

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE CIÊNCIAS AGRÁRIAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE
MATERIAIS

ALEXANDRE YAMASAKI NAKAYAMA

AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA E PROPAGAÇÃO DE TRINCA
POR FADIGA DO AÇO ASTM A285C NA PAREDE DE PRESSÃO DE UM
DIGESTOR CONTÍNUO DE POLPAÇÃO KRAFT

PONTA GROSSA

2024

ALEXANDRE YAMASAKI NAKAYAMA

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA E PROPAGAÇÃO DE TRINCA
POR FADIGA DO AÇO ASTM A285C NA PAREDE DE PRESSÃO DE UM
DIGESTOR CONTÍNUO DE POLPAÇÃO KRAFT**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciências de Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho

PONTA GROSSA

2024

N163 Nakayama, Alexandre Yamasaki
Avaliação da tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga do aço ASTM A285C na parede de pressão de um digestor contínuo de polpação Kraft / Alexandre Yamasaki Nakayama. Ponta Grossa, 2024.
188 f.

Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais - Área de Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho.

1. Fadiga. 2. Tenacidade à fratura. 3. Anisotropia. 4. ASTM A285C. 5. Vaso de pressão. I. Carvalho, André Luis Moreira de. II. Universidade Estadual de Ponta Grossa. Desenvolvimento e Caracterização de Materiais. III.T.

CDD: 620.11

ALEXANDRE YAMASAKI NAKAYAMA

AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA E PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA DO AÇO ASTM A285C NA PAREDE DE PRESSÃO DE UM DIGESTOR CONTÍNUO DE POLPAÇÃO KRAFT

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência de Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais.

Ponta Grossa, 19 de Dezembro de 2024.



Documento assinado eletronicamente por **Andre Luis Moreira de Carvalho, Professor(a)**, em 19/12/2024, às 18:21, conforme Resolução UEPG CA 114/2018 e art. 1º, III, "b", da Lei 11.419/2006.

Prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho (Presidente)
Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG)

Este documento foi assinado de forma eletrônica pelos seguintes participantes e sua autenticidade pode ser verificada através do código ZH66-TFIQ-5XLH-NIET no seguinte link: <https://portalservicos.usp.br/iddigital/ZH66-TFIQ-5XLH-NIET>

Carlos Antonio Reis Pereira Baptista

Nº USP: 471420

Data: 19/12/2024 19:29

Prof. Dr. Carlos Antônio Reis Pereira Baptista
Universidade de São Paulo (USP)

Documento assinado digitalmente



MIGUEL JUSTINO RIBEIRO BARBOZA

Data: 19/12/2024 19:00:18-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dr. Miguel Justino Ribeiro Barboza
Universidade de São Paulo (USP)

Documento assinado digitalmente



LUCIANA SGARBI ROSSINO

Data: 20/12/2024 14:59:01-0300

Verifique em <https://validar.iti.gov.br>

Prof. Dra. Luciana Sgarbi Rossino
Faculdade de Tecnologia de Sorocaba (FATEC-SP)



Documento assinado eletronicamente por **Marcio Ferreira Hupalo, Professor(a)**, em 19/12/2024, às 18:21, conforme Resolução UEPG CA 114/2018 e art. 1º, III, "b", da Lei 11.419/2006.

Prof. Dr. Márcio Ferreira Hupalo
Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG)

Para a Kelly e o Felipe

AGRADECIMENTOS

Gostaria de expressar minha profunda gratidão à todas as pessoas e instituições que contribuíram para a execução desta tese:

Primeiramente, agradeço ao meu orientador, prof. Dr. André Luis Moreira de Carvalho, pela dedicação no direcionamento da pesquisa, incentivo, apoio e amizade ao longo de todo o processo.

À Klabin S.A. unidade Monte Alegre, especialmente aos gestores Luiz Francisco Barbosa de Almeida e Francisco Benício de Almeida pela confiança, apoio e incentivo.

Aos professores, servidores e colegas do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa, especialmente ao prof. Dr. Márcio Ferreira Hupalo pelo apoio na execução e discussões acerca das medições de microtextura por EBSD.

Aos membros da banca examinadora por dedicarem suas experiências e conhecimento para avaliar e contribuir para melhoria desta pesquisa.

À minha família.

À todos e todas que de alguma forma contribuíram para esta tese, o meu mais profundo agradecimento.

RESUMO

O digestor contínuo do processo de polpação Kraft é um vaso de pressão que exerce fundamental importância na fabricação de fibras de celulose. Em seu interior ocorre o processo de deslignificação, ou seja, a remoção da lignina dos cavacos de madeira em um meio aquoso alcalino composto principalmente de NaOH e Na₂S, denominado licor branco, sob altas temperaturas e pressões. Desta forma, a estrutura pressurizada do digestor é submetida a condições de tensões oscilantes e processo corrosivo, o que pode resultar em mecanismos de danos como a nucleação e propagação de trincas. Em consequência, o conhecimento acerca do comportamento de danos em função das características do material de construção e condições de uso é de grande relevância na manutenção e projeto de vasos de pressão, em particular, de digestores contínuos. Neste trabalho, amostras de aço carbono ASTM A285 grau C, uma especificação usual para fabricação de vasos de pressão, foram analisadas em termos das propriedades de tenacidade à fratura pelo parâmetro de Integral J e de resistência à propagação de trinca por fadiga em função da orientação paralela e perpendicular relativa à direção de laminação. Adicionalmente, a degradação ocasionada por corrosão superficial sobre estas propriedades foi também avaliada. Para tanto, foram realizados ensaios de tenacidade à fratura, de propagação de trinca por fadiga e de corrosão por imersão em licor branco em corpos de prova C(T) com planos de trinca paralelo e perpendicular à direção de laminação, conforme as normas ASTM E1820, ASTM E647 e ASTM G31, respectivamente. Os resultados mostraram anisotropia da tenacidade à fratura com valores do parâmetro J_{IC} maiores para as amostras com plano de trinca perpendicular à direção de laminação em uma razão aproximada de 1,71 comparada à direção paralela à laminação, em ambas as condições de como recebido e após corrosão por imersão. A degradação do parâmetro J_{IC} em função da corrosão superficial foi verificada com a tenacidade à fratura dos corpos de prova após ensaio de corrosão por imersão menores a uma razão média de 0,73 comparada aos corpos de prova na condição de como recebido, em ambas as orientações. Por outro lado, a propriedade de resistência à propagação de trinca por fadiga não apresentou anisotropia entre as orientações, porém, também apresentou degradação em função da corrosão, principalmente na região de baixos e intermediários valores de ΔK na faixa de 15 a 40 MPa $\sqrt{m}$. Complementarmente, análises de microtextura cristalográfica por EBSD foram realizadas e mostraram que a anisotropia de tenacidade à fratura foi influenciada pelas características de orientações dos grãos. Em contrapartida, a resistência à propagação de trinca por fadiga teve menor influência da microtextura com mapas de orientações cristalográficas e de contornos de discordâncias distintos entre as orientações de trinca e entre as condições de como recebido e após corrosão.

Palavras-chave: Fadiga; Tenacidade à fratura; Anisotropia; ASTM A285C; Vaso de pressão.

ABSTRACT

The continuous digester of the Kraft pulping process is a pressure vessel that plays a fundamental role in producing cellulose fibers. The delignification process takes place inside it, i.e., the removal of lignin from wood chips in an alkaline aqueous solution composed mainly of NaOH and Na₂S, denominated white liquor, under high temperatures and pressures. Thus, its pressurized structure is subjected to conditions of oscillating stresses and corrosive processes, which can result in damage mechanisms such as crack nucleation and propagation. Consequently, knowledge about damage behavior as a function of the construction material and usage conditions characteristics is of great relevance in the maintenance and design of pressure vessels, in particular, continuous digesters. In this work, samples of ASTM A285 grade C carbon steel, a common specification for pressure vessel manufacturing, were analyzed in terms of fracture toughness properties by the J-Integral parameter and resistance to fatigue crack propagation as a function of parallel and perpendicular orientation relative to the rolling direction. Additionally, the degradation caused by surface corrosion on these properties was also evaluated. For this purpose, fracture toughness, fatigue crack propagation and white liquor immersion corrosion tests were performed on C(T) specimens with crack planes parallel and perpendicular to the rolling direction, according to ASTM E1820, ASTM E647 and ASTM G31 standards, respectively. Results showed anisotropy of the J_{IC} parameter; C(T) specimens with notch-oriented transversal to the plate rolling direction had an average 1.71 higher values when compared to parallel-oriented specimens, in both as-received and after-immersion corrosion test conditions. A degradation in the J_{IC} parameter due to corrosion was also verified; residual fracture toughness of corroded specimens decreased by an average of 0.73 in relation to as-received condition specimens in both orientations. On the other hand, the property of resistance to fatigue crack propagation did not present anisotropy between orientations. However, it also presented degradation due to corrosion, mainly in the region of low and intermediate ΔK values in the range of 15 to 40 MPa $\sqrt{\text{m}}$. In addition, EBSD crystallographic microtexture analyses were performed and showed that the anisotropy of fracture toughness was influenced by the characteristics of the grain orientations. On the other hand, the resistance to fatigue crack propagation was less influenced by the microtexture with distinct crystallographic orientation and dislocation boundaries maps between crack orientations and conditions.

Keywords: Fatigue; Fracture toughness; Anisotropy; ASTM A285C; Pressure vessel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Desenho esquemático de um digestor contínuo e curva típica de pressão interna durante cozimento.	18
Figura 2: Reparos por substituição de segmentos da parede pressurizada.....	20
Figura 3: Direção de laminação relativa entre chapas de construção original e de reparo em parede pressurizada de digestor.	20
Figura 4: Processo Kraft de produção de celulose	24
Figura 5: Curva de polarização para metais passiváveis	31
Figura 6: Modelo da ponta da trinca pela Mecânica da Fratura Elástica-Linear..	36
Figura 7: Modelo da ponta da trinca pela Mecânica da Fratura Elasto-Plástica..	38
Figura 8: Deslocamento δ representando CTOD	40
Figura 9: Contorno fechado arbitrário ao redor da ponta da trinca	41
Figura 10: Curva esquemática de resistência J versus extensão da trinca com indicação do valor crítico J_{IC} que caracteriza o início da ruptura estável.....	45
Figura 11: Definição da flexibilidade elástica C como a relação entre abertura da boca da trinca d e a carga P para obtenção do comprimento de trinca.....	46
Figura 12: Estágio I de nucleação da trinca por fadiga.....	49
Figura 13: Estágio II de propagação da trinca por fadiga conforme o modelo proposto por Laird	50
Figura 14: Comportamento típico da propagação de trinca por fadiga.....	54
Figura 15: Geração dos cones de Kossel e linhas de Kikuchi por EBSD	58
Figura 16: Definição da orientação cristalográfica e as referências da amostra K_A e do cristalito K_B	59
Figura 17: Fluxograma dos procedimentos experimentais	61
Figura 18: Desenho esquemático de retirada dos corpos de prova	62
Figura 19: Posição da amostragem para caracterização microestrutural da chapa nos planos de laminação (L), transversal à direção de laminação (T) e espessura longitudinal à direção de laminação (S).....	65
Figura 20: Configuração dos corpos de prova do ensaio de tração.	66
Figura 21: Curva $P \times COD$ obtida do ensaio do corpo de prova de tenacidade à fratura T-L CR1.....	67
Figura 22: Dimensões dos corpos de prova C(T) de tenacidade à fratura para o ensaio de Integral J	68

Figura 23: Fixação do clip gage no corpo de prova C(T) de tenacidade à fratura para o ensaio de Integral J	68
Figura 24: Notação para corpo de prova extraído de produtos laminados	69
Figura 25: Dimensões dos corpos de prova de propagação de trinca por fadiga	74
Figura 26: Clip gage no corpo de prova C(T) de propagação de trinca por fadiga	76
Figura 27: Aparato para o ensaio de corrosão por imersão em licor branco	78
Figura 28: Representação esquemática da região próxima à superfície fraturada para realização de medidas de microtextura	80
Figura 29: Micrografia da chapa no plano L paralelo ao plano de laminação.....	84
Figura 30: Micrografia da chapa no plano T transversal ao sentido de laminação a meia espessura.	84
Figura 31: Micrografia da chapa no plano S longitudinal a direção de laminação a meia espessura	85
Figura 32: Imagem tridimensional da morfologia da microestrutura nos planos L, T e S do aço ASTM A285C.....	87
Figura 33: Micrografias de bandeamento ferrítico-perlítico em aços laminado ...	87
Figura 34: Tensão de escoamento em função da dureza Vickers.....	92
Figura 35: Tensão de resistência em função da dureza Vickers	92
Figura 36: Curvas de carga versus deslocamento de abertura da trinca (PxCOD) do aço ASTM A285C na orientação T-L	94
Figura 37: Curvas de carga versus deslocamento de abertura da trinca (PxCOD) do aço ASTM A285C na orientação L-T	95
Figura 38: Superfície de fratura dos corpos de prova T-L CR	96
Figura 39: Superfície de fratura dos corpos de prova L-T CR	96
Figura 40: Curva J-R na orientação T-L dos corpos de prova na condição como recebido.....	97
Figura 41: Curva J-R na orientação L-T dos corpos de prova na condição como recebido.....	97
Figura 42: Obtenção de J_{IC} a partir da curva J-R do corpo de prova T-L.....	99
Figura 43: Obtenção de J_{IC} a partir da curva J-R do corpo de prova L-T	99
Figura 44: Curvas de carga x COD na orientação T-L do aço ASTM A285C na condição após corrosão por imersão em licor branco	104

Figura 45: Curvas de carga x COD na orientação L-T do aço ASTM A285C na condição após corrosão por imersão em licor branco	105
Figura 46: Superfície de fratura de crescimento dúctil da trinca dos corpo de prova T-L após corrosão por imersão em licor branco	105
Figura 47: Superfície de fratura de crescimento dúctil da trinca dos corpo de prova L-T após corrosão por imersão em licor branco	106
Figura 48: Curva J-R na orientação T-L na condição CI	106
Figura 49: Curva J-R na orientação L-T na condição CI	107
Figura 50: Superfícies de fratura dos corpos de prova na condição CR	111
Figura 51: Superfícies de fratura dos corpos de prova na condição CI	112
Figura 52: Superfície de fratura orientação T-L condição como recebido	113
Figura 53: Seção $\phi 2 = 45^\circ$ do espaço de Euler.	115
Figura 54: Resultados de microtextura na orientação T-L	115
Figura 54: Resultados de microtextura na orientação L-T	116
Figura 56: Intensidade de microtextura na seção $j2 = 45^\circ$ do espaço de Euler da amostra orientação T-L	117
Figura 57: Intensidade de microtextura na seção $j2 = 45^\circ$ do espaço de Euler da amostra orientação L-T	118
Figura 58: Mapa do fator de Taylor da orientação T-L	122
Figura 59: Mapa do fator de Taylor da orientação L-T	122
Figura 60: Mapa de diferença de orientações dos contornos de grão	123
Figura 61: Histograma de diferenças de orientações dos contornos de grão	124
Figura 62: Propagação estável da trinca por fadiga orientações T-L e L-T condição como recebido deste trabalho e as curvas média e desvios-padrão	126
Figura 63: Curva da taxa de propagação de trinca da/dN em função do comprimento da trinca a para condição como recebido na orientação T-L (CR1 e CR2) e L-T (CR4 e CR5).	127
Figura 64: Plano de seccionamento dos corpos de prova T-L e L-T	130
Figura 65: Micrografia da região de início da pré-trinca do corpo de prova T-L	131
Figura 66: Micrografia da região de propag. estável do corpo de prova T-L	131
Figura 67: Micrografia da região de início da pré-trinca do corpo de prova L-T	128
Figura 68: Micrografia da região de propag. estável do corpo de prova L-T	132

Figura 69: Desenho esquemático da influência da distribuição da perlita na matriz ferrítica na zona plástica na frente da trinca.	133
Figura 70: Propagação estável de trinca por fadiga na orientação T-L (CI e CR)	135
Figura 71: Curva da taxa de propagação de trinca da/dN em mm/ciclo em função do comprimento da trinca em mm para as condições de como recebido (CR1 e CR2) e após imersão em licor branco (CI1 e CI2) na orientação T-L.....	136
Figura 72: Propagação de trinca por fadiga na orientação L-T nas condições após ensaio de corrosão por imersão (CI4, CI5 e CI6) e como recebido (CR4 e CR5)...	137
Figura 73: Curva da taxa de propagação de trinca da/dN em mm/ciclo em função do comprimento da trinca a em mm para as condições de como recebido (CR4 e CR5) e após imersão em licor branco (CI4, CI5 e CI6) na orientação L-T.	138
Figura 74: Efeito da corrosão na curva de propagação de trinca por fadiga	140
Figura 75: Superfícies de fratura dos corpos de prova orientação T-L CR.....	142
Figura 76: Superfícies de fratura dos corpos de prova orientação T-L CI	143
Figura 77: Superfícies de fratura dos corpos de prova orientação L-T CR.....	144
Figura 78: Superfícies de fratura dos corpos de prova orientação L-T CI	145
Figura 79: Superfícies de fratura de corpos de prova CR T-L e L-T.....	147
Figura 80: Superfícies de fratura de corpos de prova CI T-L e L-T.	147
Figura 81: Propagação estável da trinca por fadiga na orientação T-L nas condição como recebido e após ensaio de corrosão por imersão conforme modelo de Kumar e Singh	151
Figura 82: Propagação estável da trinca por fadiga na orientação L-T nas condição como recebido e após ensaio de corrosão por imersão conforme modelo de Kumar e Singh	151
Figura 83: Medidas de microtextura do corpo de prova T-L CR1.....	154
Figura 84: Medidas de microtextura do corpo de prova L-T CR5.....	155
Figura 85: Medidas de microtextura do corpo de prova T-L CI2.....	156
Figura 86: Medidas de microtextura do corpo de prova L-T CI4.....	157
Figura 87: Contornos de alto e baixo ângulo das amostras após ensaio de FCG do aço ASTM A285C na condição de como recebido	161

Figura 88: Contornos de alto e baixo ângulo das amostras após ensaio de FCG do aço ASTM A285C na condição após corrosão por imersão	163
Figura 89: Mapas do fator de Taylor das amostras condição como recebida após ensaio de FCG do aço ASTM A285C.....	164
Figura 90: Mapas do fator de Taylor das amostras condição após corrosão por imersão após ensaio de FCG do aço ASTM A285C	165

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química da solução alcalina licor branco	63
Tabela 2: Composição química (% em massa) do aço em estudo.....	64
Tabela 3: Designação dos corpos de prova Integral J	70
Tabela 4: Designação dos corpos de prova FCG.....	75
Tabela 5: Coeficientes da função compliance	76
Tabela 6: Tamanho de grão ferrítico e fração volumétrica da fase ferrita	85
Tabela 7: Faixa de microdureza Vickers HV	88
Tabela 8: Ensaio de tração nos corpo de prova paralelos à laminação	89
Tabela 9: Ensaio de tração nos corpo de prova transversalis à laminação	89
Tabela 10: valores de taxa de corrosão em mm por ano Integral J	93
Tabela 11: valores de taxa de corrosão em mm por ano FCG.....	93
Tabela 12: Relação a_0/W , comprimento final da trinca calculado T-L	94
Tabela 13: Valores de J_{IC} para os corpos de prova T-L e L-T CR.....	98
Tabela 14: Relação a_0/W , comprimento final da trinca calculado L-T	108
Tabela 15: Valores de J_{IC} para os corpos de prova T-L e L-T CI	108
Tabela 16: Constantes do modelo de Paris T-L e L-T CR.....	128
Tabela 17: Valores de avanço de trinca por ciclo da/dN T-L e L-T CR.....	129
Tabela 18: Constantes do modelo de Paris T-L CI.....	136
Tabela 19: Constantes do modelo de Paris L-T CI.....	138
Tabela 20: Valores de avanço de trinca por ciclo da/dN T-L CR e CI	139
Tabela 21: Valores de avanço de trinca por ciclo da/dN L-T CR e CI	139
Tabela 22: Distância média entre estrias medidas em μm	148

LISTA DE SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
CI	Condição Após Corrosão por Imersão
COD	Crack Opening Displacement
CR	Condição Como Recebido
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
C(T)	Compact Tension Specimen
EBSD	Electron Backscattered Diffraction
FCG	Fatigue Crack Growth
FDO	Função Distribuição de Orientações
FEA	Finite Element Analysis
FEG	Field Emission Gun
FFS	Fitness For Service
FP	Ferrita-Perlita
HAB	High Angle Boundary
HAGB	High Angle Grain Boundary
HV	Hardness Vickers
K	Fator Intensidade de Tensão
MFEL	Mecânica da Fratura Elástico Linear
MFEP	Mecânica do Fratura Elasto-Plástica
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
ND	Normal Direction
LAB	Low Angle Boundary
LAGB	Low Angle Grain Boundary
LBB	Leak Before Break
ODF	Orientation Distribution Function
RD	Rolling Direction
SEM	Scanning Electron Microscopy
TD	Transverse Direction
UEPG	Universidade Estadual de Ponta Grossa

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
2	OBJETIVOS	21
3	REVISÃO DA LITERATURA	22
3.1	PROCESSO KRAFT DE PRODUÇÃO DE CELULOSE	24
3.2	DIGESTOR CONTÍNUO	24
3.3	COZIMENTO KRAFT	25
3.4	CORROSÃO EM DIGESTORES	28
3.5	AÇO CARBONO EM DIGESTORES CONTÍNUOS	31
3.6	MECÂNICA DA FRATURA APLICADA A INTEGRIDADE ESTRUTURAL	32
3.6.1	Mecânica da fratura elástica-linear	34
3.6.2	Mecânica da fratura elasto-plástica	36
3.7	FADIGA DOS METAIS	46
3.7.1	Modelagem da propagação de trinca por fadiga	50
3.7.2	Fatores que afetam a propagação estável da trinca por fadiga	53
3.8	MICROTEXTURA CRISTALOGRÁFICA	55
3.8.1	Função distribuição de orientação	57
4	MATERIAIS E MÉTODOS	60
4.1	MATERIAIS	60
4.1.1	Aço	60
4.1.2	Licor Branco	62
4.2	CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DO AÇO	62
4.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	63
4.4	ENSAIO DE MICRODUREZA	64
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO	64
4.6	ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA	65
4.7	ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA	72
4.8	ENSAIO DE CORROSÃO POR IMERSÃO EM AMBIENTE ALCALINO	75
4.9	FRACTOGRAFIA	77
4.10	ANÁLISE DE MICROTEXTURA POR EBSD	78
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	80
5.1	CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DO AÇO	80
5.2	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	81

5.3	ENSAIO DE MICRODUREZA -----	85
5.4	ENSAIO DE TRAÇÃO -----	86
5.5	ENSAIO DE CORROSÃO POR IMERSÃO -----	90
5.6	TENACIDADE À FRATURA NAS ORIENTAÇÕES T-L E L-T -----	91
5.6.1	Tenacidade à fratura após ensaio de corrosão por imersão -----	102
5.6.2	Análise de microtextura da região fraturada -----	111
5.7	ANÁLISE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA -----	123
5.7.1	Análise de microtextura da região fraturada -----	151
6	CONCLUSÕES -----	166
	REFERÊNCIAS -----	169

1 INTRODUÇÃO

O processo denominado Kraft de produção de celulose, que é o mais utilizado nas fábricas no Brasil, exige altos investimentos iniciais em equipamentos por demandar grandes quantidades de energia atendendo estritas exigências ambientais e elevado volume de produção para competitividade mundial, fatos estes que reforçam a utilização de técnicas apuradas na gestão dos ativos. Dentre os equipamentos que compõem o processo, o digestor contínuo é essencial, pois é um dos que exige maiores investimentos na aquisição e manutenção, nele acontecem as reações químicas de separação das fibras da madeira e possui elevada criticidade operacional por sofrer influências de múltiplas variáveis de entrada [1,2].

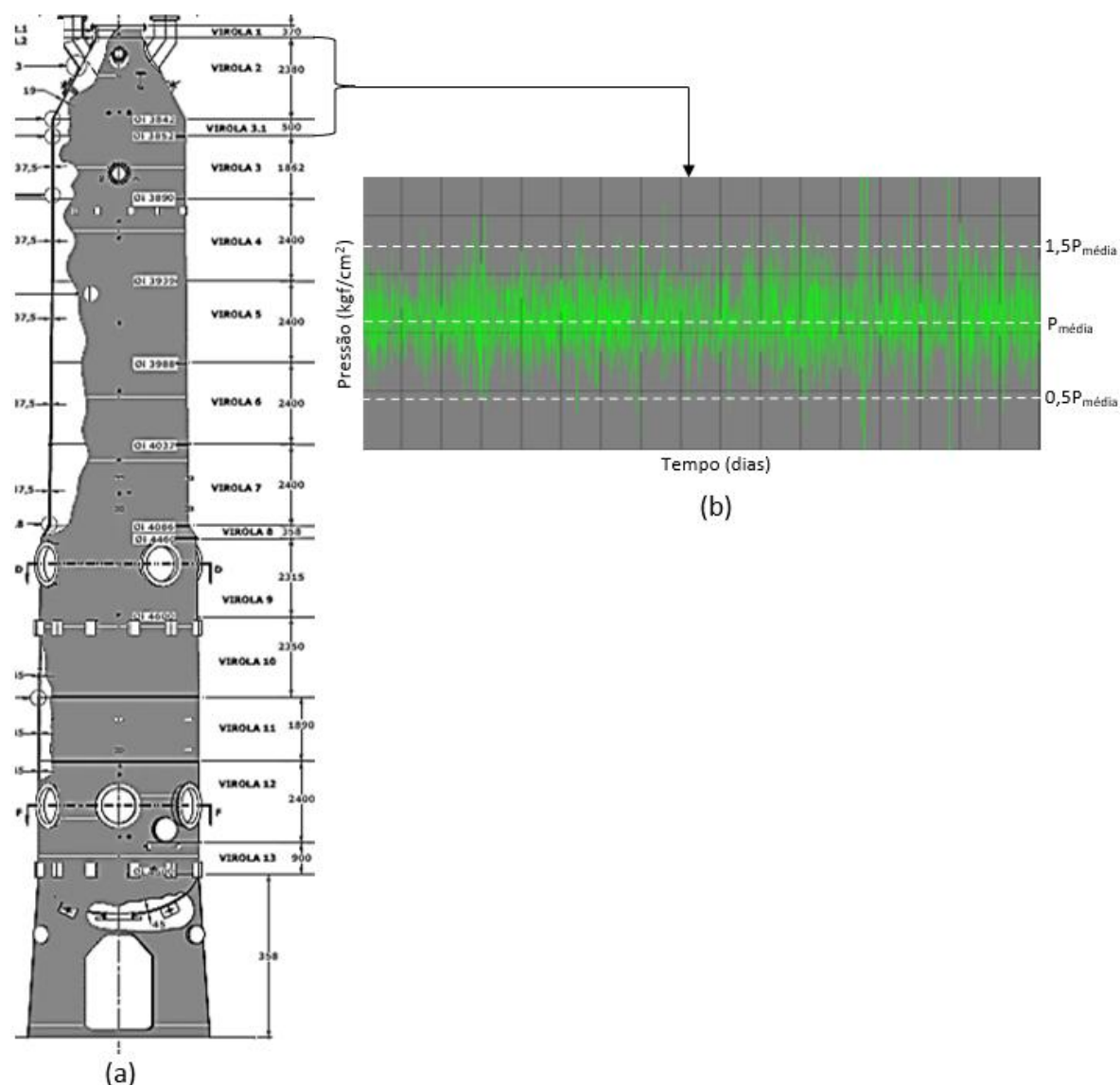
O digestor contínuo é um vaso de pressão tubular vertical onde se processam as reações de cozimento dos cavacos de madeira, ou seja, a separação da lignina em uma solução denominada licor branco composta principalmente por NaOH e Na₂S em altas temperaturas e pressões. Apresenta as fases sólida, líquida e vapor no seu interior e o seu comportamento operacional é fortemente dependente dos fenômenos de transporte de calor e massa e da evolução das reações químicas [3].

Em função da alta criticidade operacional e de segurança do digestor contínuo em uma fábrica de celulose Kraft, falhas nas partes pressurizadas do vaso têm consequências severas em termos econômicos devido ao tempo de parada para reparos além do risco à integridade física dos trabalhadores e danos aos ativos circunvizinhos. O digestor é frequentemente submetido a carregamentos cíclicos devido a ajustes de volume de produção, tipo de madeira, grau de cozimento, dentre outros fatores, sendo que as tensões resultantes no corpo pressurizado podem conduzir a danos físicos no seu material de construção [3,4]. A Fig. 1 ilustra a variação de pressão interna a que um vaso de pressão é tipicamente submetido durante cozimento Kraft.

Aliada às tensões mecânicas intermitentes, o ambiente alcalino de cozimento pode contribuir para aumento da severidade dos mecanismos de danos. No início do cozimento, ou seja, na porção superior do digestor contínuo onde há alimentação de cavacos de madeira e químicos, quando o licor branco é mais concentrado em hidróxidos e sulfetos, a parede está no estado ativo com

potenciais de corrosão baixos. Com o aumento da temperatura, o potencial de corrosão aumenta podendo atingir valores de passivação do aço carbono. Nas regiões de descarga ao final do tempo de residência de cozimento, pode haver novamente a diminuição do potencial de corrosão devido redução do teor de hidróxidos [4].

Figura 1: Desenho esquemático de um digestor contínuo (a) e curva típica de pressão interna durante cozimento (b).



Fonte: O autor.

Tendo em vista uma operação segura e a otimização de disponibilidade à medida que o digestor acumula tempo funcional, é de fundamental importância o entendimento e investigação acerca dos mecanismos de danos ativos e

acumulados. O efeito da corrosão pré-existente em propriedades mecânicas e as influências na resistência à fadiga e tenacidade à fratura de materiais metálicos têm sido recentemente pesquisados de maneira extensiva com intuito de qualitativa e quantitativamente suportar a avaliação de vida residual em componentes e estruturas [5,6,7,8,9]. Portanto, a natureza sinérgica entre o processo de corrosão acumulada e fadiga tende a afetar vida residual de equipamentos de processo como é o caso do digestor contínuo.

Ademais, as exigências mandatórias para instalação, manutenção, operação e inspeção de segurança de caldeiras e vasos de pressão é regulamentada nacionalmente pela norma NR-13. Dentre os aspectos pertinentes a estes equipamentos, a NR-13 define os intervalos máximos em que devem ser realizadas as inspeções [10]. Portanto, o digestor contínuo deve ser periodicamente inspecionado, o que permite a apreciação da evolução dos mecanismos de danos ativos. Aliados a critérios, normas e códigos de engenharia, os danos identificados em inspeções periódicas podem ser reparados, mensurados e rastreados.

Assim, a investigação dos mecanismos de dano que ocorrem na parede do digestor contínuo é essencial para a avaliação de sua vida residual. Destaca-se ainda a necessidade da indústria em otimizar o ciclo de vida operacional, onde o conhecimento dos efeitos de danos acumulados e o efeito da execução de reparos ao longo do tempo de operação exercem grande importância na avaliação das políticas de manutenção a serem aplicadas.

É comum, durante o ciclo de vida operacional de um digestor, a execução de manutenções com trocas parciais de segmentos da parede de pressão devido presença de danos tipo trinca ou perda de espessura por corrosão conforme ilustrado na Fig.2.

Nestes serviços de manutenções, a peça para execução do reparo é extraída de chapa laminada sendo ajustada conforme tamanho da restauração. Porém, a direção de laminação da chapa de reparo frequentemente não é rastreada, ou seja, não há controle durante a montagem sobre a direção de laminação da chapa de reparo RD (do inglês *Rolling Direction*) relativa ao eixo longitudinal do digestor, podendo ocasionar diferentes comportamentos às tensões operacionais em relação à parede original devido ao efeito da anisotropia de propriedades mecânicas. A Fig. 3 ilustra a montagem de um reparo em parede

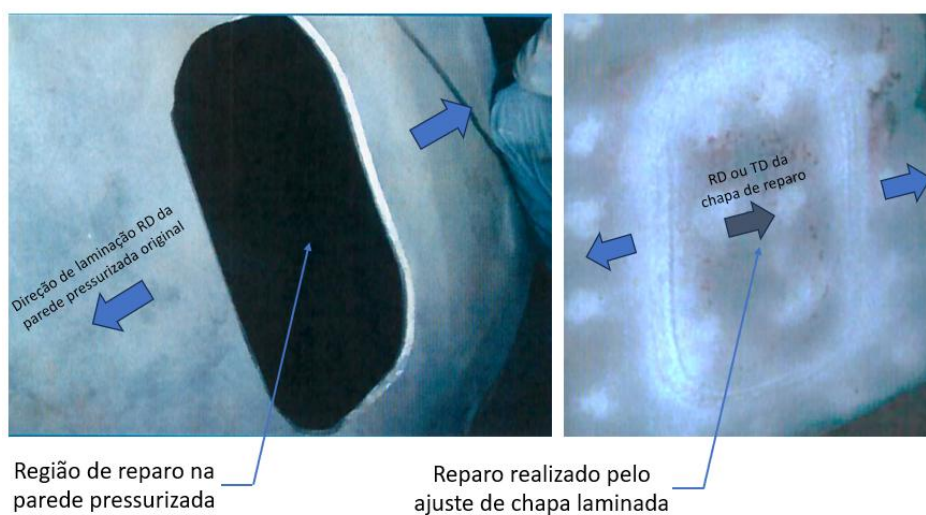
pressurizada de digestor com a direção de laminação RD da chapa de fabricação original indicada pelas setas azuis e a direção de laminação relativa do reparo indicada pela seta cinza.

Figura 2: Reparos por substituição de segmentos da parede pressurizada de digestor.



Fonte: O autor.

Figura 3: Direção de laminação relativa entre chapas de construção original e de reparo em parede pressurizada de digestor.



Fonte: O autor.

Ademais, nos serviços de manutenção em que ocorre substituição parcial da parede de pressão, a peça de reparo é unida por processo de soldagem, sendo

as propriedades da região de solda, ou seja, da região de fusão e zonas termicamente afetadas, de significativa importância na análise do ciclo de vida remanescente do vaso de pressão. Porém, o objetivo principal desta tese é a análise da anisotropia das propriedades de resistência à propagação de trinca por fadiga e tenacidade à fratura no material base, isto é, da chapa laminada ASTM A285C.

Além disso, muitas pesquisas, referenciadas ao longo do Cap. 5 deste trabalho, abordam a anisotropia das propriedades mecânicas e influência da direção de laminação em aços. Porém, particularmente para o aço ASTM A285C, a literatura é mais restrita, assim como a abordagem para faixas maiores de espessura, isto é, acima das espessuras usuais das paredes de tubulações na indústria de óleo e gás que são de até aproximadamente 12 mm.

No presente trabalho, o aço ASTM A285C foi avaliado pois é uma especificação usual na fabricação de vasos de pressão e caldeiras devido sua versatilidade de desempenho quanto a temperatura de uso de -60°C até 500°C e a boa soldabilidade [36], além de ser de uso corrente na fabricação da parede pressurizada de um digestor contínuo em uma planta de celulose com capacidade de 650 toneladas por dia de fibras para posterior branqueamento localizada no estado do Paraná.

Assim, a relevância central desta pesquisa é alavancar conhecimentos sobre a influência da corrosão e da direção de laminação na vida remanescente de parede pressurizada de digestores contínuos fabricados em aço ASTM A285C pela obtenção da taxa de propagação de trinca por fadiga e do comportamento de resistência ao crescimento dúctil de trinca através dos ensaios normalizados ASTM E647 e ASTM E1820 respectivamente.

Adicionalmente, esta pesquisa buscou acrescentar dados acerca da taxa de corrosão por imersão através de ensaios baseados na norma ASTM G31 em licor branco de alta sulfididade do processo de polpação Kraft, haja vista a menor abrangência de dados disponíveis em literatura devido especificidade do fluido.

2 OBJETIVOS

2.1 GERAL

Avaliar o efeito da corrosão superficial em relação à condição como recebida e a anisotropia do aço ASTM A285 Grau C quanto à tenacidade à fratura e comportamento de propagação de trinca por fadiga.

