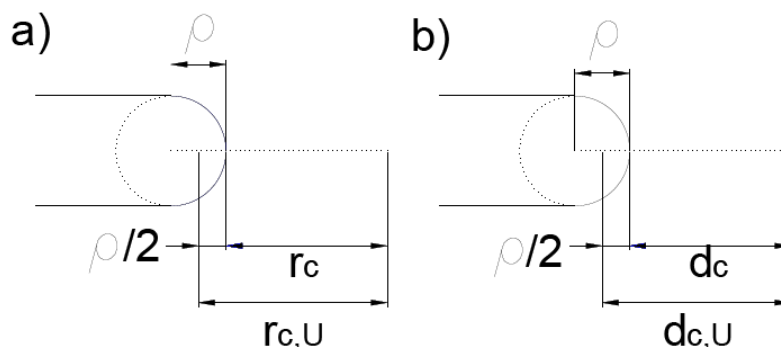


Figura 3-9 – Distâncias consideradas: a) CT Máxima, b) CT Média.

Analisando inicialmente o Critério da Tensão Máxima, tem-se que os parâmetros r_c e $r_{c,U}$ consistem nas distâncias críticas medidas a partir da ponta do entalhe “U” e a partir da origem do sistema de coordenadas, respectivamente (Torabi, 2015), conforme exibido na Figura 3-9a.

Dessa forma, de acordo com o Critério da Tensão Máxima, considerando um material dotado de um entalhe com formato “U”, submetido ao modo I de carregamento estático, a falha irá ocorrer quando as condições descritas 16 e 17 forem cumpridas (Torabi et al., 2015).

Equação 16

$$\sigma_{\theta\theta}(r_{c,U}) = \sigma_c$$

Equação 17

$$K_I^{U,\rho} = K_{Ic}^{U,\rho}$$

A Equação 16 remete a formalização do Critério da Tensão Média, conforme apresentado na Equação 3, sendo σ_c a nomenclatura dada por Torabi (2012) para a resistência inerente do material σ_0 . Por sua vez, a Equação 17 descreve um conceito básico de MFLE, já discutido anteriormente, que na

iminência da falha o fator de intensificação de tensão alcança um valor crítico. Dessa forma, aplicando as Equações 16 e 17 na Equação 2, que descreve o campo de tensões à frente de um entalhe, obtém-se a Equação 18.

Equação 18

$$\sigma_c = \frac{K_{Ic}^{U,\rho}}{\sqrt{2\pi r_{c,U}}} \left[1 + \frac{\rho}{2r_{c,U}} \right]$$

Onde $r_{c,U}$ é a distância crítica medida a partir da origem do sistema de coordenadas considerado. Dado que $r_{c,U} = \rho/2 + r_c$ e reorganizando algebricamente a Equação 18, obtém-se a Equação 19 que descreve o fator de intensificação crítico teórico no âmbito do Critério da Tensão Máxima para um entalhe de raio de curvatura ρ .

Equação 19

$$K_{Ic}^{U,teórico} = \frac{\sqrt{\pi(\rho + 2r_c)}\sigma_c}{1 + \frac{\rho}{(\rho + 2r_c)}}$$

A distância crítica r_c é uma propriedade do material e pode ser calculada conforme Equação 20 (Gómez, 2006; Taylor, 2008; Torabi et al., 2015).

Equação 20

$$r_c = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_c} \right)^2$$

Por sua vez, a associação do CME com a TDC é efetuada substituindo a tensão σ_c pela tensão de fratura σ_f^* calculada para o material virtualmente frágil (Equação 15). Dessa maneira, as Equações 19 e 20 assume a forma apresentada nas Equações 21 e 22, respectivamente, pela associação do CME a TDC.

Equação 21

$$K_{Ic}^{U,teórico} = \frac{\sqrt{\pi(\rho + 2r_c)}\sigma_f^*}{1 + \frac{\rho}{(\rho + 2r_c)}}$$

Equação 22

$$r_c = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_f^*} \right)^2$$

O mesmo procedimento empregado para o Critério da Tensão Máxima é utilizado para o Critério da Tensão Média. A tensão média ao longo da distância crítica pode ser descrita como demonstrado na Equação 23, numa formulação que remete a formalização do critério em estudo (Equação 4).

Equação 23

$$\bar{\sigma}_{\theta\theta} = \frac{1}{d_c} \int_{\rho/2}^{d_{c,U}} \sigma_{\theta\theta}(r) dr$$

A fratura irá ocorrer quando a tensão média $\bar{\sigma}_{\theta\theta}$ alcançar o valor crítico σ_c . Assim, substituindo a Equação 2 na Equação 23 e considerando $\bar{\sigma}_{\theta\theta} = \sigma_c$, tem-se a Equação 24.

Equação 24

$$\frac{1}{d_c} \int_{\rho/2}^{d_{c,U}} \frac{K_I^{U,\rho}}{\sqrt{2\pi r}} \left[1 + \frac{\rho}{2r} \right] dr = \sigma_c$$

Realizando a integração e considerando o fator de intensificação de tensão na iminência da fratura $K_I^{U,\rho} = K_{Ic}^{U,\rho}$, chega-se a Equação 25.

Equação 25

$$\frac{K_{Ic}^{U,\rho}}{\sqrt{2\pi}} \left(2\sqrt{d_{c,U}} - \frac{\rho}{\sqrt{d_{c,U}}} \right) = d_c \sigma_c$$

Dada a relação $d_{c,U} = \rho/2 + d_c$ ilustrada na Figura 3-9b, após movimentação algébrica obtém-se a Equação 26 que descreve o fator de intensificação de tensão teórico crítico, ou seja, na iminência da fratura.

Equação 26

$$K_{Ic}^{U,teórico} = \frac{\sqrt{2\pi}\sigma_c d_c}{2\sqrt{\frac{\rho}{2} + d_c} - \frac{\rho}{\sqrt{\frac{\rho}{2} + d_c}}}$$

A distância crítica d_c é uma propriedade do material e pode ser calculada conforme Equação 27 (Gómez, 2006; Taylor, 2008; Torabi, 2015).

Equação 27

$$d_c = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_c} \right)^2$$

As Equações 28 e 29 apresentam a associação do CME ao Critério da Tensão Média pela substituição da tensão crítica σ_c pela tensão de fratura σ_f^* calculada para o material virtualmente frágil nas Equações 26 e 27, respectivamente.

Equação 28

$$K_{Ic}^{U,teórico} = \frac{\sqrt{2\pi}\sigma_f^* d_c}{2\sqrt{\frac{\rho}{2} + d_c} - \frac{\rho}{\sqrt{\frac{\rho}{2} + d_c}}}$$

Equação 29

$$d_c = \frac{2}{\pi} \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_f^*} \right)^2$$

Importante observar que a tenacidade ao entalhe $K_{Ic}^{U,\rho}$ é uma função da tenacidade à fratura sob deformação plana K_{Ic} e do limite de resistência a tração do material σ_f^* , além do raio da ponta do entalhe ρ .

3.6. O FATOR DE INTENSIFICAÇÃO EXPERIMENTAL

A acurácia da associação do Conceito de Material Equivalente com os critérios da Teoria das Distâncias Críticas será avaliada por meio do erro percentual obtido conforme apresentado na Equação 30 (Susmel e Taylor, 2010).

Equação 30

$$Erro [\%] = \frac{K_{Ic}^{U,exp} - K_{Ic}^{U,teórico}}{K_{Ic}^{U,teórico}} \times 100$$

O fator de intensificação de tensão experimental pode ser calculado rearranjando os termos da Equação 2 e considerando $r = \rho/2$, onde seja, a ponta do entalhe, conforme apresentado na Equação 31.

Equação 31

$$K_{Ic}^{U,exp} = \frac{\sqrt{\pi\rho}\sigma_{\theta\theta}(\rho/2)}{2}$$

O valor $\sigma_{\theta\theta}(\rho/2)$ é obtido através de modelagem dos elementos finitos. Neste caso, são construídos modelos numéricos dos corpos de prova ensaiados, sendo aplicadas a média das cargas de ruptura registradas nos ensaios.

Adicionalmente, cabe esclarecer que, apesar de ser encontrado na literatura o termo “erro”, a medida descrita pela Equação 30 trata-se da diferença percentual entre a estimativa experimental para o fator de intensificação de tensões calculado por métodos numéricos e a estimativa teórica para o mesmo, esta última baseada na formulação proposta por Creager e Paris (1967).

3.7. O AÇO INOXIDÁVEL AISI 420

Aços inoxidáveis martensíticos foram desenvolvidos para atender uma demanda específica da indústria por materiais que apresentassem ao mesmo

tempo boa resistência a corrosão e elevada resistência mecânica (Barlow e Du Toit, 2012). Diferentemente de outros aços inoxidáveis, as propriedades mecânicas dos aços martensíticos podem variar em uma faixa bastante ampla, de acordo com a forma como seu tratamento térmico é realizado (temperaturas de tratamento, tempos de patamares, etc). Em função desta característica, este material é empregado em aplicações das mais diversas, desde ferramentas para extração de petróleo até materiais cirúrgicos (Isfahany et al., 2011).

De fato, propriedades mecânicas e resistência a corrosão destes materiais irão depender não apenas do percentual de carbono e outros elementos de liga presentes, mas também de um controle rigoroso do tratamento térmico, a fim de que as propriedades adequadas sejam alcançadas.

O aço selecionado para este trabalho ilustra bem esta questão. O aço inoxidável martensítico AISI 420 contém tipicamente uma fração mássica de carbono entre 0,15% e 0,40%. Sua resistência mecânica elevada é obtida por meio de tratamento térmico que envolve têmpera e revenido. Por sua vez, a resistência a corrosão é alcançada pela adição de cromo à liga em uma fração mássica entre 12% e 14% (Prieto et al., 2017). A Tabela 3-3 apresenta a composição determinada pela norma ASTM A240-17 (*Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications*) para o aço TP420, que corresponde ao AISI 420.

Tabela 3-3 – Composição do AISI 420 segundo ASTM A240-17.

Especificação da ASTM A240 para aço TP420.								
Fe	C	Cr	Mn	P	S	Si	Ni	Mo
Balanço	Mín. 0,15	12-14	1,00	0,040	0,030	1,00	0,75	0,50

O ASM Handbook Volume 4 (2004) retrata muito bem a dependência das propriedades do material com o tratamento térmico. Neste *handbook* consta uma faixa de temperatura recomendada para austenitização entre 980°C e 1065°C; a têmpera pode ser executada ao ar ou em óleo, devido a elevada temperabilidade

do material; a faixa de temperatura de revenimento varia entre 205°C e 370°C. Para estas faixas recomendadas, o *handbook* indica que obtém-se tipicamente resistência à tração entre 1550 MPa e 1930 MPa, além de durezas entre 48 HRC e 56 HRC. Apesar destas temperaturas recomendadas, em aplicações práticas e pesquisa, as condições de tratamento térmico e as propriedades resultados apresentam uma variação ainda maior. Por exemplo, segundo McGuire (2008), o revenimento efetivo ocorre apenas a partir de 550°C, resultando em redução pronunciada da dureza e aumento da tenacidade. Importante destacar que a faixa de temperatura entre 450°C e 550°C é normalmente evitada devido a formação de carbeto complexo de cromo, como $(Fe,Cr)_{23}C_6$, que propicia a ocorrência do fenômeno de sensitização.

Isfahany et al. (2011) avaliaram AISI 420 com composição de 0,22% C e 12,98 % Cr, empregando temperaturas de austenitização variando entre 980 °C e 1050 °C, com tempos de permanência também variando (30 min a 120 min). Na sequência as amostras passaram por duplo revenimento, com temperaturas do segundo revenimento variando entre 200 °C e 700 °C. Seu objetivo foi observar o impacto da temperatura do segundo revenimento nas propriedades mecânicas do material. Valores máximos de dureza, resistência a tração e tenacidade ao impacto foram obtidos para a temperatura de austenitização de 1050 °C e revenimento a 200 °C. Endurecimento secundário foi observado em temperaturas entre 400 °C e 500 °C, no segundo revenimento. Fractografia das amostras submetidas a teste de impacto indicou comportamento misto de fratura dúctil e frágil, com predominância de micromecanismo de clivagem e marcas de rio (*river pattern*).

Barlow e Du Toit (2012) trabalharam com AISI 420 em duas composições diferentes (0,472% C – 14,33% Cr e 0,471% C – 13,48% Cr, frações mássicas), sendo este material destinado a uso como lâminas de barbear, devendo ser empregado no estado conforme temperado, ou seja, sem revenimento. Seu objetivo era definir temperatura de austenitização que propiciasse uma microestrutura plenamente martensítica, visando resistência ao desgaste e capacidade de retenção de lâmina elevadas. As temperaturas de austenitização

estudadas variaram entre 1000°C e 1200°C, resultando em durezas entre 270 HV e 664 HV, após têmpera.

Prieto et al. (2017) avaliou o efeito de tratamento criogênico sobre a tenacidade à fratura K_{Ic} e dureza do AISI 420 contendo 0,17% C – 12,83% Cr. A imersão controlada das amostras em nitrogênio líquido a -196 °C após a têmpera em óleo e antes do revenimento, resultou em aumento da tenacidade de 49,5 MPa√m para 65 MPa√m e da dureza e 507 HV para 534 HV, quando comparado com o material ensaiado sem o tratamento criogênico. Após ensaios, ambas superfícies de fratura apresentaram microvazios e facetas de clivagem.

Como pode-se observar na análise da literatura realizada, o tratamento térmico típico deste material envolve austenitização, têmpera e revenimento. Sendo o material adquirido normalmente no estado recozido, nessa condição, sua microestrutura é composta por uma matriz ferrítica com carbeto metálicos dispersos. O tratamento de austenitização promove a dissolução destes carbeto, podendo ocorrer dissolução parcial ou completa, de acordo com a temperatura de austenitização, tempo de patamar e, inclusive, taxa de aquecimento. Barlow e Du Toit (2012) observaram dissolução completa dos carbeto apenas em temperaturas acima de 1175 °C. A têmpera pode ser feita em ar ou óleo, devido à alta temperabilidade do material, apesar de que problemas de distorção podem ser observados em peças delgadas, sendo recomendado em algumas situações martêmpera (ASM Handbook Volume 4, 2004). A microestrutura resultante da têmpera apresenta-se normalmente presença de martensita, carbeto metálicos, austenita retida e, menos comumente ferrita- δ (Isfahany et al., 2011; Barlow e Du Toit, 2012). A proporção destes microconstituintes varia de acordo com os parâmetros do tratamento que estão sendo discutidos. Com a realização do revenimento, ocorre a transformação da martensita, o que resulta em uma fase ferrítica supersaturada de carbono e outros elementos de liga presentes. Há então uma força motriz que conduz a formação de precipitados. Normalmente, não há a formação inicial de precipitados estáveis, sendo estes precedidos pela formação de ϵ -carbeto ($Fe_{2,4}C$), que se dissolve, favorecendo a formação de cementita (Fe_3C), segundo Porter e Easterling (1992). Para um aço com composição mássica Fe-12Cr-0,2C, estes autores indicam a seguinte sequência de precipitação de carbeto: $Fe_3C \rightarrow$

$Cr_7C_3 \rightarrow Cr_{23}C_6$, sendo a composição do precipitado final dependente da temperatura de revenimento adotada. Barlow e Du Toit (2012) indicam temperaturas acima de 550°C, devido a sua alta resistência ao revenimento.

Uma questão relacionada ao tratamento térmico deste aço reside no fato de demandar uso de atmosfera protetora (gás inerte) ou banho de sal, devido a fenômeno de oxidação de alta temperatura (ASM Handbook Volume 4, 2004), caso as peças já se apresentem em suas dimensões finais, quando for realizado tratamento.

Em função da boa combinação de propriedades mecânicas e resistência a corrosão, o AISI 420 é amplamente empregado em aplicações tão variadas como geração de energia, lâminas de turbinas, compressores, extração de óleo, ferramentas de corte, lâminas de barbear e material cirúrgico (Barlow e Du Toit, 2012).

A escolha por este aço reside em duas questões. Primeiramente, este material apresenta um custo relativamente baixo para aquisição, situado entre R\$15/kg e R\$25/kg. Em segundo lugar, conforme será descrito a seguir, a literatura pesquisada relata o uso de corpos de prova de baixa espessura para obtenção de tenacidade à fratura K_{Ic} , atendendo aos requisitos da norma ASTM E399-17 (Prieto et al., 2017; Macedo, 2016). Este ponto é preponderante dado que todas as dimensões do corpo de prova para obtenção da tenacidade são definidas em função da espessura, conforme estabelecido pela própria norma ASTM E399-17. Corpos de grande espessura demandam uso de garras para fixação também de dimensões significativas, as quais são difíceis de serem encontradas nos laboratórios de pesquisa do país.

No que se refere a espessura dos corpos de prova para determinação de K_{Ic} , Prieto et al. (2017) empregaram corpos de prova do tipo DC(T), isto é, *disc-shaped compact*, com $W = 25,4$ mm, ou seja, espessura $B = 12,7$ mm. O valor de tenacidade à fratura sob deformação plana encontrado foi de $49,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para corpos de prova temperados a partir de 1030°C e revenidos a 410°C. Por sua vez, Macedo (2016) empregou corpos de prova do tipo SE(B), isto é, *single-edge bending*, com espessura $B = 6$ mm, obtendo valores de $38,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $29,3$

MPa√m para corpos de prova temperados a partir de 1000°C e revenidos a 380°C e 540°C, respectivamente. A Tabela 3-4 sumariza estes resultados.

Tabela 3-4 – Valores de K_{Ic} obtidos na literatura para o AISI 420.

Referência / Parâmetro	Prieto et al. (2017)	Macedo (2016)	Macedo (2016)
Temperatura de Austenitização	1030°C	1000°C	1000°C
Fluido de Têmpera	Óleo	Ar	Ar
Temperatura de Revenido	410°C	380°C	540°C
Tempo de Permanência no Patamar de Revenido	10 min	60 min	60 min
Tenacidade à fratura K_{Ic} segundo ASTM E399 (MPa \sqrt{m})	49,5	38,0	29,3

Prieto et al. (2017) avaliaram a superfície de fratura de amostras de AISI 420 por Microscopia Eletrônica de Varredura em região imediatamente a frente da pré-trinca de fadiga e observaram a existência de clivagem bem como a presença de *dimples*, conforme apontado anteriormente. Notou-se que não houve fratura dos carbeto, observados no interior dos *dimples*. Concluíram que os carbeto atuaram como concentradores de tensão e que o micromecanismo principal de fratura foi coalescência de vazios seguido de clivagem. Avaliação similar pretende ser realizada neste trabalho.

CAPÍTULO 4 – MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. MATERIAL

O aço inoxidável AISI 420 utilizado neste trabalho foi adquirido na forma de chapa laminada, no estado recozido. A composição química do material foi verificada por meio de espectroscopia por emissão ótica empregando um espectrômetro Spetromaxx, da marca Spectro. Ensaios de dureza do material conforme recebido foram realizados para correlação com valores encontrados na literatura, empregando durômetro Pantec, modelo RBSM, da marca Panambra.

4.2. CORPOS DE PROVA

Corpos de prova para realização dos ensaios mecânicos foram fabricados a partir do material em seu estado recozido, dado que este material apresenta tipicamente elevada dureza mesmo após revenimento, o que resulta em elevado consumo de ferramentas de usinagem.

Os corpos de prova para ensaio de tração foram confeccionados em um torno CNC da marca Romi, modelo Centur 35D. Os corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura e ensaio de flexão foram confeccionados em um centro de usinagem da marca Romi, modelo Discovery 560.

Os entalhes em “U” executados nos corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura e para ensaio de flexão foram realizados por meio de processo de eletroerosão a fio, empregando uma máquina CNC de eletroerosão da marca Fanuc, modelo Robocut, com diâmetro do fio empregado de 0,25 mm. A usinagem dos entalhes foi executada após têmpera e revenimento, uma vez que o efeito de concentração de tensão resultante dos entalhes poderia resultar na formação de microtrincas na ponta dos mesmos durante o tratamento térmico.

Os corpos de prova de tração foram usinados conforme dimensões recomendadas pela ASTM E8M-16 para corpos cilíndricos de dimensão reduzida (Figura 4-1).

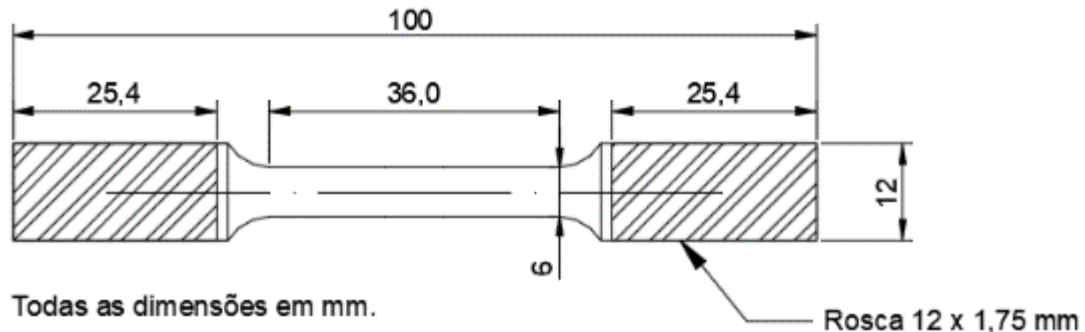


Figura 4-1 – Dimensões do corpo de prova de tração.

As dimensões dos corpos de prova para determinação da tenacidade à fratura atenderam aos requisitos proporcionais definidos pela ASTM E399-17, tendo por dimensão base a espessura $W = 25,4$ mm e espessura $B = 12,7$ mm, conforme pode ser observado na Figura 4-2. Foram empregados corpos de prova do tipo C(T) (*compact tensile*), previstos na norma ASTM citada. Importante observar que o entalhe do corpo de prova de tenacidade foi realizado por meio de eletroerosão a fio, empregando o fio de menor diâmetro disponível na ocasião, isto é, 0,25 mm. Contudo, em função de características do processo, o diâmetro acabado do entalhe foi de 0,34 mm, ou seja, raio da ponta do entalhe de 0,17 mm.

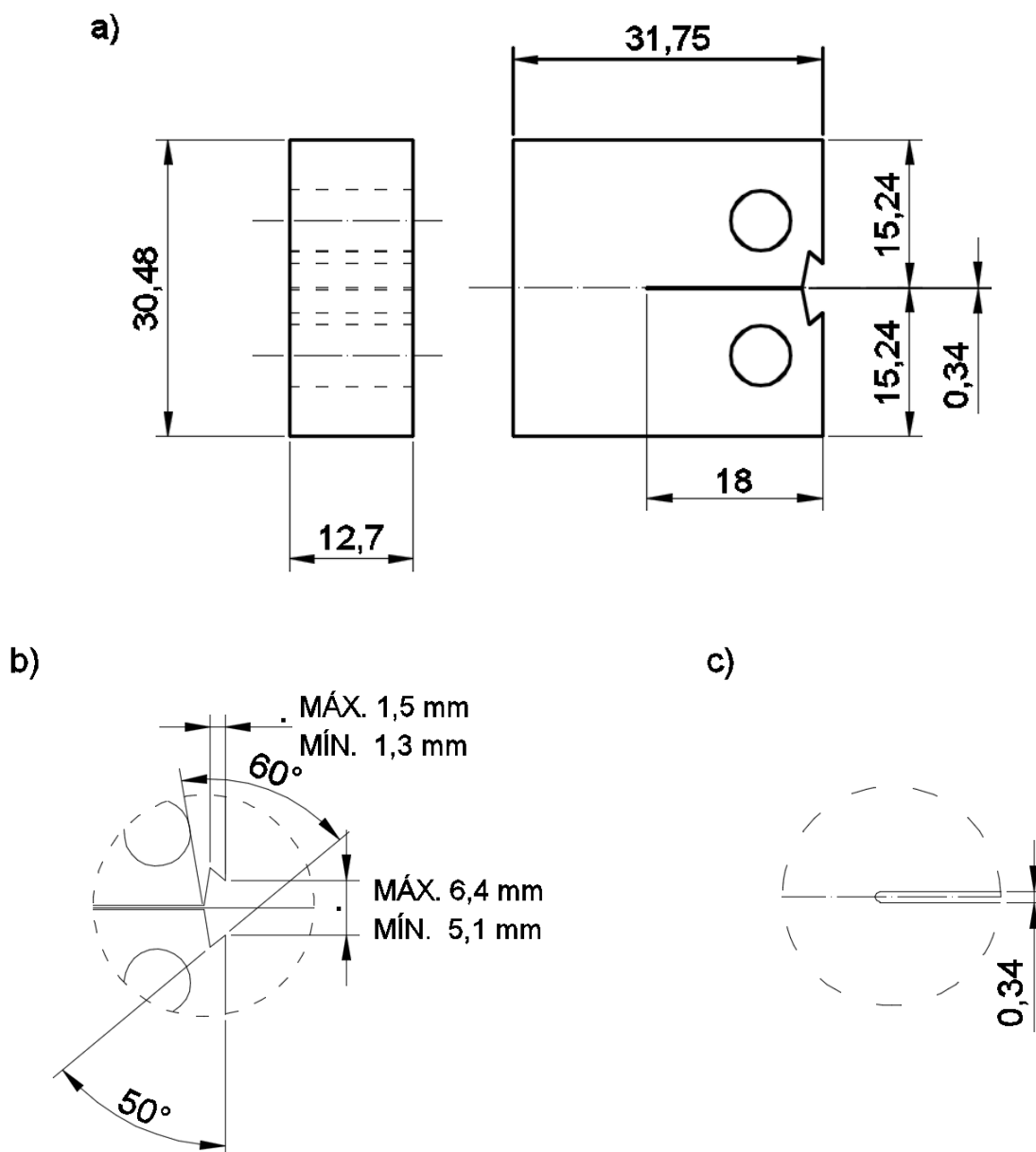


Figura 4-2 – a) Dimensões do corpo de prova de tenacidade; b) detalhe do recorte na peça para fixação do sensor (*clip gage*); e c) detalhe do fundo arredondado do entalhe. Todas as dimensões em milímetros.

Na Figura 4-3 podem ser observadas as dimensões dos corpos de prova para ensaio de flexão. Estes corpos foram usinados com comprimento 130 mm e altura da face que contém o entalhe de 14 mm. Corpos com duas espessuras diferentes foram confeccionados: 7 mm e 14 mm. A profundidade do entalhe escolhida foi de 5 mm, com raio dos entalhes iguais a 1,0 mm e 0,17mm. Um total de 20 corpos de prova de flexão foram usinados. A Tabela 4-2 sumariza as características dos corpos de prova de flexão empregados neste trabalho.