2.2 ESPECÍFICOS

- a) Obter os valores de tenacidade à fratura pelo método Integral J nas condições como recebido e após corrosão por imersão em meio alcalino de licor branco conforme norma ASTM E1820-17 com corpos de prova obtidos nas orientações T-L e L-T.
- b) Obter as curvas $\frac{da}{dN} \times \Delta K$ por ensaios de crescimento de trinca por fadiga nas condições como recebido e após corrosão por imersão em meio alcalino de licor branco conforme norma ASTM E647-05 com corpos de prova obtidos nas orientações T-L e L-T.
- c) Analisar e investigar a superfície de fratura dos corpos-de-prova dos ensaios de tenacidade à fratura e crescimento de trinca por fadiga.
- d) Analisar e investigar pela técnica de EBSD a microtextura na região perpendicular a superfície de fratura dos corpos de prova dos ensaios de tenacidade à fratura e crescimento de trinca por fadiga.
- e) Relacionar e avaliar quantitativamente os resultados dos ensaios de Integral J e crescimento de trinca por fadiga entre as condições como recebido e após corrosão e entre as orientações T-L e L-T, ademais de comparar as características morfológicas das superfícies de fratura após os ensaios entre as condições.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 PROCESSO KRAFT DE PRODUÇÃO DE CELULOSE

A madeira, após ser descascada e reduzida à cavacos de dimensões apropriadas, é cozida em uma solução denominada licor branco em um digestor. O objetivo deste cozimento é separar a lignina, substância química que une as fibras da madeira, da celulose, ou seja, permitir que os cavacos sejam desdobrados em fibras individuais para formar a polpa celulósica [1].

Após o cozimento é realizada a lavagem, a polpa celulósica é separada da solução de cozimento em filtro-lavadores sendo esta solução denominada nesta etapa de licor negro fraco. A polpa celulósica após a lavagem é depurada e armazenada para utilização como pasta marrom ou segue para o processo de branqueamento. O licor negro fraco é composto por elementos químicos e orgânicos com uma concentração de sólidos de em média 15% e é enviado à unidade de recuperação. Por razões ambientais e econômicas, a reutilização dos elementos químicos contidas neste licor torna-se imperativa para o processo Kraft [1].

Na unidade de recuperação, o licor negro fraco é concentrado em evaporadores de múltiplos estágios para elevação do teor de sólido a mais de 58%, sendo então denominado licor negro forte e enviado à caldeira de recuperação. Na caldeira de recuperação à medida que o licor negro forte é queimado servindo como combustível para geração de vapor, uma substância composta principalmente por carbonato de sódio (Na_2CO_3) e sulfeto de sódio (Na_2S) denominada *smelt* é formada no piso da fornalha e, após alcançar certa altura, flui para um tanque fora da caldeira onde é misturado com o licor branco fraco formando o chamado licor verde [1,2].

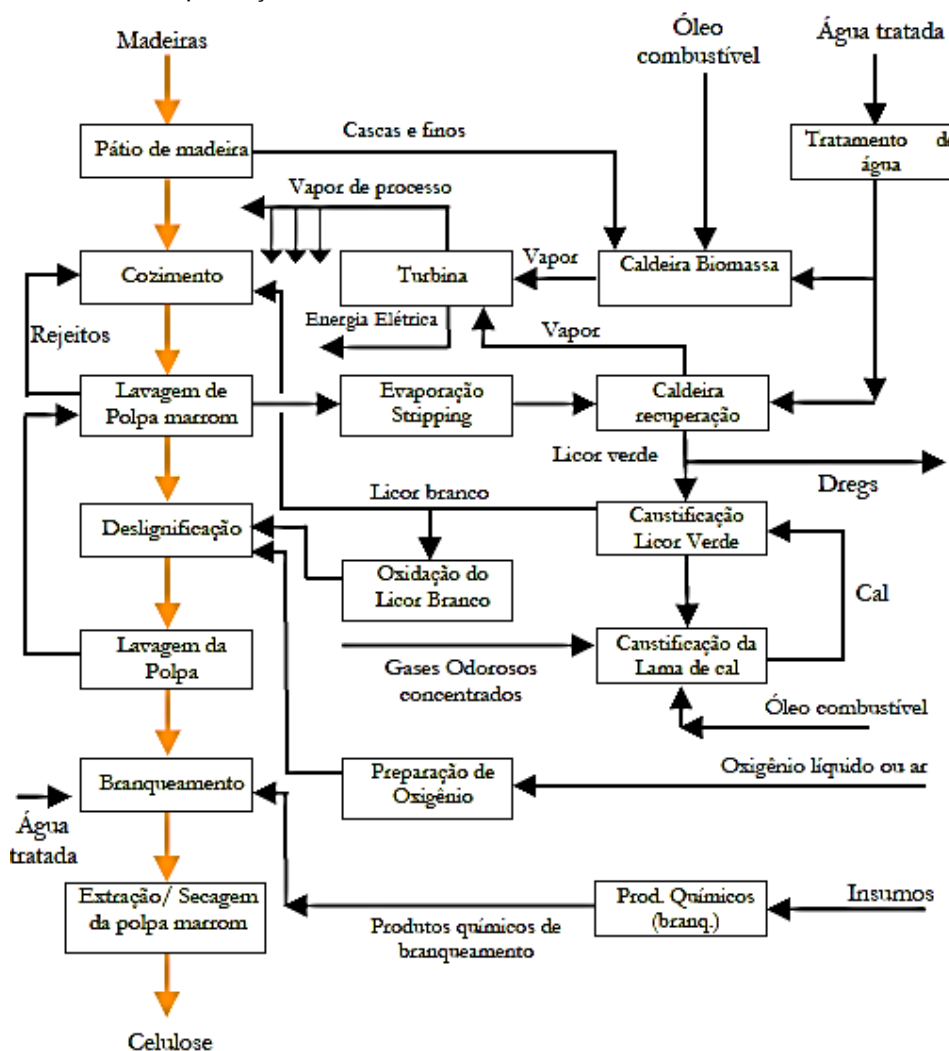
Este licor verde é enviado ao processo de caustificação onde é tratado com uma suspensão concentrada de hidróxido de cálcio ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) para caustificar o carbonato de sódio (Na_2CO_3) em hidróxido de sódio (NaOH) que juntamente com o sulfeto de sódio (Na_2S) recuperado na caldeira de recuperação formam o licor branco utilizado no processo de cozimento fechando o ciclo de recuperação [1,2].

Na caustificação, durante a reação para recuperar o hidróxido de sódio (NaOH), o cálcio se precipita na forma de carbonato de cálcio (CaCO_3) sendo este

carbonato queimado em um forno rotativo para regenerar o óxido de cálcio (CaO). O óxido de cálcio é apagado com água fornecendo o hidróxido de cálcio usado na caustificação do licor verde [1,2].

A Fig. 4 ilustra de forma esquemática as principais etapas do processo Kraft [11].

Figura 4: Processo Kraft de produção de celulose



Fonte: Adaptado de [11].

O processo Kraft de produção de polpa de celulose, também denominado processo sulfato, é altamente eficiente para remoção da lignina, produz um produto final de alta qualidade e tem um alto grau de recuperação de químicos e utilização de sub-produtos no próprio ciclo produtivo. Resíduos de madeira como cascas e ramos menores são queimados em caldeiras para geração de vapor e

aproximadamente 95% dos químicos utilizados no processo de polpação são recuperados [11].

3.2 DIGESTOR CONTÍNUO

Dentre os equipamentos que compõem o processo de produção de celulose pelo processo Kraft, o digestor contínuo é essencial, pois é um dos que exige maiores investimentos na aquisição e manutenção, nele acontecem as reações de cozimento que possibilitam a separação das fibras da madeira e é o mais crítico operacionalmente por sofrer influências de múltiplas variáveis de entrada [3].

No cozimento contínuo, ainda em equipamentos específicos fora do digestor, os cavacos são submetidos a um processo de impregnação por vapor em vaso pressurizado com o objetivo de retirar o ar e outras substâncias não condensáveis promovendo uma melhor compactação e movimento mássico no interior do digestor. Posteriormente a esta impregnação por vapor, os cavacos são inseridos no digestor contínuo com licor branco por equipamentos dedicados denominados alimentadores de alta pressão e válvulas rotativas e movem-se no sentido descendente [3].

O digestor contínuo é um vaso de pressão cilíndrico vertical onde se processa a deslignificação de cavacos de madeira com álcali em altas temperatura e pressão. Estruturalmente é composto pelo costado que compõe a região cilíndrica, tampos que compõem as extremidades superior e inferior, bocais e estruturas de suportação e base. Operacionalmente é constituído de três zonas distintas: zona de impregnação (primeiro contato dos cavacos com o licor aquecido), zona de cozimento (separação da lignina das fibras da madeira) e zona de lavagem (resfriamento e separação da lignina residual). O parâmetro fundamental de controle operacional do digestor é o número kappa. Este parâmetro define o grau de deslignificação de uma polpa através de uma reação de oxidação com permanganato de potássio (KMnO_4) que fornece a quantidade de material oxidável de uma amostra [3,4].

Durante a operação do digestor contínuo, tendo em vista a produtividade e qualidade da polpa produzida, os principais parâmetros de cozimento a serem controlados são: estabilidade do perfil de concentrações de carga alcalina ao longo

do cozimento, manutenção de maior número de íons de sulfeto na fase de deslignificação inicial de modo a proteger os carboidratos de decomposição acentuada, uniformidade da temperatura ao longo do cozimento e redução da concentração de lignina e íons de sódio para facilitar a troca química conforme a deslignificação ocorre ao longo do digestor [7,12].

Variáveis associadas a madeira utilizada como matéria-prima também são essenciais para definição e controle do rendimento, composição química e propriedades físicas da polpa. Estas variáveis são a espécie da árvore, densidade básica expressa em massa de madeira seca por volume de madeira verde, fatores de crescimento, condições de estocagem e dimensões do cavaco. A presença de nós na madeira alimentada, ou seja, da porção basal de um ramo que se encontra embebida no tronco ou peças da árvore provocando desvios e descontinuidades do tecido lenhoso, também exerce papel relevante, pois provoca desequilíbrio na distribuição de químicos no digestor e aumenta a quantidade de rejeito extraídos [1,13].

A evolução nos projetos dos digestores contínuos com o objetivo de incrementar a produtividade por volume do equipamento levou a condições mais críticas para os materiais de construção com pressões, temperaturas e adição de químicos maiores e com isso a situações mais frequentes de falhas. Com as novas tecnologias de cozimento, os digestores passaram a sofrer com problemas relacionados com corrosão, trincas e perdas de espessura requerendo novas técnicas de inspeção, monitoramento de danos e aplicação de materiais mais resistentes [4,11].

3.3 COZIMENTO KRAFT

No processo de cozimento convencional, todos os reagentes químicos necessários para a deslignificação são adicionados no início do processo, ou seja, no sistema de alimentação de cavaco na parte superior do digestor. A impregnação e cozimento ocorrem na zona acima da peneira de extração de modo que a concentração de hidróxido de sódio (NaOH) na mistura de reação é máxima no início da impregnação e progressivamente decresce durante o processo de deslignificação. Para uma máxima remoção da lignina, a carga de álcali no início do processo deve ser alta, o que leva a uma maior degradação de carboidratos e

menor rendimento da polpação.

Práticas modificadas de cozimento foram desenvolvidas com o objetivo de alcançar uma deslignificação estendida através de uma seletividade melhorada. Esta seletividade se refere à remoção seletiva da lignina da madeira enquanto é minimizada a degradação dos componentes polissacarídeos expressa pela viscosidade da polpa celulósica associado a um número kappa. Estas práticas modificadas se apresentam com diversos nomes comerciais como Cozimento Contínuo Modificado, Cozimento Contínuo Modificado Estendido, Cozimento Isotérmico entre outros [14].

O processo de cozimento em digestores contínuos visa alcançar quatro princípios de modo a otimizar a relação entre o rendimento de produção e agressividade aos materiais de construção [14,15]:

- a concentração de álcali ativo deve ser uniforme;
- a concentração de íons de hidrossulfetos deve ser a mais alta possível, especialmente no início do cozimento;
- a concentração de íons de sódio e de lignina dissolvida devem ser baixos, especialmente ao final do cozimento;
- a temperatura de cozimento deve ser a mais baixa possível.

Ainda, a aplicação destes quatro princípios resultam em um número kappa reduzidos sem prejuízos na taxa de deslignificação, rendimento da relação entre massa de madeira e fibra celulósica produzida e capacidade de branqueamento posterior da fibra [15].

O álcali ativo é um dos parâmetros principais de controle do licor branco de cozimento indicando a concentração expressa normalmente em grama por litro de NaOH e Na₂S dos reagentes ativos do licor branco. O licor branco ainda contém quantidades menores de carbonato de sódio (Na₂CO₃), sulfato de sódio (Na₂SO₄), tiosulfato de sódio (Na₂S₂O₃) e cloreto de sódio (NaCl), compostos minoritários originados principalmente no ciclo de recuperação [14,15].

A carga alcalina do licor aplicado no cozimento depende basicamente do tipo de madeira, dimensões do cavaco e do grau de deslignificação exercendo ainda efeito sobre a degradação das hemiceluloses, um polímero ramificado de cadeia mais curta que a celulose e baixa massa molecular encontrada na parede das fibras da madeira [11,16].

A relação com o processo de cozimento é de que uma carga alcalina mais

elevada resulta em uma taxa de deslignificação maior com um menor número kappa para um mesmo tempo de residência no digestor. Porém, como consequência há um decréscimo nas propriedades mecânicas das fibras no final do cozimento devido degradação da celulose e das hemiceluloses [16].

Outro parâmetro principal de controle do licor branco é a sulfidez. Expressa a relação percentual da quantidade de Na_2S e é indicada pela Eq. 1. O objetivo da sulfidez é aumentar a reatividade da lignina promovendo sua dissolução tornando-a menos condensada ao final do cozimento [14,16].

$$\text{Sulfidez (\%)} = \frac{\text{Na}_2\text{S}}{\text{NaOH} + \text{Na}_2\text{S}} \quad (1)$$

O sulfeto de sódio é responsável pela melhor seletividade do cozimento, isto é, degrada de maneira mais eficiente a lignina e limita o ataque aos carboidratos pelos íons OH^- . O aumento da sulfidez do licor branco resulta em uma taxa de deslignificação mais rápida, melhora a preservação de hemiceluloses e maior rendimento na relação entre massa de madeira e massa de fibras no cozimento. Porém, acima de 30% os efeitos benéficos da sulfidez são mínimos [17].

O enxofre do sulfeto de sódio em solução aquosa pode estar dissociado nas formas de íons S^{2-} , HS^- e H_2S . As reações de dissociação do Na_2S são expressas pela Eq. 2 [17].



O íon S^{2-} reage com a água formando íon de bissulfeto HS^- que também reagem com a água. As Eq. 3 e 4 são as reações de hidrólise.



Durante o cozimento, o íon de hidróxido (OH^-) é consumido por lignina, polissacarídeos e extrativos. Íon de hidrossulfeto (HS^-) participa das reações com

a lignina. No início do cozimento o pH está em torno de 14 devido à alta carga de álcali, ficando a maior parte do enxofre na forma do íon S^{-2} . Com o prosseguimento do cozimento, o OH^{-} é consumido pelos componentes da madeira e o S^{-2} é hidrolisado em HS^{-} e OH^{-} que também reagem progressivamente com a madeira [15,17].

Na zona de cozimento do digestor contínuo, a taxa de deslignificação é descrita pela Eq. 5 [11]:

$$\frac{dL}{dt} = [1,6 \cdot (OH^{-})_e + 2,3 \cdot (OH^{-})_e^{0,5} \cdot S(-II)^{-0,4}] \cdot L \quad (5)$$

Na qual $\frac{dL}{dt}$ é a taxa de deslignificação com o tempo, $(OH^{-})_e$ é o álcali efetivo, $S(-II)$ é a soma dos íons hidrosulfeto HS^{-} e polisulfeto S^{-2} e L é teor de lignina residual em porcentagem da madeira [11].

Para a zona de lavagem, região inferior do digestor, a taxa de deslignificação é expressa pela Eq. 6. Esta taxa é menor do que na zona anterior de cozimento e cada vez mais às custas de maior perda de carboidratos [17].

$$\frac{dL}{dt} = (OH^{-})_e^{0,7} \cdot L \quad (6)$$

O álcali efetivo $(OH^{-})_e$ é expresso conforme a Eq. 7 servindo para facilitar o controle do alcali aplicado no cozimento [17].

$$\text{Álcali Efetivo} = (OH^{-})_e = NaOH + \frac{1}{2} Na_2S \quad (7)$$

3.4 CORROSÃO EM DIGESTORES CONTÍNUOS

A corrosão causada por licor branco em digestores contínuos é um processo eletroquímico que envolve reações anódicas e reações catódicas. Os aços carbono estruturais utilizados na construção de digestores exibem comportamento ativo e passivo sob ambiente de licores de cozimento Kraft. A condição ativa caracterizada por altas taxas de corrosão e a condição passiva caracterizada por baixas taxas de corrosão dependem do potencial eletroquímico

do aço no licor [4,15].

Metais imersos em um eletrólito exibem um gradiente de voltagem, ou potencial, na interface metal-líquido. Este potencial eletroquímico e o pH da solução líquida são as variáveis do processo de corrosão eletroquímica. Muitos metais corroem dentro de uma faixa definida de potencial eletroquímico. Em potenciais mais negativos que esta faixa a corrosão cessa. Em potenciais mais positivos, ocorre a passivação [14,15].

Curvas de polarização demonstram a relação entre o potencial eletrolítico e a taxa de corrosão expressa pela densidade da corrente de corrosão. Quando o potencial está abaixo da curva de polarização, um aumento de potencial causa um aumento da taxa de corrosão [18].

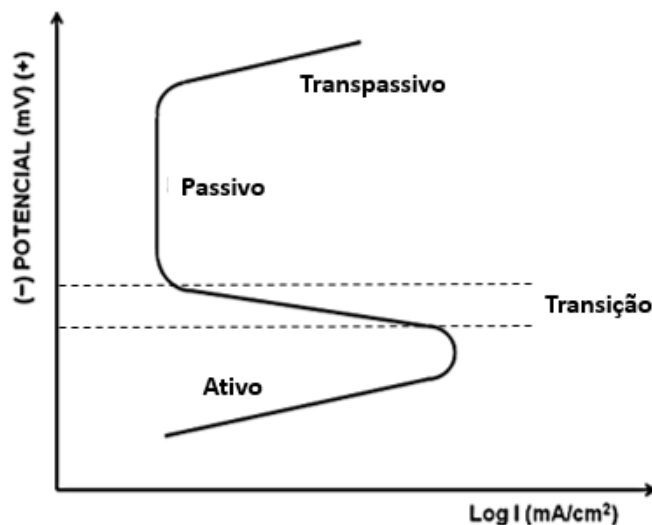
A partir do início da curva, quando o metal está no estado ativo para corrosão, um aumento do potencial causa um decréscimo da taxa de corrosão devido processo de formação de óxidos e indica a fase de transição do estado ativo para o estado passivo. Com um posterior acréscimo no potencial, a superfície do metal é coberta por um filme de óxido protetor e a taxa de corrosão se torna baixa [19].

Para os aços carbono em licores alcalinos, valores de potencial na faixa 0 mV medidos contra um eletrodo de molibdênio são característicos de comportamento passivo com baixa taxa de corrosão. Potenciais de -100 mV medidos contra um eletrodo de molibdênio são característicos de corrosão ativa e alta taxa de corrosão [15,20].

Conforme Wensley [20], aços carbono ASTM A516 grau 70 e ASTM A285 grau C ficam em estado de ativo de corrosão quando expostos em ambiente de licor branco com concentrações de 84 gramas por litro de NaOH e 39 gramas por litro de Na₂S a uma temperatura de 88 °C em experimento de 120 horas de duração. A corrosividade do licor branco é mais severa com o aumento do teor de hidróxidos na solução. A Fig. 5 ilustra a curva de polarização anódica clássica para metais com transição ativo-passivo.

Ainda, durante o cozimento, uma porção de licor negro é misturado com o licor branco para balanço da relação líquido e madeira no interior do digestor. A proporção de licores branco e negro adicionados é um fator importante, sendo que quanto maior a quantidade de licor branco, mais corrosivo é o ambiente [4,12].

Figura 5: Curva de polarização para metais passiváveis.



Fonte: Adaptado de [16].

A corrosividade durante cozimento é uma função principalmente dos componentes inorgânicos (Na_2S , NaOH e $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$) do licor. Quanto maior a sulfidez do licor no digestor mais corrosivo o meio para o aço carbono. Os polissulfetos S_x^{2-} são oxidantes capazes de aumentar a taxa de corrosão em aços carbono quando em baixas concentrações. Porém, em concentrações maiores que 2 gramas por litro passivam o aço carbono reduzindo a taxa de corrosão [19,21].

Como observado por Hazlewood [21] e Wensley [22], além da dependência da concentração de hidróxido e sulfeto de sódio na corrosividade do licor branco, a alta sulfidez também está associada com o aumento da taxa de corrosão devido alta quantidade de componentes voláteis liberados durante o cozimento. Alguns destes componentes voláteis, ácidos orgânicos e compostos de enxofre, são corrosivos para o aço carbono.

Conforme ressaltado por Feng e colaboradores [23], o licor branco é o mais agressivo em termos de corrosão entre todos os licores do processo Kraft com os íons de sulfeto e tiosulfato prejudicando a passivação de aços carbonos. O mecanismo de corrosão dominante em ambientes contendo sulfetos torna-se semelhante à dissolução ativa, o que pode resultar em significativa perda de material dos aços imersos em licor branco. Os autores [23] observaram também que os íons sulfito e sulfato tiveram pouca influência no processo de passivação.

O corpo pressurizado dos digestores sofre corrosão severa quando há incidência direta do licor branco no aço das paredes em situações como, por

exemplo, escoamento por bocais, fluxo forçado de licor devido compactação e distribuição dos cavacos no interior do digestor e respingos na parte superior de alimentação. Desta forma, devem ser evitadas as situações em que o licor branco lave ou escorra livremente pelas paredes do digestor, sem reagir com os cavacos [19].

3.5 AÇOS CARBONO EM DIGESTORES

Os aços carbono são materiais de construção utilizados em partes de pressão de digestores por questões de propriedades mecânicas, processo de fabricação (conformação de chapas e soldagem), facilidade de inspeção e a relação econômica entre custos de ciclo de vida e resistência relativa ao ambiente de cozimento [24,25,26,27]. Conforme Singbeil e Garner [28], os aços estruturais ASTM A516 Grau 70 e ASTM A285 Grau C são comumente usados na fabricação de digestores contínuos do processo Kraft.

Em alguns casos específicos de cozimento, os aços inoxidáveis austeníticos e os aços inoxidáveis duplex podem ser utilizados na forma de revestimento interno sobre o costado construído em aço carbono sendo as regiões superiores e intermediárias mais sujeitas à corrosão. Porém, conforme observado por Leinonen [24] e Wensley [29], o uso de aços inoxidáveis austeníticos série 300 em chapas para construção de partes de pressão em digestores pode não ser vantajosa economicamente devido às elevadas espessuras necessárias para as pressões de projeto além de apresentar a desvantagem de susceptibilidade de corrosão intergranular por sensibilização devido ao tratamento térmico pós soldagem e aos ciclos térmicos de soldas multipasse.

Wensley e colaboradores [30] reportaram a susceptibilidade dos aços inoxidáveis austeníticos 316L e 304L ao mecanismo de corrosão sob tensão quando exposto ao licor branco. Os pesquisadores [30] testaram os aços austeníticos nas condições metalúrgicas de recozida (condição como recebida da usina), soldada (autógena sem metal de adição), após alívio de tensões (normalização a temperatura de 600° C por 3 horas) e sensibilizada (aquecida a 600° C por 24 horas seguido de resfriamento ao ar) em corpos de prova dobrados em U (*U-bend*) imersos em licor branco a 165° C em autoclave e observaram que todas as amostras sofreram corrosão sob tensão em licor branco com álcali efetivo

maior que 30 gramas por litro de NaOH.

Em projetos mais recentes de digestores, Alfonsson e Olsson [31], Esteves e colaboradores [32] e Bhattacharya e Singh [33] destacaram que os aços inoxidáveis duplex, apesar de não serem imunes ao mecanismo de corrosão sob tensão em ambientes com licor branco, têm sido cada vez mais utilizados na indústria de papel e celulose devido a incrementada resistência a corrosão com elevados teores de Cr além de propriedades mecânicas superiores ao aço inoxidável série 300 permitindo o uso de chapas em espessuras menores.

Os ambientes de operação dos digestores contínuos são severos para os materiais de construção e a natureza cíclica do processo submete os aços carbono, em termos de corrosão, ao estado ativo no início do cozimento tornando-os passivo com o prosseguimento do cozimento e, em termos de pressão e temperatura, a tensões internas variáveis [4,34].

O projeto e fabricação de digestores contínuos seguem normas que definem critérios para requerimentos mandatórios, proibições específicas e orientações técnicas para materiais, projeto, fabricação, inspeção, teste, alívio de tensões e certificação de vasos de pressão construídos por soldagem. As normas da ASME (*American Society of Mechanical Engineers*) em sua seção VIII e a alemã AD Merkblatt são usualmente utilizadas pelos fabricantes de equipamentos [35].

Os aços carbono utilizados na parte de pressão dos digestores contínuos (costado, bocais e tampos superior e inferior) são de teor de carbono na faixa 0,3% em massa de modo a proporcionar adequada resistência mecânica aliada a uma boa soldabilidade. A especificação responde a um enquadramento das condições de temperatura e pressão de trabalho com a faixa de resistência mecânica. O grau de qualidade deve levar em conta a redução dos valores de limite de escoamento em função da temperatura de operação.

São aços que atendem normas ASTM (*American Society for Testing Materials*) e correspondentes em outros padrões como ASME (*American Society of Mechanical Engineers*), EN (*European Standards*) e JIS (*Japanese Industrial Standards*). Podem ser produzidos por laminação convencional ou controlada e passar por tratamentos térmicos de normalização ou têmpera e revenido [18,19, 34].

3.6 MECÂNICA DA FRATURA APLICADA À INTEGRIDADE ESTRUTURAL

A mecânica da fratura trata do comportamento à fratura de componentes contendo defeitos ou trincas submetidos a carregamentos monotônicos ou cíclicos tendo como objetivo primeiro estimar a vida útil destes componentes em situações semelhantes às encontradas na prática. Os primeiros conceitos foram publicados na década de 1920 por Griffith que relacionou a tensão de fratura com o tamanho de trinca existente em materiais frágeis utilizando conceitos da primeira lei da termodinâmica para a propagação instável da trinca através de um balanço de energia simples [37,38].

O posterior desenvolvimento da Mecânica da fratura teve como motivação as ocorrências de falhas em carregamentos inferiores às tensões nominais de resistência mecânica nas décadas de 1940 e 1950. Exemplos destas ocorrências são as fraturas dos primeiros cascos fabricados totalmente soldados dos navios da série *Liberty* e da fuselagem dos primeiros aviões comerciais a jato modelo *Comet*. O conceito da Mecânica da fratura pode ser aplicado em abrangente nível de complexidade que envolve análise de tolerância a defeitos, avaliação do comportamento em fadiga do material e susceptibilidade a meios agressivos [37,39].

Conforme destacado por Burdekin [40], a aplicação da Mecânica da fratura especificamente em vasos de pressão teve um incremento a partir de eventos de falha por fratura frágil de grandes vasos de pressão e caldeiras ocorridas nas décadas de 1960 e 1970. Até o momento citado, os códigos de projeto e fabricação estavam centrados na abordagem de iniciação de defeito, ou seja, limitar as tensões na membrana do vaso de pressão a uma fração da tensão de escoamento, da tensão limite de resistência à tração ou da resistência à ruptura por fluência de modo a evitar a fratura frágil pela prevenção da iniciação de defeito. Assim, verificou-se a necessidade de desenvolver uma metodologia para avaliar o comportamento de defeitos e suas interações com as cargas aplicadas e propriedades físicas e mecânicas dos materiais de construção, pois, a partir das investigações das falhas foi verificada que a iniciação ocorreu em defeitos pré-existentes na membrana interagindo intensamente com as condições dos materiais e do tratamento térmico de soldagem além de concentradores de tensões e tensões residuais.

Egan e Robinson [41] também destacam que a abordagem convencional pelas propriedades mecânicas dos materiais não é suficiente para avaliar as falhas mais comuns em estruturas soldadas como a fadiga. Para uma avaliação mais adequada destas falhas são necessárias dados relevantes adicionais como os valores de tenacidade à fratura e taxas de crescimento de trinca sob carregamentos. Os avanços nos métodos de análise de tensões e na caracterização do comportamento dos materiais tornaram possível estabelecer procedimentos de projeto que usam modelos de engenharia para prever um modo de falha particular.

Se a propagação de uma trinca a partir de um defeito no material for considerada o modo de falha mais provável em uma estrutura, a tensão permissível pode ser avaliada através de um modelo de engenharia da Mecânica da fratura que relaciona a tenacidade a fratura, o tamanho do defeito, a geometria do defeito e o nível de carregamento. Então, os códigos que utilizam os níveis de tensão de escoamento ou limite de resistência à tensão como critérios de projeto podem ser complementados com as técnicas da Mecânica da fratura de modo a otimizar o procedimento de projeto para estruturas soldadas como em vasos de pressão [41].

Desta forma, a tenacidade à fratura do material e o tamanho do defeito presente no componente são as variáveis que diferenciam a Mecânica da fratura da abordagem tradicional da Resistência dos Materiais que relaciona a tensão máxima aplicada com a resistência mecânica para critério de ruptura. Em função das características físicas dos materiais a serem analisados, a Mecânica da fratura pode ser dividida em duas linhas principais: a Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL) e a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) [38,39].

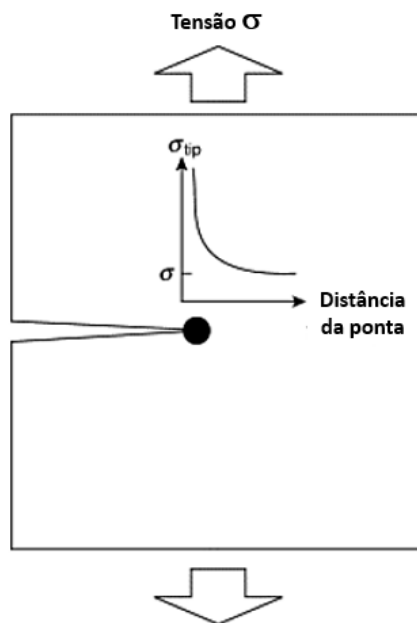
3.6.1 Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL)

É aplicada quando há fratura do material no regime elástico ou em casos onde a zona plástica tem dimensões reduzidas em relação ao tamanho da trinca e da peça fraturada. Materiais com baixa capacidade de deformação plástica normalmente não têm capacidade de relaxar o campo de tensões na ponta da trinca levando a uma alta concentração de tensões. A propagação da trinca neste tipo de materiais ocorre de forma rápida e instável característica de um

comportamento denominado frágil [37,38].

A Fig. 6 ilustra o modelo de zona plástica na ponta da trinca na metodologia da Mecânica da Fratura Elástica-Linear.

Figura 6: Modelo da ponta da trinca pela Mecânica da Fratura Elástica-Linear.



Fonte: Adaptado de [37].

As tensões na ponta da trinca são caracterizadas por um fator de intensidade de tensão K . Este fator K foi introduzido por Irwin em 1957 e é uma propriedade do material independente da geometria ou das cargas aplicadas. Quando um valor crítico K_c é atingido haverá a falha do componente pela propagação rápida da trinca. Este valor K_c é descrito como tenacidade à fratura do material [42].

De acordo com Terfas e colaboradores em artigo publicado em 2013 [43], vasos de pressão operam normalmente em condições nas quais os critérios da MFEL não são válidos devido à elevada plasticidade que precede a propagação da trinca. A distribuição da triaxialidade de tensões na região à frente da trinca é dependente do nível de carga e geometria da trinca e tem, em consequência, um efeito relevante no crescimento dúctil da trinca. Sob esforço de tração, a trinca tem um crescimento mais uniforme quando comparado com esforço de flexão, propagando até o nível mais profundo da parede do vaso de pressão até o ponto de atravessar a espessura da parede.

Bakker [44] também observou que para a avaliação de segurança à fratura em vasos de pressão fabricados em aço, devido à extensão elevada de escoamento na frente da trinca, uma metodologia diferente deveria ser utilizada. Neste casos, parâmetros da MFEP deveriam substituir o fator de intensidade de tensão K , como por exemplo o parâmetro de integral J como proposto por James R. Rice em 1968.

Muitas expressões já foram desenvolvidas para definição do fator de intensidade de tensões na ponta da trinca e, desta forma, análises de fratura podem ter uma primeira abordagem pela MFEL. Porém, com o aumento de ductibilidade dos materiais analisados, a resposta estrutural pode se tornar não-linear fazendo com que a abordagem pela MFEL se torne menos precisa e com resultados inválidos [45].

Portanto, a MFEL foi originalmente desenvolvida para descrever o crescimento de trincas e fratura sob condições frágeis ou quase-frágeis através dos conceitos da elasticidade linear. Para os materiais que exibem um comportamento mais dúctil que o permitido pela análise por MFEL, a avaliação do comportamento da trinca é mais convenientemente abordada pela metodologia da MFEP[39].

3.6.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

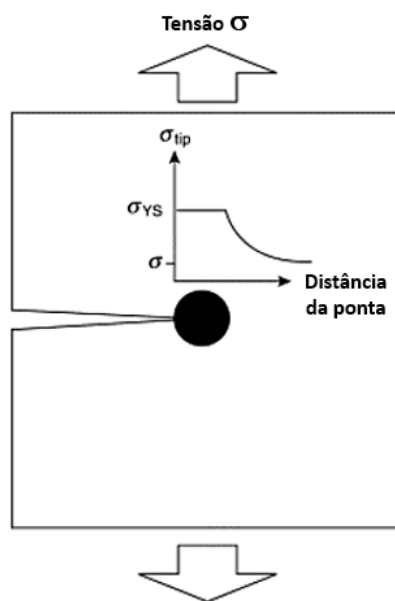
É aplicada para materiais que exibem comportamento não linear e independente do tempo como em deformação plástica precedendo a fratura em metais. O tipo de fratura predominante nos materiais abrangidos pela MFEP é dúctil, ou seja, quando o mecanismo de escorregamento é favorecido principalmente nos planos cristalinos de maior densidade atômica e que resulta em deformações plásticas consideráveis [37,38].

No modo de fratura dúctil, o processo de deformação plástica incorre em uma maior energia para propagação da trinca ocorrendo, desta forma, maiores valores de tenacidade à fratura. Em tubulações para transporte de fluido, para construção de áreas de troca de calor em caldeiras e vasos de pressão em geral, valores altos de tenacidade à fratura é uma característica de extrema importância na segurança operacional. Uma maior energia requerida para propagação da trinca e um crescimento estável nas primeiras unidades lineares de comprimento

das trincas no modo dúctil evitam uma falha catastrófica nos equipamentos críticos [38,46].

A Fig. 7 ilustra o modelo de zona plástica na ponta da trinca na metodologia da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica.

Figura 7: Modelo da ponta da trinca pela Mecânica da Fratura Elasto-Plástica.



Fonte: Adaptado de [38].

Conforme Caputo e colaboradores [47], os parâmetros usualmente adotados pela MFEL não são precisos em descrever o estado de tensão-deformação na ponta da trinca quando há ocorrência de escoamento significativo na região ao redor da ponta em um situação de escoamento de larga escala ou LSY (do inglês *Large-Scale Yielding*) onde há alta taxa de razão entre a área da zona plástica e o comprimento da trinca. O tamanho da zona plástica próxima a ponta da trinca depende de vários fatores, dentre eles, o limite de escoamento do material, as cargas aplicadas, o comprimento da trinca e a espessura do componente estrutural que contém a trinca.

Os parâmetros da MFEP podem ser determinados por testes normalizados em laboratórios realizados com o uso de corpos de provas com geometrias igualmente normalizadas. A consistência dos valores dos parâmetros obtidos em ensaios normalizados tem sido testada para aplicação em projetos e avaliação de vasos de pressão e tubulações em numerosos casos através da modelagem e análise por elementos finitos ou FEA (do inglês *Finite Element Analysis*) como nos

trabalhos de Nilsson e colaboradores [48], Aurich e colaboradores [49], Oh e colaboradores [50], Mora e colaboradores [51] Guerrero e colaboradores [52], Sedmak [53] e Silvestre e colaboradores [54]. Nos trabalhos destes pesquisadores buscou-se verificar, além da consistência dos valores dos parâmetros da MFEP, a aplicabilidade dos resultados laboratoriais em materiais, geometrias e configurações de trincas encontradas em casos reais e o efeito de diferentes sistemas de cargas aplicados simultaneamente no crescimento da trinca.

No contexto de projeto e manutenção de vasos de pressão e tubulações, a MFEP tem sido de grande valia nas avaliações de crescimento e formas de desenvolvimento de trinca de modo a predizer valores críticos de tensões e tamanhos de defeitos com margens suficientemente seguras. Na avaliação de defeitos em estruturas construídas com material dúctil sob pressão hidrostática interna onde uma trinca superficial pode se desenvolver em uma sequência diferente de formas quando comparada com a fadiga e outros modos de falha induzidos pelo fator de intensidade de tensões, o formato de trinca é um item significativo na estabilidade de sua propagação e na metodologia de vazamento antes da falha ou LBB (do inglês *Leak Before Break*) [43,55].

Na metodologia LBB para vasos de pressão e tubulações, o entendimento sobre o desenvolvimento da trinca é de grande importância para estimar a área de abertura da trinca na ocorrência da falha, ou seja, que haverá uma propagação estável da trinca provocando um vazamento detectável antes da propagação instável da trinca. O principal conceito da metodologia LBB reside no fato de que uma estrutura deverá ser tenaz o bastante para permitir uma abertura de trinca grande o suficiente para ocasionar um vazamento maior que o nível mínimo detectável pelos sistemas de segurança antes do seu colapso plástico [43, 56-58].

Desta forma, a MFEP tem sido desenvolvida fortemente na avaliação da integridade estrutural em casos reais da indústria, principalmente em reatores sob pressão na indústria nuclear, tanques de armazenamento de fluídos e tubulações na indústria de hidrocarbonetos. Uma variedade de parâmetros de ponta da trinca foi desenvolvida para uma abordagem de curva de resistência a fratura plástica e progressos no desenvolvimento de experimentos práticos e nos procedimentos analíticos para aplicação dos parâmetros têm sido feitos de modo a padronizar os procedimentos de obtenção de valores de tenacidade à fratura em materiais dúcteis [59,60,61].

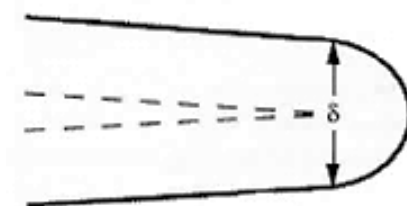
Dentre os principais parâmetros da MFEP que buscam resolver problemas de fratura em materiais com tenacidade elevada apresentando deformação plástica na ponta da trinca estão o método *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD) e o método Integral J [38,42].

3.6.2.1 *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD)

Em 1961, durante exame da fratura de corpos de prova, Wells verificou que as faces da trinca tinham propagado independentemente da fratura principal, deformações plásticas tinham embotado a ponta da trinca que inicialmente era aguda. O grau de embotamento aumentava proporcionalmente com a tenacidade do material, desta forma, Wells propôs que a abertura da ponta da trinca poderia ser uma medida da tenacidade à fratura do material através do parâmetro denominado *Crack Tip Opening Displacement* [38].

A Fig. 8 ilustra o grau de embotamento da ponta da trinca indicado por δ representando o CTOD, onde a linha pontilhada é a geometria da ponta da trinca aguda antes da aplicação da tensão de abertura e a linha cheia é a trinca com embotamento causado pela aplicação da tensão.

Figura 8: Deslocamento δ representando o CTOD em função do embotamento na ponta da trinca.



Fonte: Adaptado de [38].

O CTOD mede o deslocamento causado na ponta da trinca devido o fenômeno de embotamento em decorrência da formação de uma zona plástica. Com este parâmetro é possível determinar o tamanho de trinca crítico a partir do qual ocorre sua propagação sob aplicação de carga [42].

3.6.2.2 Integral J

Método desenvolvido por James R. Rice em 1968 nos Estados Unidos utiliza o conceito de balanço de energia onde, em condições elásticas, J é

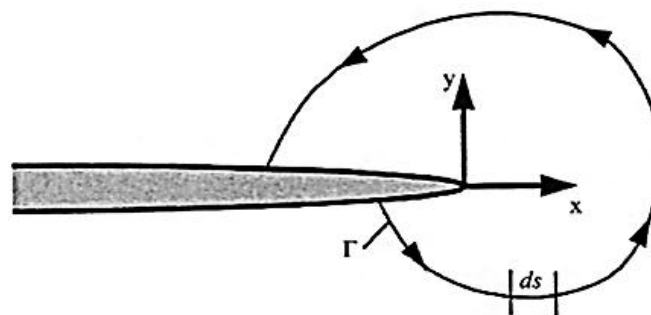
equivalente à taxa de dissipação de energia potencial elástica relacionada com o crescimento da trinca e que em um contorno arbitrário fechado em torno da ponta da trinca, J equivale a zero [42,62].

A Integral J pode ser entendida como a quantidade de energia disponível no material para um pequeno crescimento de trinca. Quando o material está sujeito a aplicação de tensões, ocorre acúmulo de energia potencial na ponta da trinca e a dissipação desta energia cria novas superfícies. Similarmente, pode ser entendida também como a dissipação da energia potencial necessária para a geração de novas superfícies quando o material tem comportamento elástico não linear. Por definição, desta forma, a Integral J é a energia por unidade de área necessária para a propagação da trinca [37,46].

Desta forma, considerando o comportamento elasto-plástico dos materiais idealmente como não-linear, Rice definiu o parâmetro J como a média da quantidade de energia disponível para um pequeno crescimento de trinca podendo ainda ser determinado através de uma integral de linha calculada no plano normal à trinca.

A Fig. 9 ilustra um contorno fechado arbitrário ao redor da ponta da trinca com o percurso Γ no sentido anti-horário. O comprimento incremental sobre o contorno Γ é representado por ds . Conforme Rice, a integral J é independente do caminho de integração ao redor da trinca.

Figura 9: Contorno fechado arbitrário ao redor da ponta da trinca.



Fonte: Adaptado de [38].

A integral J do método desenvolvido por Rice é dada pela Eq. 8 [28]:

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (8)$$

A densidade de energia de deformação w é dada pela Eq. 9:

$$w = \int_0^{\epsilon_{ij}} \frac{\partial w}{\partial \epsilon_{ij}} d\epsilon_{ij} \quad (9)$$

T_i são os componente do vetor de tração dados pela Eq. 10:

$$T_i = \frac{\partial w}{\partial \epsilon_{ij}} n_{ij} \quad (10)$$

O vetor de deslocamento u_i é dado pela Eq. 11:

$$u = u_1 \hat{i} + u_2 \hat{j} \quad (11)$$

Assim, a Integral J representa um parâmetro de energia e é também um parâmetro de campo que descreve a distribuição de tensões e deformações na região ao redor da ponta da trinca. Também em 1968, os pesquisadores Hutchinson, Rice e Rosengreen mostraram que o parâmetro J descreve o campo de tensões e deformações na ponta da trinca de um material não elástico-linear, ou seja, onde as trajetórias de deformação do material durante o carregamento e descarregamento não são rigorosamente semelhantes, cujo comportamento é descrito pela Eq. 12 [27]:

$$\frac{\epsilon}{\epsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (12)$$

Onde σ_0 é tensão de referência, normalmente é o limite de escoamento do material, ϵ_0 é a deformação elástica associada, α é uma constante adimensional e n é um parâmetro de ajuste em função da capacidade de encruamento do material. Assim, Rice e Rosengreen definiram uma zona de singularidade que descreve o campo de tensões na frente da trinca indicada pela Eq. 13 [38]:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left[\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right]^{n/n+1} \bar{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (13)$$

Onde σ_{ij} é o tensor de tensões, E é o módulo de elasticidade, I_n uma constante de integração e $\bar{\sigma}_{ij}(\theta, n)$ é uma função adimensional.

Por conseguinte, a zona de dominância de J é definida como uma região na frente da trinca onde a Eq. 13 é válida sendo uma condição de similaridade para o estabelecimento da MFEPe para que o parâmetro J seja aplicável para caracterização do campo de tensões e das condições de fratura nas vizinhanças da trinca em sólidos contendo defeito de diversas configurações geométrica [37,38].

Nos casos de materiais com extensa deformação plástica e propagação estável de trinca antes da fratura, a utilização do parâmetro Integral J tem uma maior predominância apresentando vantagens significativas como facilidade de avaliação por modelo computacional e na delimitação do campo de deformação na porta da trinca, além de prover uma estimativa do limite inferior das condições para a fratura [58,63,64].

Conforme Wang e colaboradores [65], o parâmetro Integral J tem sido gradualmente desenvolvido e aceito no campo da engenharia pois a sua fundamentação teórica torna a avaliação de fratura em vasos de pressão não mais limitada à simples avaliação de fraturas frágeis ou da iniciação de trincas. A abordagem pela Integral J permite a análise do processo completo da fratura dúctil, da iniciação da trinca, passando pelo crescimento estável até a fratura instável. Zhu e Lam [66] ressaltaram que o parâmetro de Integral J tem sido extensivamente utilizado para quantificar a resistência à fratura de metais e outros materiais dúteis com aplicações em seleção de materiais e análise de integridade estrutural.

Duvenhage e Wannenburger [67] demonstraram que o uso dos dados obtidos em ensaios de Integral J para analisar o corpo de um vaso de pressão para adsorção de gases fabricado em aço de baixo carbono soldado é parte essencial para aplicação do conceito LBB e para investigação de vida remanescente em estudo de caso real na indústria química. Kikuchi e colaboradores [68] analisaram o efeito de diferentes configurações de trincas no corpo de vaso de pressão submetido à tensões térmicas cíclicas e hidrostática interna no parâmetro de

integral J e verificaram que a contração das paredes do vaso de pressão devido à redução da temperatura de operação pela circulação de um fluido de refrigeração reduz a abertura da ponta da trinca e os valores do parâmetro J e que a existência de cladding na superfície interna do vaso não afeta de maneira preponderante o parâmetro J em uma trinca semi-elíptica.

Feng e colaboradores [69] demonstraram por métodos de elementos finitos a validade de duas definições do parâmetro de Integral J, sendo uma delas a de integral de contorno independente do caminho e o outro da taxa de liberação de energia, na avaliação de uma trinca longitudinal de profundidade uniforme em um cilindro pressurizado internamente, concluindo que a Integral J é um parâmetro aplicável na avaliação de segurança em condições elasto-plásticas.

As metodologias de medições experimentais e a padronização de métodos têm papéis fundamentais na aplicação prática da Mecânica da fratura na engenharia de avaliação ampla de integridade estrutural ou FFS (do inglês *Fitness For Service*), no projeto tolerante ao dano e na análise de tensões residuais ou RSA (do inglês *Residual Strenght Approach*) [42,70,71].

Materiais dúteis, para certos níveis de tensão, se deformam plasticamente e tendem a acumular energia em forma de energia plástica, sendo necessária mais energia para propagar a trinca. O embotamento da trinca está relacionado com o valor de tenacidade à iniciação do crescimento de trinca. Assim, a tenacidade é uma medida da capacidade de resistência à fratura de um material contendo uma trinca podendo ser um único valor que descreve o início da ruptura estável sob tensão ou uma curva crescente que caracteriza a resistência ao crescimento estável da trinca [37,38,66].

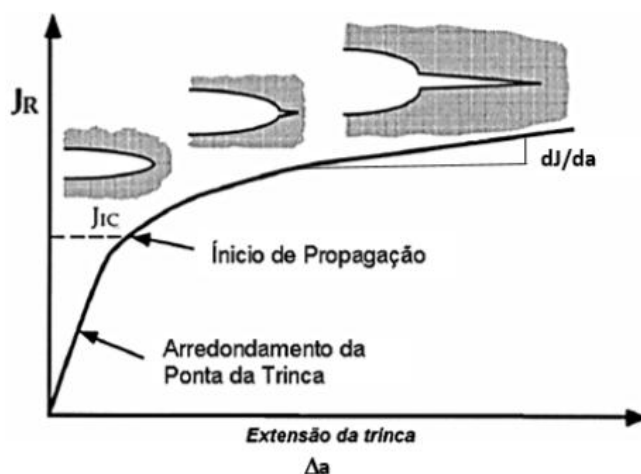
Desta forma, o resultado do ensaio de tenacidade à fratura baseado na metodologia da integral J é uma curva do parâmetro J versus Δa (também denominada curva J-R), ou seja, energia por unidade de área para propagação da trinca em função da extensão da trinca. Esta curva inicia-se a partir de uma pré-trinca com o material descarregado. Com o início do carregamento, a trinca embota e este embotamento aumenta com a elevação da carga. Com o primeiro avanço da trinca é definido o valor crítico da integral J representado por J_{Ic} [37,38].

O valor crítico J_{Ic} fornece informação sobre o início da propagação estável de trinca em materiais dúteis sendo que após a trinca alcançar este valor, a propagação ocorre por mecanismo de crescimento e coalescimento de

microvazios. A curva J-R fornece uma descrição mais detalhada do crescimento da trinca pois, à medida que ocorre a propagação do defeito há um aumento da influência do nível de restrição plástica na ponta da trinca devido a fatores como o tamanho e geometria do corpo de prova, comprimento da trinca e modo de carregamento [66,72,73].

A Fig. 10 mostra esquematicamente a curva J versus Δa e o valor crítico J_{Ic} .

Figura 10: Curva esquemática de resistência J versus extensão da trinca com indicação do valor crítico J_{Ic} que caracteriza o início da ruptura estável.



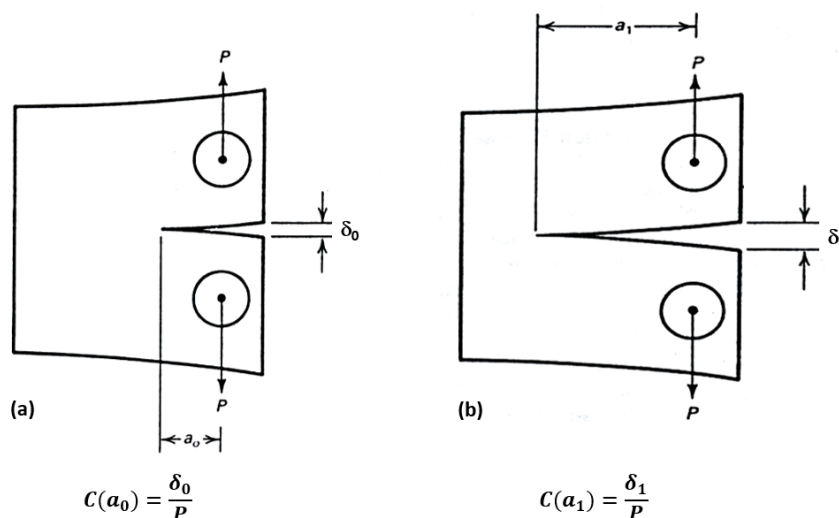
Fonte: Adaptado de [38].

Experimentalmente, diferentes métodos podem ser utilizados para determinar a curva J-R de um material. Os primeiros a apresentarem um procedimento experimental para medição da Integral J foram Begley e Landes [74] através de vários corpos de provas com tamanhos iniciais de trincas diferentes e utilizando o conceito de que a Integral J é a variação de energia de deformação em função do comprimento de trinca [38,46,74].

Devido a elevados custos e tempo para preparação dos corpos de prova, além do problema de homogeneidade do material interferir nos resultados, métodos de obtenção do parâmetro de Integral J e extensão da trinca com apenas um corpo de prova foram desenvolvidos como a queda do potencial elétrico, a normalização linear da carga e a variação da flexidade elástica (também denominado método *compliance*), sendo este último utilizado nesta tese [38,66,75,76]. A flexibilidade elástica C é expressa como o quociente do

deslocamento COD representado por δ da boca da trinca e a carga aplicada P , isto é, $C = \frac{\delta}{P}$, conforme ilustrado na Fig. 11.

Figura 11: Definição da flexibilidade elástica C como a relação entre abertura da boca da trinca δ e a carga P para obtenção do comprimento de trinca a .



Fonte: Adaptado de [38].

A curva J-R determinada por ensaios padronizados fornece dados que representam supostamente a condição de mais alta restrição, ou grau do estado de triaxialidade de tensões, resultando em limites inferiores de propriedades [75].

Diversos trabalhos na literatura [77-79] abordaram a questão da restrição plástica na transferibilidade de resultados obtidos em ensaios padronizados de tenacidade à fratura para análise de integridade de estruturas e componentes de engenharia e as diferentes fontes de interferência no estado de triaxialidade de tensões na ponta da trinca como os tipos de carregamentos, profundidade da trinca e o efeito de entalhe. Pontos conclusivos destes trabalhos são a grande variabilidade da tenacidade à fratura em função dos parâmetros de restrição na ponta de trinca e o conservadorismo dos valores de tenacidade à fratura oriundos de ensaios com corpos de prova padronizados, pois estes apresentam usualmente uma condição de alta triaxialidade de tensões, ou seja uma condição de alta restrição quando comparadas a situações de trincas em componentes de engenharia. Assim, componentes estruturais podem estar sujeitos a uma vasta variedade de restrições e os dados dos ensaios podem conduzir a valores muito conservativos quando comparados à aplicação real.

Por conseguinte, quando é requerida uma maior aderência possível dos dados de ensaios padronizados com a situação real de um componente estrutural, pode-se levar em conta análises auxiliares por modelos micromecânicos que exigem uma substancial análise por elementos finitos [85].

A modelagem micromecânica, conforme Pineau e Pardoen [80], é uma abordagem mais complexa da Mecânica da fratura do que a abordagem global que assume que a fratura pode ser descrita por um ou dois parâmetros de carregamento como o fator K e a Integral J . É uma análise especificamente localizada da fratura e exige medições metalográficas mais detalhadas para ligas metálicas (tamanho de grão, volume de fases, formato das partículas) e avançadas técnicas para cálculo por elementos finitos. Porém, quando comparada com a abordagem convencional da Mecânica da fratura, a modelagem micromecânica tem a vantagem da transferência de maneira mais generalizada dos parâmetros obtidos para fraturas dúteis entre corpos de prova de diferentes geometrias e dos resultados de ensaios laboratoriais para componentes reais levando-se em conta o efeito de dimensões e restrições.

Nesta tese foi priorizada a determinação das curvas J-R apenas por procedimento experimental normalizado conforme a norma ASTM E1820 considerando um alto estado de triaxialidade de tensões na ponta da trinca, a exemplo de procedimentos bem estabelecidos de avaliação de integridade estrutural como BS 7910, R6 e API 579 [77,81-84]. Estes procedimentos foram desenvolvidos para avaliação quantitativa com objetivo de demonstrar a integridade estrutural de componentes e equipamentos em serviço contendo falhas ou danos e, por padrão, consideram um alto estado de restrição na ponta da trinca assumindo que os valores obtidos são conservativos [81,82].

3.7 FADIGA DOS METAIS

A fadiga é um processo progressivo de mudança estrutural permanente que ocorre em um material sujeito a condições que produzem flutuações de tensões e deformações em algum ponto ou pontos até que possa culminar em trincas ou a fratura completa após um suficiente número de flutuações. Para que a trinca por fadiga se inicie ou se propague é essencial que [85]:

- a) A tensão seja cíclica;

- b) Uma parte de cada ciclo de tensão seja de tração;
- c) A trinca deve iniciar na superfície ou próxima a ela ou de alguma descontinuidade.

Nos metais, a fratura por fadiga é iniciada preponderantemente em uma descontinuidade que tende a crescer sob cargas cíclicas. À medida que a trinca nucleada na descontinuidade se propaga, a seção resistente do componente é reduzida aumentando a tensão na seção remanescente. Com a progressiva redução da seção resistente, a ruptura ocorrerá quando a tensão atuante for maior que a tensão de resistência mecânica do componente. Desta forma, o processo de fadiga pode ser dividido em três estágios [86]:

- I. Nucleação da trinca por deformação plástica localizada e propagação inicial;
- II. Crescimento estável da trinca no plano perpendicular à direção da tensão principal de tensão;
- III. Propagação instável da trinca e ruptura do componente.

As bandas de deslizamento persistentes ou PSB (do inglês *Persistent Slip Band*) são locais principais para nucleação de trincas por fadiga em materiais macroscopicamente isotrópicos. A iniciação das trincas por fadiga tendem a se concentrar na interface das bandas de deslizamento persistentes e a matriz do material após a saturação de discordâncias localizadas. Nas PSB é comum o surgimento de saliências e reentrâncias denominadas extrusões e intrusões conforme ilustrado na Fig.12 [86,87].

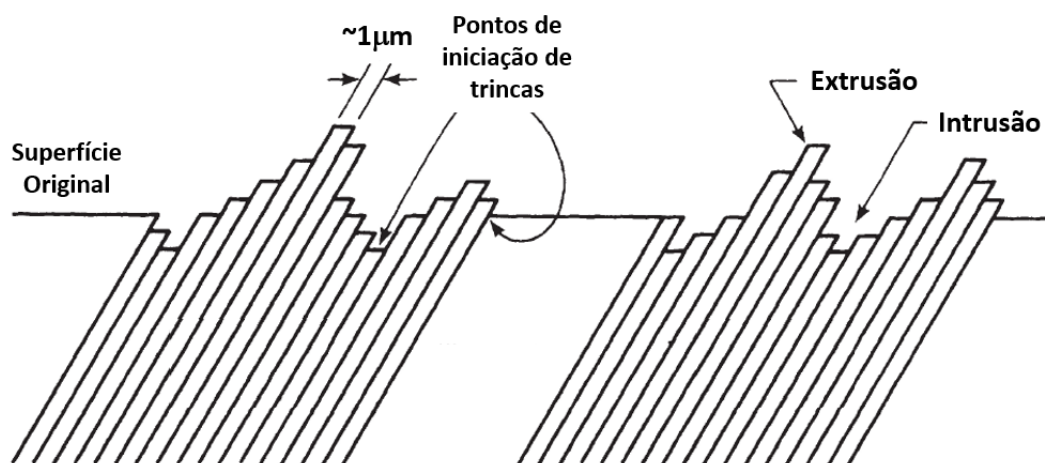
Um único ciclo de carga pode ser suficiente para criar uma intrusão microscópica no material formando assim uma microtrinca, sendo o processo de nucleação um processo de ruptura das ligações entre os átomos do material, ou seja, ocorre uma decoesão por tração ou decoesão por cisalhamento ou por ambos esforços [86,87].

No estágio I de nucleação em um metal policristalino, a trinca por fadiga pode percorrer poucos tamanhos de grão antes que o mecanismo de propagação mude para o estágio secundário de propagação e tome a direção normal à maior tensão aplicada. Consequentemente, durante o estágio I, a nucleação das trincas ocorre devido ao deslizamento de planos nos sistemas mais favoráveis da estrutura cristalina formando ângulo de 45° com a aplicação da força. A nucleação ocorre de maneira mais favorável em descontinuidades do material sendo estas

de caráter estrutural, como interfaces de segunda fase, ou geométricas, como riscos ou micro vazios [86].

A Fig. 12 mostra o perfil dos planos de escorregamento do estágio I de nucleação de trinca por fadiga onde a propagação é controlada pelo componente de cisalhamento da tensão aplicada.

Figura 12: Estágio I de nucleação da trinca por fadiga durante carregamento cíclico em metal policristalino.

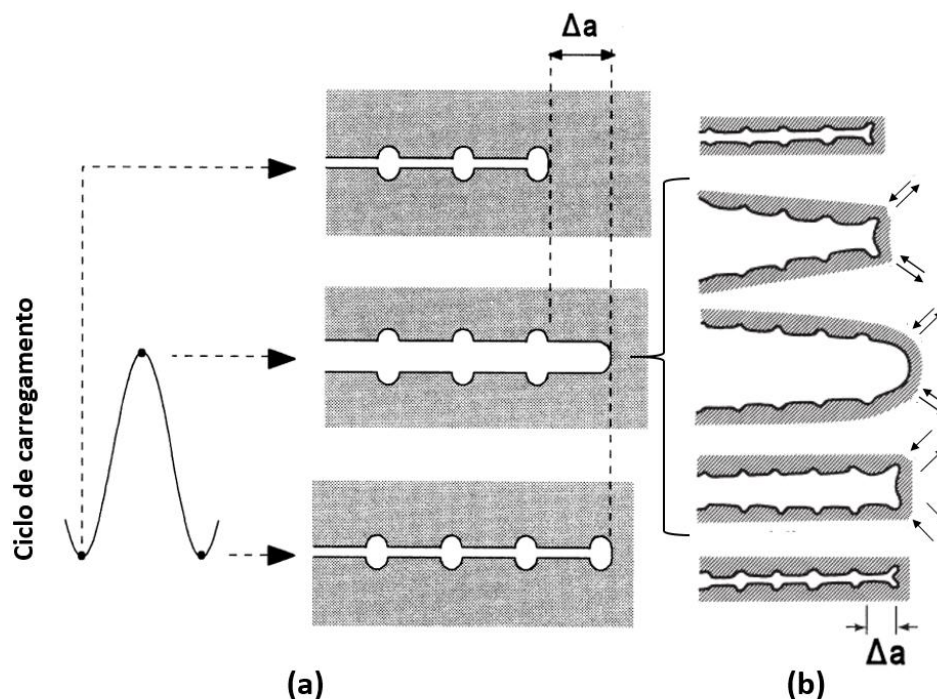


Fonte: Adaptado de [87].

O início do estágio II está associado à mudança para o deslizamento múltiplo de planos ocorrendo uma alteração de direção de propagação da trinca para um curso perpendicular à direção da máxima tensão de tração aplicada. O crescimento da trinca no estágio II ocorre por arredondamento e afinamento repetitivo da ponta da trinca quando, durante a parte trativa do ciclo de carregamento, ocorre deformações plástica na ponta da trinca e deslizamento localizado. Durante a reversão do ciclo de carregamento, as faces da trinca são forçadas uma contra a outra formando uma superfície de propagação.

A Fig. 13 mostra o estágio II de propagação de trinca por fadiga conforme o modelo proposto por C. Laird onde o fechamento da trinca na reversão do ciclo de carregamento inicia atrás da ponta da trinca o que cria uma marca em forma de “orelha” (do inglês *ear marking*) no fim da extensão da trinca durante um ciclo denominado por Δa . Esta forma de propagação está associada à formação de estrias de propagação devido à plasticidade cíclica [86].

Figura 13: Estágio II de propagação da trinca por fadiga conforme o modelo proposto por Laird.



Fonte: Adaptado (a) de [86] e (b) de [88].

Conforme Xiang [89], Liu e Mahadevan [90] e Fajri e colaboradores [91] o entendimento dos mecanismos de propagação de trinca por fadiga é um elemento de grande importância na predição de vida e avaliação de confiabilidade para o projeto de componentes estruturais e, apesar da extensa pesquisa realizada nas últimas décadas, ainda apresenta problemas desafiadores devido sua natureza complexa.

A taxa de propagação da trinca no estágio I é geralmente muito pequena quando comparada com a taxa do estágio II, da ordem de microns por ciclo. A superfície de fratura do estágio I apresenta morfologia característica de faceta de nucleação. Já a superfície de fratura do estágio II pode apresentar as estrias de fadiga que se formam perpendicularmente ao avanço da frente da trinca [87].

Cada estria é um avanço incremental da frente da ponta da trinca produzido pelo ciclos de carregamento e a extensão do avanço varia com a amplitude de carga. Porém, é importante ressaltar que cada ciclo de carregamento não produz necessariamente uma estria. A presença das estrias indica que a falha foi por fadiga, porém a propagação da trinca pode ocorrer sem a formação das mesmas. A ausência de estrias na superfície de fratura pode ocorrer por ductibilidade na ponta da trinca insuficiente para produzir por deformação plástica

uma estria observável [86,87].

O estágio III ocorre quando a trinca por fadiga atinge um tamanho crítico tal que a seção transversal remanescente não suporta a carga máxima aplicada no componente.

Os estudos sobre a fadiga foram intensamente incrementados durante o século XX e avanços importantes no entendimento dos mecanismos têm sido alcançados. A abordagem convencional para análise do comportamento em fadiga é baseado na curva tensão-vida que fornece a quantidade de ciclos necessários para que ocorra a nucleação e propagação até a ruptura de trinca por fadiga em um componente isento de defeitos. Porém, componentes estruturais apresentam defeitos em uso real. Estes defeitos são provenientes principalmente do processamento do material e da fabricação do componente. Desta forma, uma abordagem alternativa pela Mecânica da fratura do fenômeno de fadiga vem sendo desenvolvida para previsão de vida de componentes estruturais pelo estudo da propagação controlada da trinca [92].

3.7.1 Modelagem da propagação de trinca por fadiga

A mecânica da fratura aplicada à análise de trincas por fadiga permite determinar o tempo que um defeito leva para avançar de um tamanho inicial até um valor crítico a partir do qual ocorre crescimento instável da trinca e consequente fratura do componente. Este valor crítico é especificado pelas propriedades do material, configuração do componente e níveis de tensão. Na maior parte das situações práticas de propagação estável de trinca por fadiga, as zonas plásticas ficam restritas à ponta da trinca justificando a consideração da propagação da trinca no regime elástico-linear [92].

Para determinar a vida-útil de um determinado componente a fadiga é necessário o conhecimento da resistência ao crescimento sub-crítico de trincas pelo seu interior. Paris, Gomez e Anderson em 1961 utilizaram o fator de intensidade de tensão K da MFE introduzido por Irwin em 1957 para a correlação com a taxa de propagação da trinca por ciclo com o objetivo de estimar o crescimento de trinca por fadiga no estágio II [92,93,94].

A Eq. 14, conhecida como modelo de Paris, representa uma relação funcional parabólica entre a amplitude do fator intensidade de tensão ΔK e a taxa

de propagação da trinca por ciclo de carregamento do estágio II da propagação estável da trinca por fadiga.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (14)$$

Onde a é o comprimento da trinca, N o número de ciclos, C e m constantes empíricas influenciadas por variáveis como microestrutura do material, forma de onda, frequência de onda e razão de carregamento, e ΔK a diferença entre os fatores de intensidade de tensão máximo ($K_{\text{máx}}$) e mínimo ($K_{\text{mín}}$). A lei empírica de propagação de trinca por fadiga estabelecida pela Eq. 14 é uma forma bastante usual para caracterizar as taxas de propagação de trinca por fadiga para um amplo espectro de materiais e condições de ensaio. Também representa uma das representações mais úteis da teoria linear da Mecânica da Fratura Elástico-Linear [92].

Dados de propagação de trinca por fadiga podem ser obtidos por ensaios de corpos de prova pré-trincados e a variação do tamanho da trinca em função do número de ciclos de aplicação de cargas é monitorado e registrado. Estes dados podem ser plotados em uma curva $\frac{da}{dN}$ versus fator de intensidade de tensão K . Este fator descreve o estado de tensões na ponta da trinca de um material com comportamento elástico-linear. Pode descrever também o comportamento elástico não linear quando a zona plástica na ponta da trinca é pequena quando comparada às dimensões do componente. Isso permite a aplicação para metais e ligas metálicas no regime de escoamento de pequenas escalas ou SSY (do inglês *Small-Scale Yielding*). Por isso, o fator de intensidade K pode ser utilizado para estudar a propagação de trinca por fadiga em materiais de alta ductibilidade, pois valores de K necessários para causar crescimento de trinca por fadiga são relativamente baixos com a zona plástica na frente da trinca pequena podendo, assim, ser utilizada a Mecânica da Fratura Elástico-Linear [38,95].

Desta forma, uma trinca crescendo pela aplicação de uma tensão cíclica de amplitude constante apresenta uma zona de deformação plástica na sua ponta e o processo de crescimento deixa para trás uma deformação plástica nas faces da trinca. Se a zona plástica é suficientemente pequena para ser envolvida na zona de singularidade elástica, as condições na ponta da trinca são definidas por K e a

taxa de crescimento é definida por ΔK e pela amplitude de tensão definido como R (razão entre tensões mínima e máxima). Uma forma geral da propagação da trinca por fadiga é a Eq. 15 [38,95].

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (15)$$

Trincas e locais de nucleação de trincas sempre existirão em componentes estruturais sendo que, sob influência de tensões cíclicas, trincas poderão se formar e propagar podendo levar à fratura do componente caso este processo não seja combatido. Os estudos de fadiga mostram que a vida de um componente estrutural pode ser relacionada à taxa de propagação da trinca sob tensões cíclicas. Um modo para a avaliação desta propagação é pela curva de crescimento da trinca por ciclo e o fator de intensidade de tensão [38,86].

A Fig. 14 ilustra o comportamento típico do crescimento de trinca por fadiga em metais plotado no gráfico $\log\left(\frac{da}{dN}\right) \times \log \Delta K$. A curva sigmoideal contém três regiões distintas de acordo com o mecanismo de propagação da trinca [86].

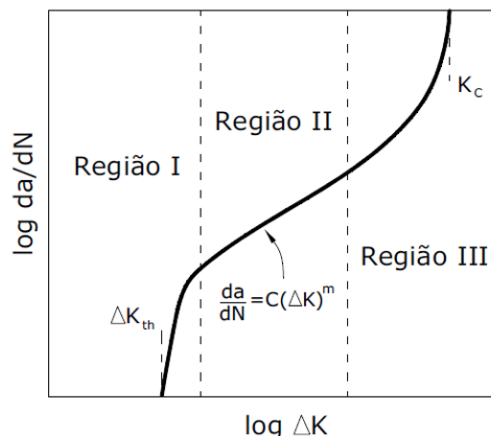
Na região I, a propagação da trinca depende fortemente do fator K de intensidade de tensão e o mecanismo de propagação é de caráter contínuo e de baixa taxa. A curva inicia com um ΔK maior que zero indicando que é necessária a aplicação de cargas dinâmicas para que a trinca possa nuclear. Em baixas taxas de propagação, a curva se aproxima da assíntota vertical no parâmetro denominado ΔK_{th} que representa o valor de propagação de trinca por fadiga *threshold* e abaixo do qual não haverá propagação da trinca [86,87,88].

A região II é caracterizada pela propagação estável da trinca sendo governada pelo modelo de Paris onde a relação $\log\left(\frac{da}{dN}\right) \times \log \Delta K$ torna-se linear. A zona plástica na ponta da trinca incorpora muitos grão, o processo de crescimento de trinca envolve fluxo através de dois sistemas de escorregamento e a trinca cresce através do avanço de uma quantidade fixa por ciclo de tensão [86,87,88].

Na região III corresponde à propagação instável da trinca com inclinação acentuada da curva. O fator de intensidade de tensão máxima no ciclo torna-se igual ao fator de intensidade de tensão crítico K_c levando à falha catastrófica

[86,87,88].

Figura 14: Comportamento típico da propagação de trinca por fadiga em metais



Fonte: Adaptado de [86]

Os modelos semi-empíricos empregados no estudo da propagação de trinca por fadiga em regime estável baseados no modelo de Paris, representada pela Eq. 14, podem apresentar desvios consideráveis entre valores previstos e resultados reais de vida em fadiga. O conceito de fechamento de trinca proposta por Elber que relaciona a propagação de trinca com um fator intensidade de tensão efetivo explica parte do desvio.

Porém, devido dificuldade na medição do fechamento de trinca, o que inibe a aplicação do conceito em uma gama de aplicações, foi proposta uma abordagem unificada que não nega o fenômeno de fechamento de trinca, mas o desconsidera e procura descrever os efeitos da razão de tensões por meio da definição de parâmetros específicos que representam a força motriz da trinca [96,97,98].

3.7.2 Fatores que afetam a propagação estável da trinca por fadiga

Diversos fatores influenciam o estágio II de propagação de trinca por fadiga: tensão média e razão de carga R , tenacidade à fratura do material, espessura ou a seção transversal do componente, microestrutura do material e meio ambiente de operação do componente. Dentre estes diversos fatores, cabe ressaltar a importância do efeito da razão de carregamento R e o efeito do meio ambiente, pois são itens que podem variar durante vida de operação de determinado componente [38,88,95].

Conforme Hudson e Seward [99], as constantes C e m do modelo de Paris descrito na Eq. 14, de um modo geral, dependem do estado estrutural e propriedades mecânicas do material além das condições experimentais de razão e frequência de carga, temperatura e presença de meios corrosivos.

A razão de carregamento R indicada pela Eq. 16 possui grande influência na taxa de propagação da trinca. A Eq. 17 é uma das muitas equações empíricas utilizadas para explicar o efeito de R na taxa de propagação [88,100].

$$R = \frac{\sigma_{mín}}{\sigma_{máx}} = \frac{K_{mín}}{K_{máx}} = \frac{K_{máx} - \Delta K}{K_{máx}} \quad (16)$$

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \Delta K^m}{(1-R)K_c - \Delta K} \quad (17)$$

A taxa de propagação da trinca pode ser fortemente influenciada pelo meio ambiente de operação, sendo processos corrosivos os mais comumente verificados. A corrosão causa a formação de defeitos superficiais no componente exposto ao meio de forma que, estes defeitos, podem atuar como entalhes concentrando tensões. Quando há ocorrência concomitante dos processos de corrosão e fadiga, a resistência do material fica sobremaneira comprometida. Entretanto, o efeito do meio ambiente na taxa de propagação de trinca é de difícil mensuração devido ao grande número de variáveis mecânicas, metalúrgicas e químicas além da interação entre elas [38,101-104].