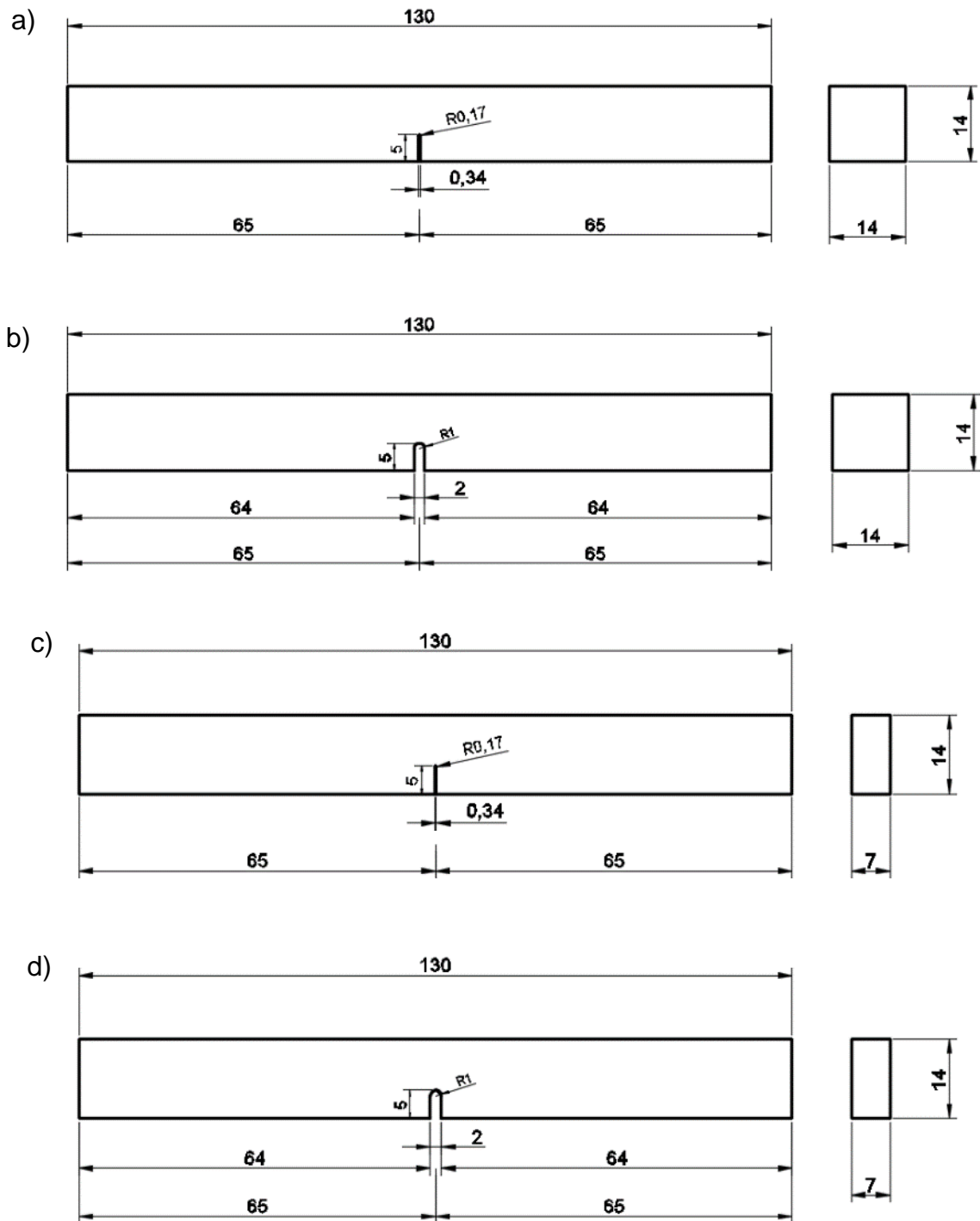


Figura 4-3 – Dimensão em milímetros dos corpos de prova para ensaio de flexão. a) Entalhe com raio 0,17 mm, espessura 14 mm. b) Entalhe com raio 1,0 mm, espessura 14 mm. c) Entalhe com raio 0,17 mm, espessura 7 mm. d) Entalhe com raio 1,0 mm, espessura 7 mm.

Da mesma forma que os corpos de prova para determinação da tenacidade à fratura, o entalhe de menor diâmetro para os corpos de flexão foi executado empregando eletroerosão a fio e utilizando-se o fio de menor diâmetro disponível na ocasião, isto é, 0,25 mm. Contudo, em função de características do processo, o diâmetro acabado do entalhe foi de 0,34 mm, ou seja, raio da ponta do entalhe de 0,17 mm.

Tabela 4-1 – Característica dos corpos de prova de flexão ensaiados.

Raio ρ	Profundidade do Entalhe	Altura do CP	Espessura do CP	Comprimento Total	Nº de Corpos
1 mm			14 mm		6
0,17 mm	5 mm	14 mm	7 mm	130 mm	5
1 mm			14 mm		4
0,17 mm			7 mm		5

A Figura 4-4 apresenta os corpos de prova já usinados, antes da execução do tratamento térmico e confecção do entalhe por eletroerosão.

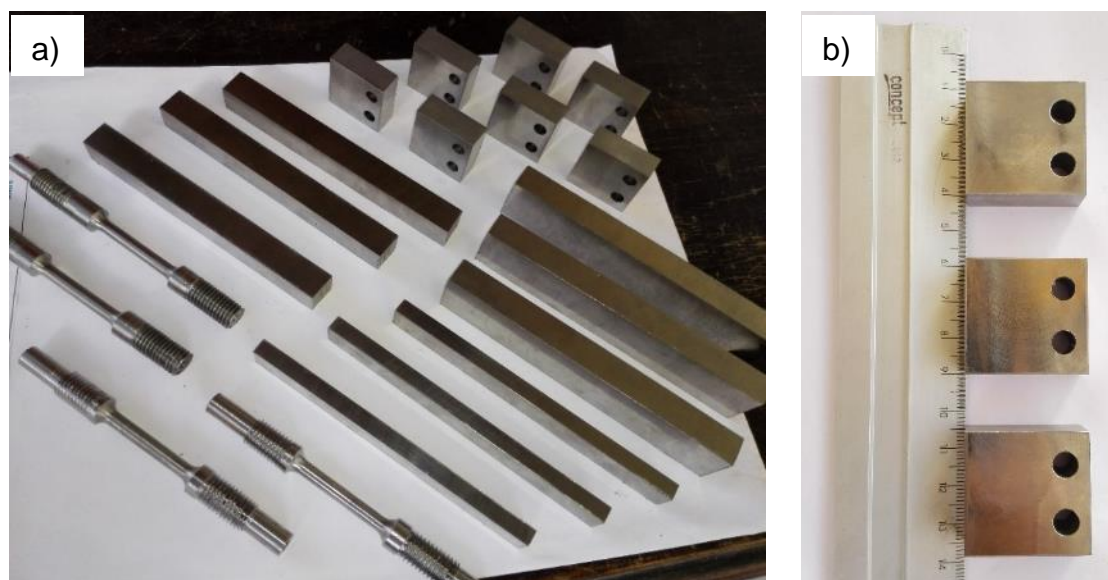


Figura 4-4 – Corpos de prova usinados (a) e detalhe dos corpos de prova C(T) ainda sem entalhe (b), antes do tratamento térmico

4.3. TRATAMENTO TÉRMICO

Os corpos de prova usinados foram submetidos a tratamento térmico contemplando austenitização, têmpera e posterior revenimento. A austenitização e a têmpera foram realizados conforme sequência indicada a seguir:

1. Pré-aquecimento em temperatura de $600^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$ por 15 minutos.
2. Aquecimento até temperatura $1050^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$.
3. Austenitização: permanência por 30 minutos no patamar de $1050^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$.
4. Têmpera em óleo apropriado, em temperatura ambiente (25°C).

Durante o tratamento de austenitização, o material permaneceu imerso em banho de sal neutro a fim de proteger a superfície das peças da oxidação em alta temperatura. Nesta etapa do tratamento térmico, taxa de aquecimento entre os patamares de temperatura foi de $21^{\circ}\text{C}/\text{min}$.

Destaca-se que o pré-aquecimento do material em patamar inferior à temperatura de austenitização tem como objetivo evitar distorção das peças, devido a altos gradientes térmicos e tensões diferenciais que podem ser geradas durante rápido aquecimento (ASM Handbook Volume 4, 2004).

O revenimento foi realizado conforme a seguinte sequência:

1. Aquecimento até a temperatura de $390^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$.
2. Revenimento: permanência por 30 minutos no patamar de $390^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$.
3. Resfriamento lento, dentro da atmosfera do forno.

A taxa de aquecimento até a temperatura de patamar do revenimento foi de $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Após o período de permanência no patamar, o forno foi desligado e os corpos mantidos em seu interior para resfriamento por cerca de 12 horas, ou seja, até que fosse alcançada a temperatura ambiente. Na etapa de revenimento, foi empregado um forno do tipo mufla da marca EDG

Equipamentos, modelo EDG3P-S, série 7000. A Figura 4-5 apresenta imagens do forno empregado no revenimento.

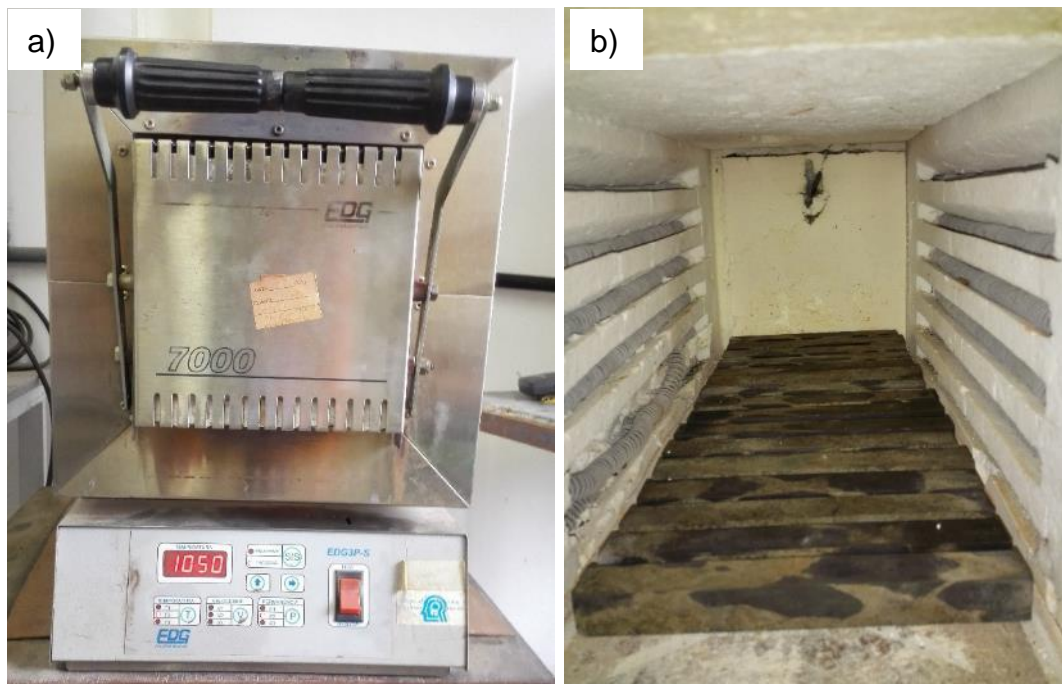


Figura 4-5 – Vista frontal do forno tipo mufla (a) e interior da câmara do forno, com os corpos de flexão em posição para o tratamento (b).

A etapa de revenimento foi realizada em lotes, devido a limitação de espaço interno da câmara do forno. Os lotes foram organizados da seguinte maneira:

- Lote 1: Corpos de prova de tração e tenacidade à fratura;
- Lote 2: Corpos de prova flexão com seção 14 x 14 mm;
- Lote 3: Corpos de prova de flexão com seção 14 x 7 mm.

Durante o tratamento de revenimento, para fins de acompanhamento, a temperatura do forno foi registrada a intervalos de tempo determinados (a cada 10 min), o que permitiu observar e concluir que as taxas de aquecimento, bem como a duração e a temperatura do patamar (390°C) repetiram-se para todos os lotes. Esse acompanhamento da temperatura foi executado empregando um termopar independente do forno, justamente a fim de aferir o valor indicado pelo forno.

O ciclo de tratamento térmico completo encontra-se ilustrado na Figura 4-6, onde os patamares de pré-aquecimento, austenitização e revenimento estão discriminados.

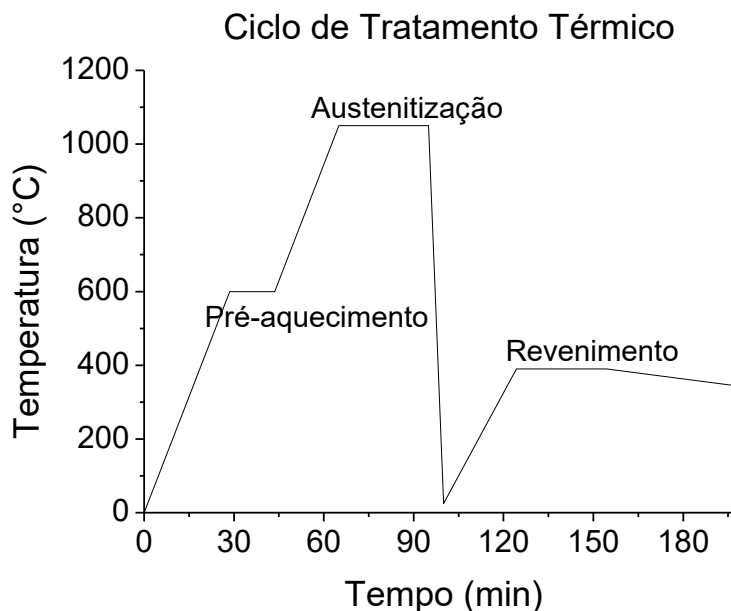


Figura 4-6 – Ciclo de tratamento térmico.

4.4. CARACTERIZAÇÃO SUPERFICIAL

4.4.1. PREPARAÇÃO METALGRÁFICA

As amostras cortadas foram preparadas metalograficamente sendo submetidas a lixamento nas granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh e posteriormente polidas em pasta abrasiva de diamante de 1 μ m. Para revelar a microestrutura, dois tipos de ataques foram utilizados. Ataque eletrolítico foi executado empregando solução de ácido oxálico 10% durante 45 segundos (tensão de 9 V e corrente de 1,36 A). Posteriormente, após novo lixamento e polimento, foi efetuado ataque por imersão, usando-se reagente Vilella (1 g de ácido pícrico, 5 mL de HCl e 95 mL de álcool etílico). Como será descrito posteriormente, os diferentes ataques revelaram aspectos microestruturais distintos.

4.4.2. MICROSCOPIA CONFOCAL A LASER

Microscopia Confocal a Laser foi empregada para determinação da dimensão acabada dos entalhes usinados por eletroerosão à fio, caracterização microestrutural das amostras preparadas metalograficamente e avaliação das laterais dos corpos de prova após fratura. Foi utilizado o Microscópio Confocal a Laser LEXT 3D OLS 4000 do fabricante Olympus.

4.4.3. MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA

Microscopia eletrônica de varredura foi empregada para caracterização microestrutural das amostras preparadas metalograficamente e avaliação das superfícies de fratura. Foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura Super Scan SSX-550 do fabricante Shimadzu.

4.5. ENSAIOS MECÂNICOS

4.5.1. AVALIAÇÃO DIMENSIONAL

As dimensões principais dos corpos de prova de flexão foram medidas com um paquímetro digital da marca Mitutoyo, modelo *Coolant Proof Absolute* IP67 de 200 mm. As dimensões medidas foram altura, espessura e profundidade do entalhe.

4.5.2. ENSAIO DE DUREZA

Ensaio de dureza foi realizado empregando durômetro Pantec RBS, modelo RBSM, do fabricante Panambra. O ensaio de dureza foi realizado com objetivo de avaliar, de forma geral, o impacto do tratamento térmico nas propriedades mecânicas do material e permitir comparação com dados dureza encontrados na literatura.

A medição de dureza foi empregada adicionalmente para verificar se o tratamento de revenimento realizado em lote resultou nas mesmas propriedades.

Previamente às medições, as amostras avaliadas tiveram suas superfícies preparadas por meio de lixamento, sendo submetidas a lixas com nas granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600 mesh.

4.5.3. ENSAIO DE TRAÇÃO

Ensaio de tração uniaxial foi utilizado para determinação das propriedades mecânicas do aço, como tensão de escoamento, limite de resistência a tração, módulo de elasticidade, coeficiente e expoente de encruamento. Foi empregada Máquina Universal de Ensaio Mecânicos modelo 5582, do fabricante Instron, com célula de carga de 100 kN. A taxa de carregamento empregada no ensaio de tração foi de 0,5 mm/min.

4.5.4. ENSAIO DE TENACIDADE A FRATURA

A tenacidade à fratura sob deformação plana K_{Ic} foi determinada por meio de ensaio padronizado segundo norma ASTM E399-17 – *Standard Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*. O equipamento utilizado foi uma Máquina de Ensaio Universais do fabricante MTS

modelo 810, com célula de carga de 250 kN. Este ensaio foi realizado no Laboratório de Estruturas e Materiais da Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro – PUC-RJ.

4.5.5. ENSAIO DE FLEXÃO EM 4 PONTOS

Os corpos de prova dotados de entalhes “U” foram submetidos a ensaio de flexão em 4 pontos para determinação da carga de ruptura sob carregamento estático. Foi empregada Máquina Universal de Ensaio Mecânicos modelo 5582, do fabricante Instron, com célula de carga de 100 kN. A taxa de carregamento empregada no ensaio de flexão foi de 0,5 mm/min.

A Figura 4-7 exibe o espaçamento entre os roletes de carga (50 mm) e os roletes de apoio (100 mm) empregados em todos os ensaios de flexão em 4 pontos realizados no âmbito deste trabalho.

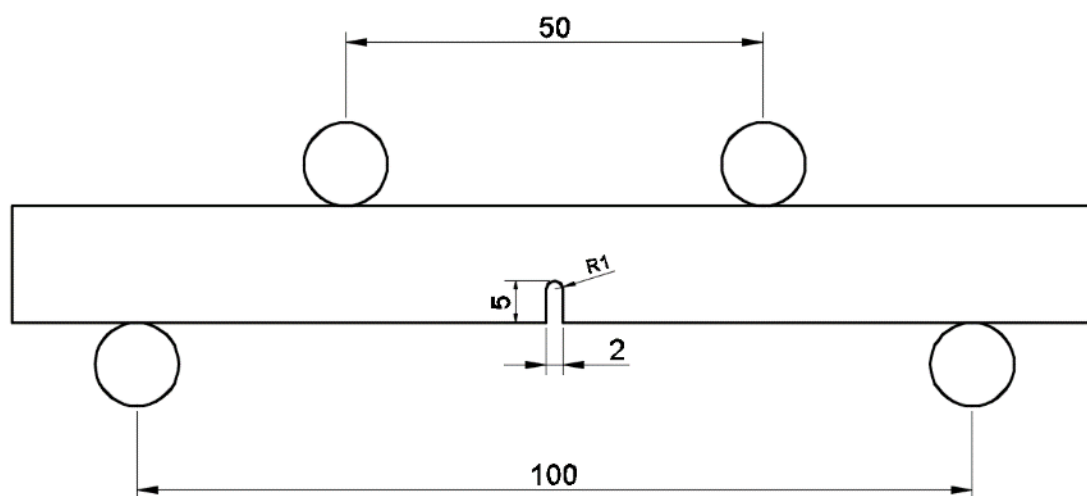


Figura 4-7 – Ilustração indicando espaçamento entre os roletes de carga (superiores) e roletes de apoio (inferiores), utilizado no ensaio de flexão.

4.6. MODELAGEM POR ELEMENTOS FINITOS

Modelos dos corpos de prova de flexão em 4 pontos foram construídos empregando elementos finitos para obtenção do campo de tensões à frente do entalhe. A carga aplicada aos modelos foi a média das cargas de ruptura alcançada pelos corpos na iminência da fratura, ou seja, a carga de fratura obtida no ensaio de flexão em 4 pontos. Modelos foram elaborados para cada espessura e tipo de entalhe estudado. Foi empregado o *software* ANSYS versão 19.2.

Na construção dos modelos, as seguintes particularidades foram consideradas:

1. Modelos bidimensionais submetidos a estado plano de tensões.
2. Utilizou-se simetria, a fim de poupar esforço computacional.
3. Os roletes empregados para aplicação de carga na realização do ensaio de flexão de 4 pontos foram modelados.
4. Os contatos entre os roletes e o corpo de prova foram modelados considerando atrito com fator de 0,2 (aço-aço).

CAPÍTULO 5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. ESPECTROSCOPIA POR EMISSÃO ÓTICA

A composição química do material adquirido foi verificada por meio de espectroscopia por emissão ótica. A Tabela 5-1 apresenta os resultados obtidos, os quais indicam que os percentuais dos elementos químicos presentes atendem a especificação da norma ASTM A240-17 (Tabela 3-3).

Tabela 5-1 – Percentuais em massa dos elementos encontrados no material.

Composição do Material Adquirido								
Fe	C	Cr	Mn	P	S	Si	Ni	Mo
85,7	0,367	12,79	0,459	0,013	<0,001	0,349	0,126	0,013
V	Nb	Cu	Al	Co	Pb	Sn	W	
0,067	0,027	0,02	0,019	0,014	<0,03	<0,01	<0,01	

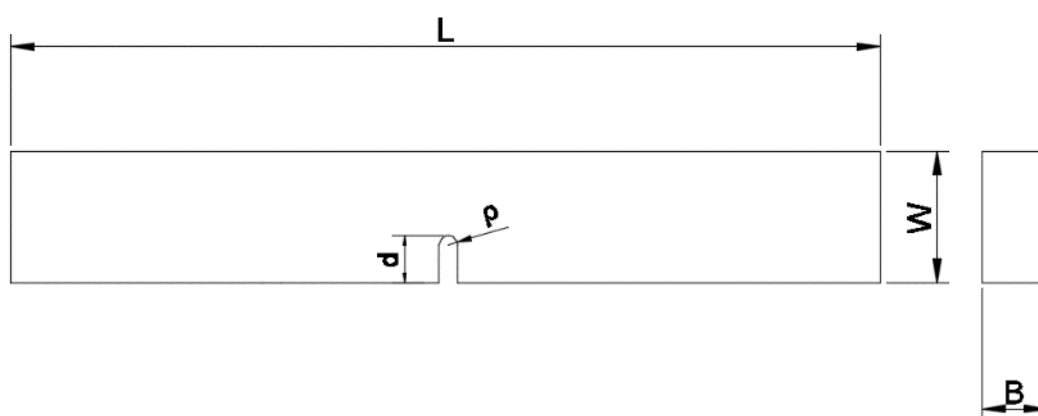
5.2. AVALIAÇÃO DIMENSIONAL DOS CORPOS DE PROVA

Empregando um paquímetro digital, foram medidas altura, espessura e profundidade do entalhe dos corpos de prova de flexão. A Tabela 5-2 apresenta os valores nominais para o raio do entalhe, a altura e a espessura dos corpos de prova, bem como os valores médios obtidos para essas dimensões, além do desvio padrão (DP) e coeficiente de variação (CV) resultantes destas medidas. Por valores nominais, deve-se entender como as dimensões definidas originalmente para os corpos de prova no planejamento do experimento, mas que, em função da qualidade e das tolerâncias de usinagem apresentam valores reais mais ou menos distintos. A análise da Tabela revela a excelente qualidade dimensional obtida na usinagem dos corpos de prova face ao planejado, observando-se que os maiores valores detectados para desvio padrão e coeficiente de variação foram 0,07 mm e 0,53% para a altura W e 0,05 mm e 0,71% para a espessura B, respectivamente. Quanto ao comprimento L dos

corpos de prova de flexão, seu valor nominal planejado era de 130 mm. Contudo, não foram realizadas análises adicionais acerca desta dimensão por dois motivos: (1) todos os corpos de prova apresentavam L ligeiramente superior a 130 mm e (2) os valores relevantes para os cálculos são os espaçamentos entre os roletes (50 mm para os roletes superiores e 100 mm para os roletes inferiores – ver Figura 4-7).

Tabela 5-2– Valores nominais e valores médios medidos para altura espessura dos corpos de prova de flexão.

Raio Nominal do Entalhe	Altura Nominal	Altura Medida			Espessura Nominal	Espessura Medida		
		W				B		
		Média mm	DP mm	CV %		Média mm	DP mm	CV %
1 mm	14 mm	14,00	0,02	0,14	14 mm	14,03	0,03	0,21
1 mm		14,05	0,05	0,33	7 mm	7,07	0,05	0,71
0,17 mm		14,06	0,04	0,27	14 mm	14,02	0,04	0,29
0,17 mm		14,05	0,07	0,53	7 mm	7,08	0,04	0,55

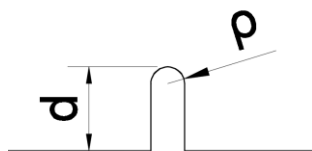


A Tabela 5-3 apresenta os valores nominais e valores médios medidos para o raio da ponta do entalhe p . São apresentados também desvio padrão (DP) e coeficiente de variação (CV) das médias encontradas. O raio do entalhe foi medido empregando microscopia confocal a laser, enquanto que a profundidade do entalhe foi medida empregando paquímetro digital. Observa-se que, para o raio da ponta do entalhe, o maior desvio padrão encontrado foi de 0,004 mm e o

coeficiente de variação de maior valor calculado foi 2,28%. Este último indica uma maior dispersão dos valores medidos, porém aceitável.

Tabela 5-3 – Valores nominais e médios medidos para raio ρ do entalhe.

Espessura Nominal	Raio Nominal do Entalhe	Raio do Entalhe		
		ρ		
		Média mm	DP mm	CV %
14 mm	1 mm	1,0012	0,001	0,10
	0,17 mm	0,1690	0,003	1,51
7 mm	1 mm	0,9974	0,003	0,31
	0,17 mm	0,1621	0,004	2,28



Sobre a medição do raio da ponta do entalhe ρ , é importante esclarecer que este raio foi medido em ambas as faces dos corpos de prova, obtendo-se uma medida em cada face e um valor médio para cada corpo de prova. Dessa forma, os valores indicados na Tabela representam um média das médias individuais de cada corpo de prova avaliado.

As Figura 5-1 e 5-1 apresentam imagens obtidas da ponta dos entalhes de corpos de prova de flexão com entalhes de raio 1 mm e 0,17 mm, respectivamente. Os corpos de prova foram lixados com lixa de granulometria 200 mesh para remover parcialmente das superfícies manchamento resultante da têmpera das peças em óleo, permitindo que a borda do entalhe se apresentasse mais visível sob o laser do microscópio. As imagens permitem identificar na superfície dos corpos de prova marcas resultantes do processo de usinagem. Essas marcas apresentam orientações distintas e estão associadas com a forma que o corpo foi fixado no centro de usinagem e a direção de ataque da ferramenta empregada. Também se nota a existência de riscos mais finos,

orientados de forma perpendicular a profundidade do entalhe, resultantes do lixamento citado anteriormente. As marcas e os riscos observados são superficiais, da ordem de poucos micrometros, e podem ser considerados irrelevantes como concentradores de tensão face a espessura dos corpos de prova (7 mm e 14 mm) e o raio dos entalhes (0,17 mm e 1,0 mm).

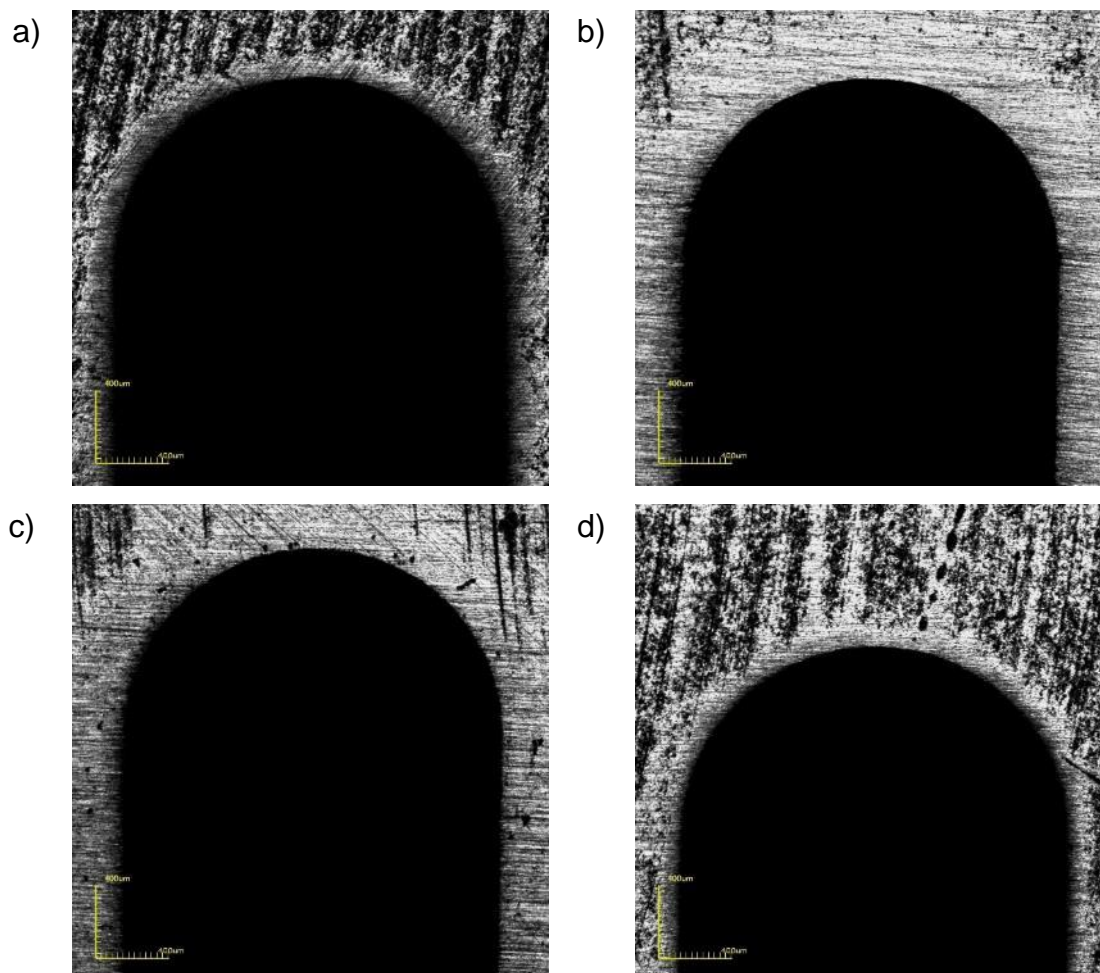


Figura 5-1 – Micrografias confocal de corpos de prova com entalhe 1 mm. Corpos de espessura 14 mm (imagens a e b) e 7 mm (imagens c e d). Aumento 108x.

Na Figura 5-2 pode-se identificar a existência de certas irregularidades no da ponta do entalhe. Nas imagens (a) e (c) nota-se certa assimetria, enquanto que na imagem (b) observa-se que a ponta do entalhe é mais chata, ou seja, menos arredondada. Estas características para os entalhes de raio 0,17 mm são observadas de forma mais ou menos pronunciada em todos os corpos de prova com esse raio. O mesmo não é observado nos entalhes de raio 1 mm. Sobre essas variações, é importante esclarecer que o processo de fabricação do

entalhe de raio 0,17 mm é realizado por uma única passagem do fio de diâmetro 0,25 mm (ou seja, raio 0,125 mm) durante o processo de eletroerosão. Ou seja, o fio avança até a profundidade desejada (5 mm, no caso), para e recua. Assim, variações no formato da ponta do entalhe é resultante do desgaste natural do fio após um certo número de operações, que passa a apresentar irregularidades em relação ao seu formato original circular. O mesmo não ocorre com o entalhe de 1,0 mm, dado que o mesmo fio de diâmetro 0,25 mm recorta o entalhe, fazendo o desenho do raio. A Figura 5-3 ilustra como ocorre o processo. De qualquer forma, estas irregularidades na ponta dos entalhes de raio 0,17 mm aparentemente não se mostraram relevantes para a fratura dos corpos de prova, o que pode ser observado pela baixa dispersão encontrada nas cargas de ruptura, como será exposto adiante.

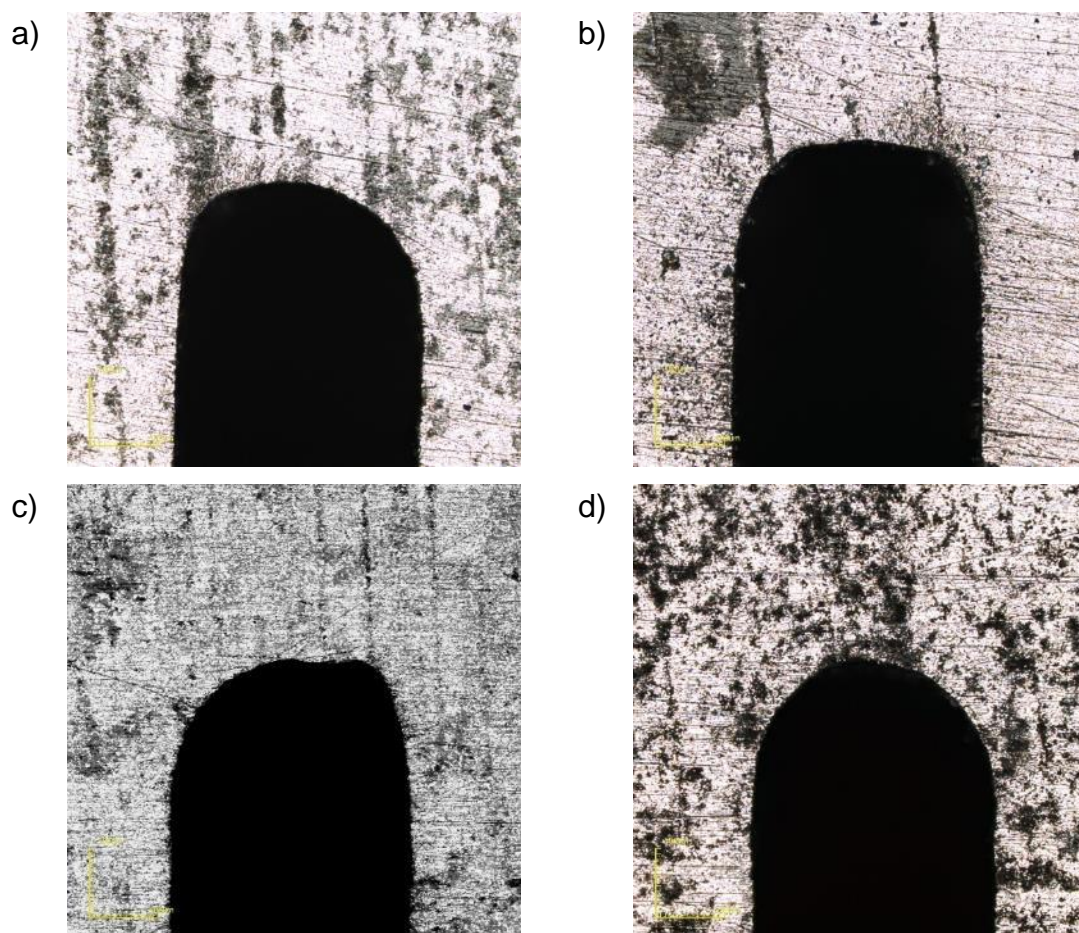


Figura 5-2 – Micrografias confocal de corpos de prova com entalhe 0,17 mm. Corpos de espessura 14 mm (imagens a e b) e 7 mm (imagens c e d). Aumento 430x.

Adicionalmente, como pode ser visto nas Figuras 5-1 e 5-2, não foram identificadas trincas provenientes de fabricação nem na ponta dos entalhes, nem em regiões adjacentes. O mesmo foi observado em todos os corpos de prova, avaliados em diversos aumentos por meio de microscopia confocal. Isto permite concluir que o campo de tensões à frente do entalhe é definido unicamente pelo efeito de concentração de tensões provocado pelo próprio entalhe.

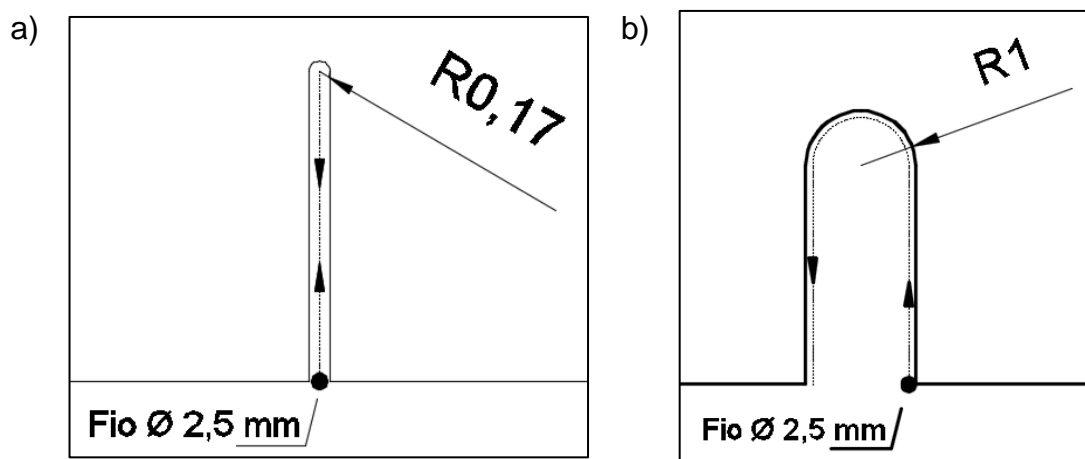


Figura 5-3 – Percurso do fio de eletroerosão para usinagem dos entalhes de 0,17 mm (a) e 1,0 mm (b).

Demais corpos de prova empregados neste trabalho também foram submetidos a avaliação dimensional utilizando paquímetro digital e igualmente apresentaram elevada qualidade dimensional e baixa dispersão dos valores medidos. Os valores encontrados não serão apresentados neste texto, a fim de não alongar esta seção, bastando informar que: (1) os corpos de tração atenderam os requisitos dimensionais da norma ASTM E8M-16 para corpos de prova cilíndricos com diâmetro da região útil igual a 6 mm e (2) os corpos de prova de tenacidade atenderam os requisitos da ASTM E399-17 para corpos do tipo C(T) (*compact tensile*), com dimensão $W = 25,4$ mm e espessura $B = 12,7$ mm. A baixa dispersão das propriedades mecânicas calculadas e que serão apresentadas mais adiante é uma indicação da elevada qualidade dimensional dos corpos de prova.

5.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

A Figura 5-4 exibe micrografia obtida por microscopia confocal a laser do aço inoxidável AISI 420 em seu estado recozido. Nota-se a presença de carbeto alinhados em função do processo de laminação a quente, confirmando que o material adquirido provém de chapa laminada. É possível destacar também a existência de alguns carbeto que apresentam maiores dimensões, resultantes de coalescimento e estão dispersos na matriz.

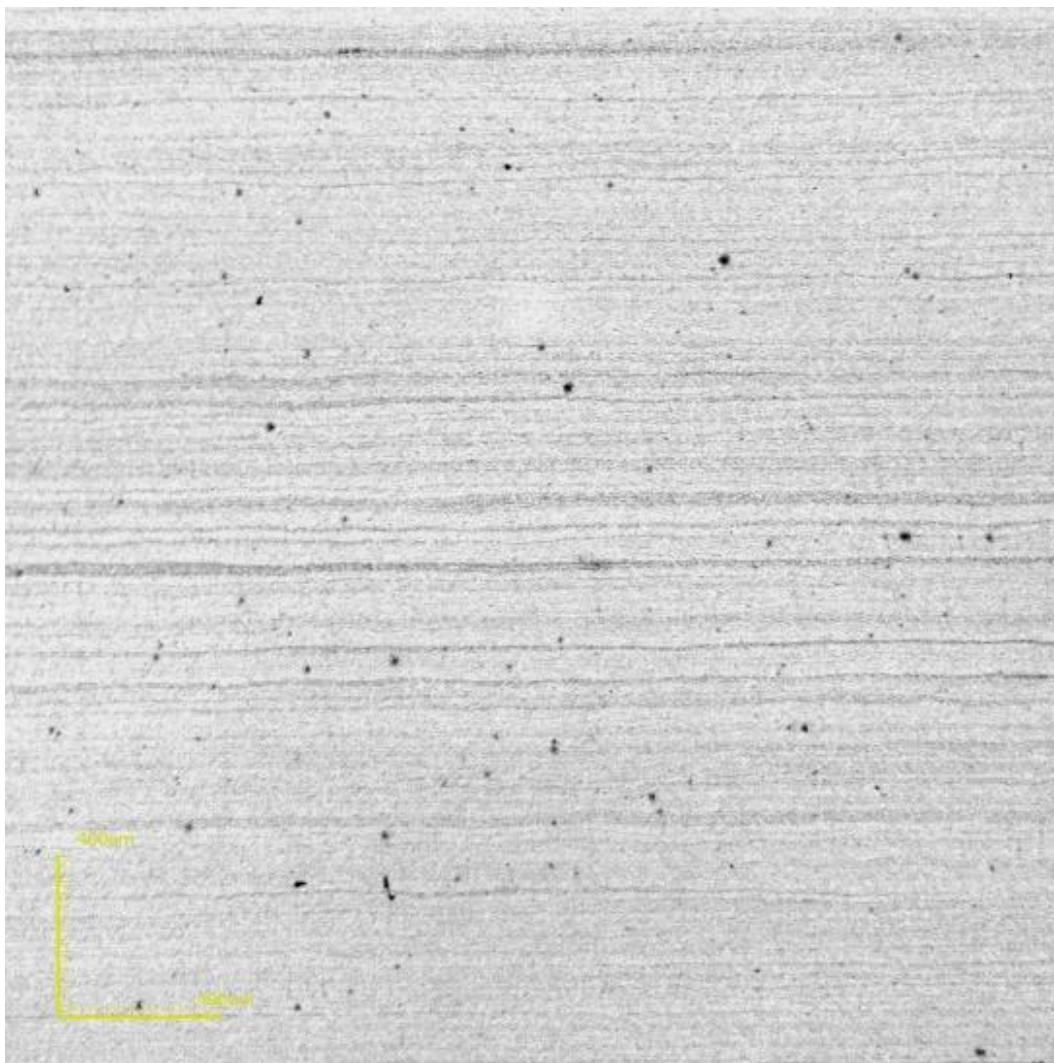


Figura 5-4 – Aço no estado recozido. Microscopia confocal, aumento 108x.
Ácido oxálico 10%v.

A Figura 5-5 também apresenta o material no estado recozido, porém com aumento de 2136x. É possível divisar carbeto de maiores dimensões alinhados, circundados de carbeto de menores dimensões dispersos, indicando a existência do fenômeno de bandejamento. Este fenômeno é caracterizado pela presença de uma estrutura segregada em bandas aproximadamente paralelas compostas por diferentes fases, alinhadas na direção de laminação (Krishna *et al.*, 2016). No caso do material em análise, tem-se uma estrutura bandeada pelo alinhamento de carbeto primários (Verhoeven, 2000). Uma estrutura bandeada similar a esta foi observada por Hetzner e Van Geertruyden (2008) para o aço AISI 440C.

Ainda analisando a Figura 5-5, nota-se que microestrutura observada é a microestrutura característica para o aço AISI 420 no estado recozido: carbeto grosseiros globulizados em uma matriz ferrítica. Garcia et al. (1992) apresentam em seu trabalho micrografias de aços X45Cr13 e X60Cr14MoV provenientes de bobina de aço laminada à frio e de chapa recozida laminada a quente, respectivamente, destacando que aços inoxidáveis martensíticos são normalmente fornecidos no estado esferoidizado. O mesmo é observado por de Andrés et al. (1998). As micrografias apresentadas pelos autores citados assemelham-se às exibidas nas Figuras 5-4 e 5-5.

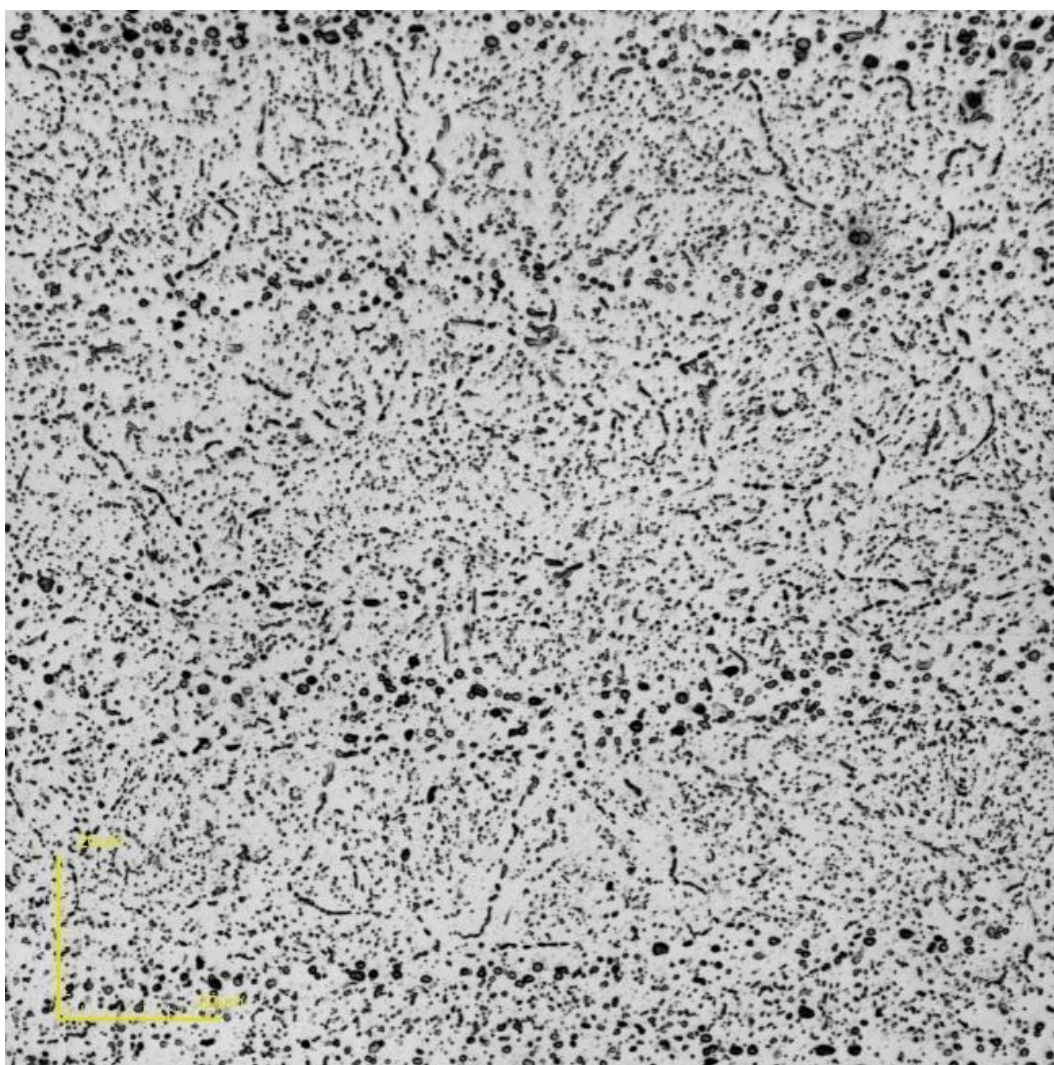


Figura 5-5 – AISI 420 no estado recozido. Microscopia confocal, 2136x. Ácido oxálico 10%v.

A Figura 5-6 apresenta o material após o tratamento térmico completo, ou seja, austenitização a 1050°C por 30 min, têmpera em óleo e revenimento a

390°C por 30 min. Mesmo após a austenitização, observa-se de maneira muito bem definida os carbeto alinhados. Contudo, comparando-se com o material recozido, sob mesmo aumento (Figura 5-4), é significativa a redução do número de carbeto de maiores dimensões dispersos na microestrutura, os quais foram parcialmente solubilizados durante a austenitização. Situação similar é notada na comparação da micrografia da Figura 5-7 com a micrografia da Figura 5-4. Na Figura 5-7 observa-se o material revenido sob aumento de 2136x. No material revenido é sensível a redução da densidade de carbeto, mais especificamente os de menor diâmetro, neste caso solubilizados integralmente durante a austenitização.

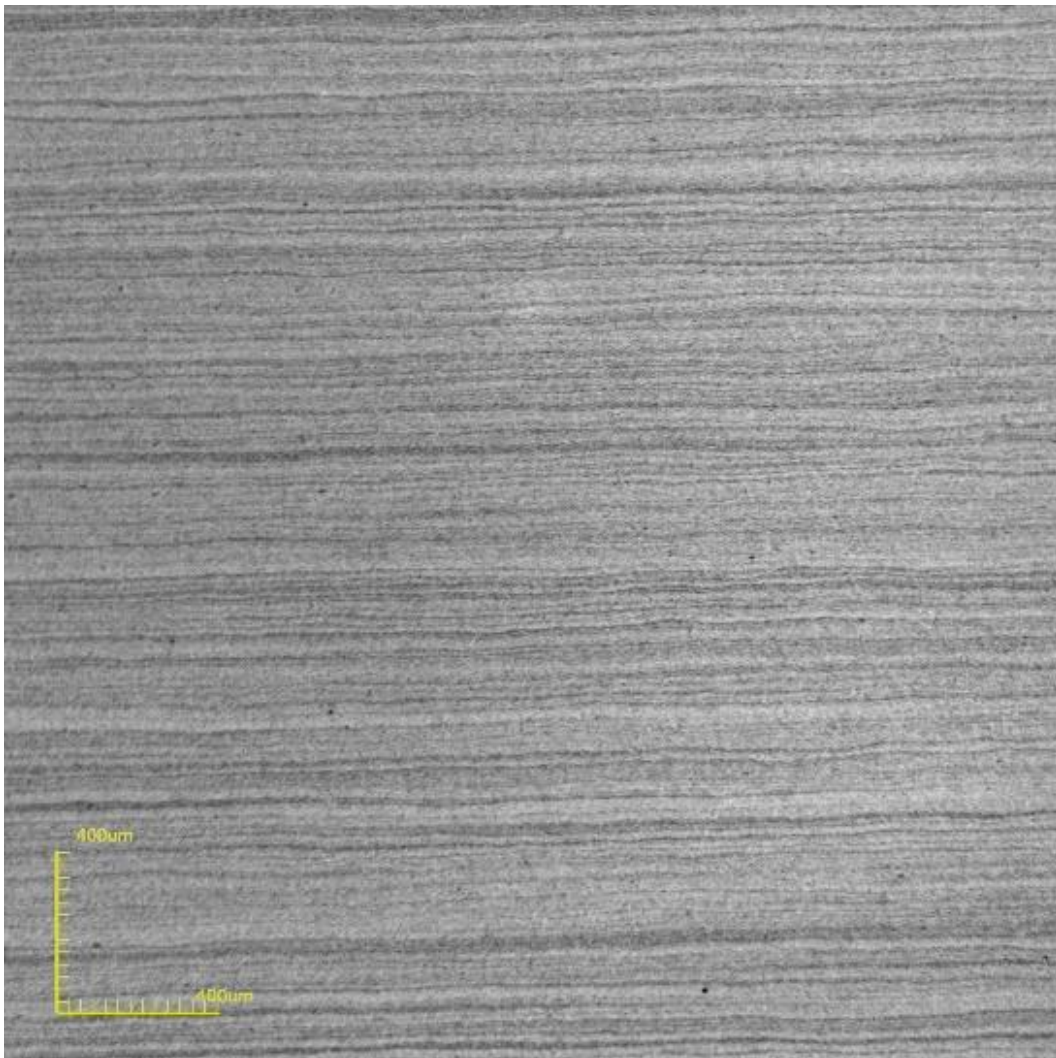


Figura 5-6 – AISI 420 após tratamento térmico. Aumento 108x. Ácido oxálico 10%v.

Em seu estudo sobre o efeito da temperatura de austenitização sobre a microestrutura e dureza do AISI 420 após têmpera, Barlow e Du Toit (2012) identificaram que a temperatura de 1050°C encontra-se abaixo da temperatura necessária para dissolver determinados carbeto e que o aumento gradual da temperatura de austenitização resulta em redução progressiva da densidade de carbeto na matriz. A dissolução completa dos carbeto foi observada por esses autores apenas a partir de 1175°C.

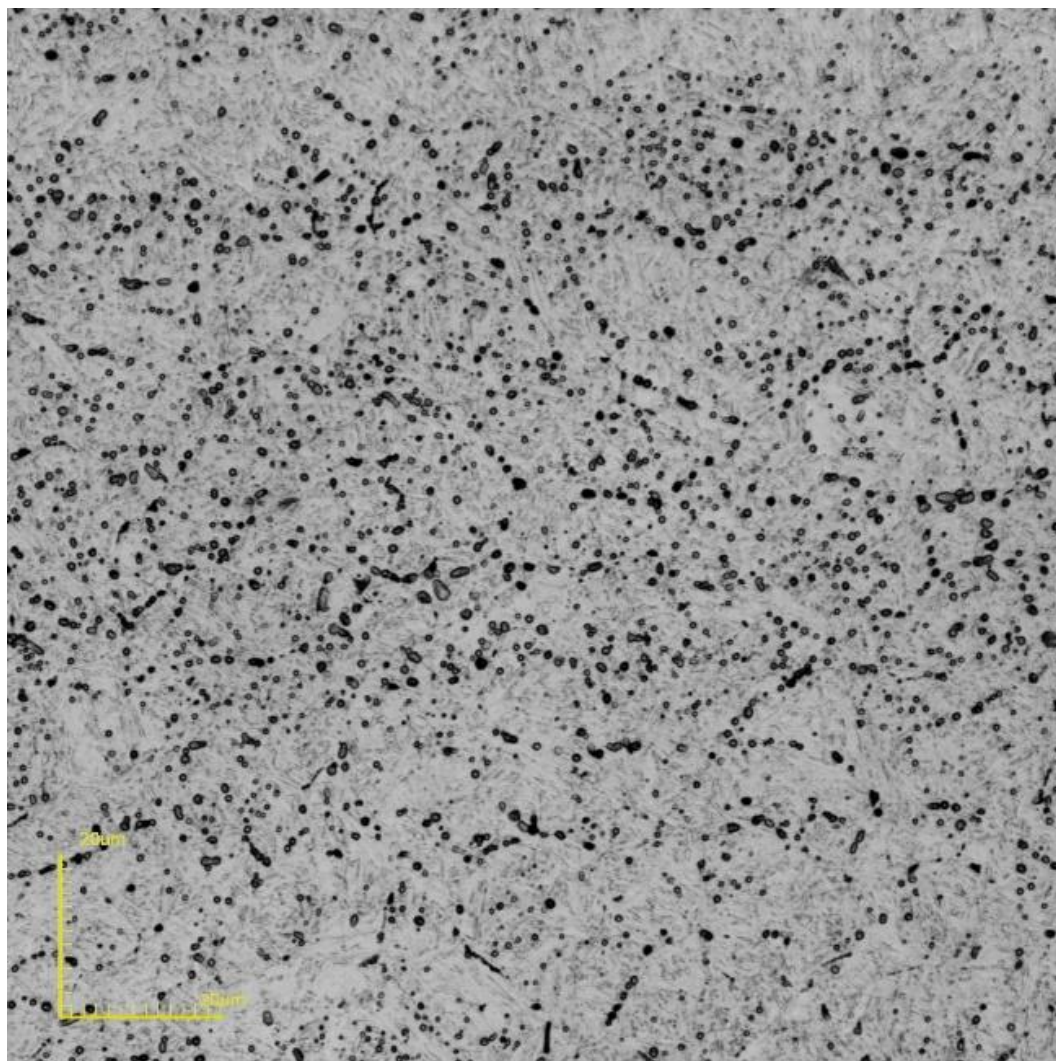


Figura 5-7 – AISI 420 após tratamento térmico. Aumento 2136x. Ácido oxálico 10%v.

Adicionalmente, é importante ressaltar que a forma e distribuição das partículas de carbeto no material revenido (Figura 5-7) indicam que estas partículas consistem em precipitados parcialmente dissolvidos ou não dissolvidos, originários do recozimento/esferoidização, e não carbeto re-

precipitados durante o revenimento. A comparação com a Figura 5-4 deixa isto evidente. O mesmo foi observado por Barlow e Du Toit (2012) ao analisarem amostras de AISI 420 após austenitização e têmpera, ou seja, antes do revenimento. Em se tratando da precipitação secundária de carbeto, ou seja, durante o revenimento, Isfahany et al. (2011) identificaram este fenômeno em amostras submetidas a temperaturas de revenimento entre 400°C e 500°C, o que foi acompanhado de ligeiro aumento da dureza.