A relação entre o processo de corrosão e fadiga tem sido investigada em vários trabalhos. A pesquisa de Gruenberg e colaboradores [105] abordou a susceptibilidade da liga de alumínio 2024-T3 à corrosão e os subsequentes impactos nas propriedades mecânicas especificamente na vida em fadiga. Knysh e colaboradores [106] investigaram a influência da exposição de juntas de aço baixa liga soldadas por arco elétrico utilizadas em pontes ferroviárias e rodoviárias a ambiente corrosivo no comportamento à fadiga. Em Ebara [107] foram analisadas falhas por fadiga de palheta de turbina a vapor e de elemento estrutural de embarcação de grande porte para transporte de petróleo com a conclusão de que a exposição a ambiente corrosivo de vapor com contaminantes e petróleo bruto com 400 ppm de H_2S , respectivamente, exerceu papel predominante na

redução da vida em fadiga. Nos trabalhos de Van der Walde e Hillberry [108] e Burns e colaboradores [109] foi abordada a iniciação e desenvolvimento de trincas nucleadas por corrosão em ligas de alumínio pelo ensaio de fadiga de corpos de prova após imersão em ambiente corrosivo visando maior entendimento do processo de danos e melhorias no estabelecimento de intervalos entre inspeções e avaliação de componentes de aeronaves após grande período em operação.

Nesta tese foi empregada a modelagem semi-empírica da propagação estável da trinca por fadiga seguindo a norma ASTM E647-05 para obtenção de dados experimentais a partir de ensaios de corpos de prova obtidos de chapas na condição de como recebida e, para averiguação dos efeitos de corrosão da parede do digestor em ambiente alcalino de licor branco na vida em fadiga, na condição após corrosão simulada por ensaio de imersão.

3.8 MICROTTEXTURA CRISTALOGRÁFICA

As mudanças microestruturais da laminação a quente do aço carbono influenciam significativamente as características e textura cristalográfica do produto final. Em processos de laminação de chapas de aço, as mudanças dimensionais são sempre acompanhadas pela deformação plástica do metal, principalmente através do escorregamento dos cristais ao longo de certas direções cristalográficas. Este escorregamento ocorre preferencialmente ao longo dos planos cristalinos mais densamente ocupados [110].

Na estrutura cristalina do aço, a orientação cristalográfica é a forma em que os planos atômicos são posicionados em relação a uma referência fixa no volume. Se essa orientação não é aleatória, ou seja, se concentra em uma ou mais direções particulares diz-se que o aço tem textura cristalográfica [111].

Para acomodação das deformações, os grãos sofrem rotações de suas direções iniciais para orientações cristalográficas mais favoráveis desenvolvendo a textura cristalográfica de deformação. Esta textura final depende da orientação inicial dos grãos, da mudança de forma imposta na conformação e da temperatura em que o material foi deformado. A textura cristalográfica final de um aço é resultado da rota de processamento e cada etapa do processamento termomecânico leva ao surgimento de uma textura característica [110].

A grande relevância da texturização nos materiais metálicos é a influência

nas propriedades dos produtos conformados relacionado-se com o conceito de anisotropia. Uma estrutura uniforme com grão finos e orientações aleatórias resulta em propriedades similares independente da direção de ensaio, ou seja, o material é isotrópico. Porém, materiais com textura cristalográfica apresentam anisotropia, ou seja, as propriedades dependem da direção de ensaio [112].

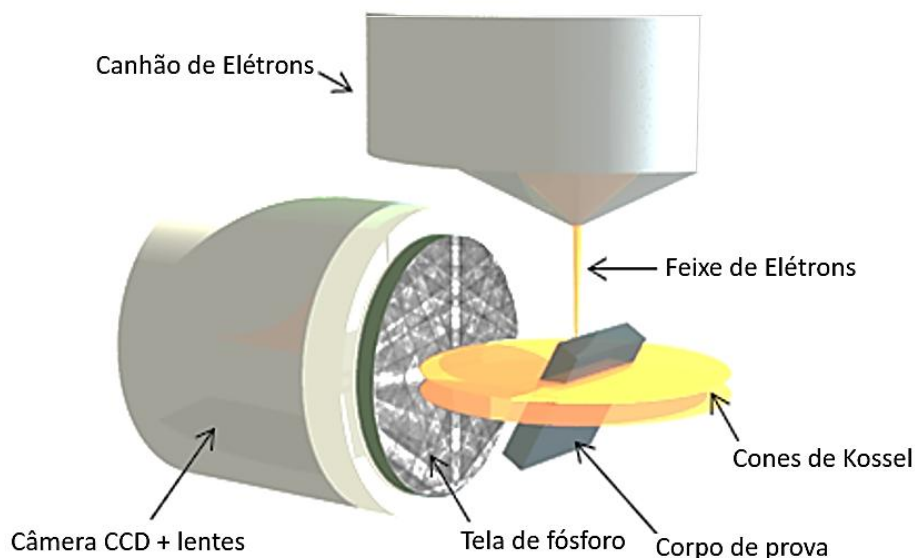
A orientação preferencial dos grão na textura pode ser definida de várias formas, sendo atualmente, a notação pelos índices de Miller a mais usual. Para uma chapa laminada, a orientação de um grão específico pode ser descrita pela direção de laminação (DL), direção normal (DN) e direção transversal (DT) que são ortogonais. Desta forma, a textura é caracterizada com o plano cristalográfico do grão paralelo à superfície da amostra $\{hkl\}$ e a direção cristalográfica do grão que é paralela à direção de laminação $\langle uvw \rangle$ [111,112].

A análise da microtextura cristalográfica é uma determinação estatística das orientações preferenciais dos grãos podendo ser obtida por técnica de difração por raio X ou por difração por elétrons retroespalhados EBSD (do inglês *Electron Back-Scattering Diffraction*) e representada por figuras de pólo e pela função de distribuição de orientação ODF (do inglês *Orientation Distribution Function*) [110, 113].

A difração por elétrons retroespalhados (EBSD) associado a microscopia eletrônica de varredura (MEV) possibilita a determinação da orientação individual de cada grão e, com auxílio de processamento digital, a determinação da fração volumétrica das principais orientações da amostra. Esta técnica é baseada na obtenção de um padrão a partir de elétrons retroespalhados que sofrem difração na rede cristalina [114].

A Fig. 15 ilustra a geração dos cones de Kossel e das linhas de Kikuchi devido à difração dos elétrons retroespalhados nos planos cristalográficos [24]. A interação dos elétrons do feixe com os elétrons do reticulado cristalino da amostra causa a formação de cones de difração, denominados cones de Kossel. Estes cones, ao interceptarem uma tela de fósforo formam as linhas de Kikuchi. Na tela de fósforo é formado também um fundo difuso devido a elétrons retroespalhados que tiveram interações inelásticas com átomos da amostra. A imagem é, então, processada de modo a reduzir ruídos, subtrair o fundo incoerente (denominado *background*), aumentar o contraste, além de indexar as linhas de Kikuchi [110,112].

Figura 15: Geração dos cones de Kossel e linhas de Kikuchi pela técnica de EBSD.



Fonte: Adaptado de [112].

A indexação é feita a partir de um plano cristalográfico específico, sendo desta forma, necessário o conhecimento prévio da microestrutura da amostra. A identificação dos padrões de Kikuchi é feita pela medição dos ângulos teóricos correspondentes aos planos difratores do sistema cristalino em questão [110].

3.8.1 Função distribuição de orientação

A função distribuição de orientação (*Orientation Distribution Function* - ODF) descreve a densidade de probabilidade de se encontrar uma determinada orientação dentro de uma fração de volume diferencial em relação a um sistema de coordenadas referencial. Especifica a frequência de ocorrência de determinadas orientações $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ em um espaço tridimensional denominado espaço de Euler, definido por três ângulos que formam um conjunto de três rotações aplicadas a cada cristal de modo a tornar seus eixos coincidentes com os eixos da amostra [112].

A ODF matematicamente representada por $f(g)$ tem a definição matemática conforme a Eq. 18 [110,112].

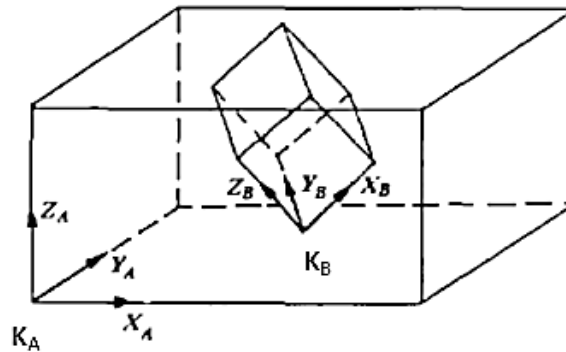
$$f(g)dg = \frac{dV(g)}{V} \quad (18)$$

A orientação cristalina é representada por g , V é o volume total de interesse e $dV(g)$ é o volume de uma específica gama de orientações dg em torno da orientação g . Esta distribuição é independente do tamanho, forma e localização dos cristalitos que compõem o material. A orientação cristalina g é definida por dois sistemas de coordenadas: um para o cristalito e um para a amostra. A definição da orientação é representada matematicamente pela Eq. 19 [111]:

$$K_B = g \cdot K_A \quad (19)$$

O sistema de coordenada da amostra é representado por K_A e do cristalito por K_B . A rotação necessária para que os sistemas de coordenadas da amostra e do cristalito passem a ser coincidentes é o valor de g . A Fig. 16 mostra a definição de orientação cristalográfica com as referências da amostra e do cristalito [112].

Figura 16: Definição da orientação cristalográfica e as referências da amostra K_A e do cristalito K_B .



Fonte: Adaptado de [112].

A ODF de um material que apresenta textura é quantificada em múltiplos da $f(g)$ aleatória ou *Times Random* (TR) em inglês. Desta forma, a função distribuição de orientação expressa a densidade de probabilidade de encontrar determinadas orientações g em um volume da amostra. Por exemplo, se a TR de uma orientação em uma amostra é dois, significa que esta orientação é duas vezes mais provável de ser verificada do que a aleatoriedade [114].

Neste capítulo, apresentaram-se alguns conceitos fundamentais sobre a

funcionalidade do digestor contínuo no processo de produção de celulose Kraft, além dos mecanismos de danos aos quais está sujeito durante tempo de operação. Ainda, foram apresentados as bases conceituais para a obtenção e análise dos dados acerca da resistência à propagação de trinca por fadiga, tenacidade à fratura e análise de microtextura por EBSD. Foram apresentadas a aplicabilidade do parâmetro fator intensidade de tensão K da MFEL na análise de propagação estável de trinca por fadiga, mesmo em materiais de elevada tenacidade; o parâmetro Integral J da MFEP na análise da tenacidade à fratura para materiais que apresentam escoamento significativo na ponta da trinca, como é o caso do aço ASTM A285C; além da fundamentação para investigar as orientações dos grãos do aço e a correlação com as propriedades de resistência à propagação de trinca por fadiga e tenacidade à fratura.

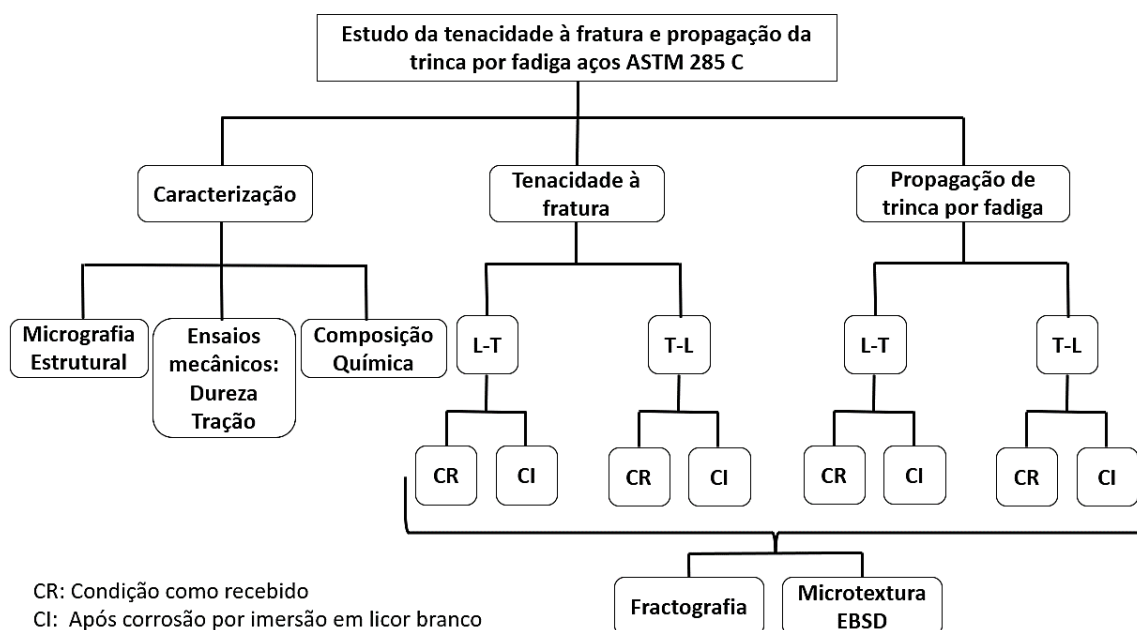
Em sequência, serão apresentados os materiais e métodos, com a descrição das preparações das amostras e dos procedimentos experimentais utilizados; os resultados e discussões sobre o que foi obtido dos ensaios e observações, bem como as considerações finais.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo, serão apresentadas as dimensões e configurações dos corpos de prova fabricados a partir de uma chapa de aço ASTM A285C, no estado como recebida da usina siderúrgica, nas orientações paralela e transversal à direção de laminação, além dos procedimentos dos ensaios para caracterização mecânica e microestrutural do material em questão. Adicionalmente, serão descritos também os procedimentos para os ensaios de corrosão por imersão em meio alcalino, de propagação de trinca por fadiga, de tenacidade à fratura e de microtextura por EBSD.

A Fig. 17 ilustra um fluxograma dos procedimentos experimentais executados para obtenção dos resultados e discussões descritas ao longo deste trabalho.

Figura 17: Fluxograma dos procedimentos experimentais.



Fonte: O autor.

4.1 MATERIAIS

4.1.1 Aço ASTM A285C

O material utilizado neste trabalho é um aço na forma de chapa laminada à quente com dimensões aproximadas de 2.000 x 1.000 mm e espessura de 25,4

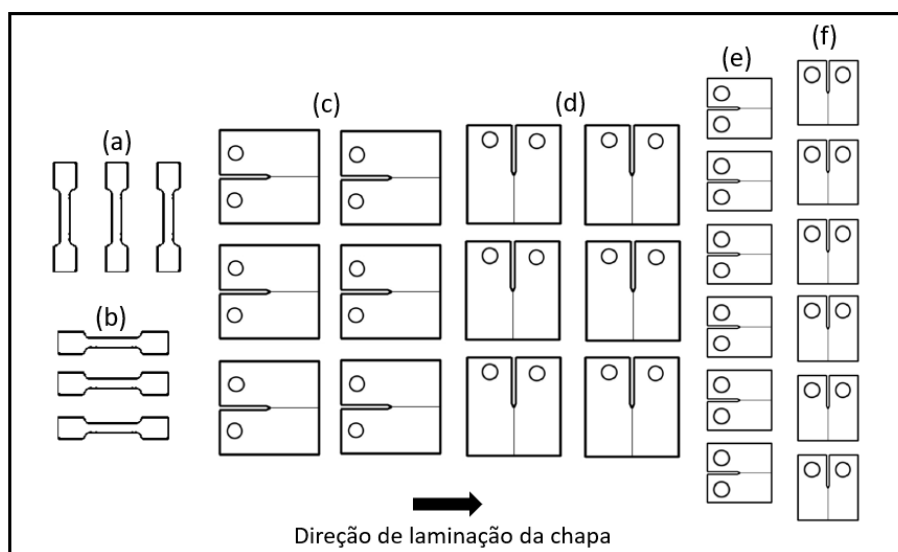
mm de especificação ASTM A285 grau C a partir da qual foram fabricados os corpos de prova e amostras seguintes:

- a) amostras para caracterização microestrutural e medição de dureza;
- b) corpos de prova para ensaio de tração;
- c) corpos de prova tipo *compact tension* C(T) para o ensaio de tenacidade à fratura;
- d) corpos de prova tipo *compact tension* C(T) para o ensaio de propagação de trinca por fadiga.

A Fig. 18 ilustra esquematicamente a retirada dos corpos de prova para os ensaios de tração, de propagação de trinca por fadiga e de tenacidade à fratura da chapa laminada.

Figura 18: Desenho esquemático de retirada dos corpos de prova da chapa laminada.

- (a) ensaio de tração orientação transversal à laminação;
- (b) ensaio de tração orientação paralela à laminação;
- (c) ensaio de propagação de trinca por fadiga orientação T-L;
- (d) ensaio de propagação de trinca por fadiga orientação L-T;
- (e) ensaio de tenacidade à fratura T-L;
- (f) ensaio de tenacidade à fratura L-T.



Fonte: O autor.

O ASTM A285 Grau C é uma especificação da *American Society for Testing and Materials* de aços estruturais com resistência à tração intermediária largamente empregada para construção de tanques de estocagem e vasos de pressão por processo de soldagem por fusão. As principais características deste aço são a versatilidade de desempenho quanto à temperatura de uso de -60°C a

500°C além da boa soldabilidade e trabalhabilidade em processos convencionais. Conforme trabalhos acerca das propriedades mecânicas deste aço, a razão elástica é de aproximadamente 0,55 em temperatura ambiente [36,115-118].

4.1.2 Licor branco

O licor branco de cozimento alcalino utilizado para ensaio de perda de massa por corrosão de metais por imersão, conforme descrito posteriormente no item 4.8 deste capítulo, dos corpos de provas de propagação de trinca por fadiga e tenacidade à fratura foi extraído da alimentação de cavacos para o digestor contínuo de um processo real de capacidade de produção média de 650 toneladas de fibra de celulose por dia.

Foi realizada uma adequação da composição química do licor branco para uma alta sulfidez de $40,5 \pm 1,5\%$ sendo a composição química média final usada no ensaio de corrosão por imersão indicada pela Tab. 1.

Tabela 1: Composição química média do licor branco utilizado para ensaio de imersão dos corpos de prova dos ensaios de propagação de trinca por fadiga e tenacidade à fratura.

Constituinte	Concentração (g/l)
Hidróxido de Sódio (NaOH)	84,11
Sulfeto de Sódio (Na ₂ S)	55,83
Sulfato de Sódio (Na ₂ SO ₄)	4,39
Carbonato de Sódio (Na ₂ CO ₃)	24,45

Fonte: O autor.

Esta adequação de composição química foi realizada com o intuito de simular taxas de corrosão mais elevadas devido uma sulfidez maior que a média utilizada em processos produtivos Kraft que é aproximadamente 30% [22]. Desta forma, buscou-se simular uma condição dos corpos de prova com danos infligidos por corrosão severa devido maior sulfidez com intuito de verificar o efeito de corrosão pré-existente nos ensaios de propagação de trinca por fadiga e de tenacidade à fratura.

4.2 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DO AÇO

A composição química do aço estudado foi obtida por espectrometria de emissão ótica conforme norma ASTM E415-17 [119] em espectrômetro Bruker Vertex 70v. Foram realizadas três análises na superfície da chapa laminada e a caracterização química foi baseada no valor médio de cada elemento representado por % em peso. A Tab. 2 apresenta os valores obtidos e a composição especificada pela norma ASTM A285 [120].

Tabela 2: Composição química (% em massa) do aço em estudo e a comparação com a especificação normalizada ASTM A285 [120].

	Medição 1	Medição 2	Medição 3	Especificação Padrão ASTM A285 C
C	0,123	0,125	0,126	0,28 _{máx}
Mn	0,896	0,895	0,899	0,90 _{máx}
Si	0,951	0,954	0,953	-
P	0,001	0,001	0,001	0,035 _{máx}
S	0,001	0,001	0,001	0,035 _{máx}
Cr	0,056	0,056	0,057	-
Mo	0,082	0,087	0,089	-

Fonte: O autor.

4.3 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

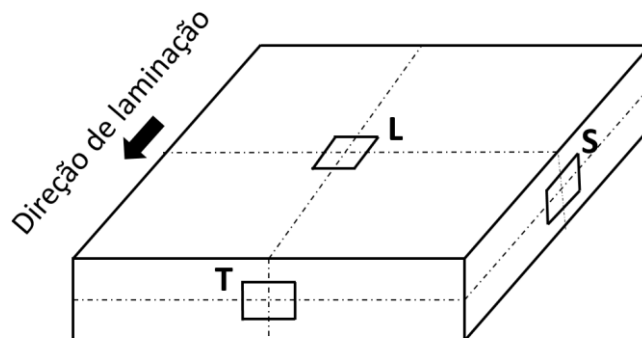
Para caracterização microestrutural do material foi realizada análise metalográfica com microscopia ótica. As análises foram realizadas em amostras extraídas da chapa de aço nos planos de laminação (L), espessura transversal à direção de laminação (T) e espessura longitudinal à direção de laminação (S).

As amostras foram embutidas em material polimérico rígido e preparadas conforme ASTM E3-11 [121]. O lixamento foi realizado com granulometria na sequência 400 a 2.000 seguido por polimento com suspensão de alumina com granulometria de 1 μm . O ataque foi realizado com reagente químico Nital 2%.

A análise de microscopia ótica foi realizada em equipamento Olympus BX51 com câmera digital Q-Color3 acoplada e software Image-Pro Plus 5 instalado no departamento de Engenharia de Materiais da UEPG. A Fig. 19 ilustra as

posições da amostragem na chapa de aço.

Figura 19: Posição da amostragem para caracterização microestrutural da chapa nos planos de laminação (L), transversal à direção de laminação (T) e espessura longitudinal à direção de laminação (S).



Fonte: O autor.

Na caracterização microestrutural, em cada amostra preparada metalograficamente, foram realizadas ainda a medição do tamanho de grão geral da estrutura conforme o procedimento planimétrico da norma ASTM E112-10 [122] e a medição de fração de fases com auxílio do programa de processamento digital de imagem *Image J* que através da distinção em tons de cinza da micrografia associadas a fases e constituintes é feita a quantificação de área selecionada.

4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA

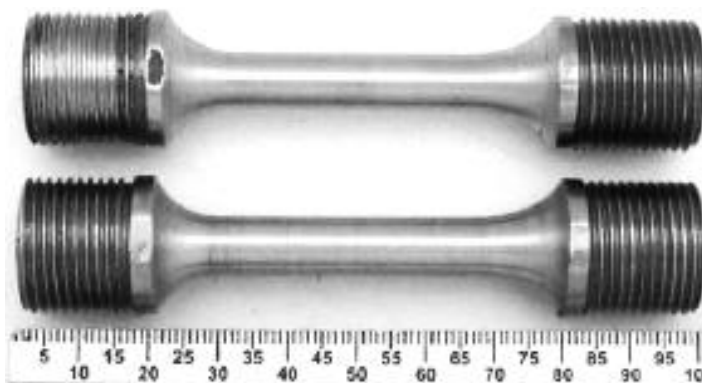
As medições de microdureza Vickers (HV) foram realizadas nas mesmas seções da caracterização microestrutural. Os ensaios foram executados conforme norma ASTM E384-17 [123] com carga crescente aplicada até o máximo de 1 kgf em um durômetro Leica modelo VMHT MOT instalado no departamento de Engenharia de Materiais da UEPG. Em cada plano L, S e T foram realizadas nove medições em uma matriz 3 x 3 com espaçamento constante de 5 mm em temperatura ambiente após retífica das superfícies.

4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados em temperatura ambiente conforme norma ASTM A370-20 [124] em 6 corpos de prova sendo 3 no sentido de laminação e 3 no sentido transversal à laminação da chapa na condição de como

recebida. A Fig. 20 ilustra a configuração dos corpos de prova do ensaio de tração utilizados.

Figura 20: Configuração dos corpos de prova do ensaio de tração.



Fonte: O autor.

Para realização dos ensaios de tração foi utilizada máquina de ensaio MTS modelo Landmark 370.25 com capacidade de 250 kN instalada no departamento de Engenharia de Materiais da UEPG.

4.6 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

Os ensaios de tenacidade à fratura pelo método de Integral J foram realizados na máquina MTS modelo Landmark 370.25 com capacidade de 250 kN instalada no departamento de Engenharia de Materiais da UEPG.

A definição do parâmetro J_{Ic} foi realizada com base na norma ASTM E 1820-17 [125] e o ensaio consistiu em submeter e realizar carregamentos e descarregamentos em determinados intervalos de tempo pré-estabelecidos o corpo de prova sob o Modo I de carregamento.

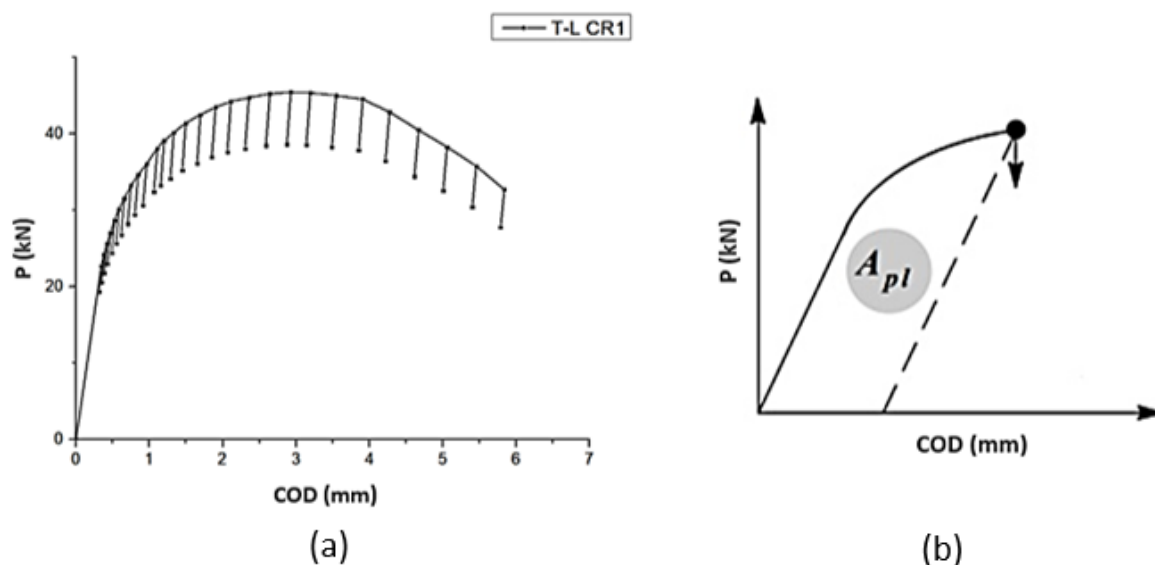
Assim, a curva $J \times \Delta a$ (J em função da variação do comprimento de trinca a) e o parâmetro de tenacidade à fratura J_{Ic} foram obtidos a partir da curva de carga versus abertura da ponta da trinca, ou seja, da curva $P \times COD$. O comprimento da trinca foi determinado pelo método da flexibilidade elástica (ou método *compliance*) a partir de um *clip-gage* fixado no corpo de prova na linha de aplicação de carga.

Desta forma, uma vez obtidos os valores de cargas aplicadas e COD, os valores foram tabulados em Microsoft Excel para cálculos do parâmetro J e

obtenção da curva J-R. Para cálculo do comprimento de trinca foram utilizadas as Eq. 21 e 22 e para definição do parâmetro J foram utilizadas as Eq. 23 a 29 conforme item A2.4 da norma ASTM E1820-17 [125]. Uma das curvas P x COD obtida no ensaio de tenacidade à fratura é mostrada na Fig. 21, a partir da qual foi obtida a curva J-R e definido o parâmetro J_{IC} .

Os corpos de prova utilizados foram de geometria *compact tension* C(T) fabricados por eletroerosão a fio de diâmetro 0,25 mm em máquina CNC modelo Mitsubishi MD PRO III W31MV2. A configuração do entalhe de inicialização da trinca adotada é a *narrow notch* com 0,25 mm de largura e a espessura do corpo de prova B de 25 mm.

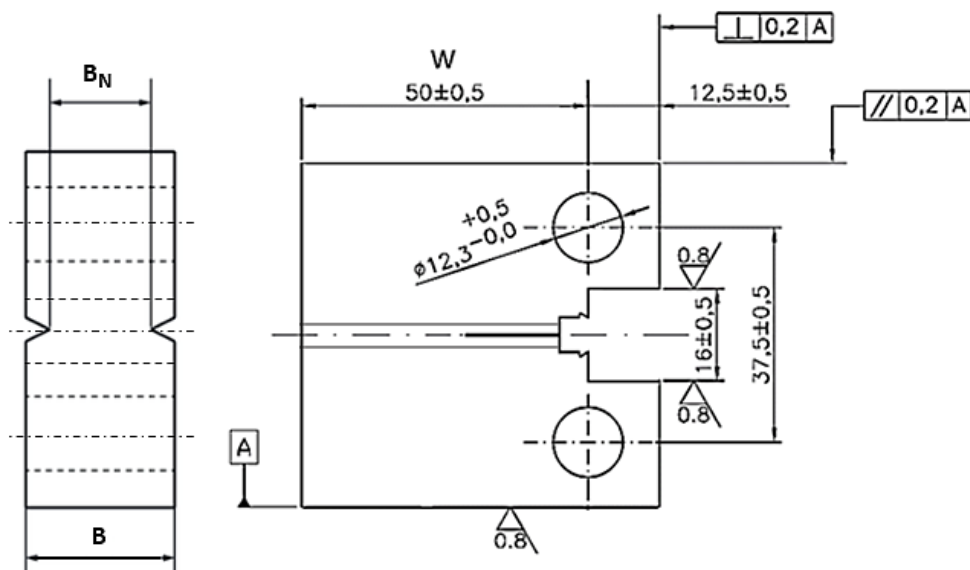
Figura 21: Curva PxCOD obtida do ensaio do corpo de prova de tenacidade à fratura T-L CR1 com: (a) descarregamentos parciais durante o aumento de carregamento com o deslocamento de abertura de trinca COD; (b) definição da área plástica sob a curva PxCOD.



Fonte: O autor.

A Fig. 22 ilustra as dimensões dos corpos de prova utilizados para os ensaios de tenacidade à fratura conforme anexo A2.1 da norma ASTM E1820-17 [125] e a Fig. 23 ilustra a fixação da instrumentação *clip-gage* no corpo de prova.

Figura 22: Dimensões dos corpos de prova C(T) de tenacidade à fratura para o ensaio de Integral J.



Fonte: O autor.

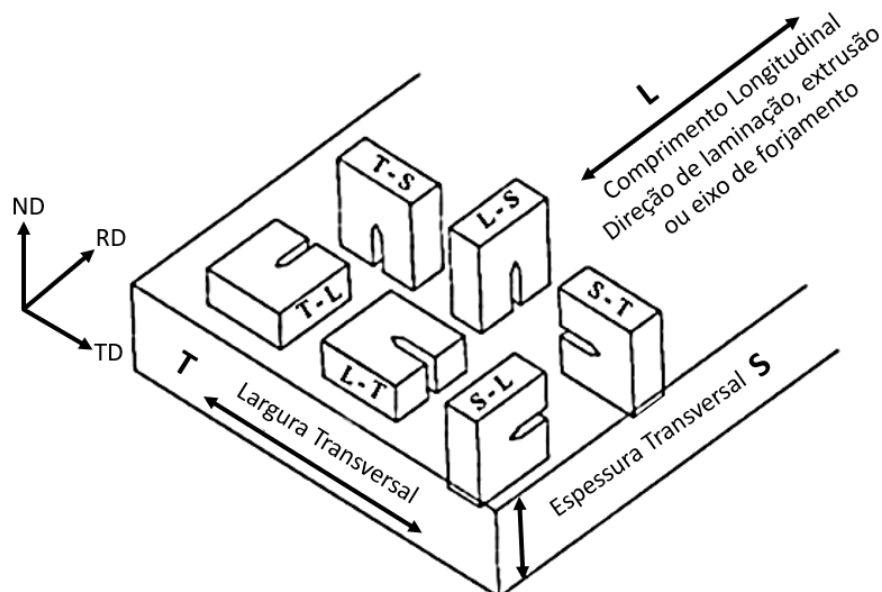
Figura 23: Fixação do clip gage no corpo de prova C(T) de tenacidade à fratura para o ensaio de Integral J.



Fonte: O autor.

Neste trabalho, os corpos de prova de tenacidade à fratura tiveram orientação T-L e L-T baseado na direção de laminação das chapas de aço conforme indicado na Fig. 24. Foram fabricados 12 corpos de prova, sendo 6 na orientação T-L e 6 na orientação L-T para ensaios nas condições de como recebido e após ensaio de corrosão por imersão em licor branco conforme item 4.8 desta seção. Para os ensaios de tenacidade à fratura os corpos de prova foram designados conforme a Tab.3.

Figura 24: Notação para corpo de prova extraído de produtos laminados e forjados



Fonte: Adaptado de [126].

Tabela 3: Designação dos corpos de prova para os ensaios de tenacidade à fratura.

Condição Como Recebido ASTM E1820	Condição Após Imersão em Licor Branco ASTM E1820
T-L CR1	T-L CI1
T-L CR2	T-L CI2
T-L CR3	T-L CI3
L-T CR4	L-T CI4
L-T CR5	L-T CI5
L-T CR6	L-T CI6

Fonte: O autor.

A aplicação da Mecânica da fratura tem validade em trincas que são muito agudas em suas pontas antes do carregamento, o que não é conseguido com os entalhes usinados. Portanto, é necessária uma preparação adicional do corpo de prova com a introdução de um pré-trincamento por fadiga.

Esta pré-trinca por fadiga introduzida nos corpos de prova para o ensaio de tenacidade à fratura no método Integral J tem o objetivo de induzir a geração de defeito linear por carregamentos cíclicos com ponta aguda que se inicia na extremidade do entalhe e cresce até o tamanho desejável por meio de um controle de cargas cíclicas e número de ciclos.

O tamanho final da pré-trinca, denominado a_0 , que corresponde ao

comprimento do entalhe mais a trinca introduzida deve estar entre 45% e 70% da largura do corpo de prova (dimensão W da Fig. 22) para determinação do parâmetro J [125].

A carga máxima para pré-trinca foi calculada conforme a Eq. 20, onde B e W são respectivamente a espessura e largura do corpo de prova, b_o é o ligamento remanescente inicial e a_o o comprimento inicial da trinca, com carregamento com onda em forma senoidal e amplitude constante em razão de carga de 0,1 e frequência de 10 Hz. O comprimento da pré-trinca foi medido pelo método da flexibilidade elástica (ou método *compliance*).

$$P_m = \frac{0,4Bb_o^2\sigma_Y}{2W+a_o} \quad (20)$$

Após o processo de pré-trincamento por fadiga foram realizados os ensaios para determinação das curvas $J \times \Delta a$ também utilizando o método da flexibilidade elástica para medição da trinca. O princípio básico desta técnica consiste em medir as diferenças de flexibilidades elásticas (*compliance*) do corpo de prova a medida em que o ensaio progride, o aumento da flexibilidade, ou seja, a variação da flexibilidade com relação à carga aplicada é associada ao incremento da extensão da trinca (Δa).

O comprimento de trinca como uma função da flexibilidade elástica é dada pela Eq. 21.

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1 u_x + C_2 u_x^2 + C_3 u_x^3 + C_4 u_x^4 + C_5 u_x^5 \quad (21)$$

Na qual $C_0, C_1, C_2, C_3, C_4, C_5$ são coeficientes de regressão e equivalem respectivamente a 1,0002; -4,0362; 11,242; -106,04; 464,33 e -650,68 para o corpo de prova C(T) com ponto de fixação do clip gage na linha de carga. A função de transferência, ou seja, flexibilidade elástica u_x é definida pela Eq. 22.

$$u_x = \left[\left(\frac{E\delta_i B}{P_i} \right)^{\frac{1}{2}} + 1 \right]^{-1} \quad (22)$$

A Integral J é dividida em duas componentes, uma elástica representada

por J_e e uma plástica representado por J_p . A componente elástica é determinada em função do fator de intensidade de tensão para o modo de carregamento de tração (modo I) conforme Eq. 23.

$$J_e = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} \quad (23)$$

Onde $E' = E/(1 - \nu^2)$ é o módulo de elasticidade para o estado de deformação plana, ν o coeficiente de Poisson e K_I é o fator de intensidade no modo tração para o corpo de prova C(T) definido pelas Eq. 24 e 25.

$$K_I = \frac{P_i}{(B B_N W)^{\frac{1}{2}}} f\left(\frac{a_i}{W}\right) \quad (24)$$

Onde:

$$f\left(\frac{a_1}{W}\right) = \frac{\left\{ \left(2 + \frac{a_i}{W}\right) \left[0,886 + 4,64 \left(\frac{a_i}{W}\right) - 13,32 \left(\frac{a_i}{W}\right)^2 + 14,72 \left(\frac{a_i}{W}\right)^3 - 5,6 \left(\frac{a_i}{W}\right)^4 \right] \right\}}{\left(1 - \frac{a_i}{W}\right)^{3/2}} \quad (25)$$

A carga no ciclo i é representado por P_i , B é a espessura do corpo de prova, B_N é a espessura efetiva após usinagem dos entalhes laterais e $f = \left(\frac{a_i}{W}\right)$ é função da geometria do corpo de prova.