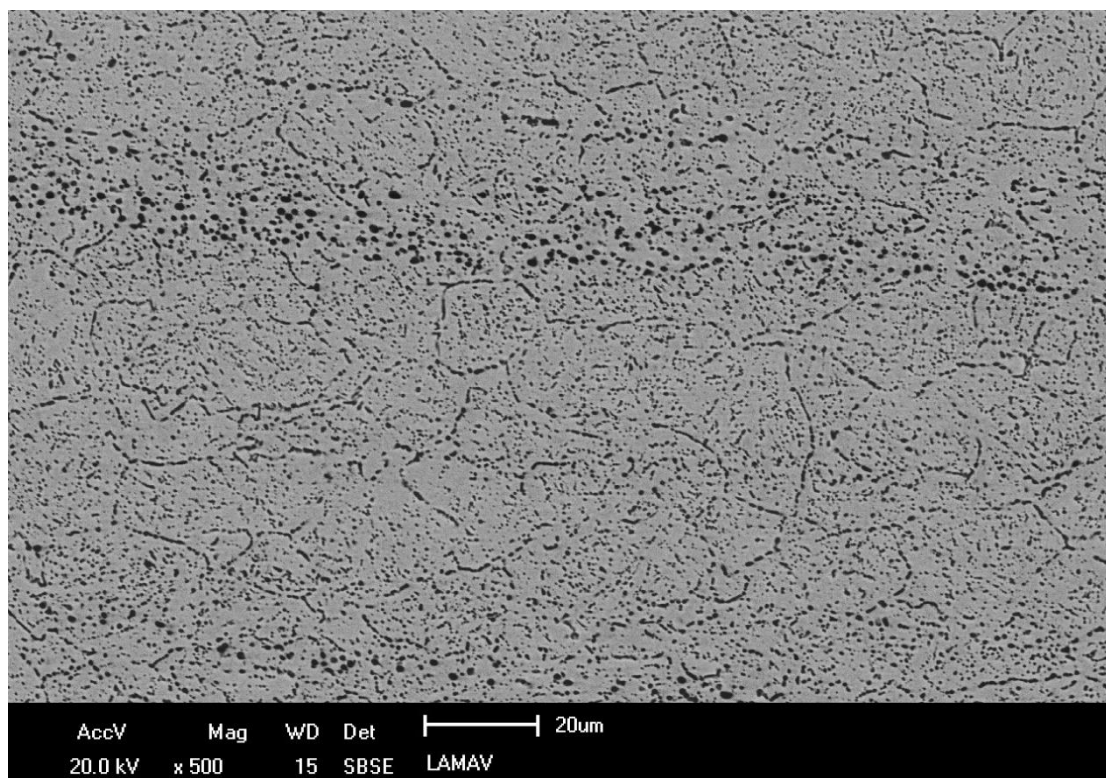


Figura 5-8 – Micrografia eletrônica do material recozido. Aumento 500x. Elétrons retroespalhados. Ácido oxálico 10%v.

É possível aprofundar a discussão em torno da microestrutura do material antes e após o tratamento térmico empregando microscopia eletrônica de varredura. As Figuras 5-8 e 5-9 exibem micrografias eletrônicas do material recozido e revenido, respectivamente, sob aumento de 500x. Nestas imagens, o contraste produzido por meio de varredura utilizando elétrons retroespalhados permite evidenciar claramente uma redução significativa da quantidade de carbeto presentes na matriz, os quais foram dissolvidos durante a austenitização, conforme apontado anteriormente. Por outro lado, carbeto

maiores, como os que compõem os veios, persistiram em função da temperatura de austenitização ser insuficiente para promover sua dissolução completa.

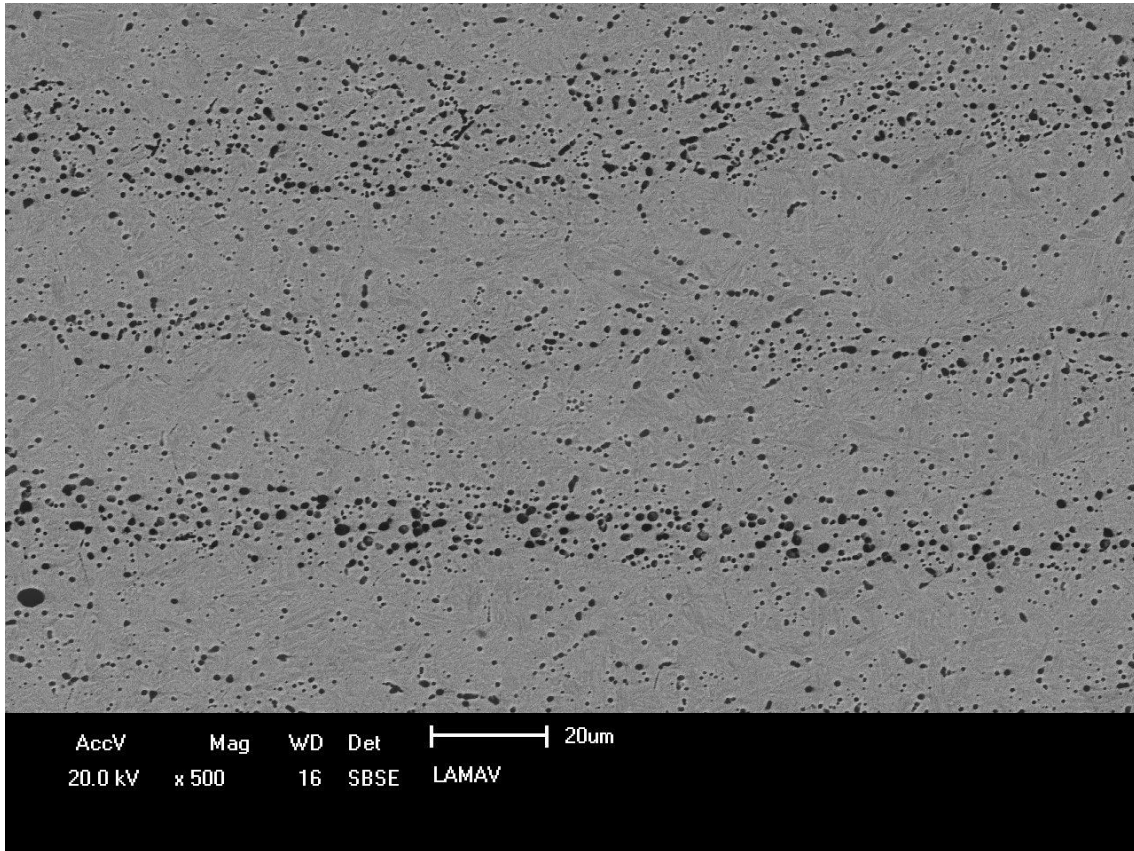


Figura 5-9 – Micrografia eletrônica do material temperado e revenido. Aumento 500x. Elétrons retroespalhados. Ácido oxálico 10%v.

Na Figura 5-10 podem ser observados mais detalhadamente os carbeto originários do recozimento/esferoidização sobre uma matriz tipicamente constituída de martensita revenida.

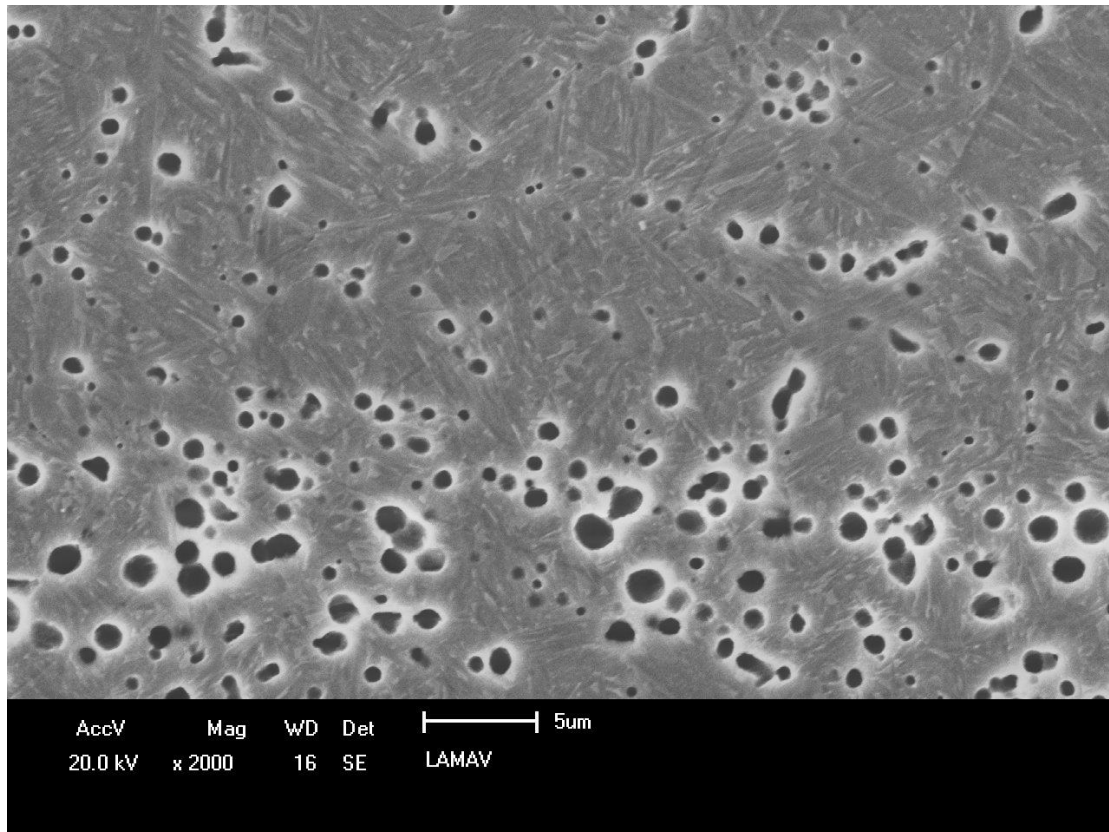


Figura 5-10 – Micrografia eletrônica do material temperado e revenido.
Aumento 2000x. Elétrons secundários. Ácido oxálico 10%v.

Uma melhor observação da matriz pode ser efetuada na amostra atacada com reagente Vilella, conforme apresentado na Figura 5-11. Microestrutura similar foi encontrada por Isfahany et al. (2011) e Prieto et al. (2014). Estes caracterizaram os carbeto como M_7C_3 , enquanto que os primeiros sugerem a presença de $M_{23}C_6$, para amostras revenidas a 200°C.

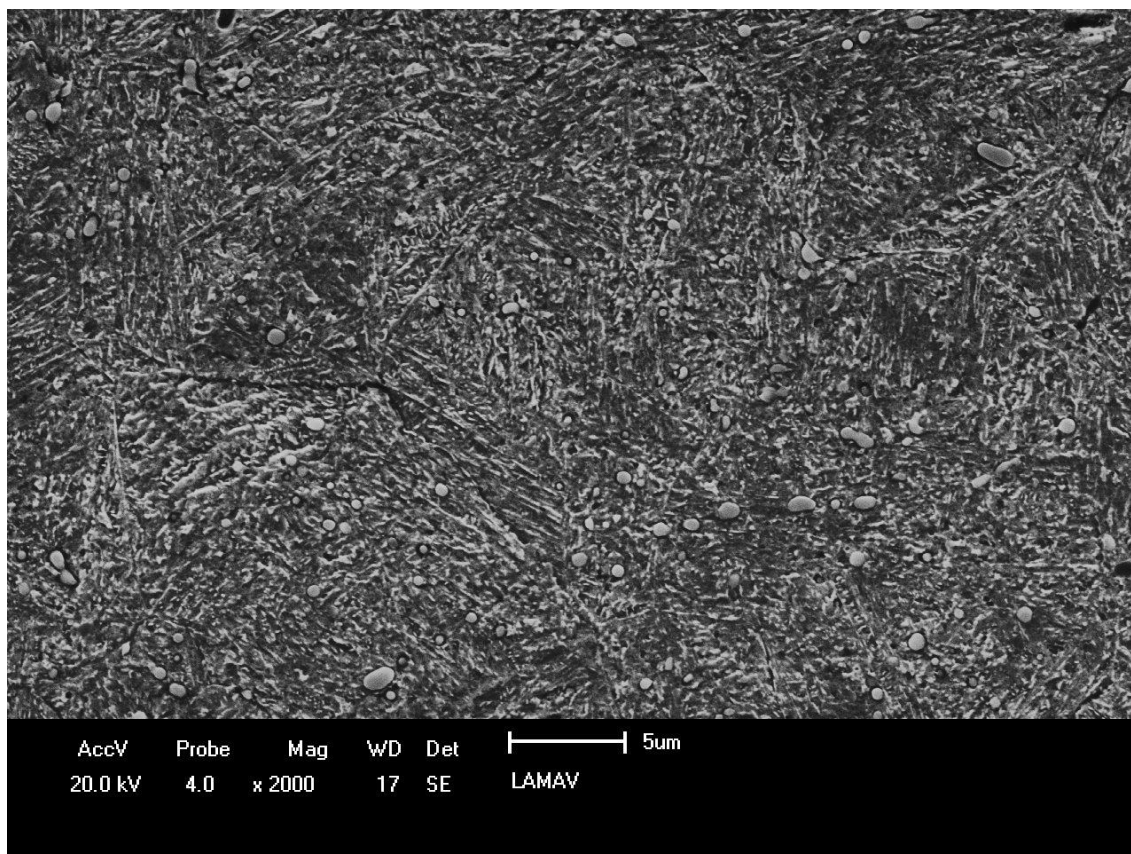


Figure 5-11 – Microestrutura do AISI 420 após revenimento. Atacado com reagente Vilella.

Sobre os dois ataques efetuados, com reagentes distintos, destaca-se que o ácido oxálico (eletrolítico) atacou preferencialmente os carbeto metálicos, tendo menor efeito sobre a matriz. Por outro lado, o reagente Vilella (imersão) atacou predominantemente a matriz, preservando os carbeto, como pode ser destacado na Figura 5-11.

5.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS

5.4.1. DUREZA

O material conforme recebido, em seu estado recozido, foi submetido a ensaio de dureza Brinell. O ensaio utilizou esfera de aço temperado de 2,5 mm, pré-carga de 10 kgf e carga de 187,5 kgf, com tempo de atuação de 6 s. Optou-

se por realizar medição de dureza Brinell ao invés de Rockwell C, pois acreditava-se que o material apresentaria dureza baixa no estado recozido, conforme previsto na literatura, o que se confirmou. A dureza encontrada em escala Brinell está aquém da escala Rockwell C.

A dureza de amostras do material após realização do tratamento térmico foi obtida por meio de ensaio de dureza Rockwell C, empregando pré-carga de 10 kgf, carga de 150 kgf e tempo de acionamento de 6s.

A Tabela 5-4 apresenta os valores de dureza no aço conforme recebido e após tratamento. A dureza encontrada no material em seu estado recozido (179 HB) apresenta-se de acordo com os valores de dureza citados pelo ASM Handbook Volume 4 (2004) para o material submetido a recozimento pleno (169 à 210 HB). Os valores originais deste handbook encontram-se em escala Rockwell B e foram convertidos para escala Brinell, para fins de comparação. Esta conversão seguiu a norma ASTM E140-12b.

A dureza do material revenido (51 HRC) também se encontra de acordo com o previsto no ASM Handbook Volume 4 (2004), que apresenta uma faixa de dureza de 48 à 56 HRC para este material após austenitização, têmpera e revenimento.

Tabela 5-4 - Dureza medida para o AISI 420 recozido e após tratamento.

Estado do Material	Média	DP	CV	Método
Recozido	179	5,1	2,8%	Brinell
Revenido a 390°C	51	0,9	1,8%	Rockwell C

Isfahany et al. (2011) obtiveram valor de 49 HRC para o AISI 420 austenitizado a 1050°C por 60 min e revenido a 200°C por 30 min. Prieto et al. (2014) submeteram amostras de AISI 420 a uma temperatura de austenitização de 1030°C por 10 min, seguido de têmpera em óleo e revenimento a uma temperatura de 410°C por 10 min, com resfriamento posterior na atmosfera do forno. A dureza encontrada foi de 560 HV (53 HRC, após conversão conforme

ASTM E140-12b). Logo, os valores obtidos neste trabalho encontram-se coerentes com os valores observados na literatura.

A fim de avaliar se o tratamento de revenimento feito em lotes foi executado corretamente, realizou-se medições de dureza em corpos de prova pertencentes a lotes distintos. Ou seja, a dureza foi empregada como um indicador da eficácia do tratamento realizado. A Tabela 5-5 exibe os valores médios encontrados para a dureza em cada lote, bem como desvio padrão e coeficiente de variação. Analisando os coeficientes de variação encontrados, observa-se que o lote 3 apresentou um coeficiente de variação notadamente inferior aos demais lotes, demonstrando uma dispersão inferior dos dados. Contudo, as médias encontradas podem ser consideradas estatisticamente iguais. A última linha da tabela apresenta uma média que considera todos os valores medidos, dos três lotes em análise. Entende-se que valor de coeficiente de variação desse conjunto de dados é suficientemente baixo para concluir que o tratamento de revenimento foi repetido de forma correta nos três lotes.

Tabela 5-5 – Valores de dureza Rockwell C para diferentes lotes de revenimento.

	Média HRC	DP HRC	CV	Número de Medições
Lote 1	52	1,1	2,0%	8
Lote 2	51	1,3	2,6%	20
Lote 3	51	0,3	0,6%	20
Total	51	0,9	1,8%	48

5.4.2. ENSAIO DE TRAÇÃO

Corpos de prova cilíndricos foram testados em máquina universal de ensaios com taxa de carregamento de 0,5 mm/min. De um total de oito corpos de prova testados, cinco ensaios foram considerados válidos. Três corpos de prova apresentaram ruptura fora do comprimento útil em função de problemas de usinagem, conforme foi apurado posteriormente.

A Tabela 5-6 apresenta os valores obtidos para cada corpo de prova ensaiado, bem como média, desvio padrão (DP) e coeficiente de variação (CV) das propriedades relevantes para este trabalho.

Tensão de escoamento (σ_y) e limite de resistência a tração (σ_u) foram determinados segundo métodos previstos na norma ASTM E8-16 *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*.

Tabela 5-6 – Propriedades mecânicas do AISI 420 temperado e revenido.

	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	E (Mpa)	$\epsilon_{u,v}$	%RA
Média	1159,2	1728	197227,8	0,0386	5,60%
DP	28,4	55,9	3941,1	0,0062	1,07%
CV	2,4%	3,2%	2,0%	16,1%	19,1%
CP1	1123	1698,7	201844	0,0390	6,69%
CP2	1182	1663,8	197771	0,0315	4,19%
CP3	1168	*	200082	*	**
CP4	1136	1773,2	192854	0,0372	6,08%
CP5	1187	1776,4	193588	0,0465	5,45%

* Problemas no sensor impediram registro da tensão.

** Dano na região da estrição invalidou esta medida.

Conforme Tabela 5-6, o valor de tensão de escoamento (1159,2 MPa) encontrado situa-se abaixo do esperado para o tratamento térmico realizado, considerando referências da literatura. O ASM Handbook Volume 19 (2014) apresenta como valor de referência 1480 MPa para a tensão de escoamento do AISI 420 temperado e revenido. Por outro lado, a tensão no limite de resistência a tração obtido (1728 MPa) encontra-se no centro da faixa sugerida pelo ASM Handbook Volume 4 (2014), que vai de 1550 MPa a 1930 MPa. Essas grandezas estão expressas na Tabela 5-6 como tensões de engenharia.

Por sua vez, Fonseca Júnior e Magnabosco (2012) encontraram um valor de tensão de escoamento 1394 MPa para este aço submetido a austentização em temperatura de 1000°C, têmpera em óleo e revenimento à temperatura de 400°C por uma hora. Estes autores apresentaram para tensão no limite de resistência à tração e módulo de elasticidade os seguintes valores,

respectivamente: 1760 MPa e 214 GPa. O valor da tensão no limite de resistência tração encontrado (1728 MPa) neste trabalho apresenta-se coerente com o valor apontado pelos autores citados, enquanto que o módulo de elasticidade situa-se abaixo (197 GPa), porém dentro do esperado para aços (Callister, 2007; Chen, 2016)

Observa-se ainda na Tabela 5-6 os valores encontrados para deformação verdadeira na ruptura ($\epsilon_{u,v}$) e percentual de redução de área (%RA). Essas propriedades apresentaram valores médios (0,0383 e 5,6%, respectivamente) abaixo do esperado para a temperatura de revenimento empregada (390°C). Fonseca Júnior e Magnabosco (2012) encontraram valores semelhantes (0,030 e 3%, respectivamente) porém para o AISI 420 revenido a 200 °C.

A Tabela 5-7 apresenta valores expoente (n) e coeficiente (K) de encruamento. Novamente comparando com o trabalho de Fonseca Júnior e Magnabosco (2012), estes autores apresentaram valores médios semelhantes, contudo também para a temperatura de revenimento de 200°C.

Expoente (n) e coeficiente (K) de encruamento foram determinados conforme Método A discriminado na norma ASTM E646-16 *Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n-Values) of Metallic Sheet Materials*.

Tabela 5-7 – Expoente (n) e Coeficiente (K) de Encruamento

	n	K (MPa)
Média	0,160	3156,6
DP	0,0126	198,2
CV	7,91%	6,28%
CP1	0,166	3158,6
CP2	0,148	3009,5
CP3	0,152	3038,9
CP4	0,179	3496,7
CP5	0,153	3079,1

Conforme tem sido pontuado ao longo deste texto, as propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis martensíticos são altamente dependentes do histórico de tratamento térmico do material, dado que este define os microconstituintes presentes e a quantidade relativa dos mesmos. Apesar da transformação martensítica constituir-se em um processo que não envolve difusão, ocorrendo praticamente instantaneamente, sendo função unicamente da temperatura de resfriamento (transformação atérmica), o revenimento consiste em um processo difusional e assim dependente da temperatura e do tempo (Callister, 2007). Consequentemente, diferenças nas temperaturas e tempos de patamar podem explicar as variações entre valores encontrados para as propriedades mecânicas neste trabalho e trabalhos de outros autores. Adicionalmente, o formato do material adquirido, ou seja, o processo de fabricação, bem como a direção segundo a qual os corpos de prova são fabricados, também afetam os valores obtidos. Por exemplo, Fonseca Júnior e Magnabosco (2012) trabalharam com barras laminadas de 20 mm, logo os corpos de prova de tração foram usinados com a direção de carregamento paralela a direção de laminação, segundo a qual os carbeto encontram-se orientados axialmente. Neste trabalho, por outro lado, trabalhou-se com material originado de chapas laminadas, apresentando-se os carbeto orientados de forma planar.

As curvas tensão-deformação de engenharia dos cinco corpos de prova que apresentaram resultados válidos estão retratadas na Figura 5-12. Nestas curvas é importante destacar que os corpos de prova romperam no ponto em que a tensão de engenharia exibe o valor máximo, referente ao ponto de carga máxima do ensaio. Teoricamente, isto seria um indicativo de que não ocorreu estricção. Contudo, medidas do diâmetro do corpo de prova antes e após a ruptura indicam uma redução de área média de 5,6%, ou seja, houve estricção, mesmo que significativamente baixa para materiais dúcteis.

Apesar da ruptura do material ocorrer no ponto de tensão máxima, numa característica semelhante a de um material frágil, e o percentual de área médio encontrado (5,6%) também ser típico de um frágil (Callister, 2007), o formato da curva tensão-deformação deixa claro que há escoamento, exibindo de forma bem definida uma porção aproximadamente linear e uma porção notadamente

não linear, na qual manifesta-se plasticidade. Enfim, pode-se concluir que a fratura apresenta comportamento frágil, havendo plastificação localizada.

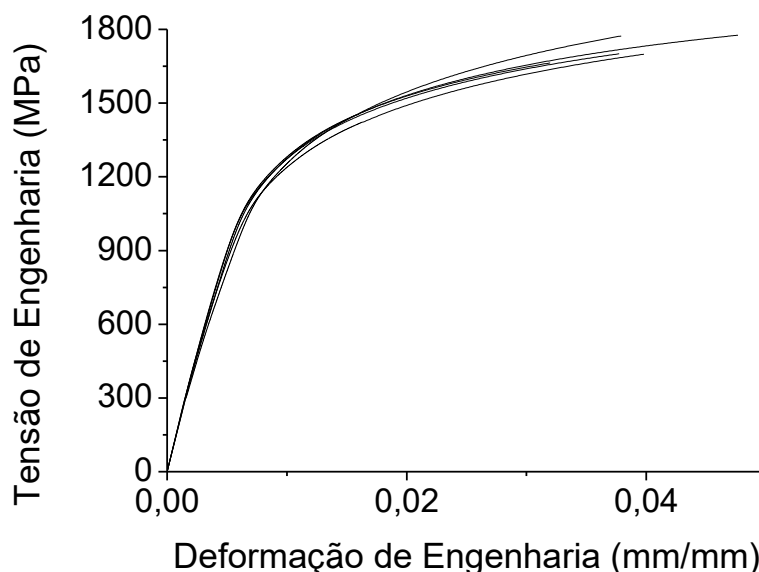


Figura 5-12 – Curva tensão-deformação de engenharia dos corpos de prova sob tração uniaxial.

Como se sabe, em uma curva tensão-deformação verdadeira típica de um material dúctil (como o aço), mesmo após a estricção, observa-se que a tensão continua a crescer e a ruptura do corpo de prova ocorre no ponto de tensão máxima do gráfico. De fato, o que ocorre é que a área da seção resistente decresce progressivamente de valor a partir da estricção, o que demanda uma força menor para continuar promovendo essa deformação. Isto é, uma curva de carga versus deslocamento típica exibe um crescimento da carga aplicada até um ponto de máximo (referente a estricção), seguido de queda dessa carga aplicada até a ruptura. Contudo, a taxa de queda da carga aplicada é inferior a taxa de redução de área, dado que a resistência do material aumenta continuamente em função do fenômeno de encruamento. Assim, como a área reduz-se mais rapidamente que a carga aplicada, a curva de tensão verdadeira exibe um comportamento de crescimento até a ruptura, dado que está é calculada pela razão entre a carga aplicada e a área instantânea. Por outro lado, a tensão de engenharia é calculada considerando a área inicial da seção útil. Logo, a partir da estricção, uma curva tensão-deformação de engenharia exibe uma queda, em função da queda na carga aplicada. Callister (2007) caracteriza

essa queda no valor da carga aplicada em função da redução na seção resistente como perda da capacidade de sustentação de carga.

No caso do material em estudo, uma ausência de queda na carga aplicada após a estricção e antes da fratura sugerem que estes eventos ocorreram simultaneamente. Ou seja, a estricção é imediatamente seguida pela ruptura do corpo de prova. Sabe-se que a falha de materiais dúcteis ocorre como resultado de nucleação, crescimento e coalescência de vazios microscópicos. No caso de um ensaio de tração uniaxial, é a estricção que origina um estado triaxial de tensão, o qual promove a formação de microvazios e seu crescimento (Anderson, 2005). Assim, os microvazios formam-se por separação de superfície na interface entre a matriz e inclusões ou partículas de segunda fase ou ainda fratura desses elementos. O crescimento de microvazios ocorre em torno das partículas em função de deformação plástica e tensão aplicada. Por fim, os vazios coalescem e atingem tamanho crítico, conduzindo à fratura. Anderson (2005) aponta que, quando as partículas de segunda fase estão bem aderidas a matriz, a nucleação de microvazios constitui-se na etapa crítica do processo, ocorrendo a fratura logo após a formação dos vazios. Este conceito reforça a ideia da fratura ocorrendo imediatamente após estricção. Discussões posteriores neste trabalho irão avaliar mais detalhadamente o comportamento de fratura do material em estudo.

5.4.3. TENACIDADE À FRATURA

A tenacidade à fratura sob deformação plana (K_{Ic}) do aço inoxidável AISI 420 temperado e revenido foi determinada seguindo procedimento previsto na norma ASTM E399-17 – *Standard Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*. O ensaio foi realizado em uma máquina servo-hidráulica empregando taxa de carregamento de 0,5 mm/min.

Quatro corpos de prova foram ensaiados, porém apenas três apresentaram resultados válidos em função de requisitos da ASTM E399-17 acerca do comprimento de pré-trinca de fadiga.

O comprimento da trinca de fadiga de cada corpo de prova foi medida empregando microscopia confocal a laser. Foi realizado procedimento de medição determinado por norma. A Figura 5-13 apresenta uma montagem de micrografias obtidas com aumento de 108x, representando toda a extensão da trinca de fadiga. Nesta figura, uma linha pontilhada foi empregada para representar a extremidade da trinca, dado que o reduzido contraste entre a trinca e a região de fratura dificulta sua visualização na imagem. Setas indicam as posições nas quais o comprimento da trinca foi medido. É interessante observar que o comprimento total da pré-trinca definido pela norma e empregado nos cálculos realizados consiste no comprimento do entalhe (medido a partir da linha de centro da furação, para corpo do tipo *compact tensile*) somado ao comprimento da trinca de fadiga. Instruções detalhadas sobre como as medições devem ser efetuadas e avaliadas podem ser encontradas na ASTM E399-17.

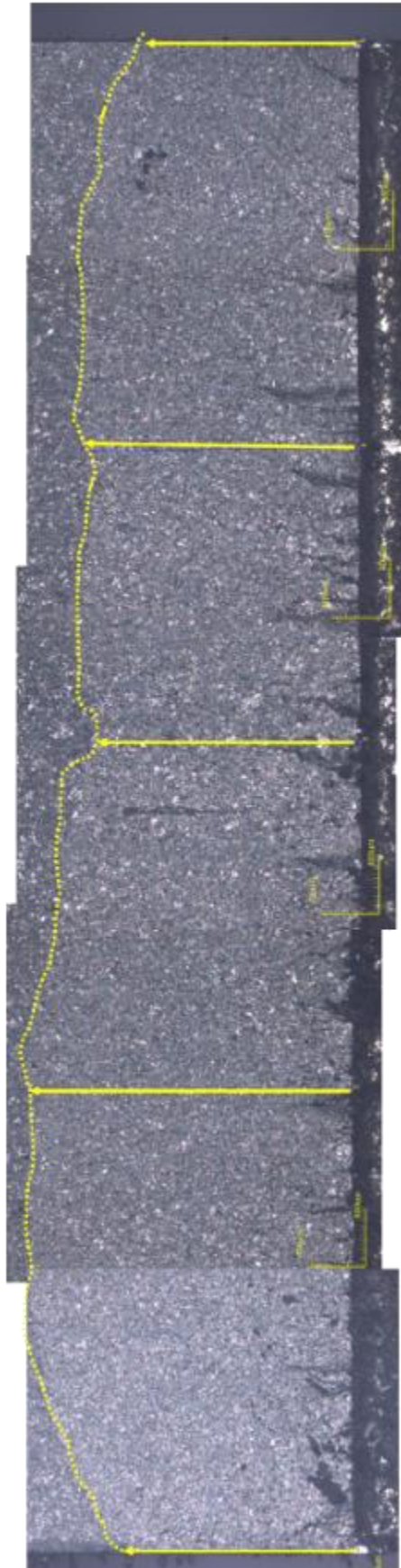


Figura 5-13 –Medição do comprimento da trinca de fadiga. Confocal, 108x.

A Figura 5-14 apresenta as curvas de carga versus COD (*Crack Opening Displacement*) resultantes do ensaio. Observa-se que as curvas obtidas são do tipo III, conforme ASTM E399-17 (ver Figura 7 da referida norma). Isto significa que $P_Q = P_{MÁX}$. Onde P_Q é a carga no cruzamento da linha secante 95% com a curva do ensaio e $P_{MÁX}$ é a carga máxima obtida no ensaio. Destaca-se que um dos critérios para validação do ensaio é que a razão $P_Q / P_{MÁX}$ seja inferior a 1,10.

Uma vez obtido P_Q , calculou-se K_Q (tenacidade a ser validada) conforme anexo da norma referente ao corpo de prova do tipo C(T), ou seja, Anexo A4 *Special Requirements For Testing Compact Specimens* da ASTM E399-17. O critério final da norma estabelece que o comprimento da pré-trinca (a), a espessura do corpo de prova (B) e a dimensão ($W - a$) sejam maiores que $2,5 \left(K_Q / \sigma_Y \right)^2$. Este critério também foi atendido e os valores obtidos para K_Q considerado válidos, logo $K_Q = K_{Ic}$

Assim, a Tabela 5-8 apresenta os valores calculados para tenacidade à fratura K_{Ic} , para cada corpo de prova ensaiado, além da média, desvio padrão (DP) e coeficiente de variação (CV) encontrados.

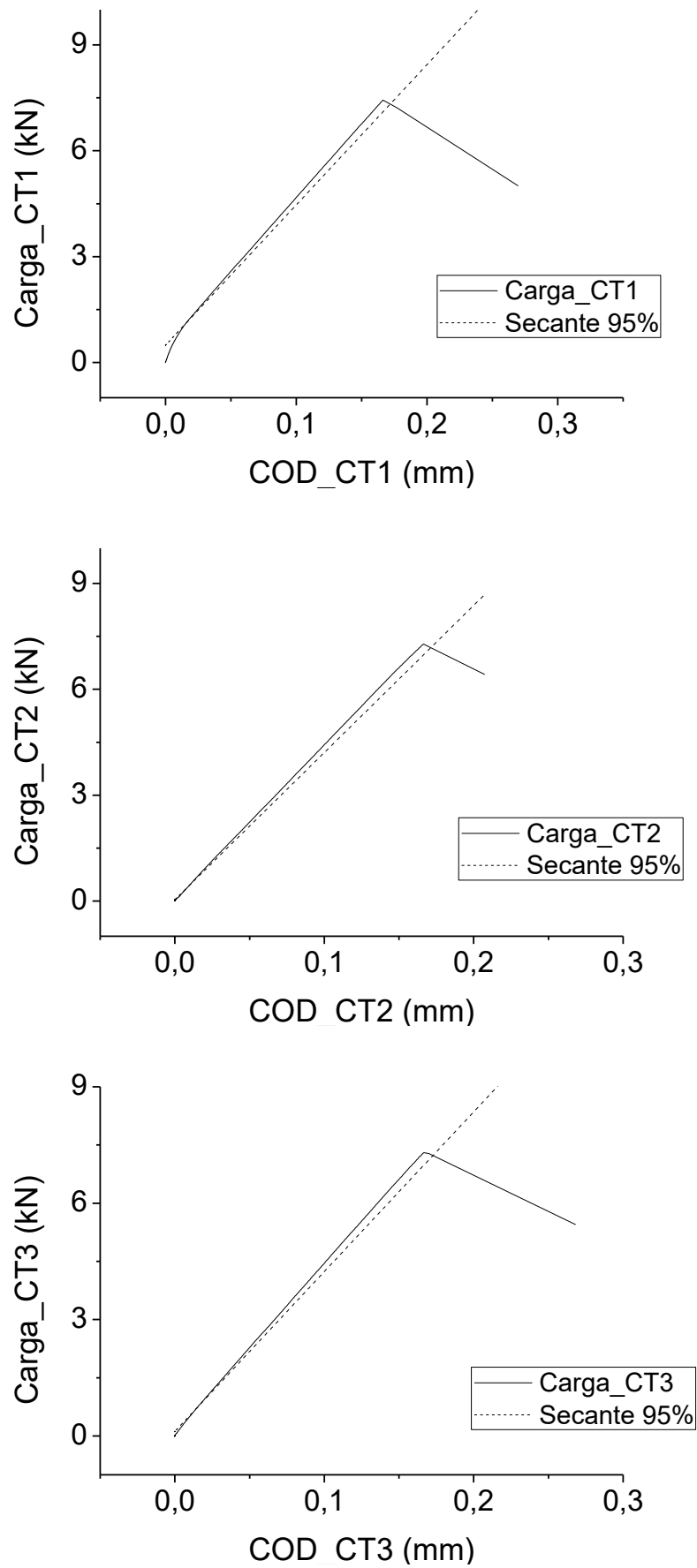


Figura 5-14 – Carga (kN) versus COD (mm) para os corpos C(T) ensaiados.

O valor encontrado para a tenacidade à fratura ($35,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) é aparentemente baixo quando comparado a referências de literatura. O ASM Handbook Volume 19 (2004) apresenta um valor de tenacidade igual a $62,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para o AISI 420 temperado em óleo e revenido à 250°C . Contudo, demais informações necessárias para avaliação desta propriedade como composição química, temperatura de austenitização e tempos dos patamares não são apresentados neste *handbook*. O tipo de corpo de prova empregado no ensaio também é uma informação fundamental, podendo a tenacidade variar ligeiramente conforme o tipo de corpo de prova padronizado empregado.

Tabela 5-8– Valores de K_{Ic} obtidos segundo ASTM E399-17.

	K_{Ic} $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
Média	35,4
DP	0,6
CV	1,82%
CT1	36,0
CT2	34,7
CT3	35,4

Prieto et al. (2017) obtiveram valor de tenacidade para o AISI 420 de $49,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Estes autores empregaram um aço com composição 0,17% C – 12,83% Cr – 0,76% Mn – 0,05% P – 0,017% S (frações mássicas). Os corpos de prova foram do tipo disco compacto para tração DC(T) (*compact disc tensile*) com parâmetro $W = 25,4 \text{ mm}$. O tratamento térmico consistiu em austenitização a 1030°C , têmpera em óleo e revenimento à 410°C por 10 min. Prieto et al. (2017) também trabalharam com tratamento criogênico do mesmo material introduzindo uma etapa de banho dos corpos de prova em nitrogênio líquido (-196°C), imediatamente após a têmpera em óleo. Para esta situação, uma tenacidade de $65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ foi obtida. Em seu estudo, observaram uma redução significativa do diâmetro das partículas de carbeto com o emprego do tratamento criogênico. A melhora de tenacidade foi associada a este fenômeno de refinamento dos carbeto, tendo sua discussão sido subsidiada por dados de outros autores. Apesar de Prieto et al. (2017) não apresentarem avaliação quantitativa ou

qualitativa para o diâmetro dos carbeto encontrados em seu estudo, observação da micrografia eletrônica do material sem tratamento criogênico indica um diâmetro médio de 1 μm , aparentando os carbeto estarem aleatoriamente dispersos na matriz. Como pode ser notado na Figura 5-7, uma análise qualitativa do material do presente trabalho, indica existência de grande variabilidade no diâmetro dos carbeto metálicos, com predomínio aparente de partículas de diâmetro aproximado também de 1 μm . Contudo, nota-se ainda um alinhamento de carbeto, especialmente os de maior diâmetro. Conforme discutido anteriormente, em função de sua morfologia e disposição, estes consistem ainda nos carbeto originais do processo de laminação a quente e que não foram completamente dissolvidos durante a austenitização. Dessa forma, a diferença entre a tenacidade encontrada neste trabalho e a tenacidade encontrada por Prieto et al. (2017) aparentemente não se fundamenta na diferença entre o tamanho dos carbeto, mas basicamente na existência de regiões com maior densidade e alinhamento dos mesmos. A existência de alinhamento dos carbeto e o menor espaçamento entre eles (em função da densidade maior) favorecem a falha, dado o mecanismo de formação, crescimento e coalescimento de microvazios. Isso ocorre porque, após sua formação e crescimento inicial, microvazios vizinhos começam a interagir e uma deformação plástica localizada se concentra no ligamento entre os vazios, promovendo instabilidades e subsequente estricção localizada (Anderson, 2005).

Macedo (2016) trabalhou com o AISI 420 originário de chapa laminada realizando austenitização a 1000°C seguindo de resfriamento ao ar e revenimento à 380°C por uma hora. Análise da microestrutura empregando microscopia ótica realizada por esse autor também apontou a existência de carbeto grosseiros alinhados, o que foi relacionado com a não dissolução completa do carbeto primários, ou seja, originados do processo de fabricação. Observando-se micrografias eletrônicas apresentadas pelo autor, pode-se inferir um tamanho médio dos carbeto entre 0,5 μm e 1 μm . O valor médio de tenacidade à fratura obtido foi de 38,0 MPa $\sqrt{\text{m}}$, empregando corpos de prova de flexão do tipo *single-edge-notched* SE(B), com espessura B = 6 mm. A similaridade do material, composição e tratamento térmico empregado no

presente trabalho com o trabalho de Macedo (2016) justificam os resultados encontrados, que se apresentam coerentes. O valor ligeiramente superior da tenacidade apresentado por este autor pode estar associado ao menor diâmetro médio dos carbetos.

5.5. FLEXÃO EM 4 PONTOS

As Tabelas 5-9 e 5-10 apresentam as cargas de rupturas para os corpos de prova de espessuras 14 mm e 7 mm, respectivamente, submetidos a ensaio de flexão em 4 pontos. Em cada tabela as cargas estão também discriminadas de acordo com o raio da ponta do entalhe (1,0 mm e 0,17 mm). Além da carga sob a qual cada corpo rompeu, são apresentados em destaque média, desvio padrão (DP) e coeficiente de variação (CV) calculados.

Tabela 5-9 – Cargas de ruptura dos corpos de prova com espessura 14 mm.

Raio do Entalhe 1 mm		Raio do Entalhe 0,17 mm	
CP	Carga (N)	CP	Carga (N)
Média	46921,4	Média	29603,9
DP	2329,3	DP	812,2
CV	4,96%	CV	2,74%
CP1	47404,9	CP13	29813,0
CP2	47886,3	CP14	29256,0
CP3	47730,1	CP15	30623,1
CP4	48736,8	CP16	28723,3
CP5	42848,8		

Observa-se que os corpos de prova CP10 e CP17 não são apresentados na tabela, tendo seus valores excluídos uma vez que a fratura não partiu do ápice do entalhe, mas sim de posição lateral, provavelmente em função de desalinhamento dos corpos de prova durante o posicionamento na máquina de ensaio. De forma geral, destaca-se que os valores apresentaram coeficientes de

variação aceitáveis para amostras metálicas (< 20%). O maior coeficiente de variação encontrado foi de 7,55%, para os corpos de prova com espessura 7 mm e raio do entalhe 0,17 mm.

Tabela 5-10 – Cargas de ruptura dos corpos de prova com espessura 7 mm.

Raio do Entalhe 1 mm		Raio do Entalhe 0,17 mm	
CP	Carga (N)	CP	Carga (N)
Média	23220,9	Média	14818,6
DP	472,3	DP	1118,4
CV	2,03%	CV	7,55%
CP7	23017,6	CP18	13864,7
CP8	23392,2	CP19	14943,1
CP9	23301,9	CP20	13557,7
CP11	22558,5	CP21	16253,0
CP12	23834,3	CP22	15474,4

Adicionalmente, nota-se que:

- Considerando corpos de prova com entalhes de raio igual a 1 mm, os que apresentavam espessura igual a 7 mm romperam com 49,5% da carga dos corpos com espessura 14 mm. O mesmo fenômeno ocorreu para o raio 0,17 mm, onde os corpos com espessura 7 mm romperam com carga média igual a 50,1% da carga média dos corpos com espessura 14 mm. Isto sugere que o efeito da espessura sobre a carga de ruptura é linear, ou seja, com o dobro da espessura, o dobro da carga é demandada para a ruptura.

- Corpos com espessura 14 mm e raio de entalhe 0,17 mm romperam com a carga média equivalente a 63,1% da carga média de ruptura dos corpos de mesma espessura, porém raio 1 mm. Por sua vez, corpos com espessura 7 mm e raio de entalhe 0,17 mm romperam com a carga média equivalente a 63,8% da carga média de ruptura dos corpos de mesma espessura e raio 1 mm. Isto demonstra que o efeito de concentração de tensões promovido pelo entalhe de raio 0,17 mm é maior que o gerado pelo entalhe de raio 1 mm,

conforme esperado. Além disso, destaca-se que o fator de concentração de tensões não sofre influência do aumento da espessura.

Ambas as considerações feitas acima indicam que não há mudança de estado de tensão com o aumento da espessura e que os corpos de prova das duas espessuras avaliadas estão submetidos ao mesmo estado de tensões.

As superfícies laterais dos corpos de prova no entorno do entalhe foram analisadas com microscopia confocal a laser a fim de verificar se a fratura partiu do ápice dos entalhes ou de outras regiões do mesmo, o que invalidaria o ensaio. Conforme anteriormente apontado, apenas dois corpos de prova (CP10 e CP17) apresentaram este problema. A Figura 5-15 exibe imagens das áreas analisadas, com aumento de 430x após a ruptura em ensaio de flexão em 4 pontos. Na Figura 5-15a pode-se observar que a trinca partiu do ápice do entalhe, conforme previsão teórica, sendo este o ponto de máxima tensão ($r = \rho/2$). Adicionalmente, nesta mesma figura, destaca-se a presença de inúmeras microtrincas com alinhamento perpendicular a superfície do entalhe. Na Figura 5-15b nota-se também a existência de microtrincas paralelas a superfície de fratura. Estas trincas se estendem ao longo de toda a superfície de fratura. Em todos os corpos de prova analisados, independente da espessura ou do raio do entalhe observou-se a existências destas microtrincas.

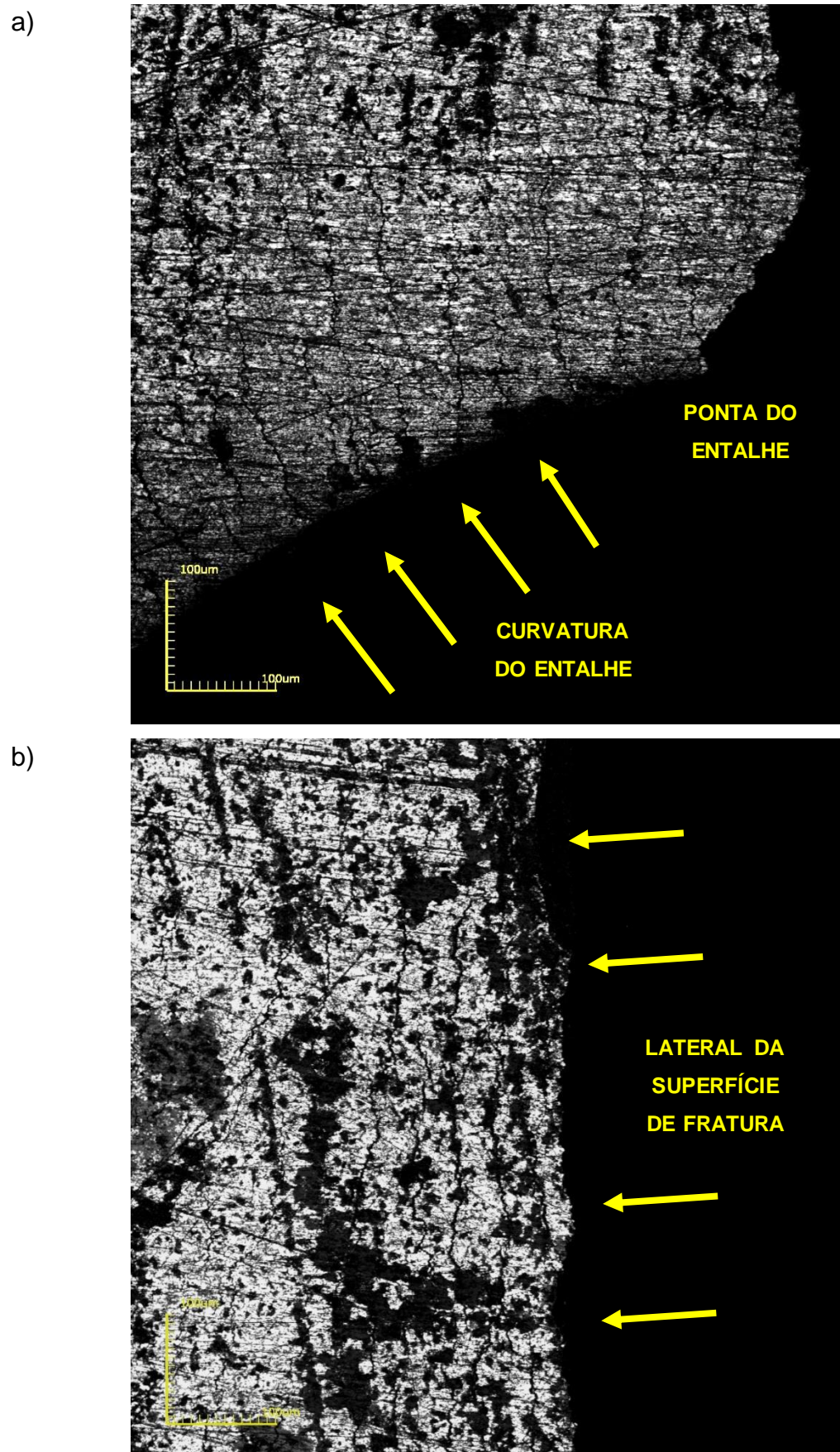


Figura 5-15 –Corpo com espessura 14 mm e raio do entalhe 1 mm, pós fratura.
a) Ponta do entalhe. b) Lateral da trinca. Microscopia confocal, 430x.

De forma similar a Figura 5-15, a Figura 5-16 apresenta as mesmas características para corpo de prova com espessura 7 mm e raio do entalhe 1 mm. Na Figura 5-16a, as duas metades do corpo de prova de flexão foram posicionadas lado a lado, estando a fratura localizada no centro da imagem. Na Figura 5-16b, notam-se microtrincas em uma posição da lateral do entalhe. Estas trincas observadas na região do entorno do entalhe constituem-se em importantes dissipadores de energia favorecendo com que os corpos rompam em cargas superiores às que poderiam ser esperadas quando se considera a baixa tenacidade à fratura apresentada pelo material.

A Figura 5-16 sucinta uma observação a mais sobre a disposição das microtrincas identificadas. Conforme inicialmente abordado, as microtrincas apresentam-se primeiramente alinhadas perpendicularmente a superfície do entalhe e, à medida que se distanciam da mesma, passam a alinhar-se com a direção de carregamento. Uma parte destas microtrincas avança até a superfície oposta a do entalhe, paralelamente a superfície de fratura.

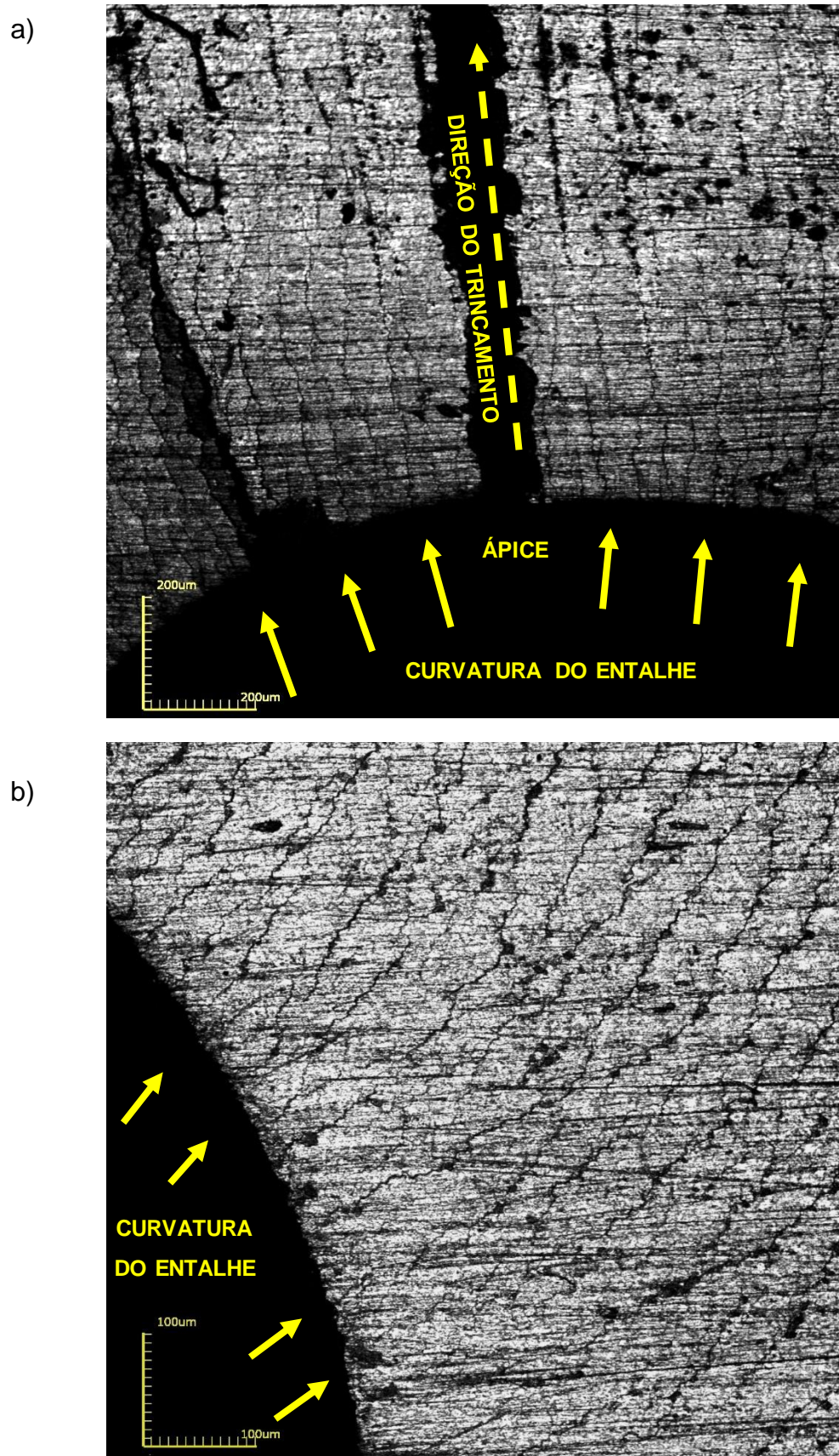


Figura 5-16 –Corpo com espessura 7 mm e raio do entalhe 1 mm, após fratura. Microscopia Confocal. a) Ponta do entalhe. 216x. b) Lateral do entalhe, 430x.

Na Figura 5-17 foram colocadas lado a lado diversas imagens da lateral dos corpos de prova de flexão, no entorno do entalhe, após fratura. Nas Figuras 5-17a até 5-17d exibe-se corpos de prova com espessura 14 mm, sendo: a) raio do entalhe 1 mm com aumento de 430x; b) raio do entalhe 1 mm com aumento 1075x; c) raio do entalhe 0,17 mm com aumento 430 x; e d) raio do entalhe 0,17 mm com aumento 1075x. Por sua vez, nas Figuras 5-17e até 5-17h exibe-se corpos de prova com espessura 7 mm, sendo: e) raio do entalhe 1 mm com aumento de 430x; f) raio do entalhe 1 mm com aumento 1075x; g) raio do entalhe 0,17 mm com aumento 430 x; e h) raio do entalhe 0,17 mm com aumento 1075x. Observando as micrografias em aumento de 430x, uma análise qualitativa sugere uma maior abertura das trincas em entalhes de raio 1 mm, para as duas espessuras analisadas, comparando-se com os entalhes de raio 0,17 mm. Por sua vez, aumentos de 1075x indicam uma maior densidade de trincas para entalhes com raio 0,17 mm, independente da espessura. Estes comportamentos estão associados ao campo de tensões a frente dos entalhes. Entalhes com raio menor (0,17 mm) promovem maiores valores de tensão a menores distâncias da ponta do entalhe ($r \rightarrow \rho/2$), porém essa tensão diminui rapidamente com o distanciamento, de tal forma que as tensões geradas pelo entalhe maior (1 mm) se apresentam maiores a partir de determinada distância. Este fato explicaria maiores aberturas e menor densidade de trincas para corpos com entalhes de raio 1 mm. Estes campos de tensão gerados em função do raio do entalhe serão abordados mais detalhadamente adiante.