A componente plástica para o corpo de prova C(T) é determinada pela Eq. 26.

$$J_p = \left[J_{p(i-1)} + \left(\frac{\eta_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \frac{\left\{ \left[\frac{(P_i + P_{(i-1)}) \cdot (v_{pi} - v_{p(i-1)})}{2} \right] \right\}}{B_N} \right] \cdot \left[1 - \gamma_{(i-1)} \cdot \frac{a_i - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right] \quad (26)$$

Onde η é uma constante adimensional que representa o fator geométrico plástico indicado pela Eq. 27, γ é o fator geométrico do corpo de prova C(T) representado pela Eq. 28 e v_p é a componente plástica do deslocamento da linha de carga representado pela Eq. 29:

$$n_{(i-1)} = 2 + \frac{0,522 \cdot b_{(i-1)}}{W} \quad (27)$$

$$\gamma_{(i-1)} = 1 + \frac{0,76 \cdot b_{(i-1)}}{W} \quad (28)$$

$$v_{pi} = v_i - (P_i \cdot C_i) \quad (29)$$

Conforme ASTM E1820-17 [125], a configuração adotada para os corpos de prova padronizados busca garantir um estado de deformação predominantemente plana na frente da trinca. O corpo de prova de configuração *compact tension* C(T) foi adotado neste trabalho pois impõe condições de geometria e carregamento para que se tenha valores conservativos de tenacidade à fratura (*lower band*).

A integral J possui limitações para descrever o campo de tensões e deformações em materiais que exibem alta plasticidade a frente da trinca e carregamentos elevados. Para que a curva J x Δa tenha crescimento de trinca controlado por J, os valores obtidos de Integral J e correspondentes extensões de trinca devem estar contidos numa região delimitada pelos valores $J_{m\acute{a}x}$ (máxima integral J) e $\Delta a_{m\acute{a}x}$ (máxima extensão da trinca) expressos pelas Eq. 30 e Eq. 31 respectivamente.

$$J_{m\acute{a}x} = \frac{B \cdot \sigma_y}{M} \quad \text{ou} \quad J_{m\acute{a}x} = \frac{b_o \cdot \sigma_y}{M} \quad (30)$$

Na Eq. 30 deve ser considerada qual das duas leva ao menor valor de $J_{m\acute{a}x}$. A tensão efetiva de escoamento (valor médio entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração) do aço ASTM A285C é representado por σ_y . No caso do corpo de prova C(T) utilizado neste trabalho, o parâmetro M equivale a 10.

$$\Delta a_{m\acute{a}x} = 0,25 \cdot b_o \quad (31)$$

O ligamento remanescente inicial b_o é definido pela Eq. 32.

$$b_0 = W - a_0 \quad (32)$$

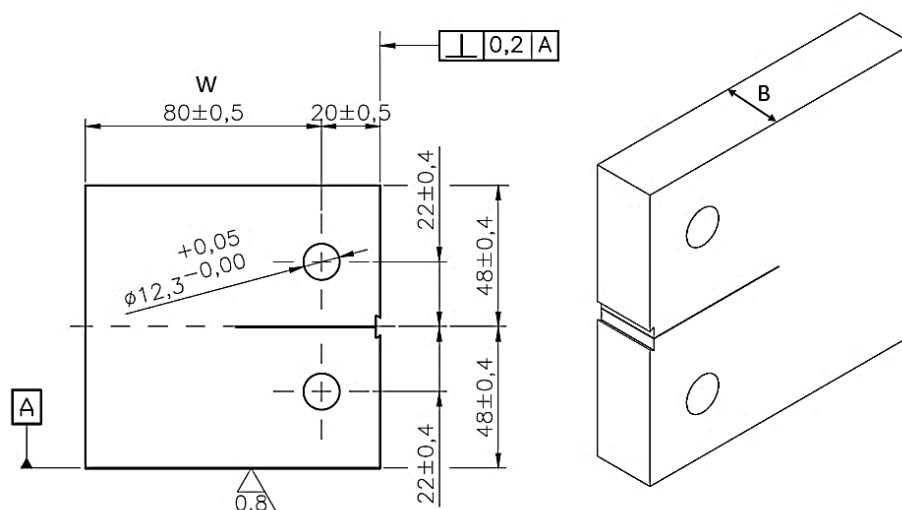
4.7 ENSAIO DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados conforme a norma ASTM E647-05 [127] para determinação da taxa de crescimento da trinca $\frac{da}{dN}$ expressa em função da variação do fator de intensidade de tensão ΔK .

Os ensaios foram realizados em máquina MTS modelo Landmark 370.25 com capacidade de 250 kN instalada no departamento de Engenharia de Materiais da UEPG em corpos de prova de geometria *compact tension* C(T) nas orientações L-T e T-L. As orientações L-T e T-L seguem a notação ilustrada na Fig. 24 para corpo de prova extraído de produtos laminados.

O processo de fabricação dos corpos de prova foi eletroerosão a fio de diâmetro 0,25 mm em máquina CNC modelo Mitsubishi MD PRO III W31MV2. A Fig. 25 ilustra a configuração do corpo de prova utilizado neste trabalho com a dimensão B de 20 mm.

Figura 25: Dimensões dos corpos de prova C(T) para ensaio de propagação de trinca por fadiga.



Fonte: ASTM E647-05 [127]

Antes da realização dos ensaios, os corpos de prova foram limpos por ultrassom com banho em água deionizada e acetona seguido de limpeza em água destilada corrente e secagem em corrente de ar desumidificado.

Foram fabricados 12 corpos de prova, sendo 6 na orientação T-L e 6 na orientação L-T para ensaios nas condições de como recebido e após ensaio de corrosão por imersão em licor branco conforme item 4.8 desta seção. Para os ensaios de propagação de trinca por fadiga, os corpos de prova foram designados conforme a Tab 4.

Tabela 4: Designação dos corpos de prova para os ensaios de propagação de trinca por fadiga.

Condição Como Recebido ASTM E647	Condição Após Imersão em Licor Branco ASTM E647
T-L CR1	T-L CI1
T-L CR2	T-L CI2
T-L CR3	T-L CI3
L-T CR4	L-T CI4
L-T CR5	L-T CI5
L-T CR6	L-T CI6

Fonte: Autor

Conforme ASTM E647-05 [127], foi introduzido o pré-trincamento dos corpos de prova por fadiga em processo semelhante ao realizado nos ensaios de tenacidade à fratura descrito no item 4.6 desta seção com 0,1 de razão de carga R a uma frequência de 10 Hz e em temperatura ambiente.

Para obtenção da região II do modelo de Paris, conforme ilustrado na Fig. 14 da seção 3.7.1, os ensaios foram realizados em controle de amplitude constante de carregamento, onda senoidal e frequência de 10 Hz. O cálculo da faixa do fator de intensidade de tensão ΔK foi feito a partir dos valores do comprimento da trinca em cada instante do ensaio correspondente a uma dada taxa de propagação da trinca definido pela Eq. 33, na qual $\alpha = \frac{a}{W}$ e ΔP a variação da carga aplicada.

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados em amplitude constante pois, conforme mostrado na Fig. 1 da seção 1 deste trabalho, a maior parte das variações de pressão de um digestor contínuo é aleatória, está em um intervalo definido em torno da pressão média e estão ausentes tensões compressivas. Assim, uma razão de carga constante foi adotada para efeito de aproximação e simplificação do processo de ensaio a um processo real e por apresentar resultados conservativos.

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \cdot \frac{(2+\alpha)}{(1-\alpha)^{\frac{3}{2}}} \cdot (0,866 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (33)$$

Para medição do tamanho da trinca foi utilizado o método da flexibilidade elástica, igualmente ao ensaio de tenacidade à fratura, com a relação entre a flexibilidade e o tamanho da trinca dada pela Eq. 34.

$$\frac{a}{W} = C_0 + C_1 u_x + C_2 u_x^2 + C_3 u_x^3 + C_4 u_x^4 + C_5 u_x^5 \quad (34)$$

Na qual $C_0, C_1, C_2, C_3, C_4, C_5$ são coeficientes da flexibilidade e u_x definido pela Eq. 35.

$$u_x = \left[\left(\frac{EvB}{P} \right)^{\frac{1}{2}} + 1 \right]^{-1} \quad (35)$$

Na qual B é a espessura do corpo de prova, E é o módulo de elasticidade, v a abertura do extensômetro ou COD (do inglês *Crack Opening Displacement*) e P a carga aplicada. Os coeficientes da flexibilidade são definidos conforme tipo e posição de fixação do extensômetro *clip gage* no corpo de prova e os seus valores estão indicados na Tab. 5.

Tabela 5: Coeficientes da função compliance.

C_0	C_1	C_2	C_3	C_4	C_5
1,001	-4,6695	18,46	-236,82	1214,9	-2143,6

Fonte: ASTM E647-05 [127]

A Fig. 26 ilustra a fixação da instrumentação *clip gage* no corpo de prova para medição indireta do comprimento da trinca.

Figura 26: Clip gage no corpo de prova C(T) de propagação de trinca por fadiga.



Fonte: O autor.

4.8 ENSAIO DE CORROSÃO POR IMERSÃO DOS CORPOS DE PROVA EM AMBIENTE ALCALINO DE LICOR BRANCO

Os ensaios para teste de perda de massa por corrosão de metais por imersão foram realizados com base na norma ASTM G31-72 [128]. Foram executados dois ensaios separados, um para imersão de 6 corpos de prova (3 na orientação T-L e 3 na orientação L-T) de tenacidade à fratura ASTM E1820 e um para imersão de 6 corpos de prova (3 na orientação T-L e 3 na orientação L-T) de propagação de trinca por fadiga ASTM E647.

Inicialmente, as dimensões dos corpos de prova foram obtidas com o auxílio de um paquímetro com leitura de 0,01 mm e, a seguir, foram limpos com água destilada e acetona com secagem em corrente de ar desumidificado.

Após a limpeza e secagem, os corpos de prova foram pesados em balança digital Shimadzu modelo BL3200H com capacidade de 3.200 g e leitura de 0,01 g para obtenção do valor da massa inicial.

Posteriormente a obtenção da massa inicial, os corpos de prova foram acondicionados em um recipiente de 12 litros de capacidade separados a uma distância de 30 mm entre si e das bordas do recipiente. Foram utilizadas placas de vidro para isolar os corpos de prova do fundo do recipiente.

Uma vez acomodados no recipiente, os corpos de prova ASTM E1820 e ASTM E647 foram imersos respectivamente em 9 e 11 litros de licor branco com

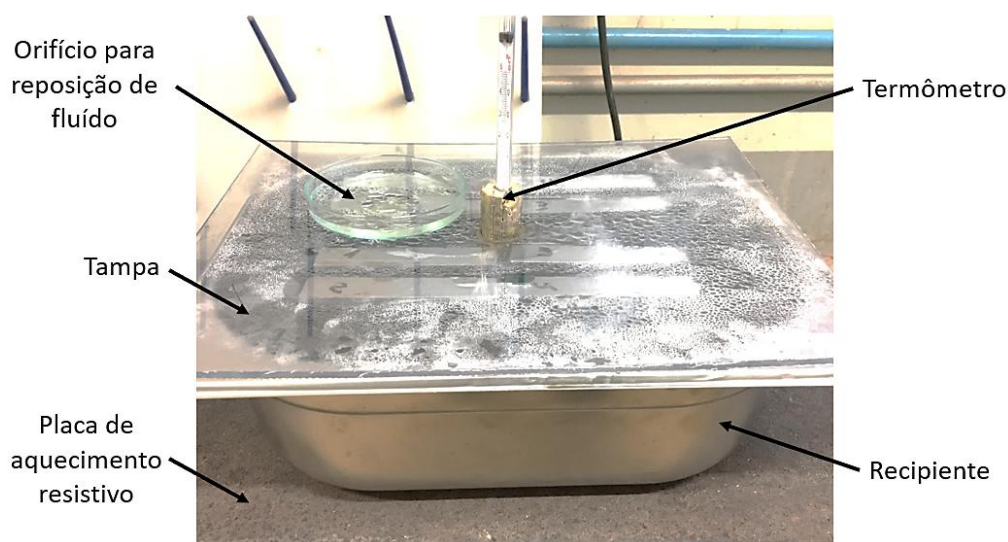
composição conforme item 4.1.2 desta seção. Os volumes de licor branco foram estabelecidos baseados no item 8.9 da norma ASTM G31-72 de modo a evitar mudanças significativas de corrosividade do meio ou a acumulação de produtos de corrosão que poderiam afetar o processo corrosivo durante os ensaios.

O aquecimento do recipiente foi realizado em uma placa resistiva com controle de temperatura de escala 1 °C até a temperatura de 97 °C, esta definida como 10 °C acima da temperatura média de dosagem de licor branco na calha de alimentação do digestor conforme descrito no item 4.1.2 desta seção.

Durante o aquecimento e toda duração do ensaio, o recipiente permaneceu coberto com tampa e frestas vedadas com filme plástico de modo a reduzir a perda de volume por evaporação. A tampa possuía orifícios para fixação de termômetro com escala de 0,1 °C para medição da temperatura do licor branco e para reposição de licor branco durante ensaio.

A Fig. 27 mostra o aparato para a realização do ensaio de corrosão por imersão.

Figura 27: Aparato para o ensaio de corrosão por imersão em licor branco.



Fonte: O autor.

A temperatura do licor branco foi monitorada de modo a manter a variação máxima de ± 1 °C conforme item 8.6.1 da norma ASTM G31-72 e o volume do licor branco no recipiente foi controlado por marcação de nível para reposição de fluido de modo a manter a variação de $\pm 5\%$ do volume original do ensaio.

Os ensaios de corrosão por imersão em licor branco foram conduzidos sem aeração ou agitação externa da solução corrosiva. A duração dos ensaios de imersão para os corpos de prova ASTM E1820 e ASTM E647 foi de 49 horas e foi definida com base na Eq. 36 do item 8.11 da norma ASTM G31-72 e na taxa de corrosão previamente verificadas em Wensely e Champagne [22].

$$\text{Tempo de duração} = 2.000/\alpha \quad (36)$$

Onde α é a taxa de corrosão prevista em mpy para aço carbono em licor branco de sulfididades 30% e 40,6% baseadas em [22].

Ao término do período de imersão, os corpos de prova foram limpos para remoção dos produtos de corrosão por ultrassom com banho em água deionizada e acetona seguido de lavagem em água destilada corrente e secagem em corrente de ar desumidificado. Posteriormente, os corpos de prova foram pesados para obtenção do valor da massa final na mesma balança utilizada para obtenção da massa inicial. A taxa de corrosão foi calculada conforme a Eq. 37.

$$\text{Taxa de Corrosão} = (K \cdot W) \cdot (A \cdot T \cdot D) \quad (37)$$

Onde K é uma constante equivalente a $8,76 \times 10^4$ conforme item 11.2.1 da norma ASTM G31-72 [128], W é a perda de massa, A a área superficial do corpo de prova, T o tempo de imersão em horas e D a densidade do material do corpo de prova definido como $7,86 \text{ g/cm}^3$ conforme apêndice X1 da norma ASTM G1-90 [129].

4.9 FRACTOGRAFIA

Após os ensaios de tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga nas condições de como recebido e após imersão em licor branco, os corpos de prova nas orientações T-L e L-T foram seccionados e preparados para análise das superfícies de fratura com intuito de identificar os micromecanismos de fratura.

As análises fractográficas foram realizadas em microscópio ótico modelo Olympus BX51 instalado no departamento de Engenharia de Materiais da UEPG com sistema digital de captação de imagens e em microscópio eletrônico de

varredura modelo TESCAN Mira3 com emissão de campo no Complexo de Laboratórios Multiusuários (C-LABMU) da UEPG.

4.10 ANÁLISE DE MICROTTEXTURA POR EBSD

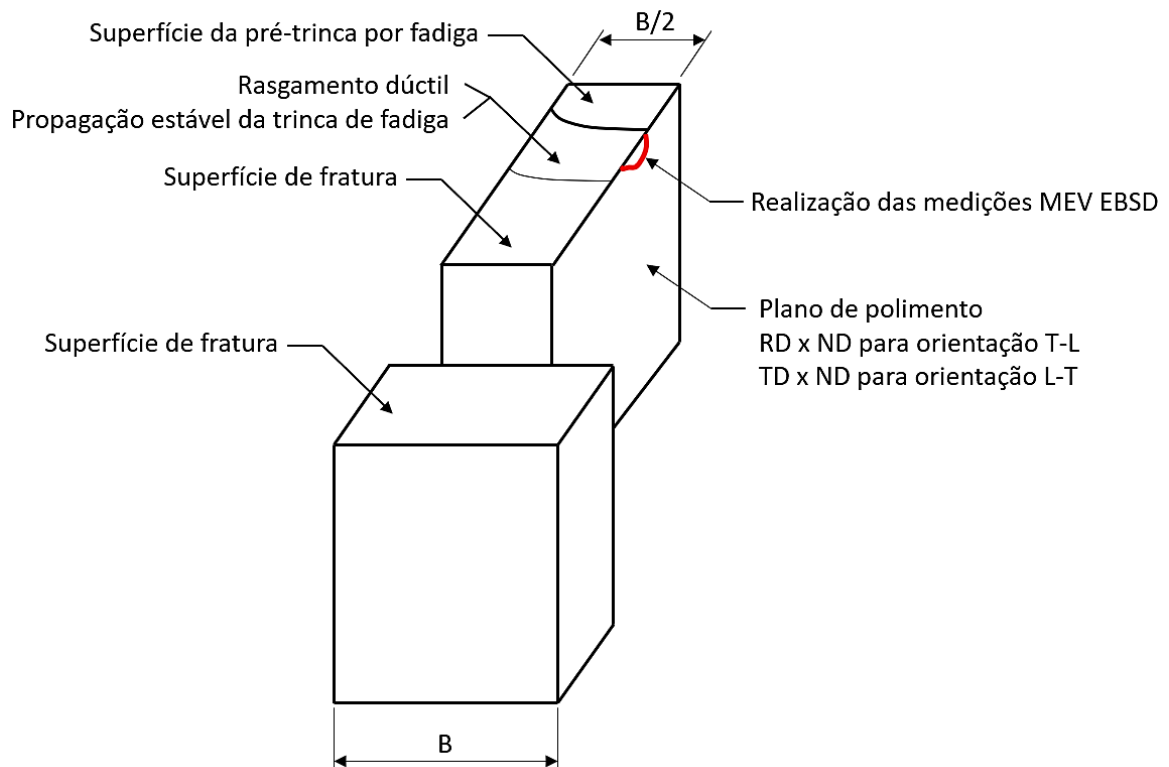
As análises de microtextura foram realizadas pela técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados EBSD (do inglês *Electron BackScatter Diffraction*) em amostras obtidas a partir de cortes paralelos e transversais às superfícies de fratura dos corpos de prova nas orientações T-L e L-T. Os cortes para retirada das amostras foram realizados com disco diamantado em baixa rotação e, em seguida, foi realizado o embutimento com resina epóxi.

Após embutimento, as amostras foram lixadas e polidas. O lixamento foi realizado com granulometria na sequência 400, 600, 800, 1.200 e 2.000 mesh. O polimento foi realizado em duas etapas, primeiramente com alumina em suspensão de 0,3 μm seguido de um procedimento final com sílica coloidal de 0,05 μm .

A Fig. 28 é a representação esquemática dos cortes feitos para retirada das amostras dos corpos de prova e do local onde as medidas de microtexturas foram realizadas. Os planos de polimento das amostras foram o RD x ND para corpos de prova orientados T-L e TD x ND para corpos de prova orientados L-T na meia-espessura do corpo de prova. Para os corpos de prova do ensaio de tenacidade à fratura, a análise foi realizada na região de propagação dúctil adjacente à superfície da fratura. Já para os corpos de prova do ensaio de propagação de trinca por fadiga, a análise de microtextura foi realizada na região de propagação estável da trinca em ΔK aproximado de 25 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, também na adjacência da superfície da fratura.

A técnica EBSD permite a análise intergranular da amostra com a verificação da natureza cristalográfica das estruturas de deformação e interfaces. As análises das amostras foram realizadas em microscópio eletrônico de varredura com emissão de campo (MEV-FEG) TESCAN Mira3 instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuários (C-LABMU) da UEPG com o auxílio do software ATEX para processamento dos dados. Os mapas de EBSD foram obtidos operando uma voltagem de 15 kV, amostras inclinadas em 70° e step-size entre 0,45 e 0,5 μm .

Figura 28: Representação esquemática da região próxima à superfície fraturada para realização de medidas de microtextura.



Fonte: O autor.

As microtexturas foram representadas pelos mapas de distribuição de orientação com o triângulo unitário para referência de cores, a função distribuição de orientações ODF (do inglês *Orientation Distribution Function*) e as figuras de polo. A ODF foi determinada pela rotação dos ângulos de Euler com a representação de Bunge $f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$. A seção do espaço de Euler $\varphi_2 = 45^\circ$ foi empregada.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DO AÇO

Os resultados da análise química realizada por espectrometria de emissão ótica são apresentados na Tab. 2 da seção 4.2 deste trabalho.

A composição química da chapa a partir da qual os corpos de prova foram fabricados está em conformidade com a especificação padrão normalizada pela ASTM A285 [120] e do catálogo da Usiminas [36]. As únicas quantidades estabelecidas por norma referem-se aos elementos carbono, manganês, fósforo e enxofre e todas foram atendidas. Conforme Savioli [130], pequenas variações na composição química deste tipo de aço são permitidas, pois os requisitos de resistência mecânica se faz por meio da adição de elementos de liga.

O material da chapa apresentou um baixo teor de carbono, porém dentro do limite especificado pela norma, o que favorece uma estrutura ferrítica com menor fração do constituinte perlita. O teor de manganês apresentou teor próximo ao limite superior especificado por norma, o que pode contribuir positivamente para o processo de soldagem além de sua combinação com o carbono proporcionar aumento da tenacidade ao impacto [131,132].

O manganês promove um aumento da resistência do aço não apenas por solução sólida, mas contribui também pela redução da temperatura de transformação da austenita contribuindo para um refinamento do grão ferrítico e refinando as partículas endurecedoras por precipitação [132,133].

O teor de silício não é especificado pela norma ASTM, porém a amostra apresentou valor mais alto que os encontrados nos trabalhos de Godefroid e colaboradores [134], Savioli e Ruggieri [115] e Vukelic e colaboradores [135]. O silício é um elemento utilizado como desoxidante e no controle de precipitação de sulfetos no processo de fabricação do aço. Atua também como elemento endurecedor por solução sólida na ferrita promovendo um aumento da resistência do aço [132].

Os efeitos positivos da adição de silício e manganês refletiram nas propriedades mecânicas do aço compensando o valor baixo de carbono da amostra. Os ensaios de tração realizados demonstraram valores de tensão de escoamento e de resistência dentro da especificação ASTM A285 [120] e próximos

aos valores encontrados em ensaios realizados por outros pesquisadores conforme detalhado no item 5.4 deste trabalho [118,130,134,135,136].

Os elementos enxofre e fósforo apresentaram teores abaixo da especificação o que proporcionou baixas quantidades de inclusões conforme observado na caracterização microestrutural do aço [131].

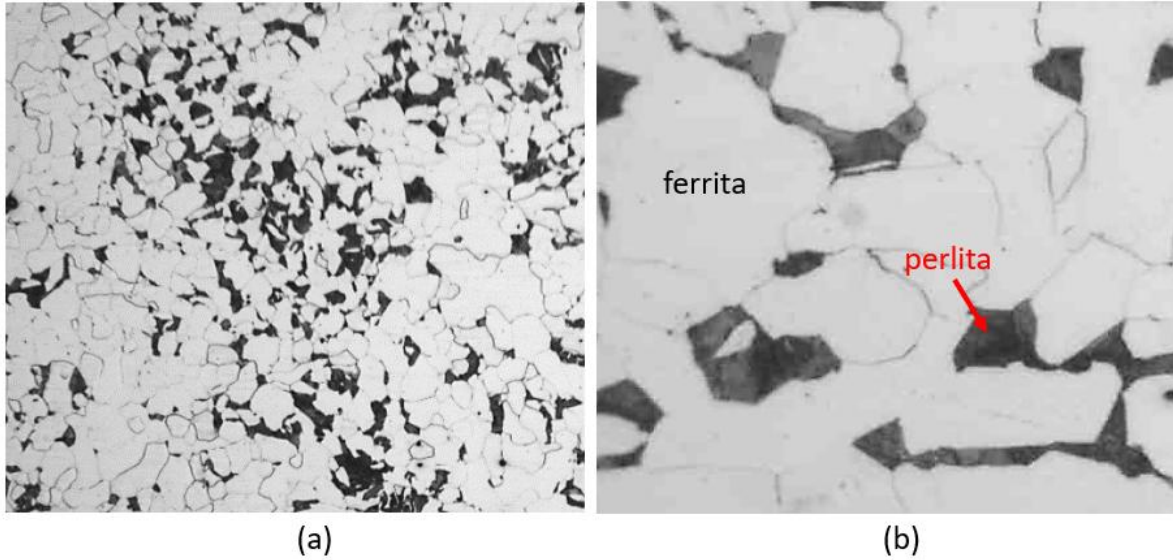
5.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

As Figuras 29, 30 e 31 mostram respectivamente a morfologia da microestrutura nos planos L (plano de laminação), T (espessura transversal a direção de laminação) e S (espessura longitudinal a direção de laminação) do aço ASTM A285C.

O aço tem uma morfologia de microestrutura típica de laminação a quente consistindo em fase ferrita e constituinte perlita conforme esperado para um aço estrutural hipoeutetóide. Aços de estrutura ferrítica-perlítica também denominados α -P ou F-P são usados em uma ampla gama de estruturas de engenharia devido combinação de alta resistência mecânica e ductibilidade e este tipo de microestrutura F-P pode ser considerada do ponto de vista de interação entre duas fases dúcteis [137,138].

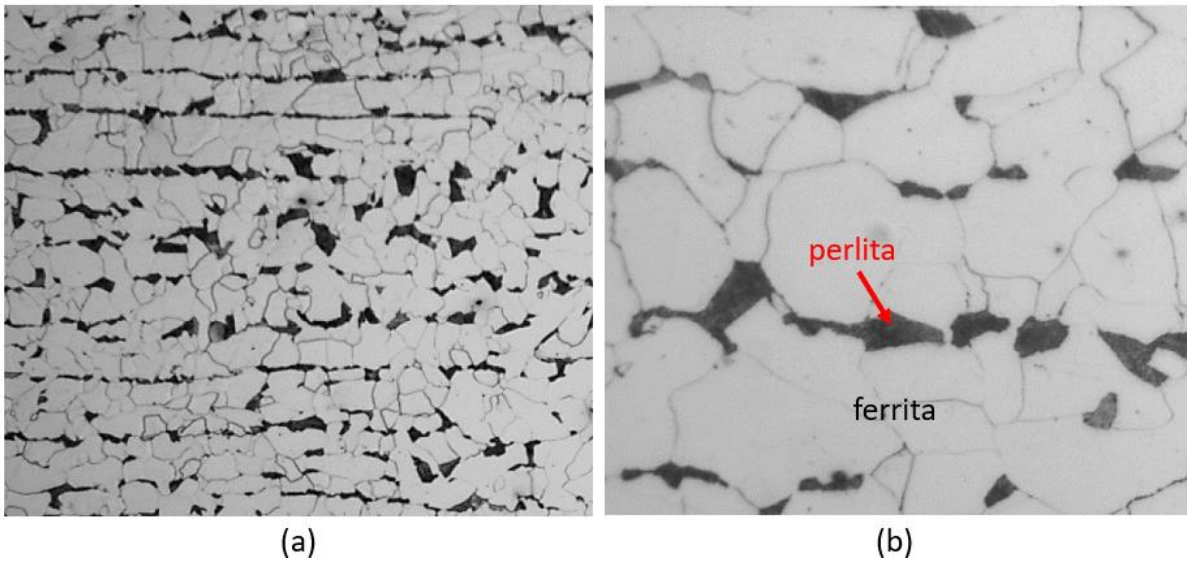
As propriedades mecânicas de aços hipoeutetóides com estrutura F-P são atribuídas às suas características microestruturais. As relações entre microestrutura e propriedades mecânicas têm sido investigadas extensivamente e dentre os resultados observados estão a influência substancial do tamanho de grão ferrítico, da relação de fração volumétrica dos componentes ferrita e perlita, do espaçamento interlamelar da perlita (esta característica é mais pronunciada em aços com maior fração volumétrica de perlita na microestrutura) e da morfologia dos constituintes (formato, tamanho e dispersão na matriz microestrutural) nos valores de tensões de escoamento, resistência e tenacidade dos aços F-P [139].

Figura 29: Micrografia da chapa no plano L paralelo ao plano de laminação. Ataque Nital 2%.
(a) 100x (b) 400x.



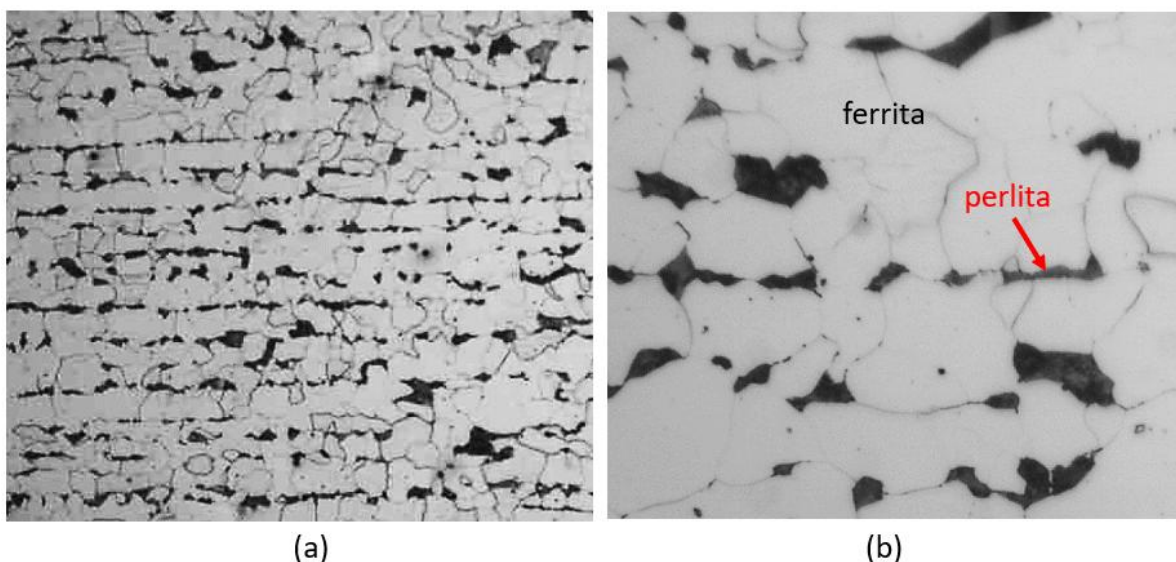
Fonte: O autor.

Figura 30: Micrografia da chapa no plano T transversal ao sentido de laminação a meia espessura. Ataque Nital 2%.
(a) 100x (b) 400x.



Fonte: O autor.

Figura 31: Micrografia da chapa no plano S longitudinal a direção de laminação a meia espessura. Ataque Nital 2%.
(a) 100x (b) 400x.



Fonte: O autor.

A Tab. 6 apresenta os dados de tamanho de grão ferrítico e a fração volumétrica média da fase ferrita da amostra obtidos por metalografia ótica.

Tabela 6: Tamanho de grão ferrítico e fração volumétrica da fase ferrita.

	Plano L	Plano T	Plano S
Tamanho de grão ASTM	6,6	6,8	7
Fração volumétrica perlita (%)	15	13	13
Fração volumétrica ferrita (%)	85	87	87

Fonte: Autor

O tamanho de grão da amostra nos três planos definido conforme norma ASTM E112-10 [122] equivalente a 34,2 μm de diâmetro médio. Para Zhang e colaboradores [140] e Igwemezie e colaboradores [141] o tamanho e arranjo dos grãos microestruturais têm grande relevância nos mecanismos e propriedades à fratura dos aços. A resistência e a tenacidade de aços F-P também dependem da textura e formato dos grãos. De forma geral, a redução do tamanho de grão tem a capacidade de aumentar a resistência e a tenacidade de aços simultaneamente [141].

A fração volumétrica média da fase ferrita na microestrutura é 86,3%

medida a partir da análise das micrografias obtidas da chapa de aço conforme item 4.3 deste trabalho. Em pesquisas utilizando aço de especificação similar à deste trabalho, Subramanian e colaboradores [142] e Sindelar e colaboradores [143] verificaram frações volumétricas de ferrita respectivamente de $87,2\pm3\%$ e $87,4\pm2,4\%$.

Conforme estudos de Al-Abbasi [144] e Ishikawa e colaboradores [145], o efeito da característica microestrutural de tamanho de grão é uma função direta da fração volumétrica de ferrita e perlita exercendo maior relevância nas propriedades mecânicas em aços F-P quanto maior a proporção de fração volumétrica de ferrita na microestrutura.

Por outro lado, em aços F-P com altos volumes fracionais de perlita, o espaçamento e espessura lamelar da perlita são características microestruturais principais nos valores finais de resistência mecânica. Enquanto que, para baixos e intermediários volumes fracionais de perlita, o tamanho de grão ferrítico exerce papel primordial nos valores de resistência mecânica e se sobrepõe às características morfológicas da perlita [139,146].

Desse modo, no presente estudo, a morfologia da microestrutura nos três planos de laminação L, T e S pode ser vista na Fig. 32. Apresenta uma estrutura moderadamente heterogênea na distribuição dos constituintes e tamanho de grãos, todavia não apresenta presença significativa de inclusões.

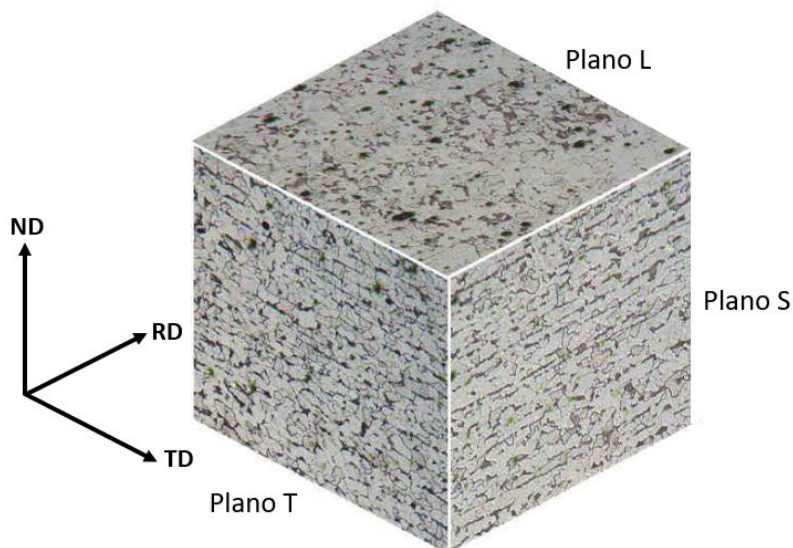
As micrografias das Fig. 30 e 31 dos planos T e S respectivamente apresentam um bandejamento microestrutural caracterizado pela existência de camadas alternadas de ferrita proeutetóide e perlita alinhadas com a direção do trabalho mecânico imposto na chapa durante sua laminação [147].

O bandejamento microestrutural tem origem nas microsegregações residuais interdentríticas formadas durante a solidificação. As condições criadas durante a laminação a quente do aço na condição austenítica proporciona a formação de regiões de altas concentrações de solutos e esta distribuição de solutos fornece a base para o bandejamento microestrutural. A ocorrência e o grau de bandejamento sofrem influência do tamanho de grão austenítico e das condições de resfriamento durante o processo de laminação que controla a decomposição da austenita em outras fases e constituintes [147,148].

A ocorrência de bandejamento ferrítico-perlítico é usual em aços hipoeutetóides de baixa liga laminados a quente conforme Fig. 33 e o mecanismo

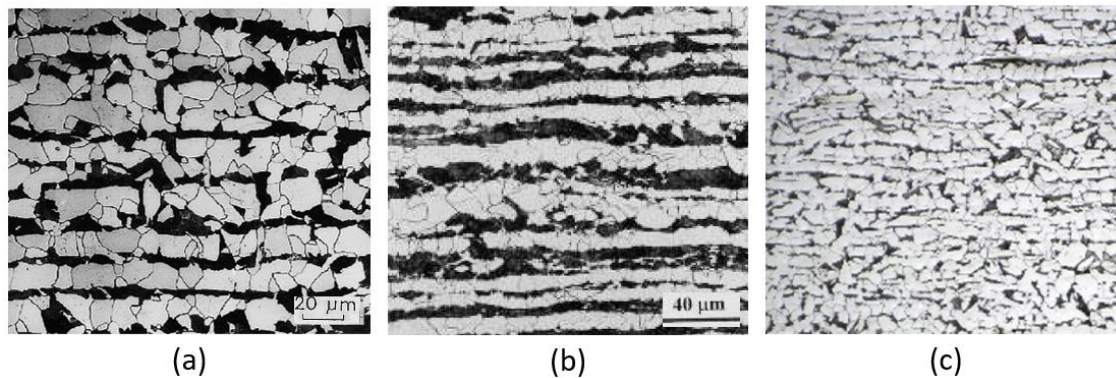
de sua formação tem sido amplamente estudado [147-150].