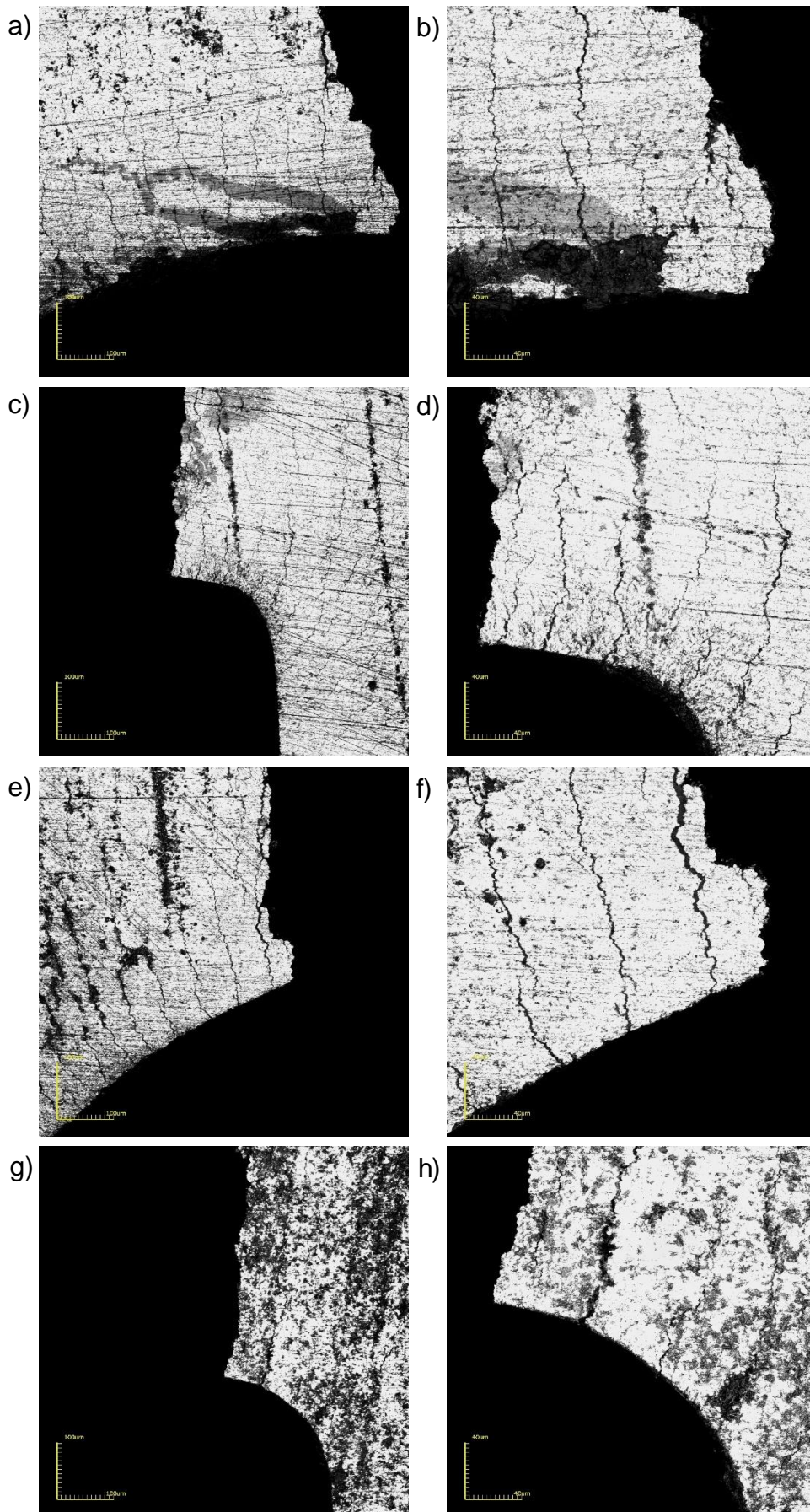


Figura 5-17 – Lateral do entalhe pós fratura. a, c, e, g) 430x. b, d, f, h) 1075x.

5.6. FRACTOGRAFIA

A Figura 5-18 exibe as superfícies de fratura de quatro corpos de provas que foram submetidos a ensaio de flexão em 4 pontos, contemplando todas as características consideradas neste estudo, ou seja, as duas espessuras (14 mm e 7 mm) e os dois raios da ponta do entalhe (1 mm e 0,17 mm). Em cada imagem, as duas partes de cada corpo rompido foram posicionadas lado a lado. Pode-se identificar que a superfície de fratura apresenta um aspecto típico de fratura frágil. De fato, durante a realização do ensaio, a ruptura dos corpos de prova ocorreu de maneira abrupta, sem evidência aparente da formação ou crescimento de trinca, o que também remete a uma fratura frágil.

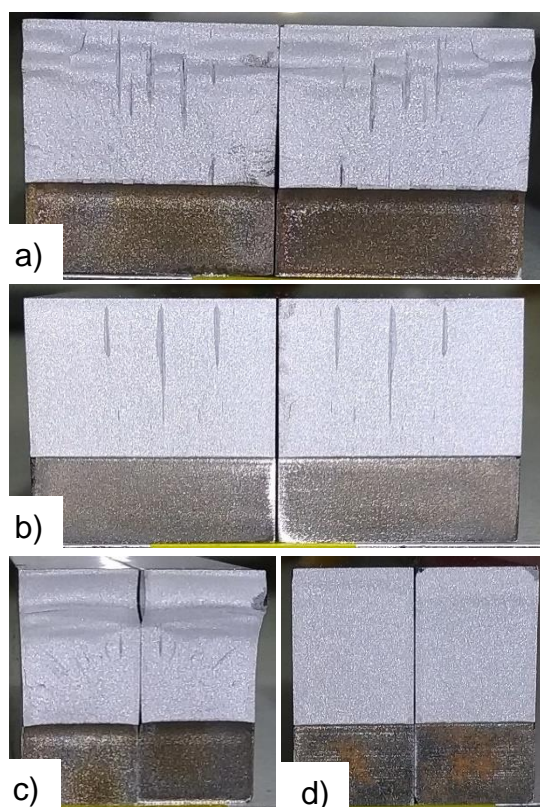


Figura 5-18 – Superfícies de fratura: (a) espessura 14 mm, raio 1 mm, (b) espessura 14 mm, raio 0,17 mm, (c) espessura 7 mm, raio 1 mm e (d) espessura 7 mm, raio 0,17 mm.

Na Figura 5-19, observa-se a fratura de um corpo de prova de flexão, com espessura 14 mm e raio do entalhe 0,17 mm. Sob aumento de 17x, nota-se a presença de regiões na qual a fratura possui aspecto típico de clivagem. No canto superior direito da imagem, observa-se a interface entre entalhe e a superfície de fratura.

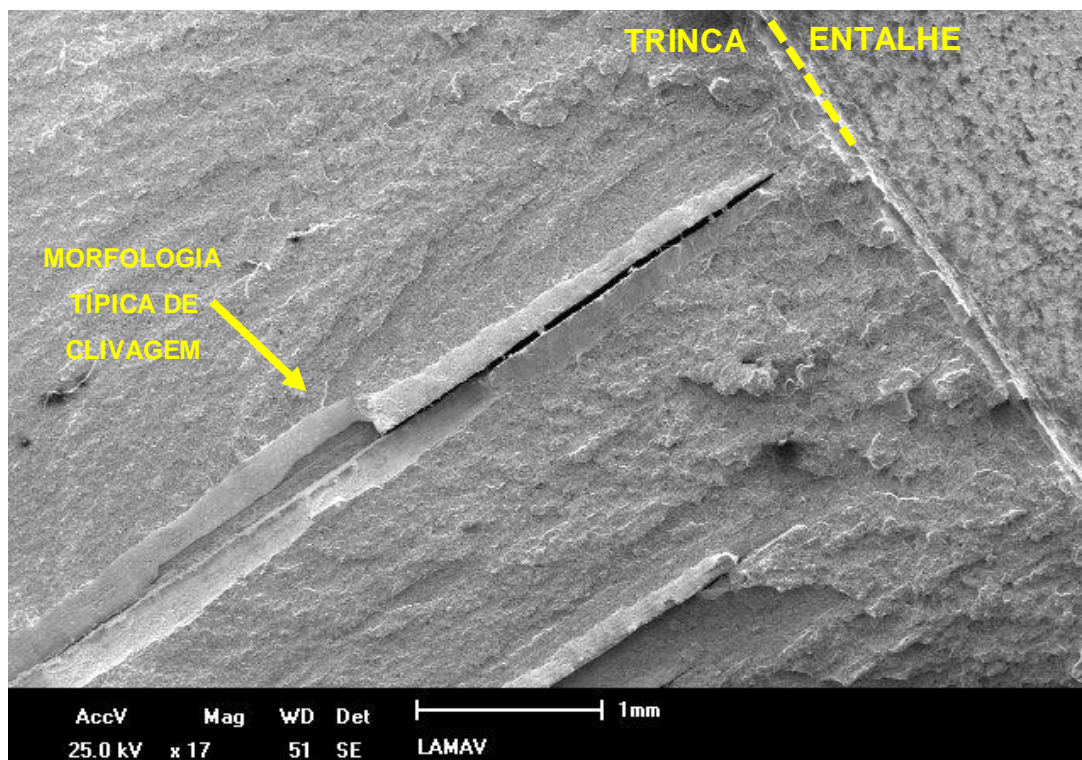


Figura 5-19 – Micrografia da fratura de corpo de flexão. Espessura 14 mm, raio do entalhe 0,17 mm. Aumento 17x.

Apesar do aspecto macroscópico da fratura, observações iniciais realizadas com maiores aumentos, empregando microscópio eletrônico de varredura, indicaram a presença de microvazios, conforme apresentado na Figura 5-20. O mesmo foi identificado em outros corpos de prova, independente da espessura ou do raio do entalhe.

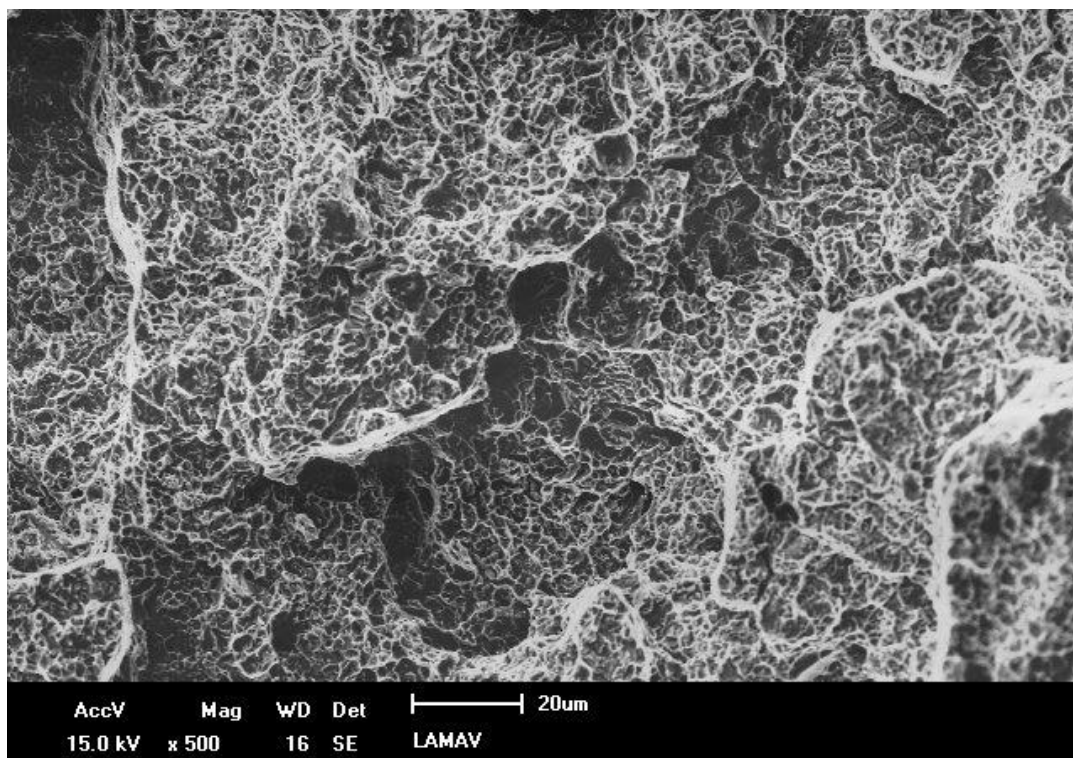


Figura 5-20 – Micrografia da fratura de corpo de flexão. Espessura 14 mm, raio do entalhe 1 mm. Aumento 500x.

Assim, para melhor compreensão do micromecanismo de fratura, optou-se por realizar uma avaliação da superfície de fratura observando-se duas regiões distintas, previamente definidas: uma próxima a ponta do entalhe (cerca de 175 μm) e outra distante, aproximadamente no centro da superfície de fratura. Procedimento semelhante foi adotado por Prieto et. al (2017). A Figura 5-21 apresenta imagem da superfície de fratura obtida com um aumento de 50x, sob a qual estão identificadas a linha limítrofe entre o entalhe (obtido por eletroerosão) e a trinca, que resultou na fratura da peça, e a direção de propagação da trinca, para melhor entendimento. Também se encontra assinalada sobre a imagem o comprimento de 175 μm , indicando uma das posições de análise. Tal procedimento para estudo da fratura foi realizado em todas as amostras analisadas com este fim.

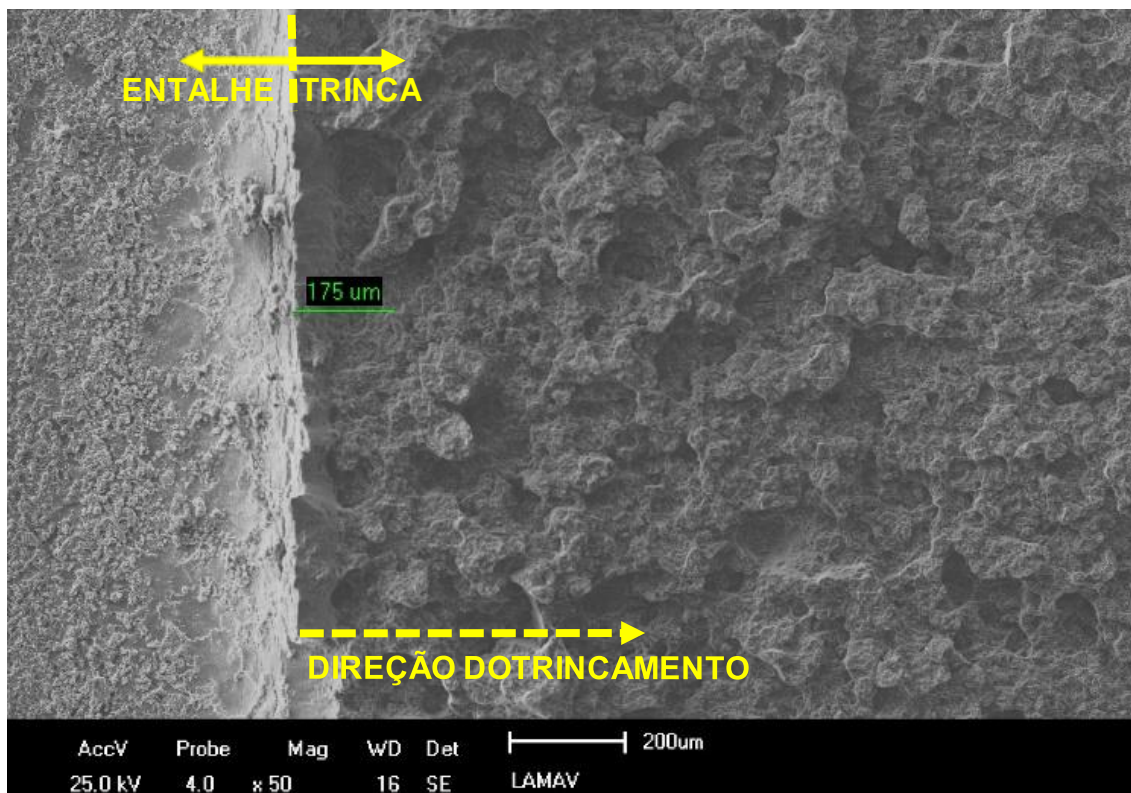


Figura 5-21 – Superfície de fratura de corpo de prova com espessura 7 mm e raio do entalhe 0,17 mm. Aumento de 50x.

A Figura 5-22 revela características típicas das regiões avaliadas. A imagem da Figura 5-22a, obtida próxima a ponta do entalhe, exibe a superfície de um corpo com espessura 14 mm e raio do entalhe 1mm, enquanto que a superfície da Figura 5-22b pertence a um corpo com espessura 7 mm e raio da ponta 0,17 mm, tendo sido capturada próxima ao centro da superfície de fratura. No caso da Figura 5-22a, a presença de *dimples* encontra-se evidente, com as partículas de carbeto localizadas dentro dos microvazios, o que caracteriza um micromecanismo dúctil. Na Figura 5-22b nota-se ainda a presença de microvazios, porém podem ser identificadas marcas que remetem a clivagem, como facetas, mesmo que não estejam exatamente definidas. Nesta região a fratura propaga-se, portanto, por um micromecanismo misto. Características semelhantes foram identificadas nas diversas amostras estudadas, ou seja, predomínio da presença de *dimples* em região à frente do entalhe e existência de microvazios e marcas de clivagem em regiões distantes.

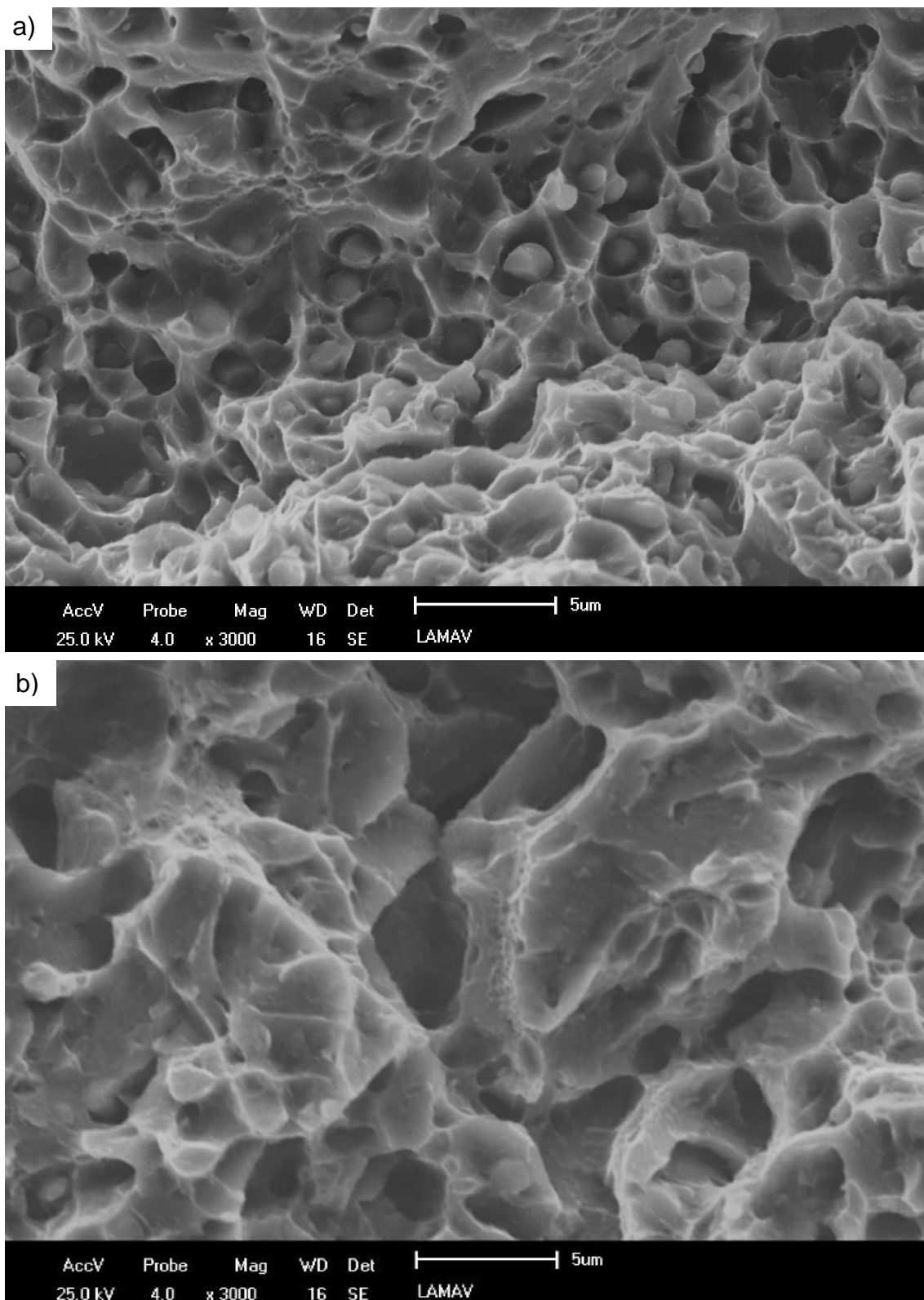


Figura 5.22 – Micrografias da superfície de fratura em regiões próxima ao entalhe (a) e distante do entalhe (b), obtidas em corpos de prova distintos.

A Figura 5-23 foi capturada em região à margem de dano típico de uma superfície de clivagem, conforme indicado na Figura 5-19. Nesta região, sob aumento de 2000x, a imagem sugere a presença de carbeto, porém não *dimples*, o que pode indicar ocorrência de fratura dos carbeto. A existência de fratura de carbeto é um forte indício de clivagem, por consistir no mais comum mecanismo de formação de microtrincas em aços e que são necessárias para iniciação da clivagem (Anderson, 2005). Adicionalmente, também se observa indicações semelhantes às chamadas marcas de rio (*river patterns*), porém não muito bem definidas, sobre regiões que remetem a facetas de clivagem. Microvazios também pode ser observados. Prieto et al. (2017) identificaram características similares nas superfícies de fratura analisadas para o AISI 420 submetido a tratamento térmico semelhante ao empregado neste trabalho. Estes autores classificaram como coalescência de vazios o micromecanismo de fratura dominante, o qual foi seguido de clivagem.

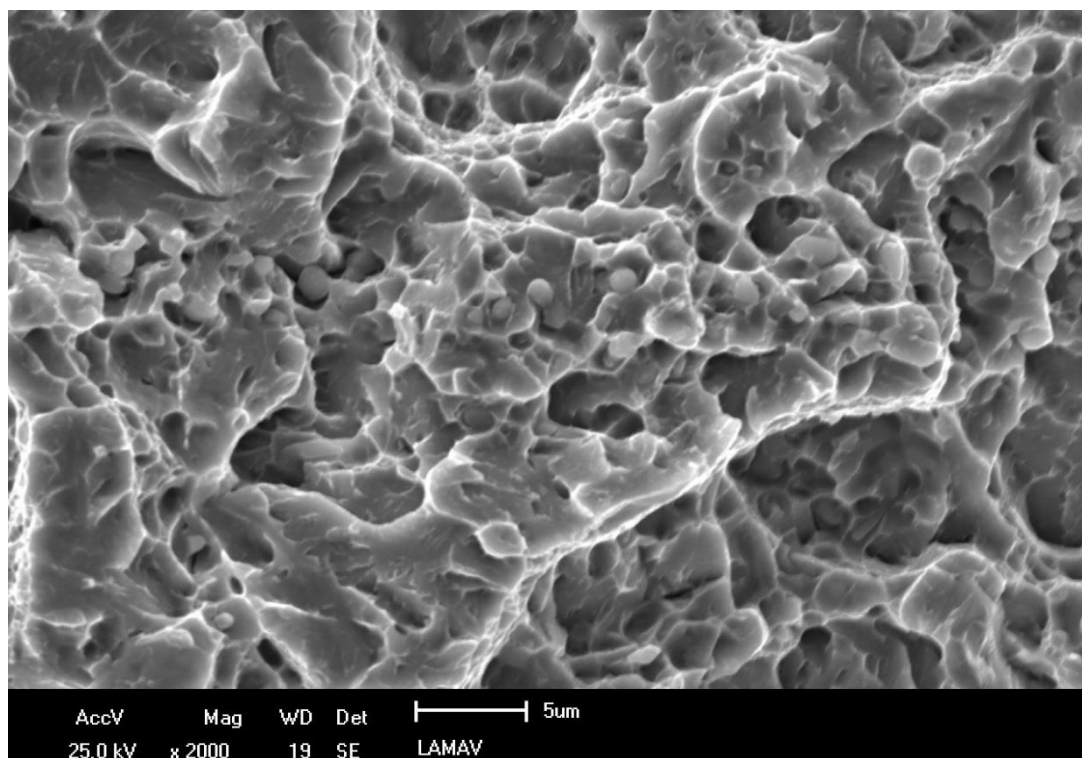


Figura 5-23 – Micrografia da fratura de corpo de flexão. Espessura 14 mm, raio do entalhe 0,17 mm. Aumento 2000x.

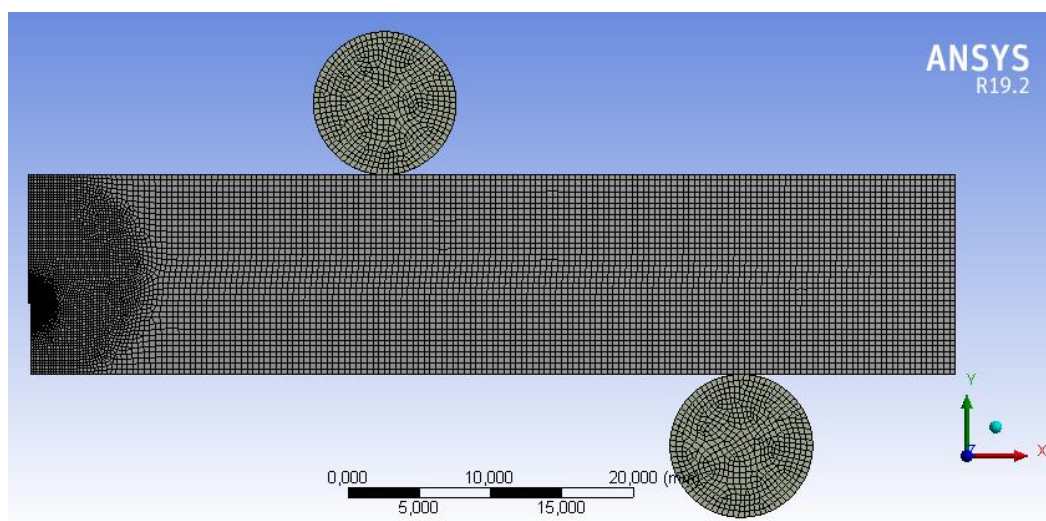
No caso do presente trabalho, considerando as imagens observadas nas superfícies de fratura dos corpos de prova submetidos a ensaio de flexão em 4

pontos, é possível concluir que a fratura se iniciou pela formação e coalescência de microvazios e propagou-se posteriormente por um micromecanismo misto que envolveu clivagem e formação de microvazios. Aparentemente, há uma predominância da formação de microvazios.

5.7. MODELAGEM POR ELEMENTOS FINITOS

A Figura 5-24a exibe a malha gerada para corpos de prova com espessura 7 mm e raio da ponta do entalhe de 0,17 mm, enquanto a Figura 5-24b apresenta o refinamento realizado na ponta do entalhe. Na geração da malha foram utilizados elementos do tipo PLANE182. Este elemento é normalmente empregado para modelagem bidimensional de estruturas sólidas, podendo ser utilizado como elemento plano ou axissimétrico. É definido por quatro nós, possuindo dois graus de liberdade cada nó. Os mesmos parâmetros foram empregados para a modelagem dos diferentes tipos de corpos de prova de flexão.

a)



b)

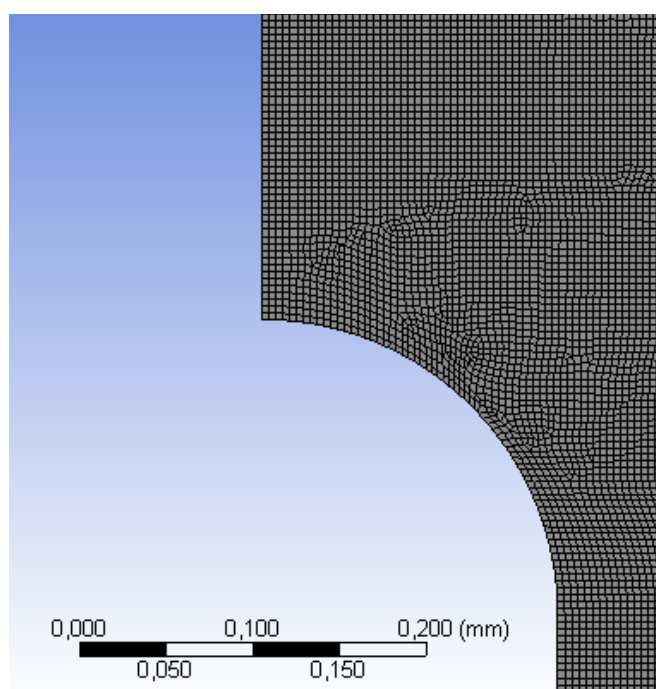
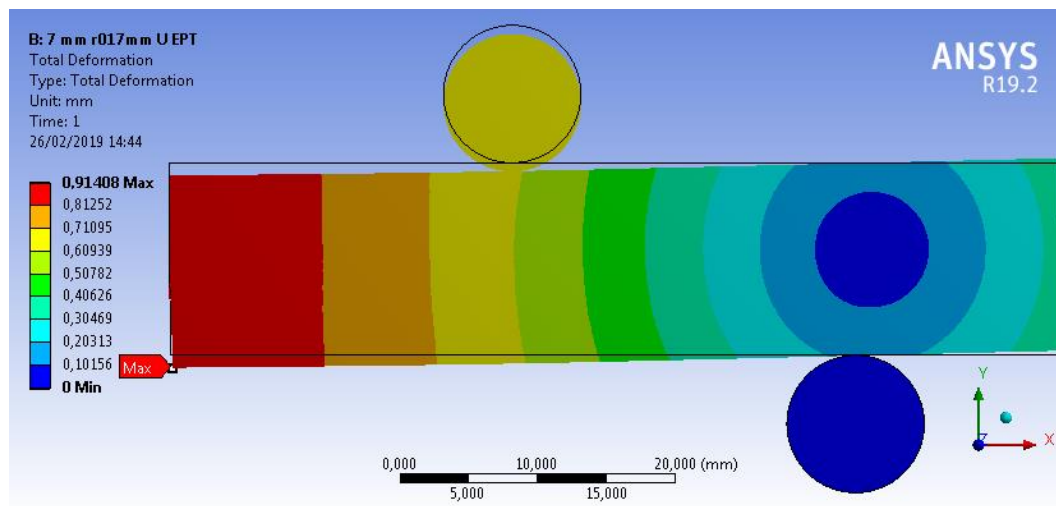


Figura 5-24 – a) Malha gerada para corpo com entalhe de raio 0,17 mm. b) Detalhe da malha na ponta do entalhe.