Figura 32: Imagem tridimensional da morfologia da microestrutura nos planos L, T e S do aço ASTM A285C. Ataque Nital 2% (100x)



Fonte: O autor.

Figura 33: Micrografias de bandeamento ferrítico-perlítico em aços laminado a quente. (a) aço SAE 1020 (Nital 2%) (b) aço API X60 (Nital 2%) (c) aço ASTM A285C (200x Nital 2%)



Fonte: (a) [148], (b) [151], (c) [134]

Não foram detectadas inclusões significativas nas análises metalográficas dos planos L, T e S, em parte justificado pelo baixo teor de fósforo e enxofre da amostra.

5.3 ENSAIO DE MICRODUREZA

A Tab. 7 mostra de forma sintetizada os resultados dos ensaios de microdureza Vickers. A norma ASTM A285 não identifica valores de dureza [120].

Os valores da amostra são menores do que os observados nos trabalhos de Godefroid e colaboradores [134] e Vukelic e colaboradores [135] que analisaram a falha de componentes fabricados em aço de mesma norma da amostra deste trabalho.

Tabela 7: Faixa de microdureza Vickers HV da amostra nos planos de laminação L, espessura transversal à direção de laminação T e espessura longitudinal à direção de laminação S.

	Máxima	Mínima	Média
Plano L	194	188	190±6,8
Plano T	189	184	186,2±4,4
Plano S	189	183	185±5,2

Fonte: Autor

Os valores mais baixos podem ser explicados pelo teor de carbono da amostra na faixa de 0,123 a 0,126 em % em massa contra um valor máximo de 0,28% especificado pela norma ocasionando uma maior fração volumétrica da fase ferrita na microestrutura.

Conforme Duncan e colaboradores [152], o aço ASTM A285 pode apresentar uma ampla variação de propriedades dependendo da sua composição química, microestrutura, além de outros fatores chaves como a rota de processamento.

Convém ressaltar que as medições de microdureza HV da amostra apresentaram valores típicos para aços estruturais não-martensíticos, ou seja, de estruturas ferríticas-perlíticas, bainíticas e ferrita acicular, e compatíveis com as correlações entre dureza e tensões de escoamento e resistência expostas no trabalho de Pavlina e Tyne [153] em que foram compilados dados de ensaios de uma ampla gama de aços conforme Fig. 33 e 34 do item 5.4 deste trabalho.

5.4 ENSAIO DE TRAÇÃO

As Tab. 8 e 9 apresentam os resultados obtidos nos ensaios de tração dos corpos de provas obtidos na direção de laminação e transversal à direção de laminação respectivamente. O material apresenta valores dentro dos especificados pela norma ASTM A285 [120].

Tabela 8: Ensaio de tração nos corpos de prova extraídos na orientação paralela à laminação.

	Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	Média
Limite de Escoamento (MPa)	343	348,7	349,8	347,2±2,9
Limite de Resistência (MPa)	506	511,1	511,4	509,5±2,5
Alongamento (%)	36	35,4	36,1	35,8±0,3
Redução de área (%)	78,4	78,3	78,2	78,3±0,1

Fonte: Autor

Tabela 9: Ensaio de tração nos corpos de prova extraídos na orientação transversal à laminação.

	Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	Média
Limite de Escoamento (MPa)	341,6	336,1	351,5	343,1±6,4
Limite de Resistência (MPa)	511,4	509,5	506,9	509,3±1,8
Alongamento (%)	35,4	34	37,1	35,5±1,3
Redução de área (%)	77,2	77,5	77,5	77,4±0,1

Fonte: Autor

A direção de laminação e o consequente bandejamento microestrutural observado nas micrografias dos planos T e S (conforme Fig. 30) não exerceram influência significativa nas tensões de escoamento e de resistência do ensaio de tração em corpos de provas extraídos na direção de laminação e transversal à direção de laminação da chapa.

Em pesquisa realizada por Subramanian e Duncan [118] sobre as propriedades mecânicas do aço ASTM A285, foram ensaiados 32 corpos de prova a tração extraídos de chapas oriundas de oito lotes diferentes de fabricação nas direções paralela e transversal à laminação. Os resultados mostraram que a orientação dos corpos de prova relativa à laminação das chapas não exerceu influência significativa nos valores de tensões de escoamento e resistência, além das propriedades de alongamento e estricção.

Khalifeh e colaboradores [154], em trabalho relacionado à influência da taxa de deformação nas propriedades mecânicas sob tensão de aços carbono estruturais laminados a quente de especificações St37 (fração volumétrica

aproximada de 90% ferrita e 10% perlita) e St52 (fração volumétrica aproximada de 70% ferrita e 30% perlita), também verificaram que o sentido longitudinal e transversal relativa à direção de laminação da chapa a partir da qual os corpos de prova foram obtidos não exerceu influência significativa nos valores de tensão de escoamento e resistência dos ensaios de tração uniaxial.

Embora o bandejamento microestrutural em aços, de forma geral, seja considerado um defeito por apresentar tendência a contribuir para anisotropia e redução de tenacidade e ductibilidade [155], em estudo realizado por Grange [156] sobre a influência do bandejamento microestrutural nas propriedades mecânicas de aços F-P, a tensão de escoamento em ensaio uniaxial de tração não apresentou variação significativa de valor nas condições de microestrutura com bandejamento originado na laminação a quente e de microestrutura com bandejamento eliminado após tratamento térmico em alta temperatura (faixa de 1.315° a 1.345° C) em curto intervalo de tempo (10 minutos) seguido de resfriamento ao ar.

No mesmo estudo [156], em relação ao alongamento e estrição dos corpos de prova no ensaio de tração com bandejamento e sem bandejamento, a presença de bandejamento reduziu em torno de 5% a estrição no material e não interferiu significativamente nos resultados de alongamento.

O efeito limitado do bandejamento microestrutural ferrítico-perlítico também foi observado por Spitzig [157] em estudo realizado sobre a anisotropia de propriedades mecânicas em aços C-Mn normalizados. Neste trabalho, corpos de prova extraídos de uma chapa laminada a quente foram fabricados nas direções paralela e transversal à laminação e submetidos inicialmente a um tratamento de normalização a 850° C por 15 minutos para refinamento do tamanho de grão. Após este tratamento de normalização, metade da quantidade total dos corpos de prova nas duas direções foi ensaiada a tração para a condição com bandejamento. A outra metade dos corpos de prova passou por um tratamento de normalização a alta temperatura por curto intervalo de tempo para remover o bandejamento seguido de um terceiro processo de normalização para controle de tamanho de grão. As curvas tensão-deformação dos ensaios uniaxial de tração não demonstraram diferenças significativas nas condições com bandejamento e sem bandejamento e nas direções de laminação e transversal.

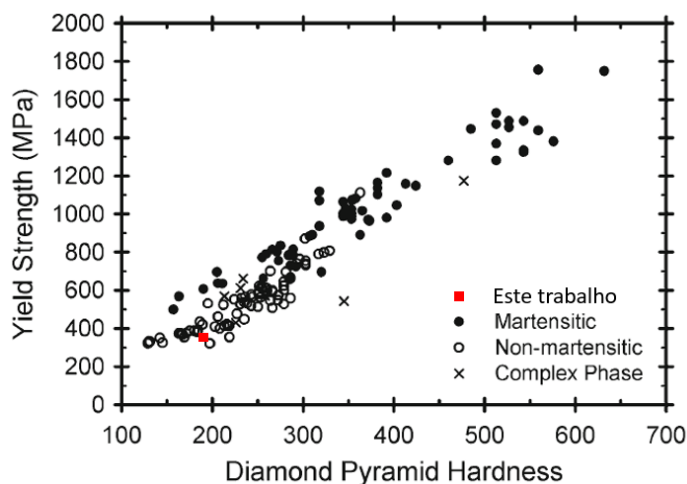
Ainda conforme Khalid e colaboradores [151] em pesquisa relacionada ao efeito do bandejamento ferrítico-perlítico e direção de laminação nas propriedades

mecânicas de aço microligado laminado a quente verificaram valores para o limite de escoamento e limite de resistência respectivamente 4,5% e 1,5% maiores na direção de laminação do que na orientação transversal e Zhang e colaboradores [158] em pesquisa relacionada a deformação local e iniciação de trinca em aços ferríticos-perlíticos empregados em tubulações verificaram diferenças negligenciáveis nas curvas tensão-deformação na região elástica de ensaio uniaxial de tração entre corpos de provas extraídos na direção de laminação, transversal e a 45°. Korda e colaboradores [159] e Bor [160] declararam que o bandejamento perlítico exerce pouca influência nas tensões de escoamento e resistência à tração de chapas de aço laminado a quente. Savioli [130] também não observou diferenças significativas nos resultados de ensaio de tração uniaxial em corpos de provas usinados nos sentidos de laminação e transversal de chapa laminada a quente em ASTM A285C corroborando com os resultados encontrados neste trabalho.

As relações entre os valores de tensão de escoamento e de resistência obtidos através do ensaio de tração e os valores de dureza Vickers da amostra (item 5.3 deste trabalho) demonstraram valores compatíveis com os resultados obtidos por Pavlina e Tyne [153] que identificaram uma relação linear entre as tensões obtidas em ensaio de tração e uma faixa de dureza típica para aços.

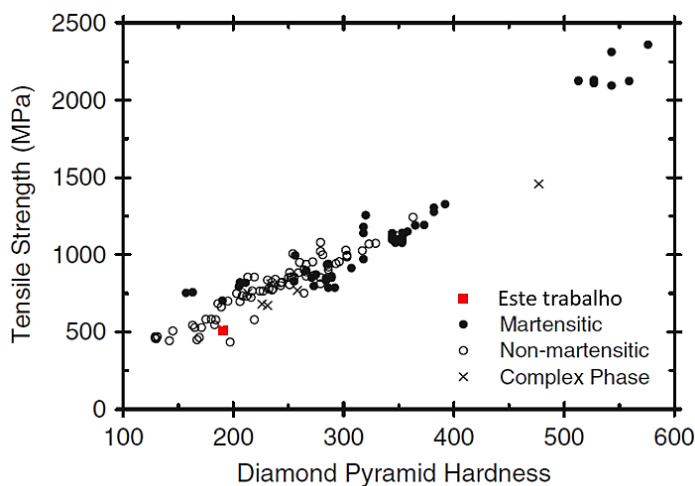
A Fig. 34 mostra os valores de tensão de escoamento e a Fig. 35 mostra os valores de tensão de resistência à tração em função da dureza Vickers dos aços estudados por Pavlina e Tyne [153] separados por grupos microestruturais de aços martensíticos, não-martensíticos (inclui estruturas ferríticas-perlíticas, bainíticas e ferrita acicular) e complexa (estrutura ferrítica aliada a outro componente como bainita, martensita ou austenita retida). Nas Fig. 34 e 35 foram plotados os resultados médios obtidos dos ensaios de dureza e tração deste trabalho para comparação.

Figura 34: Tensão de escoamento em função da dureza Vickers.



Fonte: O autor e [153].

Figura 35: Tensão de resistência à tração em função da dureza Vickers.



Fonte: O autor e [153].

5.5 ENSAIO DE CORROSÃO POR IMERSÃO

Após limpeza e remoção dos produtos de corrosão conforme descrito na seção 4.8 deste trabalho, os corpos de prova foram pesados para definição da taxa de corrosão. As Tab. 10 e 11 indicam a taxa de corrosão em milímetros por ano dos corpos de prova ASTM E1820 e ASTM E647 respectivamente.

Em pesquisa sobre o efeito da sulfididade na corrosividade do licor branco em aços carbono e inoxidável, Wensley e Champagne [22] encontraram a taxa de corrosão de 1,22 mm por ano para o aço ASTM A285C em ensaio por imersão em licor branco extraído de um processo produtivo a 98° C e 84 g/l de NaOH e 55,9

g/l de Na₂S. Para uma composição de 84 g/l de NaOH e 39 g/l de Na₂S do licor branco a uma temperatura de 88° C, Wensley [20] encontrou a taxa de corrosão de 0,76 mm/ano. A taxa de corrosão de aços carbono depende fortemente da composição do licor branco sendo que as concentrações de NaOH e Na₂S exercem papéis preponderantes [20,21,22].

Tabela 10: Valores de taxa de corrosão em mm por ano dos corpos de prova de ensaio de tenacidade à fratura ASTM E1820 nas orientações T-L e L-T.

	mm/ano
T-L CI1	1,242
T-L CI2	1,271
T-L CI3	1,221
L-T CI4	1,260
L-T CI5	1,262
L-T CI6	1,255

Fonte: Autor

Tabela 11: Valores de taxa de corrosão em mm por ano dos corpos de prova de ensaio de propagação de trinca por fadiga ASTM E647 nas orientações T-L e L-T.

	mm/ano
T-L CI1	1,243
T-L CI2	1,268
T-L CI3	1,264
L-T CI4	1,314
L-T CI5	1,315
L-T CI6	1,309

Fonte: Autor

5.6 TENACIDADE À FRATURA NAS ORIENTAÇÕES T-L E L-T

A Tab. 12 mostra a relação do comprimento inicial da pré-trinca e o comprimento do corpo de prova, ou seja, a profundidade relativa da trinca a_0/W , o comprimento máximo da trinca calculado pelas Eq. 34 e 35 do capítulo 4 deste trabalho (a_f) e o comprimento máximo da trinca medido (a_{fmed}) no corpo de prova após o ensaio de tenacidade à fratura dos corpos na condição como recebido. A medição dos comprimentos das trincas (a_{omed} e a_{fmed}) foi realizada conforme itens 8.5.3 e 8.5.4 da norma ASTM E1820-17 [125].

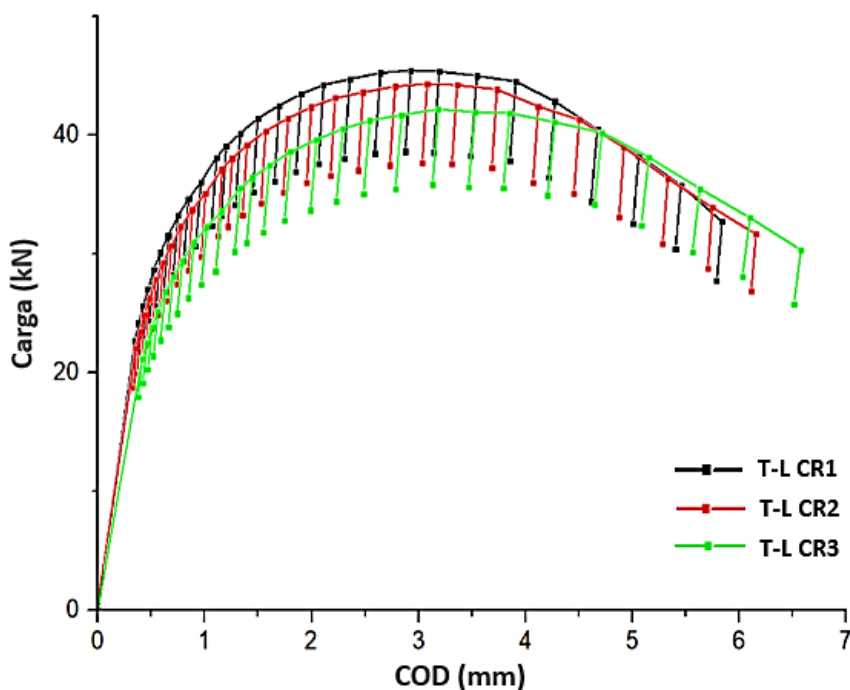
Tabela 12: Relação a_0/W por compliance, a_{0med}/W medido, comprimento final da trinca calculado pelo método compliance (a_f) e comprimento final da trinca medido (a_{fmed}) para os corpos de prova de tenacidade à fratura na condição de como recebido.

	a_0/W	a_{0med}/W	a_f (mm)	a_{fmed} (mm)
T-L CR1	0,490	0,482	6,52	6,29
T-L CR2	0,484	0,473	6,47	6,31
T-L CR3	0,494	0,483	6,61	6,27
L-T CR4	0,486	0,474	5,91	5,73
L-T CR5	0,489	0,485	5,81	5,65
L-T CR6	0,483	0,476	5,87	5,58

Fonte: Autor

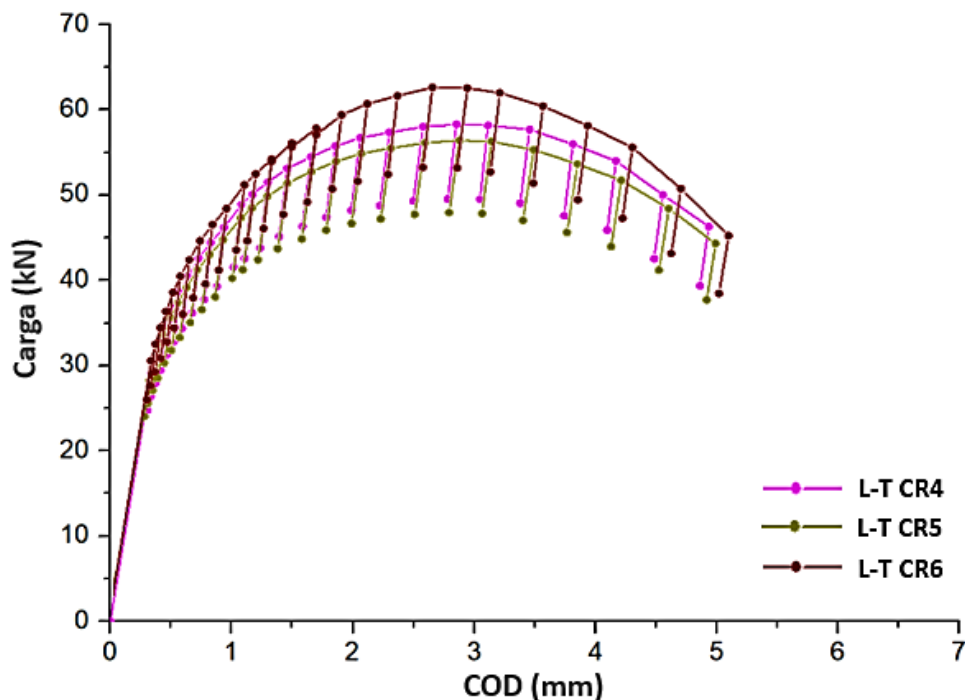
As Fig. 36 e 37 mostram as curvas de carga versus deslocamento de abertura da trinca (ou COD do inglês *Crack Opening Displacement*) obtidas durante o ensaio de Integral J.

Figura 36: Curvas de carga versus deslocamento de abertura da trinca (PxCOD) do aço ASTM A285C na orientação T-L.



Fonte: O autor.

Figura 37: Curvas de carga versus deslocamento de abertura da trinca (PxCOD) do aço ASTM A285C na orientação L-T.

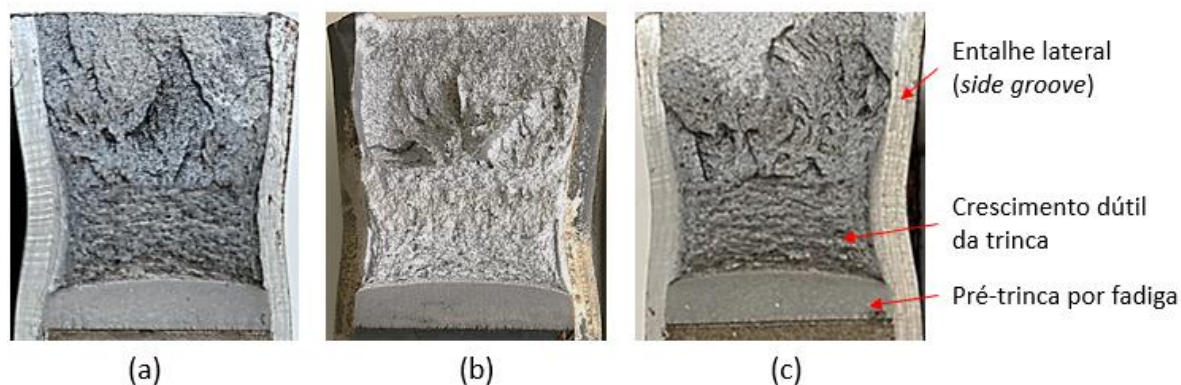


Fonte: O autor.

O que se pode observar em ambas as curvas PxCOD (Fig. 36 e 37), a medida que a trinca estável avança durante os ciclos de carga-descarregamento, ocorre um aumento da carga necessária para produzir a propagação do defeito. Após a trinca alcançar o tamanho de COD=3,0 mm (carga máxima), o crescimento de trinca estável aumenta com a diminuição da carga aplicada.

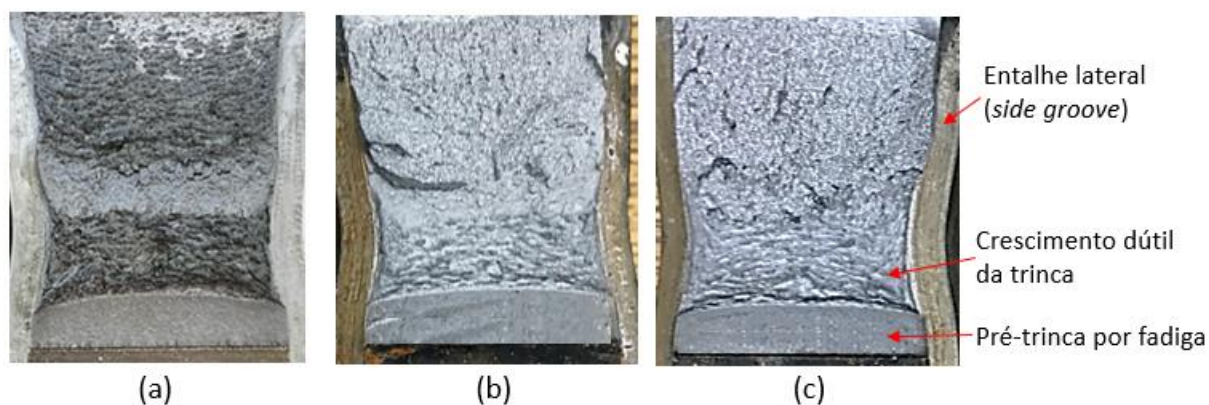
As Fig. 38 e 39 mostram as superfícies de fratura dos corpos de prova das orientações T-L e L-T após os ensaios de Integral J pelo método da flexibilidade elástica. É possível notar a frente da região de pré-trinca e o início da região de crescimento dúctil da trinca, revelando total domínio da condição de deformação plana. Após o crescimento estável (fim da região de crescimento dúctil), ocorre início da predominância da condição de tensão plana, através da deformação por cisalhamento.

Figura 38: Superfície de fratura dos corpos de prova T-L após ensaio de Integral J.
(a) T-L CR1, (b) T-L CR2, (c) T-L CR3.



Fonte: O autor.

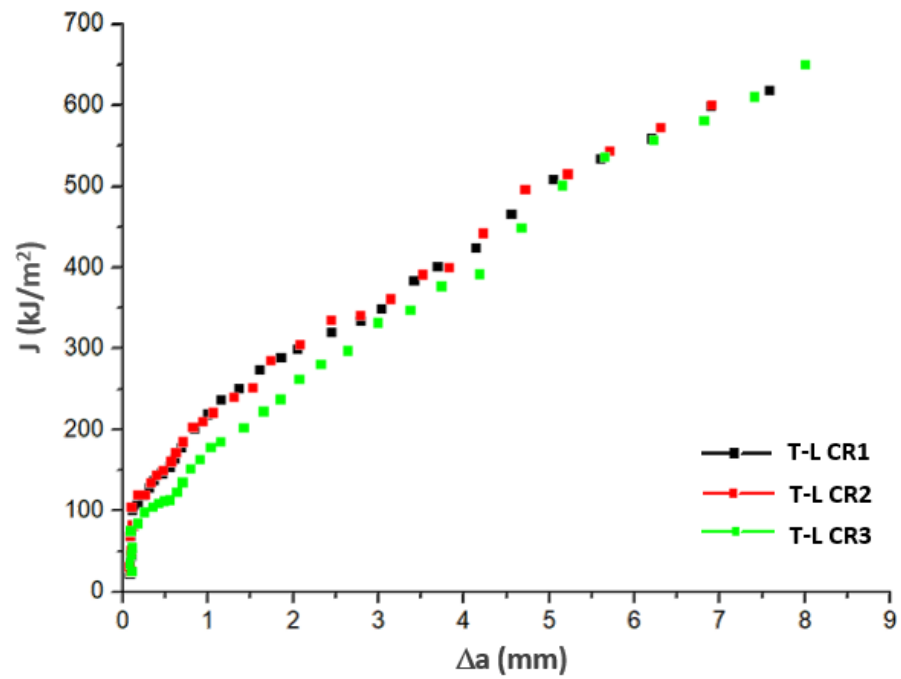
Figura 39: Superfície de fratura dos corpos de prova L-T após ensaio de Integral J.
(a) L-T CR4, (b) L-T CR5, (c) L-T CR6.



Fonte: O autor.

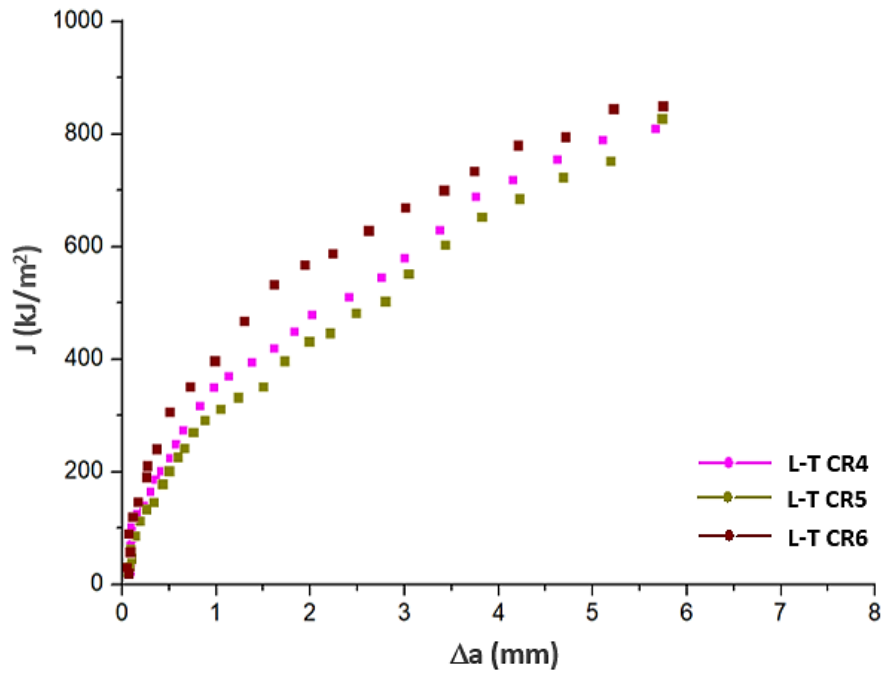
As Fig. 40 e 41 mostram as curvas J-R do aço ASTM A285C das orientações T-L e L-T respectivamente. Uma comparação entre ambas, é possível notar que para um mesmo valor de extensão da trinca Δa , os valores de energia J para a orientação L-T são superiores e crescente em relação à orientação T-L. Consequentemente, isto revela que a orientação L-T tem maior tenacidade à fratura do que a orientação T-L. Este comportamento pode ser confirmado na Tab. 13, a qual indica que a orientação L-T tem maior valor médio de J (251,8 kJ/m²) para o início de crescimento de trinca, em relação à orientação T-L.

Figura 40: Curva J-R na orientação T-L dos corpos de prova na condição como recebido.



Fonte: O autor.

Figura 41: Curva J-R na orientação L-T dos corpos de prova na condição como recebido.



Fonte: O autor.

Tabela 13: Valores de J_{IC} para os corpos de prova orientações T-L e L-T na condição como recebido.

$J_{IC} \text{ (kJ/m}^2\text{)}$		$J_{IC} \text{ (kJ/m}^2\text{)}$	
T-L CR1	135,2	L-T CR4	247,5
T-L CR2	137,8	L-T CR5	202,2
T-L CR3	101,3	L-T CR6	305,6
T-L Média	124,8	L-T Média	251,8

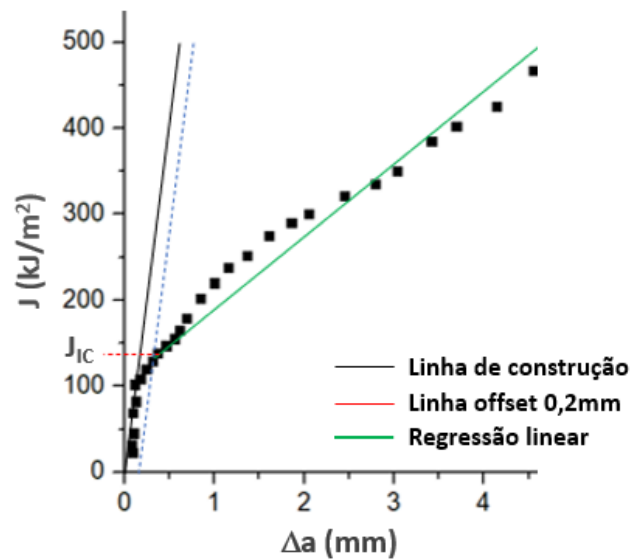
Fonte: O autor.

O valor de tenacidade à fratura $J_{máx}$ foi definido conforme item A8.3.1 da norma ASTM E1820-17 [125] e para todos os corpos de prova na condição de como recebido equivale a 1.070,5 kJ/m². Assim, para os ensaios realizados neste trabalho, parte significativa da extensão dúctil da trinca está dentro da validade especificada por norma.

Além disso, através da plotagem das curvas J-R, foram obtidos os resultados de J_Q que equivale a J_{IC} para materiais no estado plano de deformação, como esperado, com o uso do entalhe lateral. O estágio inicial de deformação do material ensaiado equivale graficamente ao embotamento da trinca antes da sua propagação. Quando se inicia a propagação da trinca de forma estável, há um incremento da tenacidade o que significa maior deformação plástica, sendo desta forma, possível a determinação de J_{IC} [134]. Em todos os ensaios realizados neste trabalho, o estado de deformação plana foi satisfeito e, desta forma, $J_Q = J_{IC}$ conforme estabelecido no anexo A9 da norma ASTM E1820-17 [125].

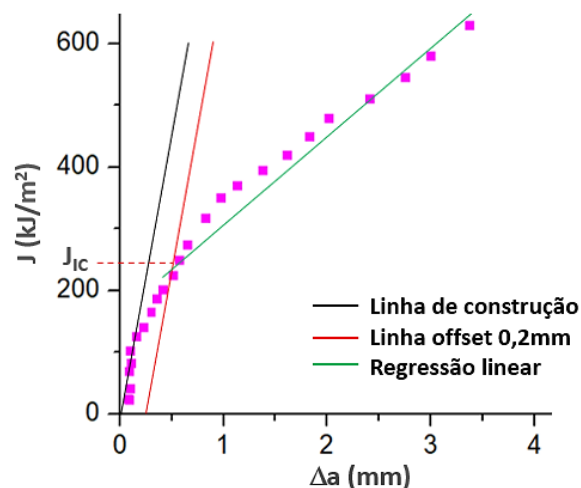
As Fig. 42 e 43 mostram a obtenção de J_Q a partir das curvas J-R com as linhas de construção e o ajuste da curva por regressão linear dos pontos válidos para os corpos de prova T-L CR1 e L-T CR4 na condição de como recebido. A Tab. 13 apresenta os valores J_{IC} dos ensaios realizados obtidos pelo mesmo procedimento das Fig. 42 e 43.

Figura 42: Obtenção de J_{IC} a partir da curva J-R do corpo de prova T-L CR1.



Fonte: O autor.

Figura 43: Obtenção de J_{IC} a partir da curva J-R do corpo de prova L-T CR4.



Fonte: O autor.

Duncan e colaboradores [152], através de ensaios com corpos de prova C(T) e 0,42 de relação a_0/W , em pesquisa relacionada à avaliação mecânica de aço especificação ASTM A285 utilizados em tanques de armazenagem, obtiveram os valores médios para J_{IC} de 94,6 kJ/m² na orientação T-L e 207,6 kJ/m² na orientação L-T.

Godefroid e colaboradores [134], também utilizando corpos de prova C(T) com relação a_0/W de 0,45 fabricados em aço ASTM A285C, obtiveram o valor médio de 125 kJ/m² de tenacidade à fratura na orientação T-L. Entretanto, nos ensaios realizados em [134], a espessura dos corpos de prova não preencheu o

requisito de dimensão mínima para J_{IC} , ou seja, não garantiu condições de deformação plana sendo o resultado J_Q uma função da espessura.

Lam e colaboradores [72] em pesquisa relacionada a avaliação de tamanho crítico de dano obtiveram valores experimentais de 297,29; 305,46 e 240,65 kJ/m² para J_{IC} em corpos de prova SENB fabricados em aço ASTM A285 com a relação a_0/W de 0,32; 0,59 e 0,71 respectivamente. Os resultados obtidos nos ensaios mostram que as curvas J-R são dependentes da geometria do corpo de prova devido ao efeito das restrições. A variação das restrições na ponta de trinca foi obtida pela variação da relação entre o tamanho de trinca inicial e o comprimento do corpo de prova.

Sindelar e colaboradores [161] obtiveram o valor médio de 229,12 kJ/m² para J_{IC} em ensaios em corpos de prova C(T) com aproximadamente 0,59 de relação a_0/W e plano da trinca perpendicular à direção de laminação, extraídos de tubos fabricados por laminação à quente em aço especificação ASTM A285.

Na abertura da ponta da trinca pela aplicação de carga, o processo de propagação necessita de energia para gerar novas superfícies de trinca e superar as deformações plásticas na ponta da trinca. Assim, qualquer mecanismo ou fator que restrinja a deformação do material estará reduzindo a tenacidade à fratura, da mesma forma que qualquer mecanismo ou fator que absorva energia durante o processo de propagação irá contribuir para o aumento de tenacidade do material. As deformações plásticas embotam a ponta da trinca inicialmente aguda e, quanto maior a tenacidade do material, maior é o embotamento, sendo J_{IC} um parâmetro relacionado a este embotamento [46].

O parâmetro J_{IC} fornece informação sobre o comportamento à fratura do material dúctil e a curva J-R completa fornece uma descrição mais abrangente do comportamento do material. Curvas J-R mais íngremes ocorrem para valores mais elevados de tensão aplicada e menor volume de material plastificado na propagação da trinca. Curvas J-R menos íngremes e aspecto mais plano ocorrem em materiais com processo de fratura extensas com menor nível de carregamento aplicado devido ao descarregamento plástico e deformação do material em regiões mais distantes da frente de trinca. Os processos de propagação e deformação plástica à frente da trinca ocorrem em campo de tensão-deformação influenciado pelas propriedades de fluxo plástico do material, características metalúrgicas, geométricas e do modo de carregamento. Desta forma, o aspecto da curva J-R é

atribuída à interação entre as características microestruturais e a restrição ao fluxo plástico na ponta da trinca [162,163].

A dispersão dos dados dos ensaios de tenacidade à fratura com corpos de prova na condição de como recebido em ambas as orientações T-L e L-T não foi significativa. Uma dispersão de dados pode ter origem em delaminações que influenciam no estado de triaxialidade de tensões na ponta da trinca [164,165]. A análise fractográfica dos corpos de prova ensaiados neste trabalho após fratura não revelou delaminações significativas, justificando em parte a reduzida dispersão entre as curvas J-R.

Outra origem das dispersão dos dados da curva J-R está relacionada à técnica de medição do comprimento de trinca pela variação da flexibilidade elástica [162]. Esta técnica exige uma montagem precisa entre o pino da garra da máquina de ensaio e o furo de fixação do corpo de prova. A montagem pino-furo deve permitir a rotação do corpo de prova durante o descarregamento elástico para a medição do comprimento de trinca e, qualquer característica que possa prejudicar esta rotação como rugosidade, micro-deformação e tolerâncias geométricas inadequadas, podem prejudicar a quantificação da extensão da trinca. De acordo com Joyce [166], a ocorrência de um cotovelo (*crack backup*) observada no início das curvas J-R é indicativo do fenômeno de dispersão de medição do comprimento de trinca relacionado ao *compliance*.