O refinamento da malha entorno da ponta do entalhe foi realizado a fim de obter-se uma correta descrição do campo de tensões a frente do entalhe, em função do efeito de concentração de tensões gerado pelo mesmo e que provoca um elevado gradiente de tensões na região (Torabi et al., 2015 e W. Li et al., 2016). Assim, como desejava-se obter valores de tensão a pequenos incrementos de distância a partir da ponta do entalhe, trabalhou-se com elemento de tamanho 2 μm , conforme sugerido pela Figura 5-24b.

A Figura 5-25a exibe a deformação total obtida para o corpo de prova de raio 0,17 mm e espessura 7 mm quando submetido a carga de ruptura média calculada. A Figura 5-25b apresenta ilustrativamente o campo de tensão no entorno do entalhe para o mesmo carregamento.

a)



b)

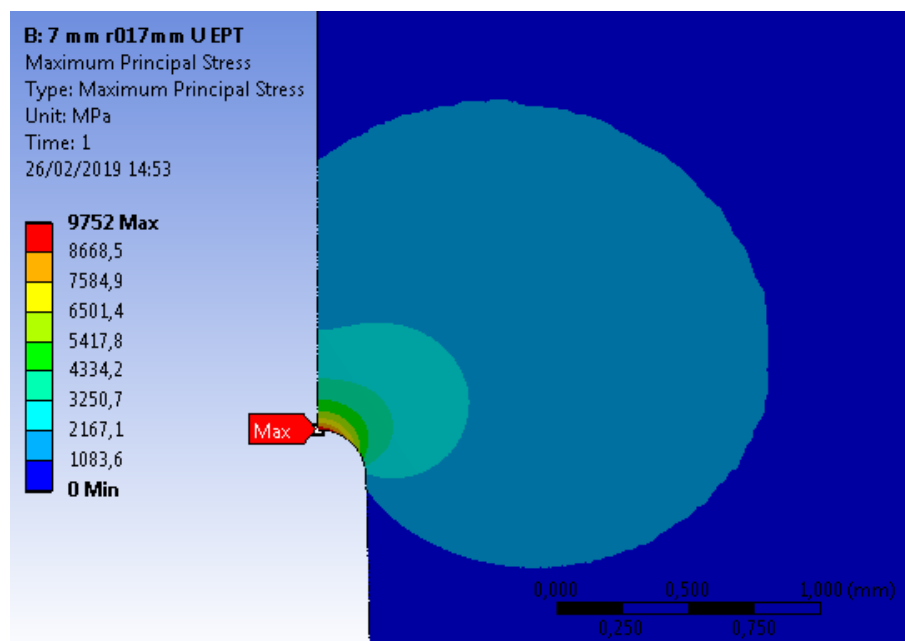


Figura 5-25 – a) Deformação total para corpo com entalhe de raio 0,17 mm e raio 7 mm. b) Detalhe do campo de tensão na ponta do entalhe.

5.8. APLICAÇÃO DO CONCEITO DE MATERIAL EQUIVALENTE

O primeiro passo para aplicação do conceito de material equivalente consiste em calcular a tensão de fratura do material virtualmente frágil, ou seja, do material equivalente. Assim, aplicando-se a Equação 15 e os parâmetros

determinados por meio do ensaio de tração (Tabelas 5-6 e 5-7), obteve-se o seguinte valor:

$$\sigma_f^* = 5021,63 \text{ MPa}$$

Dentre os parâmetros necessários para calcular-se σ_f^* , o único que não consta na Tabela 5-6 é tensão verdadeira no limite de resistência a tração, para a qual foi obtida um valor médio de 1796,34 MPa. Note que a Tabela 5-6 apresenta apenas o valor de engenharia para a grandeza citada. Uma vez obtida a tensão de fratura do material virtualmente frágil, calculou-se a distância crítica para cada um dos critérios de falha em análise, bem como os respectivos fatores de intensificação de tensão teóricos, ou seja, os fatores de intensificação de tensão críticos que conduziriam a falha.

A Tabela 5-11 apresenta a distância crítica r_c e o fator de intensificação teórico $K_{Ic}^{U,teórico}$ obtido pela associação do Critério da Tensão Máxima com o Conceito de Material Equivalente. Foram empregadas as Equações 21 e 22.

Tabela 5-11 – $K_{Ic}^{U,teórico}$ pela associação de CT Máxima e CME

r_c	0,00789 mm
$K_{Ic}^{U,teórico}$ para $\rho = 1$ mm	142,95 MPa \sqrt{m}
$K_{Ic}^{U,teórico}$ para $\rho = 0,17$ mm	63,35 MPa \sqrt{m}

A Tabela 5-12 apresenta a distância crítica d_c e o fator de intensificação teórico $K_{Ic}^{U,teórico}$ obtido pela associação do Critério da Tensão Média com o Conceito de Material Equivalente. Foram empregadas as equações 28 e 29.

Tabela 5-12– $K_{Ic}^{U,teórico}$ pela associação de CT Média com o CME

d_c	0,03157 mm
$K_{Ic}^{U,teórico}$ para $\rho = 1$ mm	145,11 MPa \sqrt{m}
$K_{Ic}^{U,teórico}$ para $\rho = 0,17$ mm	67,95 MPa \sqrt{m}

Por sua vez, aplicando as médias cargas de ruptura obtidas a partir dos ensaios de flexão em 4 pontos nos modelos por elementos finitos obteve-se a tensão na ponta do entalhe $\sigma_{\theta\theta}$ ($r = \rho/2$) para cada tipo de corpo de prova. Essa tensão aplicada na Equação 31 permitiu calcular o fator de intensificação de tensão experimental, ou seja, na condição em que ocorreu a ruptura dos corpos de prova. A Tabela 5-13 apresenta esse valor para cada tipo de entalhe e espessura.

Tabela 5-13 – Valores experimentais para o fator de intensificação de tensões.

	t = 7 mm	t = 14 mm
$K_{Ic}^{U,exp}$ para $\rho = 1$ mm	186,20 MPa \sqrt{m}	188,10 MPa \sqrt{m}
$K_{Ic}^{U,exp}$ para $\rho = 0,17$ mm	112,68 MPa \sqrt{m}	112,72 MPa \sqrt{m}

Por fim, a Tabela 5-14 apresenta os erros percentuais resultantes da comparação do valor teórico com o valor experimental, segundo Equação 30. Nesta tabela, nota-se que os menores erros percentuais foram encontrados para previsão de falha dos corpos com raio da ponta do entalhe igual 1 mm, independente da espessura ou do critério de falha empregado. Ou seja, tanto o Critério da Tensão Máxima quanto o Critério da Tensão Média apresentaram erros em torno de 30% para entalhes com raio 1 mm. Por outro lado, o Critério da Tensão Média apresentou erros menores que o Critério da Tensão Máxima para entalhes com raio 0,17 mm. Porém, os erros obtidos empregando os dois critérios são significativamente elevados, em torno de 70%. Adicionalmente, é interessante observar que a proximidade dos erros encontrados para as duas espessuras avaliadas reforça a ideia de que ambas se encontram sob o mesmo estado de tensões.

Tabela 5-14– Erros percentuais.

	t = 7 mm	t = 14 mm	
Critério da	30,26%	31,59%	$\rho = 1 \text{ mm}$
Tensão Máxima	77,88%	77,94%	$\rho = 0,17 \text{ mm}$
Critério da	28,32%	29,63%	$\rho = 1 \text{ mm}$
Tensão Média	65,83%	65,89%	$\rho = 0,17 \text{ mm}$

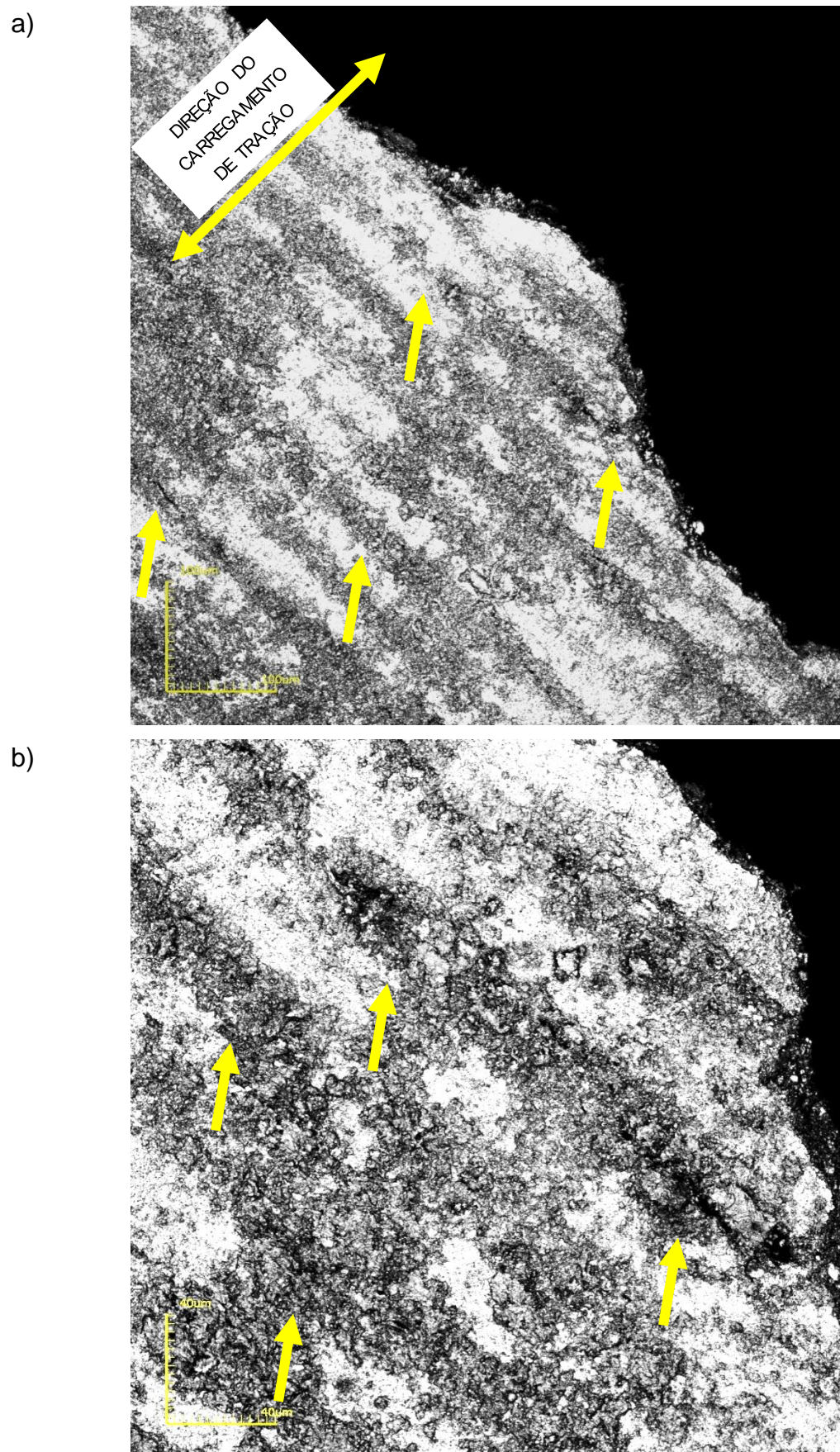
Os erros encontrados neste trabalho para aplicação dos Critérios da Tensão Máxima e Critério da Tensão Média associados com o Conceito de Material Equivalente apresentam-se significativamente maiores que os erros que têm sido apresentados na literatura. Torabi (2012) trabalhou com aço baixo carbono comercial laminado a frio, corpos de prova sob carregamentos de tração e flexão, usando entalhes do tipo “V” e duplo “V”. Neste caso, comparou-se a carga de ruptura experimental dos corpos de prova com a carga de ruptura prevista pela associação do Critério da Tensão Média com o Conceito de Material Equivalente. De forma geral, o maior erro percentual encontrado foi de 12% e o menor erro 1,5%. Também avaliando carga de ruptura, Torabi (2013) analisou parafusos de aço carbono e aço inoxidável, considerando as roscas como entalhes do tipo “V”. Para associação do CT Máxima com o CME encontrou-se erros de 5% e 7%, respectivamente, para aço carbono e aço inoxidável. Por sua vez, Torabi et al. (2015) trabalharam com chapas de alumínio 7075-T6 e 6061-T6, entalhe do tipo duplo “U” no centro dos corpos de prova e carregamento de tração. Para estas ligas, compararam o fator de intensificação de tensões experimental com sua previsão teórica calculada. Para a liga 7075-T6, os erros médios encontrados foram de 17,3% e 9,2%, empregando CT Máxima e o CT Média. Enquanto que, para a liga 6061-T6, os erros médios foram de 10% e 4,7%, empregando CT Máxima e o CT Média. Os autores concluíram que a associação do CT Média com o CME foi bem-sucedida para previsão de falha em ambas as ligas, enquanto que a associação do CT Máxima com CME apresentou sucesso apenas para previsão de falha na liga 6061-T6.

Assim, de forma geral, os erros que têm sido encontrados para previsão de falha situam-se abaixo de 20%, seja prevendo a carga de ruptura, seja prevendo o fator de intensificação de tensões. O método tem sido considerado bem-sucedido na literatura quando os erros se situam abaixo de 12%.

Apesar dos erros encontrados neste trabalho apresentarem-se acima dos valores reportados na literatura, é prematuro determinar que o uso dos Critérios da Tensão Máxima e Média associados ao Conceito de Material Equivalente não apresentaram sucesso para previsão de falha do aço martensítico AISI 420, apenas baseado nos valores encontrados. Os elevados valores calculados para o fator de intensificação de tensões experimentais, face aos valores teóricos obtidos, podem ser explicados pela presença da grande quantidade de trincas observadas nos corpos de prova de flexão (Figura 5-17), na região do entorno dos entalhes. Essas inúmeras trincas atuam como dissipadores de energia, aliviando tensões localmente pela deformação plástica localizada ao seu redor e formação de superfícies livres (Shivakumar e Crews, 1987), de tal forma que o campo de tensões somente atinge valor crítico sob cargas maiores. Daí o valor elevado para o fator de intensificação de tensões experimental. Adicionalmente, verifica-se que uma melhor previsão é obtida para corpos de prova com raios da ponta do entalhe igual a 1 mm, os quais apresentam uma menor densidade aparente de trincas que os corpos de prova de raio 0,17 mm, cuja previsão teórica apresentou maior erro percentual face ao resultado experimental.

Analisando a discrepância entre os valores teóricos e experimentais, destaca-se que a previsão teórica para o fator de intensificação pelo CME baseia-se na tensão de fratura do material virtualmente frágil σ_f^* e na distância crítica (r_c ou d_c , de acordo com o critério utilizado). A primeira é calculada a partir das propriedades do material obtidas em ensaio de tração uniaxial, enquanto que a segunda necessita também do valor da tenacidade à fratura K_{Ic} , neste trabalho também determinada por um ensaio que envolve carregamento de tração (conforme ASTM E-399-17). Avaliando-se, via microscopia confocal a laser, a lateral dos corpos de prova de tração (Figura 5-26) e de tenacidade (Figura 5-27), não foi identificada a mesma densidade de trincas registradas nos corpos de prova submetidos à ensaio de flexão em quatro pontos. Muito pelo

contrário, a quantidade de trincas presentes é significativamente menor, mesmo quando as superfícies são observadas em aumentos maiores. No caso dos corpos de prova para determinação de tenacidade, várias regiões foram avaliadas, inclusive o entorno da pré-trinca de fadiga.



Assim, destaca-se que o carregamento de tração a que os corpos de prova foram submetidos para obtenção das propriedades mecânicas não promoveu a mesma formação de trincas como a que ocorreu no ensaio de flexão em 4 pontos. Isso leva a crer que as propriedades mecânicas obtidas não refletem a complexidade do fenômeno que ocorre no carregamento de flexão e, portanto, o uso de fórmulas que empregam as mesmas resultam em previsões incorretas, conforme foi observado. É importante reforçar aqui que a mesma taxa de carregamento (0,5 mm/min) foi utilizada para os ensaios de tração, tenacidade e flexão.

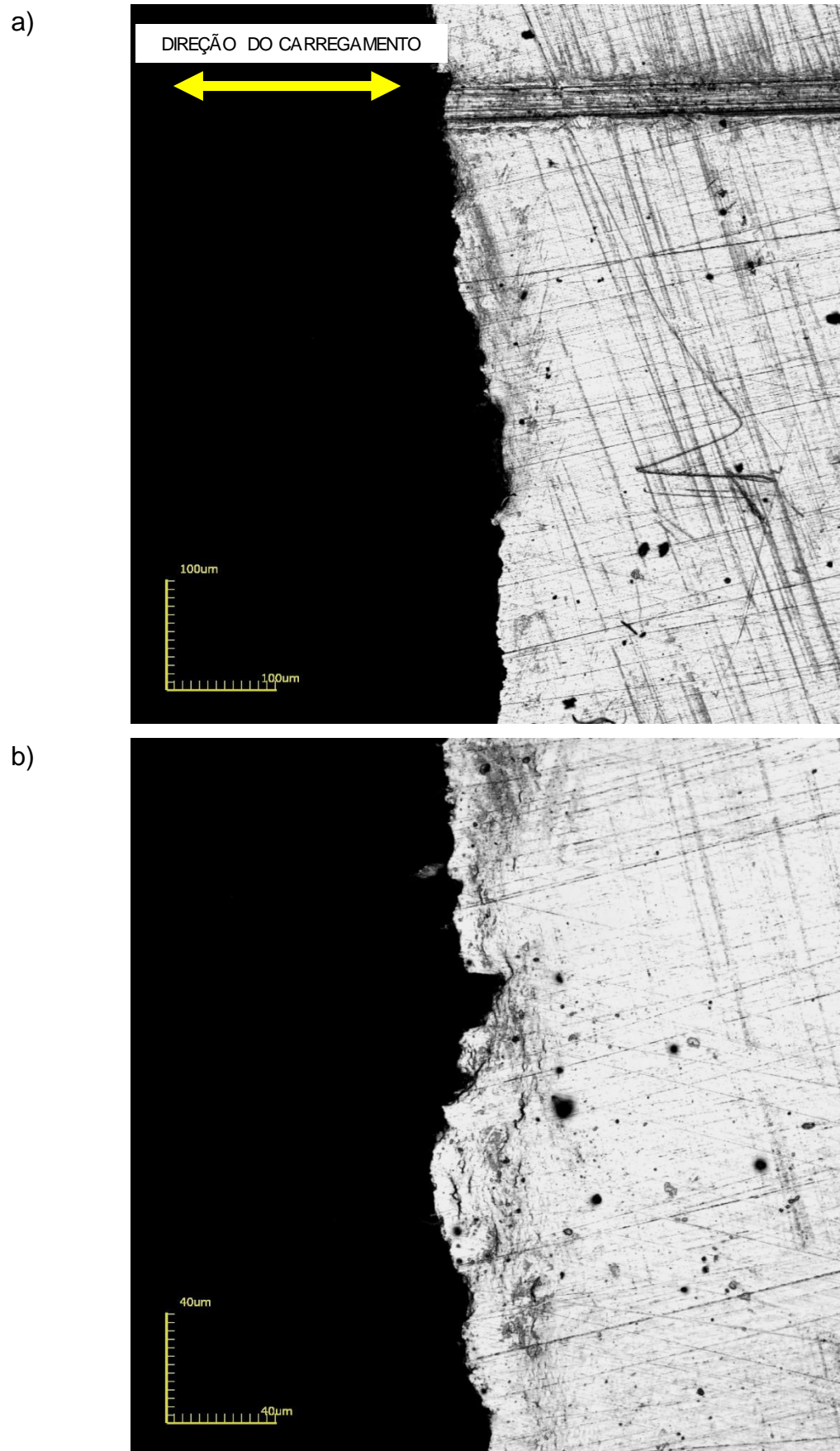


Figura 5-27 – Lateral de corpo de prova de tenacidade, próximo a fratura. Microscopia confocal. a) Aumento 430x. b) Aumento 1075x.

De forma análoga ao exposto acima, os modelos construídos em elementos finitos para este estudo (e que são linear-elásticos) não consideram essa dissipação de energia pela formação das trincas, ou seja, não consideram alterações no campo de tensão local resultante de formação de superfícies livres. Por isso, os elevados valores de tensão encontrados e os consequentes valores do fator de intensificação de tensões.

5.9. APLICAÇÃO DIRETA DA TEORIA DAS DISTÂNCIAS CRÍTICAS

O Conceito de Material Equivalente, conforme explicado anteriormente, tem como objetivo adequar a Teoria das Distâncias Críticas para uso com materiais que apresentam comportamento elasto-plástico, dado que a formulação desta se baseia em mecânica da fratura linear-elástica.

Contudo, as fórmulas para o Critério da Tensão Máxima (Equações 19 e 20) e Critério da Tensão Média (Equações 26 e 27) podem ser aplicadas diretamente, sem uso do Conceito de Material Equivalente. Ou seja, pode-se avaliar a aplicação direta da Teoria das Distâncias Críticas, da mesma forma como é usualmente realizado para materiais frágeis e semi-frágeis. Para tanto, considera-se a tensão no limite de resistência a tração como uma aproximação para a resistência inerente do material (ou seja, $\sigma_u = \sigma_0$). Por exemplo, Susmel e Taylor (2008) alcançaram erros inferiores a 6% na previsão de falha de corpos de prova de aço baixo carbono, submetidos a carregamentos de tração e flexão, apesar de não haver uma fundamentação teórica que justifique tal resultado.

Assim, as Tabelas 5-15 e 5-16 apresentam previsões teóricas para o fator de intensificação $K_{Ic}^{U,teórico}$ considerando o CT Máxima e o CT Média.

Tabela 5-15 – $K_{Ic}^{U,teórico}$ teórico pelo Critério da Tensão Máxima

r_c	0,06167 mm
$K_{Ic}^{U,teórico}$ para $\rho = 1$ mm	56,46 MPa \sqrt{m}
$K_{Ic}^{U,teórico}$ para $\rho = 0,17$ mm	34,52 MPa \sqrt{m}

Por sua vez, a Tabela 5-17 apresenta os erros percentuais encontrados, baseados no valor do fator de intensificação de tensões experimental que consta na Tabela 5-13.

Tabela 5-16 – $K_{Ic}^{U,\rho}$ teórico pelo Critério da Tensão Média

r_c	0,24668 mm
$K_{Ic}^{U,\rho}$ para $\rho = 1$ mm	61,52 MPa \sqrt{m}
$K_{Ic}^{U,\rho}$ para $\rho = 0,17$ mm	41,00 MPa \sqrt{m}

Note que, pela Tabela 5-17, no caso da aplicação direta da Teoria das Distâncias Críticas, o erro alcança valores ainda mais elevados. Neste caso, além do efeito resultante da formação de microtrincas, há também a questão da plastificação localizada. Isto é, apesar da baixa redução percentual de área identificada no ensaio de tração (5,6%), a curva tensão-deformação de engenharia (Figura 5-12) indica claramente ocorrência de escoamento e plastificação, dado seu formato. Assim, pode-se dizer que há plastificação, mesmo que localizada, como sugere a observação dos corpos de prova após a ruptura. Por outro lado, o estudo da superfície de fratura aponta para a existência de micromecanismo associado a fratura dúctil, mesmo que limitado certas regiões. Assim, os erros encontrados permitem propor que a aplicação direta da TDC por este método é inadequada para previsão de falha do aço AISI 420, dado que a formação de microtrincas e a existência de plastificação não estão contempladas na formulação linear-elástica do método.

Tabela 5-17 – Erros percentuais para $K_{Ic}^{U,\rho}$: aplicação direta da TDC

	t = 7 mm	t = 14 mm	
Critério da Tensão Máxima	229,81%	233,19%	$\rho = 1 \text{ mm}$
	226,40%	226,51%	$\rho = 0,17 \text{ mm}$
Critério da Tensão Média	202,66%	205,76%	$\rho = 1 \text{ mm}$
	174,83%	174,92%	$\rho = 0,17 \text{ mm}$

Comparando-se ainda os erros menores encontrados pela associação da TDC com o CME aos erros maiores obtidos pela aplicação direta da TDC (para $\sigma_u = \sigma_0$), é possível propor que o CME, de fato, efetuou a correção do efeito da plastificação, como é sua proposta original. Uma previsão melhor não foi obtida devido a formação de microtrincas, como já considerado.

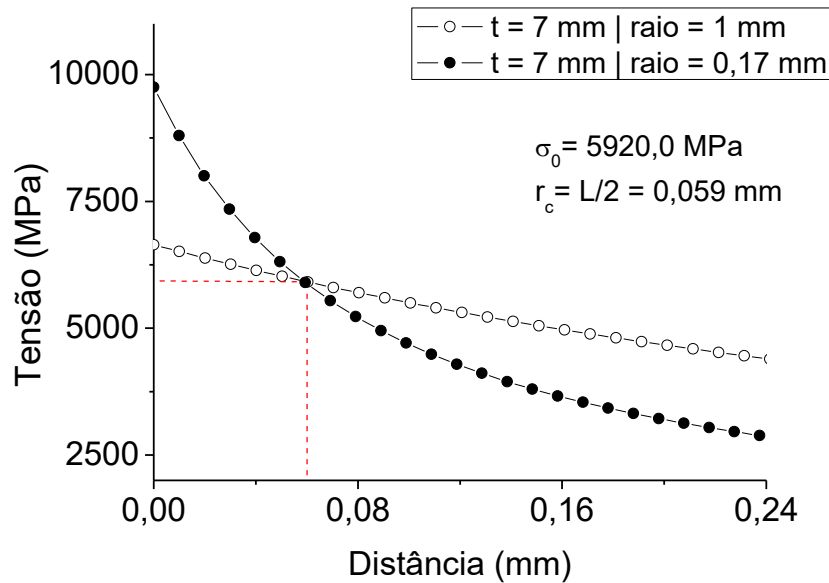
À parte o erro percentual encontrado, os valores numéricos calculados para o fator de intensificação teórico parecem conter uma informação curiosa acerca da característica dos entalhes. No caso dos entalhes com raio 0,17 mm, a previsão teórica se aproxima do valor da tenacidade à fratura K_{Ic} (35,36 MPa \sqrt{m}) obtida para o material, o que indicaria o caráter mais agudo (*sharp*), com características aproximando-se de uma trinca. O mesmo não ocorre com o entalhe de raio 1 mm, que pode ser reconhecidamente caracterizado como embotado (*blunt*). Tal comportamento resultante do emprego de equações baseadas na dedução de Creager e Paris (1967) foi destacado anteriormente por Taylor (2005).