Estabelecendo um comprimento de trinca de $\Delta a = 3 \text{ mm}$ como ponto de comparação conforme descrito em Duncan e colaboradores [152], pois permite avaliação em uma considerável propagação estável da trinca ainda dentro de uma região sub-crítica, os valores observados por Zhu e colaboradores [167] apresentam em média o valor de energia $J=640 \text{ kJ/m}^2$. Em [152] os valores médios obtidos foram $J=328,2$ e 580 kJ/m^2 nas orientações T-L e L-T respectivamente. No presente estudo, os valores médios são $J=347 \text{ kJ/m}^2$ na orientação T-L e $J=600 \text{ kJ/m}^2$ na orientação L-T na condição de como recebido.

Conforme pode ser observado nas Fig. 38 e 39, os corpos de prova extraídos na orientação L-T apresentam maiores valores de tenacidade à fratura em função da extensão do comprimento de trinca quando comparados aos corpos de prova T-L. Maiores valores de tenacidade à fratura de aços na orientação L-T em relação a T-L também foram observados nos trabalhos de vários pesquisadores [152,168-171].

A tenacidade à fratura é geralmente mais sensível a anisotropia introduzida por processamento do que outras propriedades mecânicas. Em metais forjados, laminados ou extrudados, os grãos são alongados e achatados em determinadas orientações e a trinca se propaga paralelamente aos planos dos grãos deformados, consumindo menor energia de deformação plástica na extensão de trinca estável. Inclusões não metálicas e vazios também podem tomar a forma alongada ou achatada contribuindo também para a variação da tenacidade à fratura com a direção de processamento do metal [171,172].

Shi e colaboradores [173] constataram que a tenacidade à fratura de aço alta resistência baixa liga é bastante sensível à direção de laminação encontrando valores de J_{IC} na orientação L-T aproximadamente duas vezes maiores do que na orientação T-L em ensaios realizados no Modo I de carga, em corpos de prova SENB com relação a_0/W de 0,5. Verificaram também diferenças nas superfícies de fratura entre as orientações T-L e L-T dos corpos de prova ensaiados, apresentando características de crescimento e coalescência de vazios porém com morfologias distintas entre as orientações.

Em pesquisa relacionada à influência da direção de laminação nas propriedades mecânicas, Pala e colaboradores [174] verificaram que, para aço estrutural baixo carbono especificação S235, a tensão de escoamento e do limite de resistência em ensaio de tração não apresentaram diferenças significativas entre corpos de provas extraídos nas direções transversal e longitudinal relativas à direção de laminação. Porém, em ensaio de tenacidade à fratura conforme ASTM E1820 em corpos de prova SENB com 0,5 de relação a_0/W , os pesquisadores observaram que a curva J-R para os corpos de prova extraídos na orientação L-T apresentou maior energia por deformação plástica com extensão da trinca estável do que na orientação T-L. Os valores do parâmetro J_Q , uma vez que os requisitos de validade $J_Q=J_{IC}$ não foram observados, na orientação L-T obtidos foram em torno de quatro vezes maiores do que na orientação T-L.

Recentemente, o aço estrutural laminado a quente ASTM A516 Grau 70, bastante utilizado na construção de vasos de pressão, foi investigado quanto ao comportamento à fratura dúctil por Coelho e colaboradores [175]. Neste trabalho, foram realizados ensaios de tenacidade à fratura conforme normas ASTM E1820 e ISO 12135 com corpos de prova C(T) de espessura 25 mm, relação a_0/W entre 0,56 e 0,57 em ambas as orientações L-T e T-L. Foi percebida a anisotropia na

tenacidade à fratura do material, com maiores valores de força motriz para um mesmo valor de abertura da boca da trinca em corpos de prova na orientação L-T. Isto revela que uma maior energia de deformação plástica é requerida para iniciar o rasgamento dúctil do material, fato este devido preponderantemente à distribuição de fases e constituintes na microestrutura do aço. Em [5-95], os valores do parâmetro de tenacidade à fratura CTOD dos corpos de prova orientados em L-T foram 1,55 e 1,35 (conforme normas ASTM E1820 e ISO 12135 respectivamente) maiores do que nos orientados T-L.

Conforme Mohan e colaboradores [176], as principais características que contribuem para a anisotropia da tenacidade à fratura são a morfologia, teor e distribuição de inclusões, bandejamento microestrutural e textura cristalográfica. Para Kadgaye e colaboradores [177], o tamanho, formato e morfologia dos grãos e as interações entre precipitados e discordâncias têm influência significativa na energia para deformação plástica sob tensão de aços.

De acordo com os resultados das micrografias apresentadas nas Fig. 27, 28 e 29 da seção 5.2 deste trabalho, não foram observadas inclusões significativas na microestrutura do aço estudado, fato este, em parte atribuída ao baixo teor de enxofre indicado na análise química mostrada na Tab. 6 da seção 5.1. Inclusões não metálicas alongadas formadas durante o processo de laminação tendem a reduzir de maneira mais intensa a tenacidade à fratura do que inclusões globulares [5-89].

Com relação à influência do bandejamento microestrutural na tenacidade à fratura, quando as bandas de perlita estão orientadas perpendicularmente ao plano do entalhe do corpo de prova, o rasgamento segue o fluxo plástico da ferrita. Isto é, durante o carregamento para extensão de trinca estável, as bandas de perlita agem como um reforço mecânico exigindo maior energia de deformação plástica para iniciar o rasgamento estável através dos grãos. Por outro lado, quando as bandas de perlita estão orientadas paralelamente ao plano do entalhe do corpo de prova, uma menor energia de deformação plástica é necessária pois o início do rasgamento estável parece iniciar entre a interface de perlita e ferrita [175].

Ao contrário da tenacidade à fratura, as propriedades mecânicas de resistência à tração e tensão de escoamento sofrem pouca influência da orientação de laminação L-T e T-L conforme verificado na literatura [152,168,169,

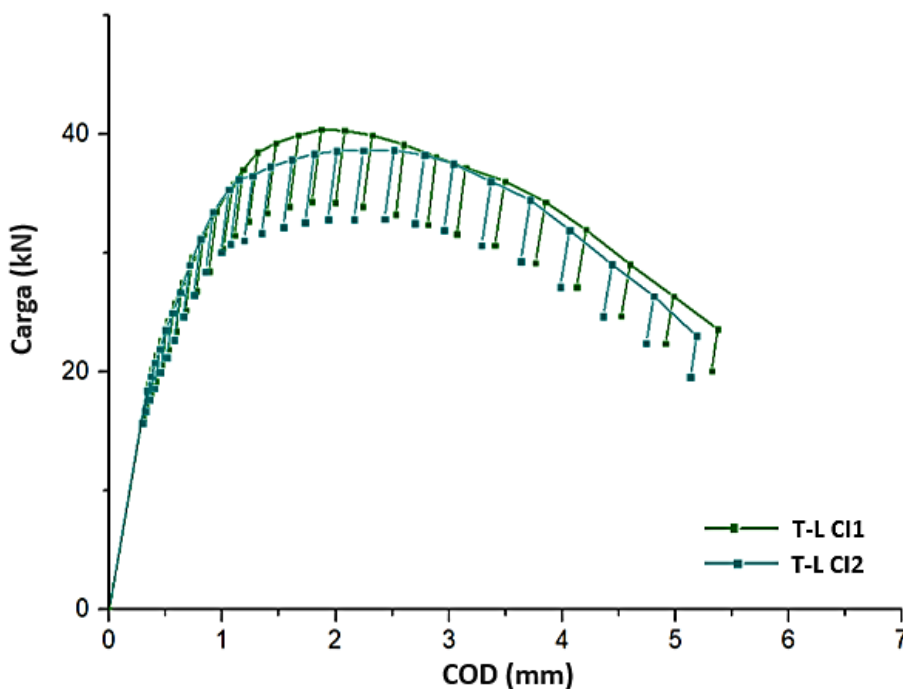
170,173,174] em ensaios realizados com aços nas condições de como recebido e em temperatura ambiente, corroborando com o observado nos resultados deste trabalho.

5.6.1 Tenacidade à fratura após ensaio de corrosão por imersão em licor branco

A redução de propriedades mecânicas devida a deterioração causada pela corrosão é um importante problema de engenharia em curso nas estruturas fabricadas em aço [178]. Desta forma, a avaliação desta redução deve ser abordada de modo a ampliar o entendimento acerca da vida residual em função da perda de propriedades mecânicas relacionadas à corrosão. Um meio de estudar os efeitos da corrosão nas propriedades mecânicas é o método de corrosão simulada adotada neste trabalho.

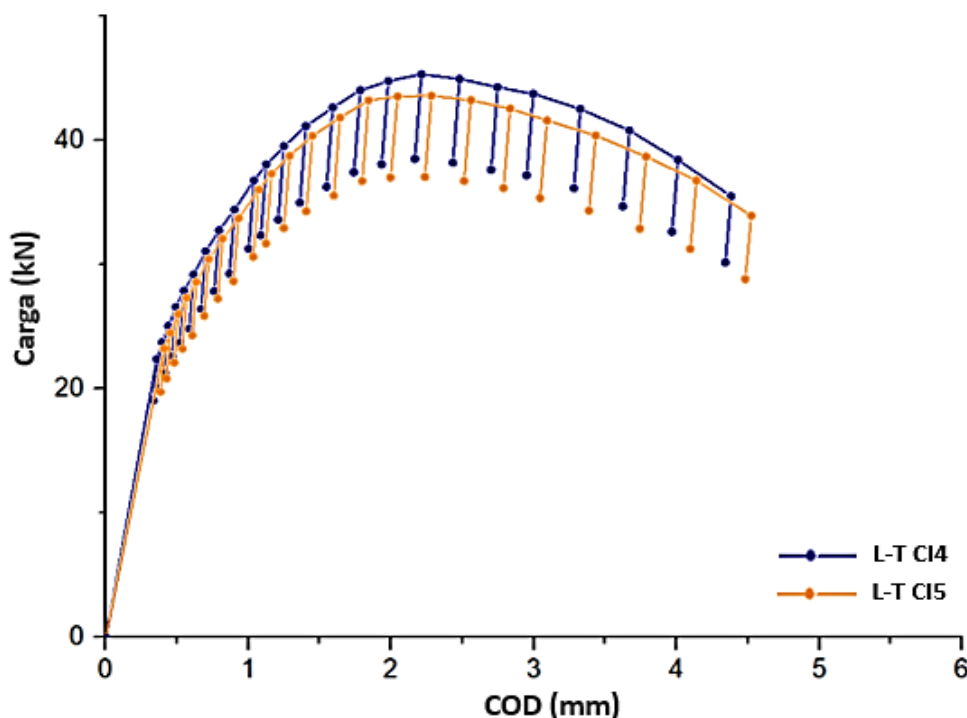
As Fig. 44 e 45 mostram as curvas de carga versus deslocamento de abertura da trinca PxCOD após ensaios de corrosão. Foram obtidos dois resultados válidos em cada orientação.

Figura 44: Curvas de carga x COD na orientação T-L do aço ASTM A285C na condição após corrosão por imersão em licor branco.



Fonte: O autor.

Figura 45: Curvas de carga x COD na orientação L-T do aço ASTM A285C na condição após corrosão por imersão em licor branco.

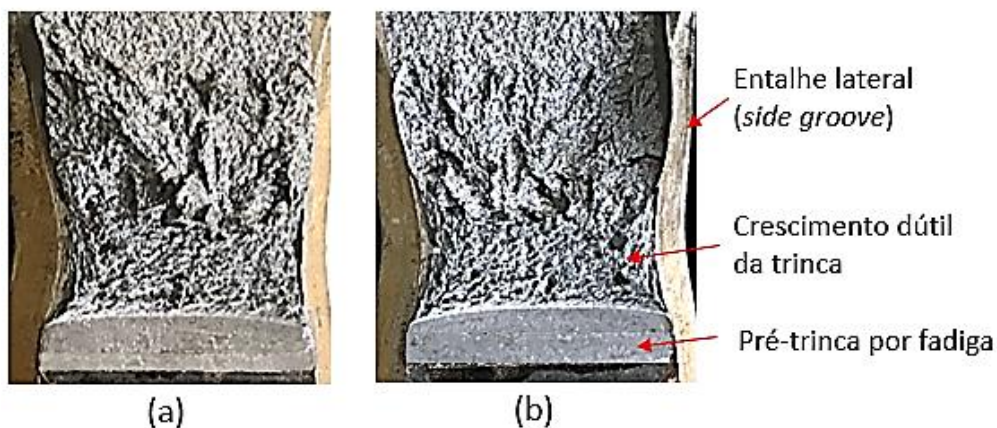


Fonte: O autor.

A propagação estável da trinca ocorreu de forma homogênea sem o tunelamento da frente da trinca conforme pode ser visualizado nas Fig. 46 e 47. Em ambas as superfícies de fratura, se observa uma significativa degradação na região de crescimento de trinca estável, em decorrência do meio corrosivo, de modo mais evidente na orientação T-L.

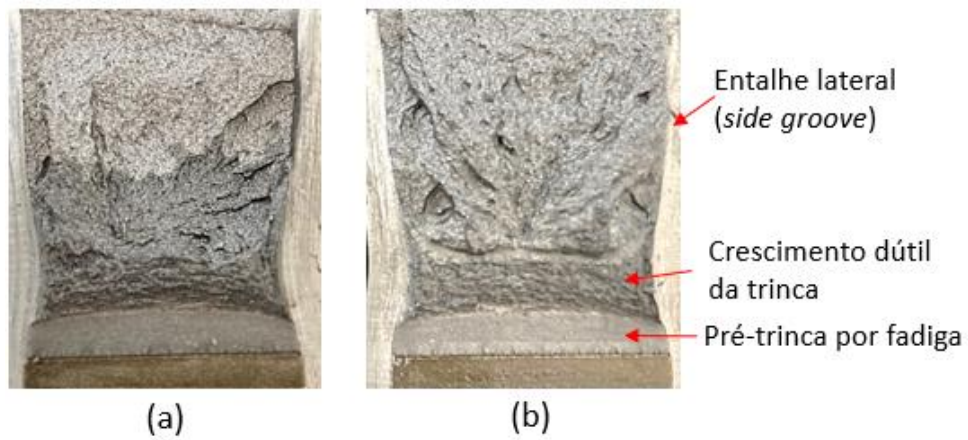
Figura 46: Superfície de fratura de crescimento dútil da trinca dos corpo de prova T-L após corrosão por imersão em licor branco.

(a) T-L CI1, (b) T-L CI2.



Fonte: O autor.

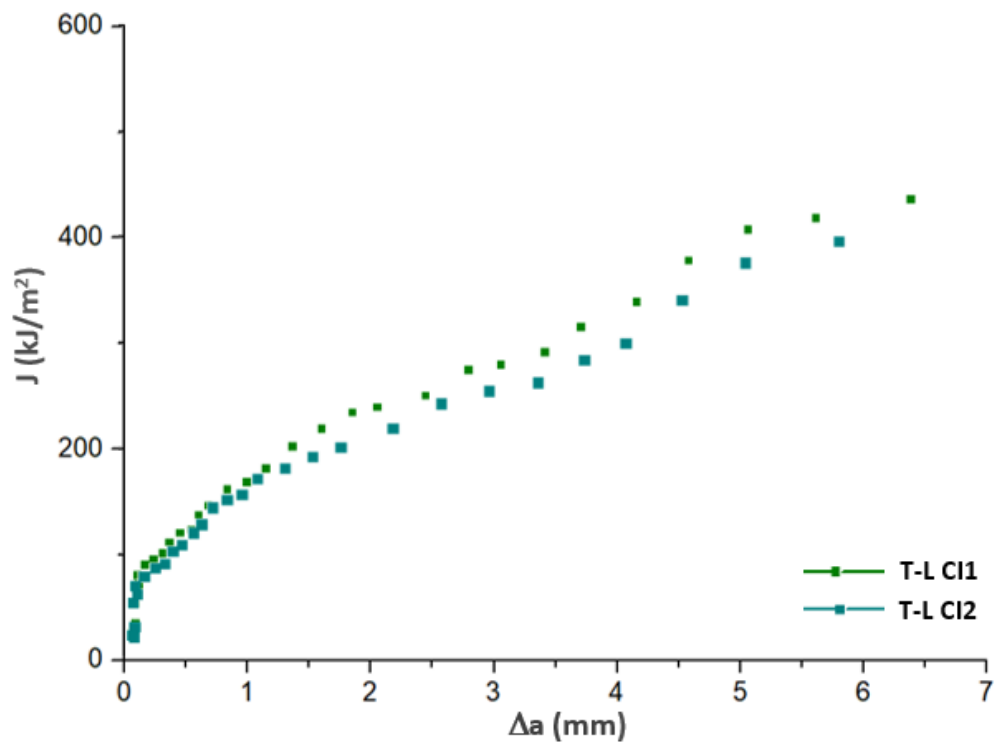
Figura 47: Superfície de fratura de crescimento dútil da trinca dos corpos de prova L-T após corrosão por imersão em licor branco.
(a) L-T CI4, (b) L-T CI5.



Fonte: O autor.

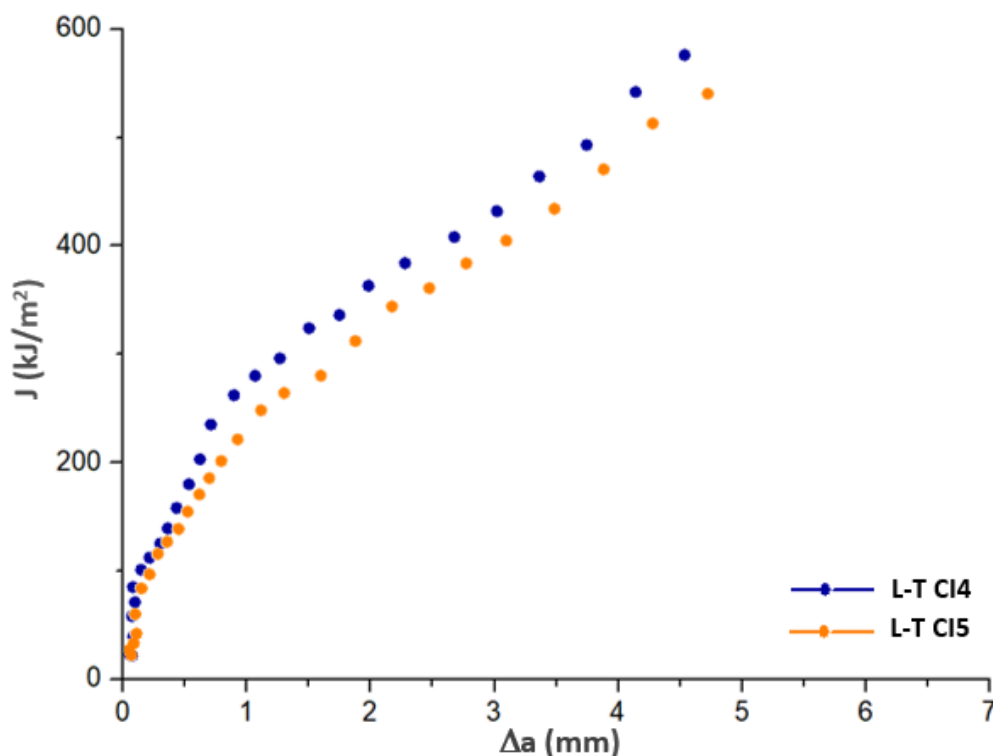
E as Fig. 48 e 49 apresentam respectivamente as curvas experimentais J-R dos corpos de prova nas orientações T-L e L-T.

Figura 48: Curvas J-R na orientação T-L condição após corrosão por imersão em licor branco.



Fonte: O autor.

Figura 49: Curvas J-R na orientação L-T condição após corrosão por imersão em licor branco.



Fonte: O autor.

A Tab. 14 mostra a profundidade relativa da pré-trinca a_0/W , o comprimento máximo da trinca calculado pelas Eq. 34 e 35 do capítulo 4 deste trabalho (a_f) e o comprimento máximo da trinca medido (a_{fmed}) no corpo de prova após o ensaio de tenacidade à fratura dos corpos de prova na condição após corrosão por imersão em licor branco. A medição dos comprimentos das trincas (a_{omed} e a_{fmed}) foi realizada conforme itens 8.5.3 e 8.5.4 da norma ASTM E1820.

Tabela 14: Relação a_0/W por compliance, a_{omed}/W medido, comprimento final da trinca calculado pelo método compliance (a_f) e comprimento final da trinca medido (a_{fmed}) para os corpos de prova de tenacidade à fratura após corrosão por imersão em licor branco.

	a_0/W	a_{omed}/W	a_f (mm)	a_{fmed} (mm)
T-L CI1	0,486	0,477	5,91	5,83
T-L CI2	0,490	0,492	5,82	5,74
L-T CI4	0,485	0,463	5,22	5,11
L-T CI5	0,488	0,483	5,18	4,98

Fonte: Autor

Uma vez que as circunstâncias de ensaios foram as mesmas para as

condições de como recebido e após corrosão por imersão em licor branco, o valor de $J_{máx}$ também equivale a 1.070,5 kJ/m². Por conseguinte, igualmente aos ensaios realizados na condição de como recebido, a maior parte da extensão dúctil da trinca está dentro da região de validade estabelecido pela norma.

A partir da plotagem das curvas J-R foram obtidos os valores do parâmetro J_Q para os corpos de prova nas orientações T-L e L-T na condição após corrosão por imersão em licor branco seguindo procedimento descrito na norma ASTM E1820-17 [125] e ilustrado nas Fig. 41 e 42. Conforme estabelecido no anexo A9 da norma ASTM E1820-17 [125], e igualmente aos valores obtidos nos ensaios dos corpos de prova na condição de como recebido, os valores de J_Q foram qualificados como J_{IC} . A Tab. 15 apresenta os valor de J_{IC} após corrosão por imersão em licor branco.

Tabela 15: Valores de J_{IC} para os corpos de prova orientações T-L e L-T após imersão em licor branco.

J_{IC} (kJ/m ²)		J_{IC} (kJ/m ²)	
T-L CI1	111,5	L-T CI4	162,3
T-L CI2	102,3	L-T CI5	142,4
T-L Média	106,9	L-T Média	152,4

Fonte: Autor

As curvas J-R em ambas orientações T-L e L-T revelam uma significativa redução do parâmetro J_{IC} de tenacidade à fratura do material ASTM A285C após corrosão por imersão em licor branco da ordem de 14,3% e 39,5%, respectivamente, em relação à condição como recebida. Isto indica que, a degradação ocorrida durante processo corrosivo foi determinante na diminuição dos valores J_{IC} para ambas orientações. Esta evidência está consistente com os resultados encontrados em diversas pesquisas [178-182].

O efeito da corrosão resulta na aceleração da propagação da trinca, devido redução da tensão coesiva entre planos resultando na redução do fluxo de deformação plástica. Consequentemente, a tenacidade à fratura diminui devido a redução da energia de deformação plástica na extensão de trinca, além da perda de massa do material e a morfologia superficial originados do processo corrosivo [179].

Appuhamy e colaboradores [178] afirmam que a perda de massa, irregularidades superficiais e concentradores de tensões oriundos de processo corrosivo têm influência significativa na resistência remanescente de chapas de aços. Hou e colaboradores [182] em pesquisa sobre o efeito do processo corrosivo nas propriedades mecânicas de aço baixo carbono especificação Q235 utilizado em tubulações subterrâneas averiguaram a perda progressiva de tenacidade à fratura com o aumento de tempo de exposição em ambiente corrosivo. Os pesquisadores [182] verificaram que a redução induzida por corrosão da propriedade de tenacidade à fratura é maior do que da propriedade de resistência à tração sob as mesmas condições. A razão para o fato é possivelmente relacionada a extensão de danos pré-existente devido ação do processo corrosivo. Ou seja, agentes corrosivos penetram na pré-trinca do corpo de prova de tenacidade à fratura e podem afetar, por meio de reações químicas, a morfologia ou a microestrutura do metal.

Em Zhang e colaboradores [179] foi desenvolvido o conceito de tenacidade à fratura nominal do material após processo corrosivo. Isto é, a degradação da região de propagação estável comparada com a condição de como recebido, no qual é introduzido um coeficiente de degradação descrito na Eq. 38 que procura descrever de forma empírica a relação entre o grau de corrosão e a tenacidade à fratura.

$$J_r = \gamma \cdot J_c \quad (38)$$

Onde J_r é a tenacidade à fratura nominal após processo corrosivo, γ é o coeficiente de degradação e J_c é a tenacidade à fratura crítica na condição como recebida. Utilizando a Eq. 38, os coeficientes de degradação encontrados neste trabalho referenciados à média dos valores encontrados experimentalmente para J_{Ic} são 0,856 na orientação T-L e 0,605 na orientação L-T.

A Fig. 50 apresenta aspectos das superfícies de fratura dos corpos de prova na condições de como recebido nas orientações T-L (Fig. 50a e 50c) e L-T (Fig. 50b e 50d). Como também a Fig. 51, mas na condição após corrosão por imersão em ambas orientações T-L (Fig. 51a e 51c) e L-T (Fig. 51b e 51d). Todas as análises de fratura são equivalentes ao tamanho da trinca aproximadamente ao valor de J_{Ic} . A direção da propagação de trinca é da esquerda para a direita.

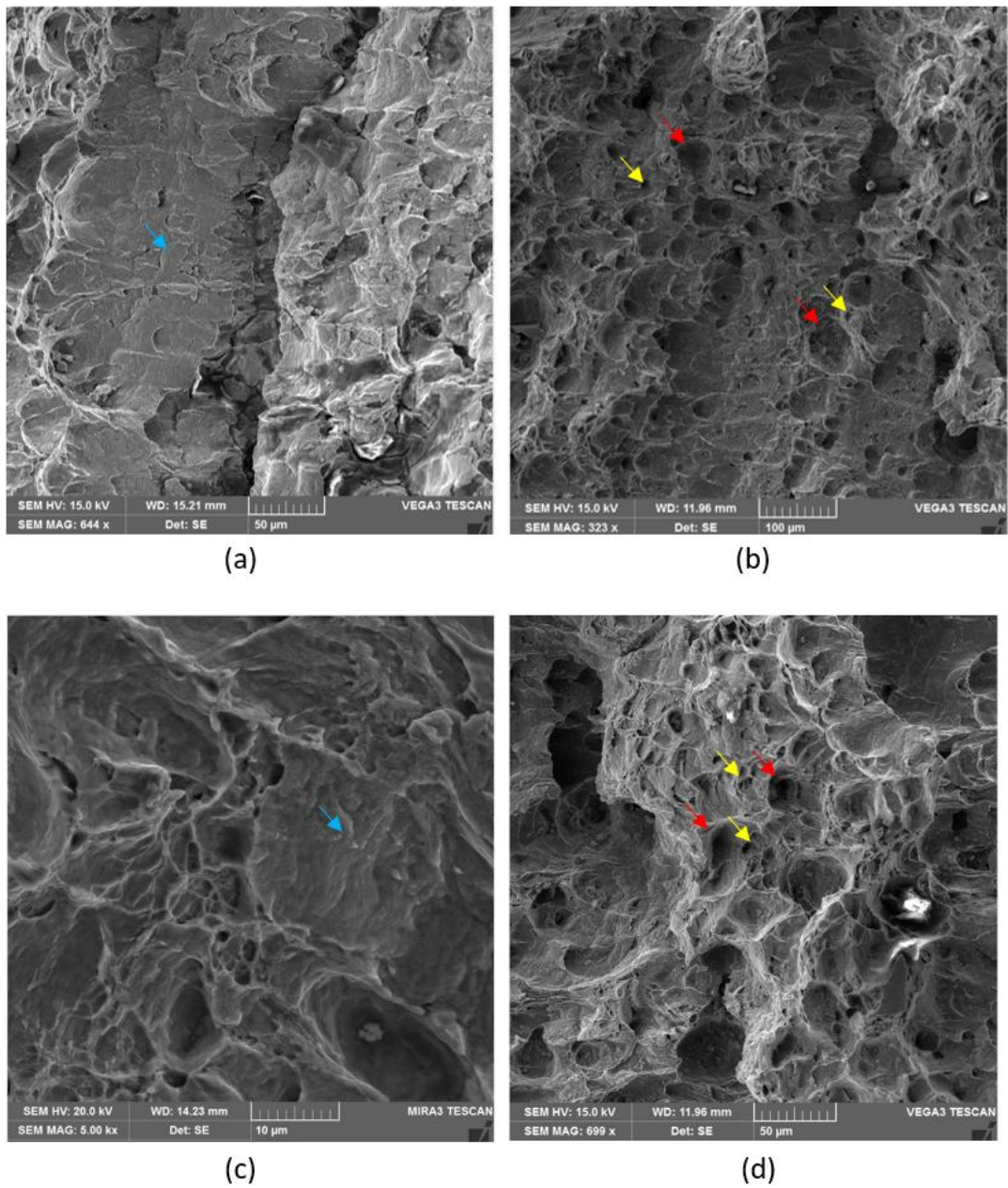
O mecanismo de fratura dúctil é um processo de acúmulo de danos e geralmente envolve três estágios principais: a nucleação, crescimento e coalescência de vazios [183]. Conforme Shi e colaboradores [173] e Li e colaboradores [184], para o Modo I de carregamento, ocorre um crescimento de vazios de modo predominante na ponta da trinca devido à intensa triaxialidade de tensão.

Conforme as Fig. 50b, 50d, 51b e 51d, um comportamento dúctil pode ser observado. *Dimples* de maiores dimensões (indicados pelas setas vermelhas) rodeados de *dimples* com menores diâmetros (indicados pelas setas amarelas) podem ser verificados. Os *dimples* são normalmente modelados como metade de vazios e a fratura no Modo I de carregamento é controlada tanto pela nucleação de vazios quanto pelos mecanismos de crescimento.

É possível verificar também morfologias distintas entre as superfícies de fratura de ambas orientações. Isto é, orientação T-L revela regiões de faceta de clivagem ao longo da fratura dúctil (indicadas pelas setas azuis), conforme pode ser observado nas Fig. 50a, 50c, 51a e 51c. Além disso, não existe indicação de ocorrências de delaminações na superfície de fratura para ambas orientações. Observação coincidente foi realizada por Bakshi e colaboradores [185] que verificaram que o bandejamento microestrutural ferrita-perlita e ferrita-bainita não necessariamente causam delaminações durante a fratura dúctil ou clivagem.

Aliás, presença de facetas de clivagem na superfície de fratura na orientação paralela à direção de laminação em aços após ensaios de tenacidade à fratura também foi verificadas por Shi e colaboradores [173], Kasada e colaboradores [186] e Das e colaboradores [171]. Ademais, a presença de *dimples* mais alongados e rasos na orientação T-L sugere menores valores de tenacidade à fratura dúctil desta orientação no Modo I de carregamento.

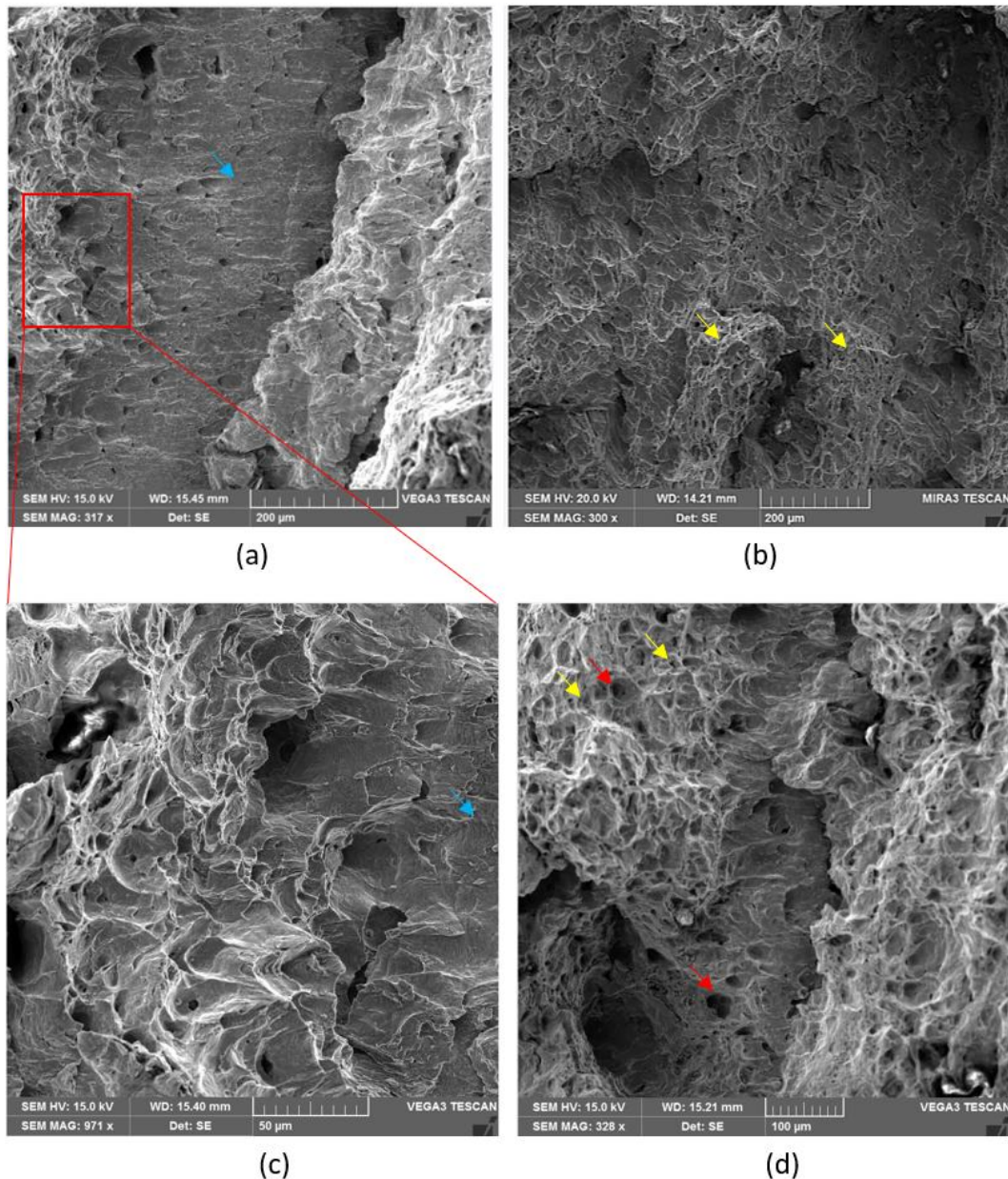
Figura 50: Superfícies de fratura dos corpos de prova na condição de como recebido.
(a) (c) orientação T-L. (b) (d) orientação L-T.



Fonte: O autor.

Figura 51: Superfícies de fratura dos corpos de prova na condição após corrosão por imersão em licor branco.

(a) (c) orientação T-L. (b) (d) orientação L-T.



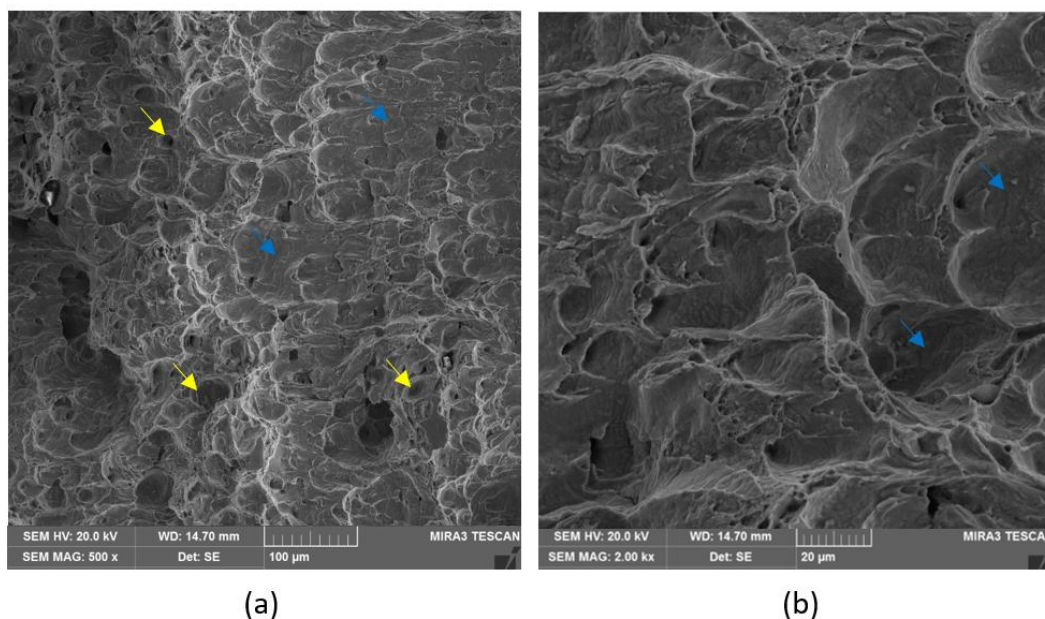
Fonte: O autor.

A Fig. 52 exibe a superfície de fratura na orientação T-L na condição como recebido mostrando as características de *dimples* mais alongados e rasos (indicados pelas setas amarelas) e regiões de clivagem (indicados pelas setas azuis) que demonstram menores níveis de energia para deformação plástica.