Cabe destacar novamente que, para estes cálculos de aplicação direta da TDC, foi empregada a tensão verdadeira no limite de resistência à tração (1796,34 MPa) como resistência inerente do material σ_0 . Esta tensão é então utilizada para determinar o comprimento característico L, considerado o parâmetro mais importante da TDC. De posse desse valor L, calcula-se as distâncias críticas r_c ou d_c , de acordo com o critério a ser utilizado. Contudo,

apesar da identidade $\sigma_u = \sigma_0$ se mostrar verdadeira para materiais frágeis (cerâmicos) e semi-frágeis (compósitos), o mesmo não ocorre com materiais cuja fratura é antecedida por uma quantidade limitada de deformação plástica. Neste caso, Susmel e Taylor (2008) asseveram que a resistência inerente e o comprimento característico somente podem ser obtidos testando corpos de prova dotados de diferentes concentradores de tensão, os quais geram diferentes gradientes de tensão na zona de processo, região na qual ocorrem os principais fenômenos físicos que resultam na falha do material.

Neste contexto, as Figuras 5-28 e 5-29 exibem os campos de tensão à frente do entalhe para corpos de prova com espessura 7 mm e 14 mm, respectivamente. Nas figuras são apresentados os campos de tensão gerados pelos dois raios avaliados. Importante notar que, apesar da seção útil à frente do entalhe apresentar extensão igual a 9 mm (Figura 4-3), o campo de tensões é apresentado nas figuras citadas até uma distância de 0,25 mm da ponta do entalhe, uma vez que a esfera de influência definida por esta distância compreende a zona de processo. Estes campos de tensão foram obtidos empregando modelagem por elementos finitos. A carga aplicada nos modelos é a média das cargas na iminência da fratura dos corpos de prova, ou seja, a última carga registrada antes da fratura. Nas Figuras 5-28a e 5-29a, as linhas pontilhadas indicam a resistência inerente σ_0 e a distância crítica r_c determinadas segundo o Critério da Tensão Máxima. Por sua vez, nas Figuras 5-28b e 5-29b, as linhas pontilhadas indicam a resistência inerente σ_0 e a distância crítica d_c determinadas segundo o Critério da Tensão Média.

a)



b)

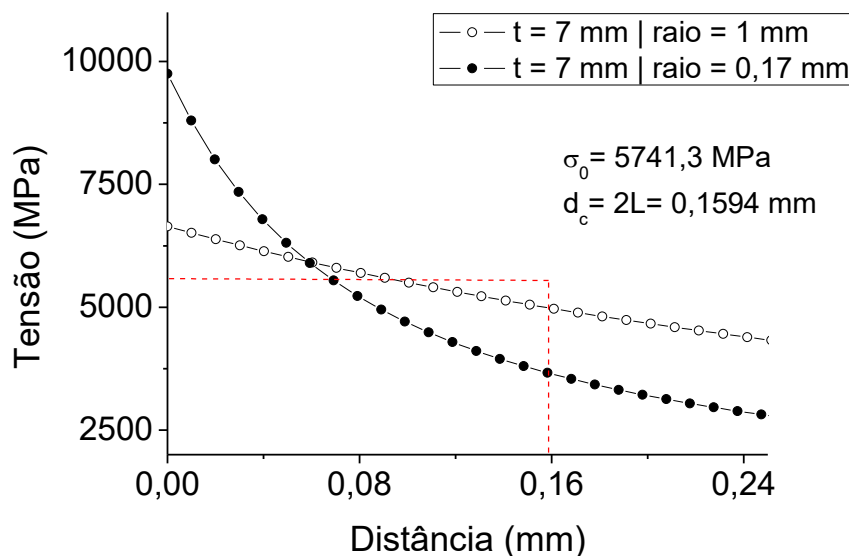
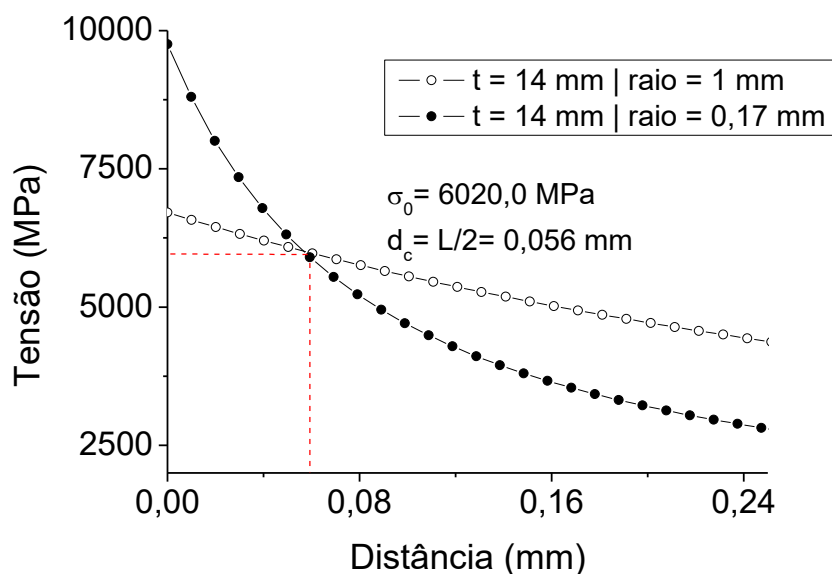


Figura 5-28 – Campos de tensão para corpos de prova com $t = 7 \text{ mm}$. a) σ_0 e r_c determinados pelo CT Máxima. b) σ_0 e d_c determinados pelo CT Média.

Alguns aspectos gerais podem ser apontados para os campos de tensão observados nas Figuras 5-28 e 5-29, que são independentes das espessuras dos corpos de prova. Na proximidade do ápice do entalhe, o gradiente de tensão é maior, quanto menor o raio do entalhe, conforme esperado e previsto pela mecânica da fratura linear-elástica (Creager e Paris, 1967). Tensões maiores geradas pelo entalhe mais agudo (*sharp*) se manifestam apenas na proximidade do entalhe. A partir de certa distância, as tensões geradas pelo entalhe menos agudo (*blunt*) permanecem maiores. Adicionalmente, os valores elevados de

tensão encontrados na ponta do entalhe ($r = \rho/2$) tanto para $\rho = 1$ mm (em torno de 6675 MPa), quando para $\rho = 0,17$ mm (em torno de 9754 MPa) encontram-se coerentes com valores apresentados na literatura para aços de alta resistência, como AISI 4340 e H-11 (Taylor, 2007).

a)



b)

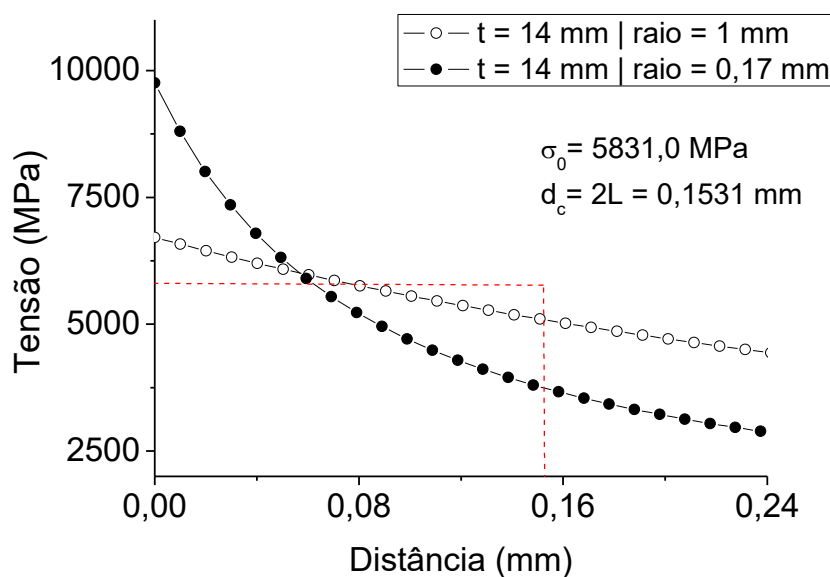


Figura 5-29 – Campos de tensão para corpos de prova com $t = 14$ mm. a) σ_0 e r_c determinados pelo CT Máxima. b) σ_0 e d_c determinados pelo CT Média.

A Tabela 5-18 sumariza os valores encontrados para resistência inerente do material e para distância crítica, de acordo com o critério de falha considerado. Nota-se que o Critério da Tensão Máxima apresenta valores próximos de σ_0 e r_c para corpos de prova das duas espessuras analisadas. O mesmo ocorre com o Critério da Tensão Média, isto é, para as duas espessuras analisadas os valores de σ_0 e r_c são próximos.

Tabela 5-18 – Valores calculados para resistência inerente e distância crítica.

	Critério da Tensão Máxima		Critério da Tensão Média	
	σ_0 (MPa)	r_c (mm)	σ_0 (MPa)	d_c (mm)
t = 7 mm	5920	0,059	5741	0,1594
t = 14 mm	6020	0,056	5831	0,1532

Tomando por base os valores apresentados na Tabela 5-18 e aplicando os mesmos nas respectivas fórmulas dos Critérios da Tensão Máxima (Equação 19) e Critério da Tensão Média (Equação 26), pode-se realizar uma previsão de falha para o material, segundo cada um desses critérios, considerando $\sigma_c = \sigma_0$. Dessa forma, a Tabela 5-19 apresenta os valores teóricos para o fator de intensificação $K_{Ic}^{U,\rho}$, enquanto a Tabela 5-20 apresenta os erros percentuais encontrados.

Tabela 5-19 – Previsão teórica para $K_{Ic}^{U,\text{teórico}}$.

	Critério da Tensão Máxima	Critério da Tensão Média
	$K_{Ic}^{U,\rho}$ teórico (MPa \sqrt{m})	
t = 7 mm $\rho = 1$ mm	185,20	184,78
t = 7 mm $\rho = 0,17$ mm	111,97	112,49
t = 14 mm $\rho = 1$ mm	187,47	186,76
t = 14 mm $\rho = 0,17$ mm	112,07	112,77

Tabela 5-20 – Erros percentuais para previsão teórica de $K_{Ic}^{U,\rho}$.

	Critério da Tensão	Critério da Tensão
	Máxima	Média
	Erro (%)	
t = 7 mm $\rho = 1$ mm	0,54%	0,77%
t = 7 mm $\rho = 0,17$ mm	0,63%	0,17%
t = 14 mm $\rho = 1$ mm	0,34%	0,72%
t = 14 mm $\rho = 0,17$ mm	0,58%	-0,04%

Os erros apresentados na Tabela 5-20 indicam uma excelente previsão teórica para o fator de intensificação de tensão crítico empregando ambos os critérios, sendo o maior erro absoluto encontrado inferior a 1%. De forma geral, para raio do entalhe igual a 1 mm, o CT Máxima apresentou melhor previsão, enquanto o CT Média apresenta erros menores para entalhe de raio 0,17 mm. Importante ressaltar que não foram avaliados para estes erros seu desvio padrão ou considerados intervalos de confiança de tal modo que os erros listados na Tabela 5-20 podem, inclusive, ser estatisticamente iguais, eventualmente. Os resultados encontrados permitem constatar que a TDC assim aplicada previu com grande acerto a falha. Estes resultados encontram-se plenamente de acordo com o arcabouço teórico da TDC, indicando que a análise do campo de tensões à frente de entalhes com características dimensionais distintas permite avaliar de forma consistente a zona de processo na iminência da falha do material e prever sua falha. É bastante significativa a diferença entre os erros obtidos por esta metodologia e as demais anteriormente testadas. Nesse sentido, destaca-se que a previsão da falha a partir do campo de tensões não considera nenhuma das propriedades determinadas anteriormente pelos ensaios padronizados (tração e tenacidade, no caso), concentrando-se apenas na avaliação do campo de tensões e nos conceitos associados à TDC. Dessa forma, entende-se que esta metodologia é sensível a aspectos complexos da fratura relacionados ao carregamento aplicado que, no caso deste material, resultou em inúmeras trincas ao redor do concentrador de tensões. Adicionalmente, a acurácia dos resultados indica que o efeito da plastificação

localizada também foi captado. Assim, os parâmetros σ_0 e L obtidos a partir da análise do campo de tensões retratam de forma bastante satisfatória a condição do material na iminência da fratura.

Segundo Susmel e Taylor (2008), a grandeza σ_0 é uma representação da capacidade de resistência local do material, considerando o efeito do gradiente de tensões, quando as deformações plásticas não são modeladas explicitamente, isto é, quando a resposta tensão-deformação do componente é determinada assumindo uma lei constitutiva linear-elástica para o material original. Enfim, o valor de σ_0 irá depender do comportamento mecânico e de fratura do material que está sendo avaliado (Louks et al., 2016). Consequentemente, entende-se que essa grandeza é dependente também dos fatores que afetam o comportamento mecânico do material, como temperatura, taxa de carregamento, grau de restrição, etc. Neste contexto, σ_0 parece retratar adequadamente o campo de tensões que se estabelece antes da falha e merece ser estudado de forma mais extensiva a fim de ser melhor compreendido.

Por outro lado, tratando-se de L , a elevada acurácia encontrada para ambos os critérios sob avaliação levam a questionar qual seria o comprimento característico L , de fato, do material. Enquanto o Critério da Tensão Máxima aponta para um L médio igual 0,115 mm (ou seja, 115 μm), o Critério da Tensão Máxima indica um L médio igual a 0,078 mm (ou seja, 78 μm). Taylor (2007) analisa resultados de trabalhos previamente publicados e observa que, apesar de ambos os critérios poderem ser utilizados para previsão de falha com resultados razoavelmente acurados, o CT Máxima tem apresentado melhores resultados quando a clivagem domina o micromecanismo de falha. Por sua vez, o CT Média apresenta melhores resultados quando o crescimento de vazios é o micromecanismo de falha dominante. No caso do material em estudo, a análise das superfícies de fratura indica que a mesma se iniciou por coalescência de microvazios e se propagou posteriormente por um micromecanismo misto que envolveu clivagem e formação de microvazios. Taylor (2007) discute que possíveis relações entre L e características microestruturais de um material. De acordo com o material e o micromecanismo de fratura, L aparece associado ao tamanho de grão, múltiplos do tamanho de grão, largura da ripa de martensita ou características dimensionais de uma estrutura bainítica refinada, por exemplo.

Logo, no caso deste trabalho, análises quantitativas da microestrutura seriam necessárias para uma discussão mais consistente acerca de L, o que foge do escopo originalmente proposto.

Com base no exposto até o momento, nota-se que o desenvolvimento e avaliação de critérios para previsão de falha devem considerar não apenas as propriedades mecânicas obtidas por meio de ensaios padronizados ou não, mas também aspectos microestruturais e estudo da fratura, bem como de seus micromecanismos. Estes aspectos não são normalmente explorados nos artigos que tratam de critérios de falha (Torabi, 2012, 2013^{1,2,3}, 2017; Li et al., 2016) trazendo, quando muito, apenas fotografias dos corpos de prova fraturados e da superfície de fratura (Susmel e Taylor, 2008, 2010; Li et al., 2016), mas não se aprofundando na análise microscópica da mesma.

Por fim, cabe ainda neste trabalho uma discussão complementar sobre a possibilidade de empregar-se a análise direta do campo de tensões, segundo a formalização dos critérios da TDC, na determinação da tenacidade à fratura do material K_{Ic} , em detrimento dos complexos procedimentos previstos pela ASTM E399 (2017). Para tanto, os valores de resistência inerente σ_0 e L determinados a partir dos campos de tensão (Figuras 5-28 e 5-29) são aplicados na Equação 6, obtendo-se K_{Ic} , conforme apresentado na Tabela 5-21.

Tabela 5-21 – Previsão teórica para K_{Ic} .

	Critério da Tensão	Critério da Tensão
	Máxima	Média
K_{Ic} (MPa \sqrt{m})		
t = 7 mm	113,98	90,85
t = 14 mm	113,33	90,43

Observa-se que os valores encontrados se apresentam bem superiores ao K_{Ic} determinado conforme norma. Essa diferença é bem representada pelo erro percentual na Tabela 5-22.

Tabela 5-22 – Erro percentual para previsão teórica de K_{Ic} .

	Critério da Tensão Máxima	Critério da Tensão Média
	Erro (%)	
t = 7 mm	-68,89%	-61,08%
t = 14 mm	-68,80%	-60,90%

Esta abordagem para determinação de K_{Ic} foi realizada com sucesso anteriormente por Susmel e Taylor (2010), que efetuaram compilação de dados de diversos materiais, provenientes de artigos coletados na literatura. Usando o CT Máxima, 90% das estimativas realizadas por estes autores apresentaram um erro máximo absoluto de 15%. Contudo, para o caso do AISI 420 em estudo neste trabalho, as diferenças são significativas. A justificativa para isso parece estar relacionada ainda a presença de trincas, numa avaliação similar àquelas anteriormente apresentadas. A tenacidade prevista pela Equação 6 pode ser considerada uma medida factual, ou seja, uma medida de tenacidade constatada ou aparente para o material, na geometria testada, sob um carregamento específico. Assim, os erros encontrados neste caso não desacreditam necessariamente o método. Ao contrário, podem sinalizar sobre a possibilidade do uso desta abordagem para aplicações do tipo “adequação ao uso” (*fitness for service*), nas quais as propriedades e características dimensionais de uma peça, componente ou equipamento conforme construído são determinadas e avaliadas como adequadas ou não para uma aplicação específica.

CAPÍTULO 6 – CONCLUSÃO

A associação entre Teoria das Distâncias Críticas e Conceito de Material Equivalente não foi capaz de prever a ocorrência de falha em corpos de prova confeccionados em aço inoxidável martensítico AISI 420, temperado e revenido, empregando o fator de intensificação de tensões na ponta do entalhe como parâmetro de avaliação. Para este trabalho, dois dos métodos associados à Teoria das Distâncias Críticas foram empregados: Critério da Tensão Máxima e Critério da Tensão Média.

O uso da Teoria das Distâncias Críticas de forma independente do Conceito de Material Equivalente apresentou erros percentuais ainda maiores ao considerar a tensão no limite de resistência a tração igual a resistência inerente do material, utilizando as fórmulas do Critério da Tensão Máxima e Critério da Tensão Média, aplicadas diretamente ao dado campo de tensão linear-elástico à frente do entalhe.

Os erros encontrados estão aparentemente relacionados ao surgimento de grande densidade de microtrincas surgidas durante o ensaio dos corpos de prova de flexão, cuja a falha desejava-se prever. Estas mesmas microtrincas aparecem em quantidade significativamente menor nos corpos de prova de tração e tenacidade (do tipo compacto para tração) indicando que as propriedades obtidas nestes ensaios não refletem a complexidade do fenômeno que ocorre na fratura dos corpos de prova, quando submetidos à flexão. Microtrincas atuam como dissipadores de energia, resultando com que o fator de intensificação de tensões experimental apresente valores significativamente maiores que as previsões teóricas obtidas.

Adicionalmente, o erro apresentado pelo emprego direto da Teoria das Distâncias Críticas, muito superior em relação ao seu uso associado ao Conceito de Material Equivalente, reside em sua inadequação conceitual para uso com materiais que apresentem zona plástica significativa, dada sua formulação linear-elástica. Por sua vez, erros menores apresentados pela avaliação usando Conceito de Material Equivalente sugerem que este corrige o efeito da plastificação, de fato.

Por outro lado, as previsões de falha realizadas a partir da análise do campo de tensões gerados na ponta dos entalhes, obtidas por meio de modelos de elementos finitos, sob a ótica das formalizações matemáticas do Critério da Tensão Máxima e Critério da Tensão Média, apresentaram resultados excelentes, com erros inferiores a 1%.

Os resultados acurados encontrados indicam que os fenômenos de dissipação de energia pela formação de microtrincas e plastificação localizada foram adequadamente captados pelo campo de tensões, apesar de sua formulação linear-elástica.

Esses resultados, aparentemente surpreendentes, parecem estar relacionados a capacidade da resistência inerente do material de retratar o estado crítico do campo de tensões na iminência da falha, quando analisados campos de tensões gerados por entalhes de características diversas. Por essa capacidade, e dada as devidas considerações teóricas, a propriedade resistência inerente apresenta certa similaridade com o fator de intensificação de tensões.

CAPÍTULO 7 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Apesar do grande foco dado ao comprimento característico do material L no estudo da Teoria das Distâncias Críticas, a chave para compreender a capacidade da Teoria das Distâncias Críticas em prever falhas em materiais dúcteis parece residir no entendimento mais amplo da funcionalidade e sensibilidade da resistência inerente do material.

Assim, sugere-se em trabalhos futuros avaliar os valores apresentados pela resistência inerente para um mesmo material, sujeito a diferentes tratamentos térmicos, ou seja, com diferentes características microestruturais. Neste contexto, os aços inoxidáveis martensíticos apresentam-se como excelentes candidatos, uma vez que grandes variações na sua composição microestrutural, bem como nas suas propriedades mecânicas, podem ser alcançadas variando os parâmetros de tratamento térmico.

Essa avaliação da resistência inerente deve ser acompanhada por estudo detalhado da microestrutura, morfologia de fratura e seus micromecanismos, a fim de que a discussão evolua de forma consistente.

CAPÍTULO 8 - REFERÊNCIAS

- Anderson, T.L. (2005) *Fracture Mechanics: Fundamentals e Applications*. Third Edition. Boca Raton: Taylor & Francis Group. 630p.
- ASM Handbook, Volume 19 – Fatigue and fracture, Materials Park, OH, *ASM International*, 2004.
- ASM Handbook, Volume 4 - Heat Treating, Materials Park, OH, *ASM International*, 2004.
- ASTM Standard E140-12be1 (2012) *Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb Hardness*, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- ASTM Standard E399-17 (2017), *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- ASTM Standard E646-16 (2016), *Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n -Values) of Metallic Sheet Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- ASTM Standard E8 / E8M-16a (2016), *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- Barlow, L. D., Du Toit, M. (2012) Effect of austenitizing heat treatment on the microstructure and hardness of martensitic stainless steel AISI 420. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 21, p.1327-1336.
- Broek, D. (1986) *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. Fourth revised Edition. Dordrecht: Martinus Nijhoff Publishers. 516p.
- Chen, Z., Bong, H.J., Li, D., Wagoner, R.H. (2016) The elastic-plastic transition of metals. *International Journal of Plasticity*, Vol.83, p.178-201.

Creager, M., Paris, P.C. (1967) Elastic Field Equations for Blunt Cracks with Reference to Stress Corrosion Cracking. *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 3, p.247-252.

Gómez, F.J., Guinea, G.V., Elices, M. (2006) Failure criteria for linear elastic materials with U-notches. *International Journal of Fracture*, Vol. 141, p.99-113.

Hetzner, D.W., Van Geertruyden, W. (2008) *Crystallography and Metallography of Carbides in High Alloy Steels. Materials Characterization*, Vol. 59, Issue 7, p.825-841.

Isfahany, A.N., Saghafian, H., Borhani, G. (2011) The Effect of Heat Treatment on Mechanical Properties and Corrosion Behavior of AISI420 Martensitic Stainless Steel. *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509, p.3931-3936.

Lazzarin, P., Tovo, R. (1996) A unified Approach to Evaluation of Linear Elastic Fields in the Neighbourhood of Cracks and Notches. *International Journal of Fracture*, Vol. 78, p.3-19.

Knott, J. (2015) Brittle Fracture in Structural Steels: Perspectives at Different Size-scales. *Philosophical Transactions of the Royal Society A*, Vol.373, Issue 2038, p.1-18.

Krishna, S.C., Tharian, K.T., Chakravarthi, K.V.A., Jha, A.K., Pant, B. (2016) Heat Treatment and Thermo-Mechanical Treatment to Modify Carbide Banding in AISI 440C Steel: A Case Study. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, Vol. 5, Issue 2, p.108-115.

Li, W., Susmel, L., Askes, H., Fangfang, L., Zhou, T. (2016) Assessing the integrity of steel structural components with stress raisers using the Theory of Critical Distances. *Engineering Failure Analysis*, Vol. 70, p73-89.

Louks, R., Askes, H., Susmel, L. (2016) A generalized approach to rapid finite element design of notched materials against static loading using the Theory of Critical Distances. *Materials and Design*, Vol. 108, p760-779.

Macedo, M.M. (2016) *Influência do Tratamento Térmico de Revenimento na Tenacidade à Fratura Dinâmica e na Tenacidade à Fratura Assistida pelo*

Ambiente de um Aço Inoxidável Martensítico AISI 420. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 91p.

McGuire, M.F. (2008) *Stainless Steels for Design Engineers*. First Edition. Novelty: ASM International. 296p.

Porter, D.A., Easterling, K.E. (1992) *Phase Transformations in Metals and Alloys*. Second Edition. Cheltenham: Chapman & Hall. 528p.

Prieto, G., Ipiña, J.E.P, Tuckart, W.R. (2014) Cryogenic Treatments on AISI 420 Stainless Steel: Microstructure and Mechanical Properties. *Materials Science & Engineering A*, Vol. 605, p.236-243.

Prieto, G., Tuckart, W.R., Ipiña, J.E.P. (2017) Influence of Cryogenic Treatment on Fracture Toughness of an AISI 420 Martensitic Stainless Steel. *Materials and Technology*, Vol. 51, 4, p.591-596.

Radaj, D., Lazzarin, P., Berto, F. (2013) Generalised Neuber concept of fictitious notch rounding. *International Journal of Fatigue*, Vol. 51, p105-115.

Shih, C.F. (1981) Relationship between the J-Integral and the Crack Opening Displacement for Stationary and Extending Cracks. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 29, p. 305–326.

Shivakumar, K.N., Crews, Jr. J.H. (1987) Energy Dissipation Associated with Crack Extension in an Elastic-Plastic Material. *NASA Technical Memorandum* 89032, 36p.

Susmel, L., Taylor, D. (2008) On the use of the Theory of Critical Distances to predict static failures in ductile metallic materials containing different geometrical features. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, p.4410-4421.

Susmel, L., Taylor, D. (2010) The Theory of Critical Distances as an alternative experimental strategy for the determination of K_{Ic} e ΔK_{th} . *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 77, p.1492-1501.

Taylor, D. (1999) Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model. *International Journal of Fatigue*, Vol. 21-5, p. 413-420.

Taylor, D. (2005) The Theory of Critical Distances applied to the Prediction of Brittle Fracture in Metallic Materials. *Structural Integrity and Durability*, Vol.1, n°2, p.145-154.

Taylor, D. (2007) *The Theory of Critical Distances: A New Perspective in Fracture Mechanics*. First Edition. London: Elsevier, 307p.

Taylor, D. (2008) The theory of critical distances. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, p.1696-1705.

Torabi, A.R. (2012) Estimation of tensile load-bearing capacity of ductile metallic materials weakened by a V-notch: The equivalent material concept. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 536, p.249-255.

Torabi, A.R. (2013¹) On the use of the Equivalent Material Concept to predict tensile load-bearing capacity of ductile steel bolts containing V-shaped threads. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.97, p.136-147.

Torabi, A.R. (2013²) The Equivalent Material Concept: Application to Failure of O-notches. *Engineering Solid Mechanics*, Vol. 1, p.129-140.

Torabi, A.R. (2013³) Ultimate Bending Strength Evaluation of U-notched Ductile Samples Under Large-Scale Yielding Conditions. *International Journal of Fracture*, Vol. 180, p.261-268.

Torabi, A.R. (2017) Tensile failure in blunt V-notched ductile members: A new formulation of the Equivalent Material Concept. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 184, p.1-13.

Torabi, A.R., Habibi, R., Mohammad Hosseini, B. (2015) On the Ability of the Equivalent Material Concept in Predicting Failure of U-Notches under Moderate- and Large-Scale Yielding Conditions. *Physical Mesomechanics*, Vol. 18, N°4, p.337-347.

Torabi, A.R., Habibi, R., Mohammad Hosseini, B. (2015) On the Ability of the Equivalent Material Concept in Predicting Ductile Failure of U-Notches under Moderate- and Large-Scale Yielding Conditions. *Physical Mesomechanics*, Vol. 18, N°4, p.337-374.

Verhoeven, J.D. (2000) A Review of Microsegregation Induced Banding Phenomena in Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 9, p.286-296.

Whitney, J.M., Nuismer, R.J. (1974) Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials*, Vol. 8, p. 253-265.