Para materiais dúteis, como os usados em vasos de pressão e tubulações, o crescimento da trinca sob Modo I de carregamento é iniciado de maneira estável apenas após deformação plástica macroscópica e arredondamento da ponta da

trinca [187]. Do ponto de vista de energia de deformação plástica, existem diferenças no consumo de energia entre os mecanismos de fratura. A formação de *dimples* de maiores dimensões e mais profundos (relação diâmetro e profundidade aproximadamente igual a 1) consome mais energia do que a formação de *dimples* menores e rasos, portanto, tal morfologia é associada a maiores valores de tenacidade à fratura [188,189].

Figura 52: Superfície de fratura orientação T-L condição como recebido.



Fonte: O autor.

Este fato pode ser constatado pela observação da dimensão e quantidade de *dimples* nas Fig. 50b, 50d, 51b e 51d. *Dimples* de menores diâmetros e alongados, mais rasos e em maior quantidade estão presentes na amostra de orientação L-T na condição após corrosão em relação à amostra de mesma orientação na condição como recebido. Os *dimples* apresentados nas Fig. 50b e 50d tendem a apresentar formato mais próximo ao circular, o que sugere uma maior energia para a fratura. Assim, corroborando as observações morfológicas das características de fratura da orientação L-T, o parâmetro de tenacidade à fratura média na condição como recebido apresentou valores aproximadamente 1,63 vezes maiores do que na condição após corrosão.

5.6.2 Análise de microtextura da região fraturada por ensaio de tenacidade à fratura

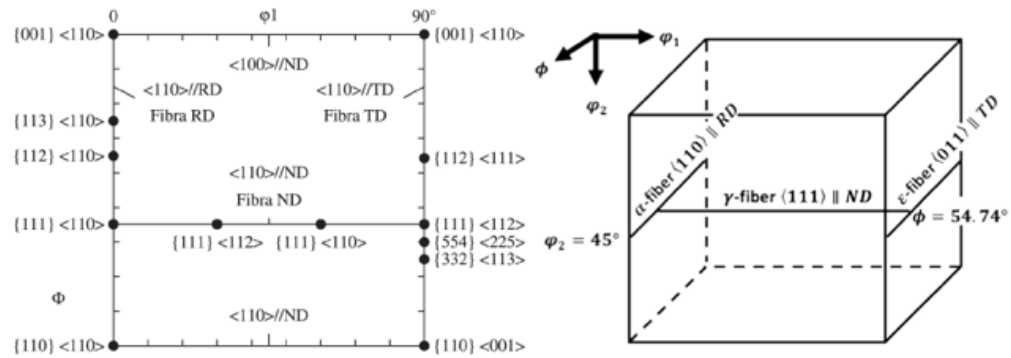
Conforme citado anteriormente nesta seção, a textura cristalográfica exerce uma função importante na anisotropia da propriedade de tenacidade à fratura em aços [169,171,176,185,190]. Esta anisotropia da propriedade de tenacidade à fratura é atribuída à fatores como formato dos grãos (alongamento no eixo de laminação), distribuição e formato de partículas e a orientação preferencial de planos cristalográficos. A orientação preferencial pode ser introduzida no material por diversos modos sendo que a deformação plástica é uma delas.

As texturas em aços laminados a quente são representadas como $\{hkl\}\langle uvw \rangle$, onde $\{hkl\}$ são famílias de planos dos grãos paralelos ao plano de laminação e $\langle uvw \rangle$ são famílias de direções orientadas paralelamente à direção de laminação. Os componentes de textura produzidos pela laminação são ao longo da direção de laminação RD (do inglês *Rolling Direction*), transversal TD (do inglês *Transverse Direction*) e Normal (do inglês *Normal Direction*) [193].

Portanto, para apoiar as discussões acerca dos resultados de microtextura, algumas orientações importantes observadas em aço laminado são mostradas na Fig. 53. As orientações ao longo da orientação RD, denominadas fibras α , se desenvolvem durante a laminação a quente e a frio em aços, enquanto os componentes na orientação TD, denominadas fibras ε , são mais frequentes em materiais laminados a quente e recristalizados. As componentes ao longo da orientação ND, denominadas fibras γ são tipicamente ferrita recristalizada em aços de baixo carbono e IF (do inglês *Interstitial Free*). Desta forma, as principais componentes de textura de fibras em aços laminados foram representados na seção do espaço de Euler $\varphi_2 = 45^\circ$ da representação de Bunge (191,192).

As Fig. 54 e 55 mostram os resultados das análises de EBSD da microtextura obtidas da região perpendicular ao plano de fratura estável do ensaio de Integral J das orientações T-L e L-T respectivamente. Nas Fig. 53 e 54 são indicados o mapa de distribuição de orientação com o triângulo unitário para referência de cores, a banda de contraste, a função distribuição de orientações (ODF) com a representação de Bunge na seção do espaço de Euler $\varphi_2 = 45^\circ$ e as figuras de polo.

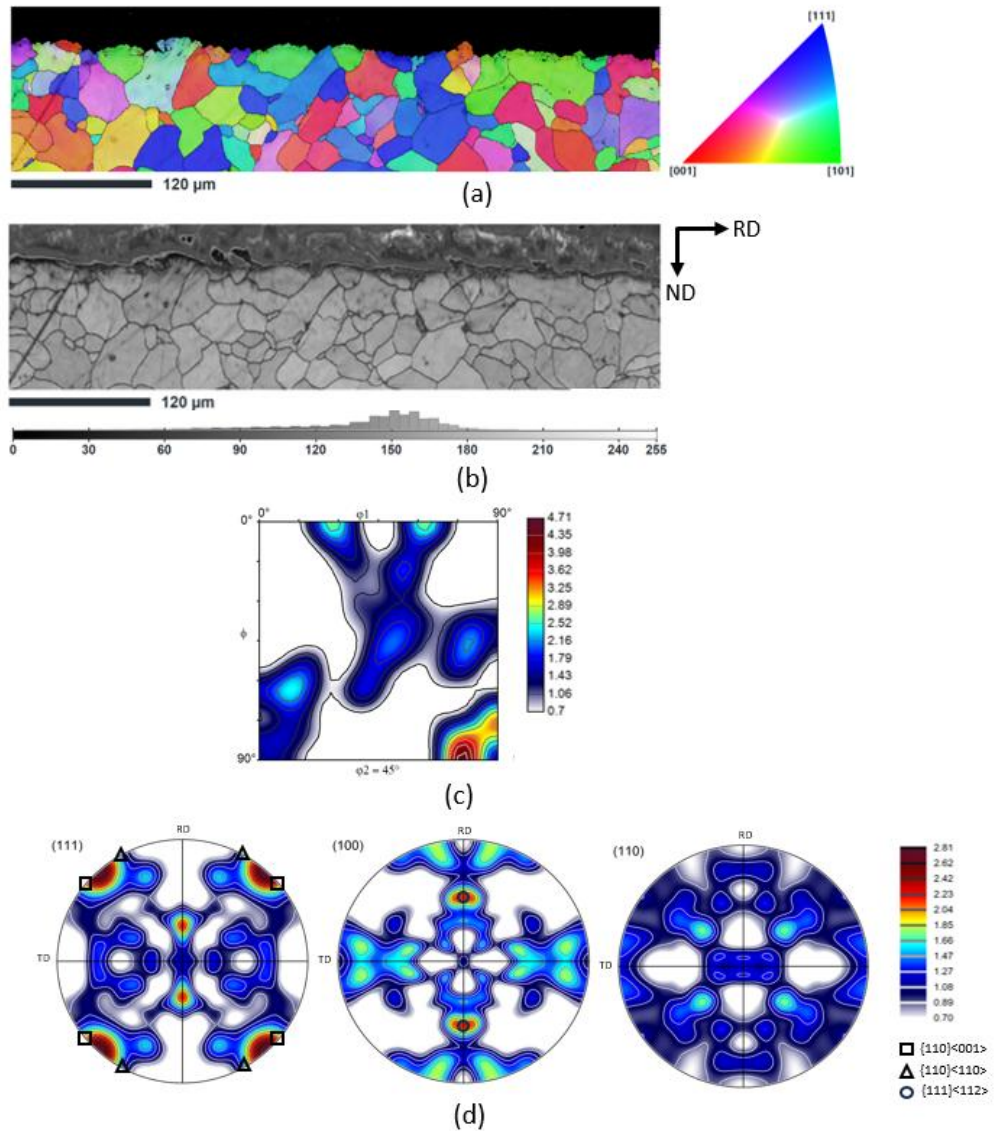
Figura 53: Seção $\varphi_2 = 45^\circ$ do espaço de Euler mostrando as principais componentes de textura de fibra que surgem no processamento de aços de estrutura Cúbica de Corpo Centrado (CCC).



Fonte: Adaptado de [191] e [192].

Figura 54: Resultados de microtextura na orientação T-L.

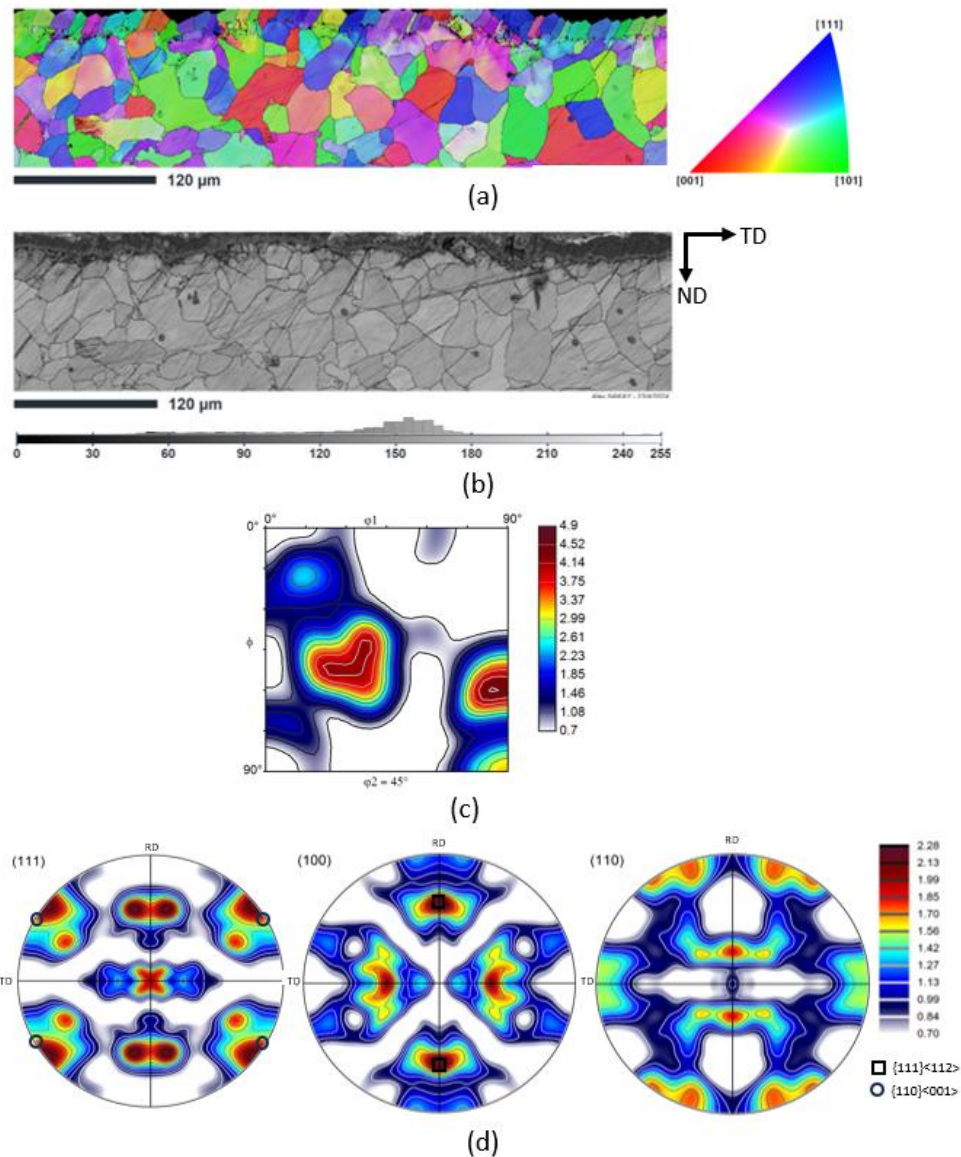
(a) mapa de distribuição de orientação. (b) banda de contraste. (c) ODF. (d) figuras de polo.



Fonte: O autor.

Figura 55: Resultados de microtextura na orientação L-T.

(a) mapa de distribuição de orientação. (b) banda de contraste. (c) ODF. (d) figuras de polo.



Fonte: O autor.

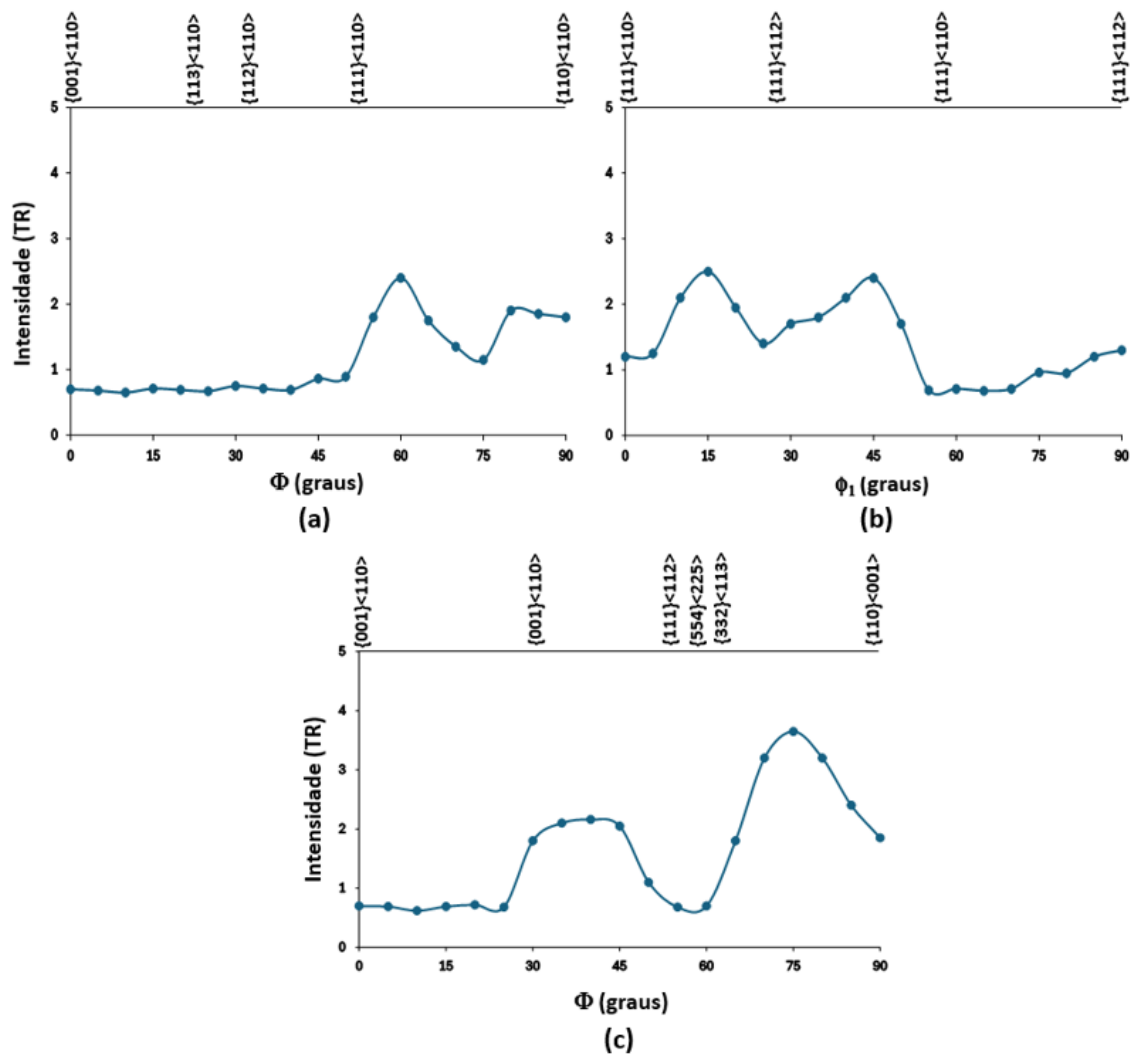
As Fig. 56 e Fig. 57 mostram as intensidades de microtextura nas fibra α (a), fibra γ (b) e fibra ε (c) nas orientações T-L e L-T respectivamente.

Da Fig. 54a é possível observar maiores densidades de grãos na direção [111]//TD seguida de [101]//TD. Conforme Fig. 54c e Fig. 56, ou seja da ODF na seção do espaço de Euler $\phi_2 = 45^\circ$ da orientação T-L, as maiores intensidades de componentes de microtextura estão distribuídas nas fibra γ {111}//ND e fibra ζ {110}//ND com destaques para os componentes {110}< $\bar{1}\bar{1}3$ > e {331}<112>, ambos próximos à textura Goss {110}<001>, com respectivamente índices TR (do inglês

Times Random) de aproximadamente 4,7 e 3,4. Este índice indica os múltiplos de uma distribuição ao acaso, ou seja, valores maiores que a unidade indicam que a amostra apresenta orientação preferencial [185].

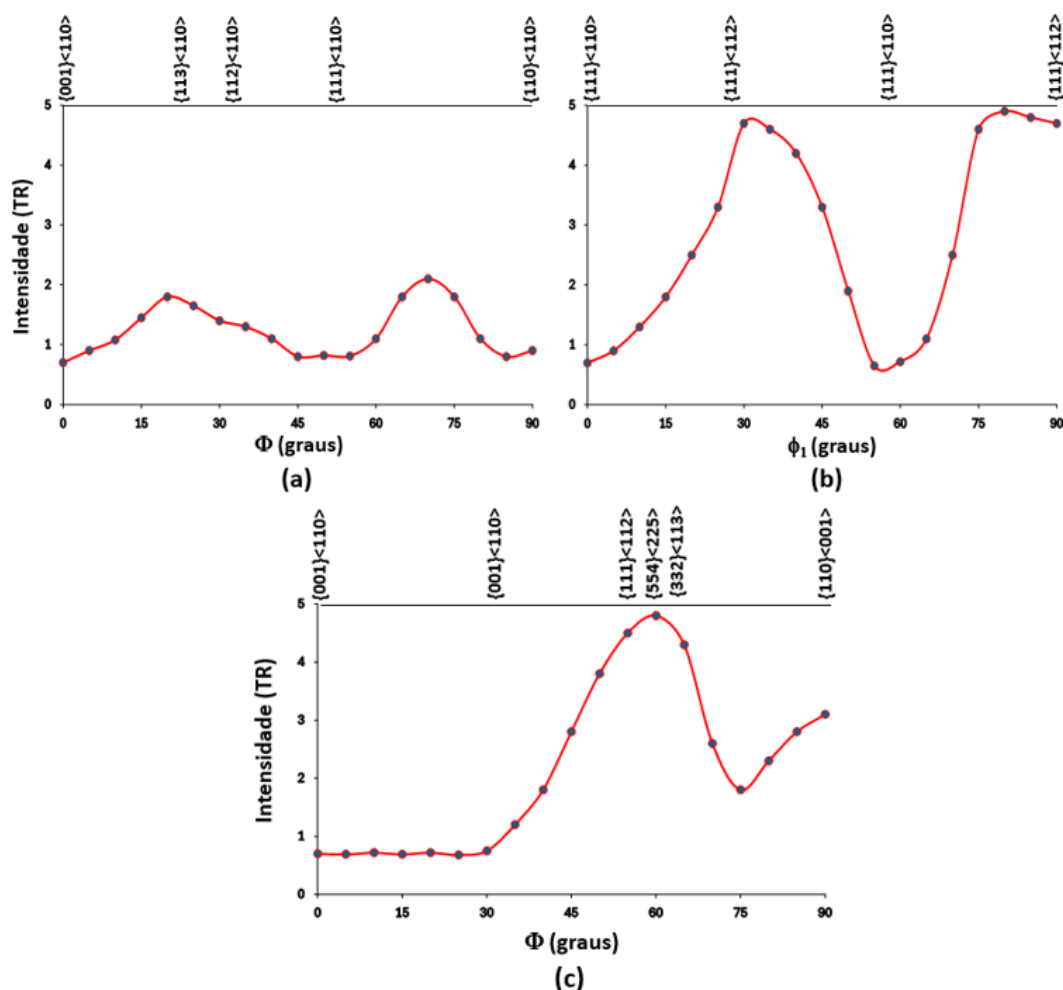
As figuras de polo representadas na Fig. 54d, são projeções esterográficas de distribuição preferencial das direções normal aos planos (111), (100) e (110). A orientação T-L apresentou polos da família do plano {111} com maior concentração de orientações preferenciais em relação aos demais planos.

Figura 56: Intensidade de microtextura na seção $\phi_2 = 45^\circ$ do espaço de Euler da amostra orientação T-L nas fibras α <110>//RD (a), γ {111}//ND (b) e ε <110>//TD (c).



Fonte: O autor.

Figura 57: Intensidade de microtextura na seção $\phi_2 = 45^\circ$ do espaço de Euler da amostra orientação L-T nas fibras $\alpha <110> // RD$ (a), $\gamma <111> // ND$ (b) e $\varepsilon <110> // TD$ (c).



Fonte: O autor.

A partir das Fig. 55a e Fig. 57, é possível verificar maiores densidade de grãos na direção $<101> // RD$ seguidas de $<111> / RD$ da orientação L-T. Os resultados de ODF (Fig. 54c) para orientação L-T indicam alta intensidade de componentes de microtextura de fibra $\gamma <111> // ND$ que é típica de ferrita laminada de aços baixo carbono [191]. As componentes de microtextura de maiores intensidade foram $\{223\}<2\bar{4}1>$, $\{111\}<2\bar{3}1>$, $\{111\}<112>$, $\{332\}<113>$ e $\{554\}<225>$ com TR aproximados de 4,5; 4,5; 4,5; 4,9 e 4,9 respectivamente. A componente $\{332\}<113>$ da fibra $\varepsilon <110> // TD$, derivada da transformação da componente $\{110\}<112>$ da austenita deformada, está presente de forma intensa e produz efeitos benéficos em termos de resistência mecânica e tenacidade [185,193-196]. Já a componente $\{554\}<225>$ que está a 4º da componente $\{332\}<113>$ indica a deformação da ferrita durante o ciclo de recozimento em

função da diminuição das direções $\{111\}\langle 110 \rangle$ [185]. Esta componente é benéfica para ductilidade e tenacidade do aço.

Conforme a Tab. 14 da seção 5.6 deste trabalho, o parâmetro de tenacidade à fratura J_{IC} da amostra T-L CR1 e L-T CR4 foram respectivamente 135,2 kJ/m² e 247,5 kJ/m². Em relação à microtextura, desta forma, o maior valor de tenacidade à fratura da amostra L-T pode estar relacionada à existência de maiores intensidades das componentes $\{332\}\langle 113 \rangle$ e $\{554\}\langle 225 \rangle$ em relação à amostra T-L, haja vista esta apresentar fraca intensidade destas componentes, conforme pode ser constatado nas Fig. 56c e Fig. 57c.

Maiores intensidades de textura $\{113\}\langle 110 \rangle$ e $\{112\}\langle 110 \rangle$ da fibra α $\langle 110 \rangle // RD$, as quais estão 10° de diferença e contribuem para anisotropia de tenacidade $[5-120]$ pode ser observada na orientação L-T em relação a T-L conforme Fig. 56a e 57a. A componente $\{113\}\langle 110 \rangle$ é produto da transformação por deformação da componente Cobre $\{112\}\langle 111 \rangle$ e contribui para maiores valores de tenacidade em regime dúctil, além de fomentar a anisotropia da tenacidade à fratura [185].

A não uniformidade de intensidades de textura da fibra γ $\{111\} // ND$ pode ter tido um papel relevante na anisotropia de tenacidade à fratura entre as orientações T-L e L-T observadas neste trabalho. É bem estabelecido que uma distribuição uniforme de textura $\{111\}$ aumenta a tenacidade e alongamento em aços, sendo esta textura essencial para operações de estampagem profunda [185,197,198]. Conforme pode ser verificado nas Fig. 56b e 57b, a orientação L-T apresentou maior intensidade da componente $\{111\}\langle 112 \rangle$, a qual é associada com maiores valores de energia absorvida em fratura dúctil [199], enquanto a amostra de orientação T-L apresentou baixa intensidade das orientações $\{111\}\langle 112 \rangle$ e $\{111\}\langle 110 \rangle$.

As superfícies de fratura em ambas orientações não apresentaram delaminações (Fig. 38 e 39), o tamanho de grão médio e microestrutura também não apresentaram diferenças significativas entre ambas orientações. Isto sugere uma influência significativa da textura cristalográfica na anisotropia da propriedade de tenacidade à fratura. Joo e colaboradores [200] investigaram os efeitos da delaminação e da textura cristalográfica na anisotropia da tenacidade em corpos de prova Charpy. Os autores concluíram que a textura tem papel expressivo para na anisotropia. Vekatsurya e colaboradores [201] pontuaram que em condições

microestruturais similares, a anisotropia de tenacidade em ensaio Charpy ao longo de direções diferentes em relação ao RD é relacionada a textura cristalográfica.

Adicionalmente, pode ser verificado nas Fig. 54d e 55d no plano (110) que a orientação L-T apresentou uma maior densidade de orientações preferenciais na família de plano {110} do que a orientação T-L. Ou seja, uma maior densidade da direção de grãos com posição dos seus polos {110} projetados estereograficamente em relação à orientação T-L. Assim, o maior valor de J_{IC} da orientação L-T também pode estar relacionada a maior densidade de grãos com polos {110} em relação à orientação T-L. Pois é bem conhecido que materiais de estrutura CCC, os principais planos de escorregamento são {110}, {112} e {123}, sendo estes os sistemas preferenciais na deformação plástica em temperatura ambiente [194].

Consequentemente, o maior valor de J_{IC} na orientação L-T indica maior energia de deformação plástica na extensão de trinca estável, como mostrado nos resultados de J-R (Fig. 40 e 41). Ju e colaboradores [202] verificaram que uma maior densidade volumétrica no plano {110} seria a razão para uma maior tenacidade à fratura observadas em aços na direção transversal em relação à direção de laminação.

Além disso, os valores de ODF da orientação T-L (Fig. 54c), verifica-se a presença de componentes de microtextura associados ao plano {001} como {001}<1 $\bar{3}$ 0> e {001}< $\bar{1}$ 30> com TR de aproximadamente 2,8. O plano {001} é associado à clivagem durante a fratura de materiais CCC e a fratura pode ocorrer ao longo do plano de clivagem com baixa energia consumida. Assim, fração volumétrica no plano {001} está relacionada com a tenacidade e modo de fratura do material e, quando componentes envolvendo este plano, como as componentes cubo {001}<100> e cubo rodado {001}<110>, estão presentes e predominantes no aço, a propriedade de tenacidade à fratura é deteriorada [169,171,190,194,200].

No presente estudo, a densidade de microtextura envolvendo o plano {001} distribuída na fibra θ é maior na orientação T-L do que na orientação L-T. Portanto, a característica de regiões com facetas de clivagem, indicando baixa energia de deformação plástica na extensão de trinca pode ser observada sobre a superfície de fratura na orientação T-L (Fig. 52). Yang e colaboradores [193], em estudo acerca da relação entre textura cristalográfica e comportamento de fratura em aço microligado para tubulações, observaram que a existência de maior densidade de planos {110} sobre planos {001} tende a induzir maior proporção de

fratura dúctil.

Inoue e Kimura [169] encontraram menores valores de tenacidade à fratura em corpos de prova SENB com entalhe paralelo à orientação de laminação em relação a orientação perpendicular em ensaios do aço UFG (do inglês *Ultrafine Grained*). Os autores atribuíram a menor tenacidade à fratura a direção paralela à laminação devido a distribuição espacial de pontos propícios à iniciação de falha como os planos de clivagem {100} e os contornos de grão alongados. A propriedade de tenacidade à fratura é sensível, não apenas ao tamanho dos grãos cristalinos, mas também à suas orientações e formatos pois o comportamento à fratura é dependente destes parâmetros microestruturais.

É de conhecimento que a energia armazenada durante a deformação plástica pode variar de acordo com a orientação cristalográfica dos grãos. Desta forma, o fator de Taylor é um parâmetro que correlaciona energia armazenada em função da orientação cristalográfica dos grãos. Assim, quanto maior este fator, maior a energia de deformação que determinado grão pode acumular durante o processo de deformação plástica [203].

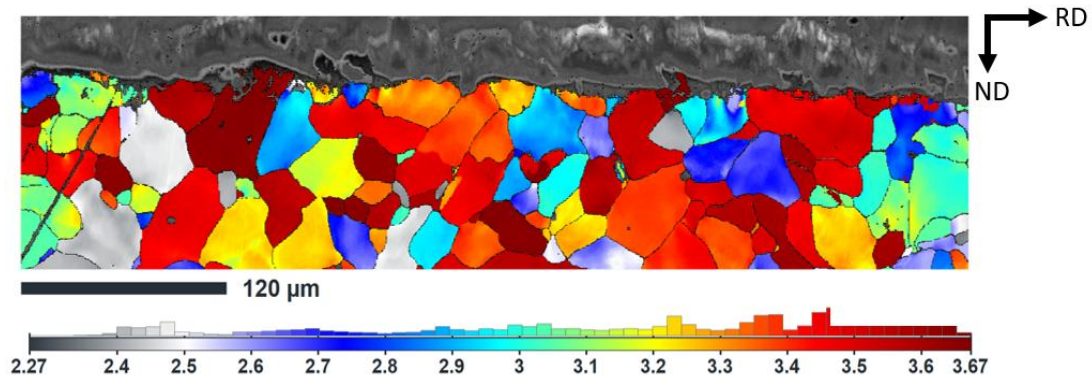
As Fig. 58 e 59 mostram os mapas do fator de Taylor e a distribuição da frequência de valor do fator de Taylor para as orientações T-L e L-T respectivamente.

A orientação T-L apresentou o valor médio do fator de Taylor de 3,18 com desvio-padrão de 0,73 e a orientação L-T um valor médio do fator de Taylor de 2,9 com desvio-padrão de 0,39. Conforme Fig. 58, a região de predominância dos valores do fator de Taylor foi entre 3,3 e 3,67 com aproximadamente 49% dos grãos nesta região de valores. Para a orientação L-T, conforme a Fig. 59, a região de predominância dos valores do fator de Taylor foi entre 3,1 e 3,35 com aproximadamente 61% dos grãos nesta região.

Embora maior valor médio de fator de Taylor fosse esperado para a orientação L-T, haja vista os maiores valores de tenacidade à fratura pelo parâmetro J_{IC} conforme a Tab. 14 da seção 5.6 deste trabalho, Sarkar e colaboradores [203] verificam que não há um entedimento claro baseado na literatura sobre a influência do fator de Taylor na textura bem como na resistência à tração e ductilidade. De forma adicional, recentemente Rakshit e colaboradores [204] pontuaram que a probabilidade da mudança de orientação de um grão individual por rotação com deformação e a sua influência nas propriedades de ligas

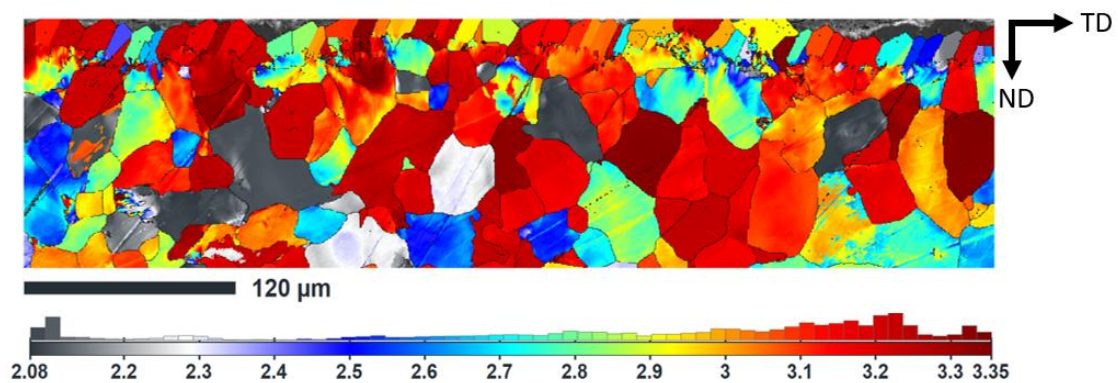
metálicas não foram suficientes exploradas.

Figura 58: Mapa do fator de Taylor da orientação T-L.



Fonte: O autor.

Figura 59: Mapa do fator de Taylor da orientação L-T.



Fonte: O autor.

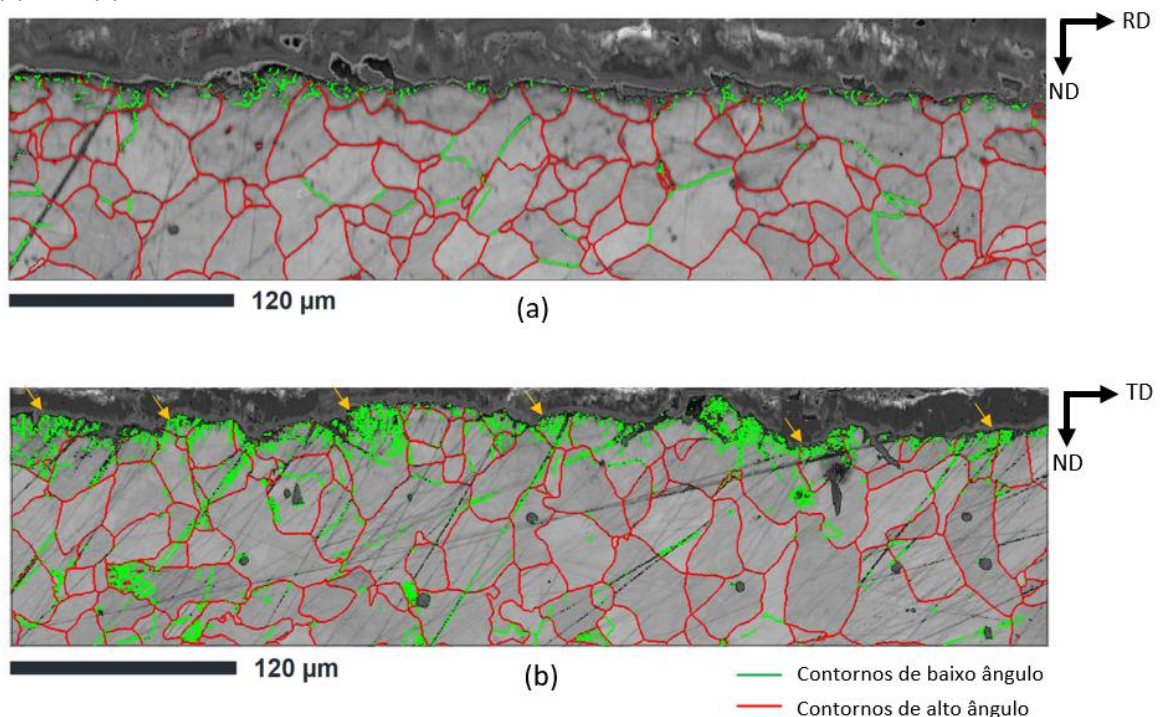
Nos grãos próximos da região da superfície de fratura da orientação T-L há uma predominância de grãos com orientações $\langle 101 \rangle$ com fatores de Taylor heterogêneos. Já na orientação L-T, há predominância de grãos orientados $\langle 101 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$ com fatores de Taylor também heterogêneos. Na área de análise não foram observados fatores de Taylor maiores em orientações de grãos definidas.

As Fig. 60a e 60b mostram os mapas de diferença de orientações dos contornos de grãos das orientações T-L e L-T, respectivamente. Os contornos de alto ângulo HAB (do inglês *High Angle Boundary*) indicados em vermelho foram definidos como tendo diferença de orientações maiores que 15° , enquanto os contornos de baixo ângulo LAB (do inglês *Low Angle Boundary*) indicados em branco foram caracterizados como tendo diferenças de orientações entre 2° e 15° . Os contornos de grão de alto ângulo HAGB (do inglês *High Angle Grain Boundary*)

podem ser usado na medição do tamanho de grão efetivo [193]. O tamanho de grão efetivo medido por EBSD foi $34,28 \mu\text{m}$ para a orientação T-L e $33,07 \mu\text{m}$ para a orientação L-T. Ambos valores médios foram próximos ao valor médio de tamanho de grão encontrado pelo procedimento planimétrico de $34,2 \mu\text{m}$, conforme item 5.2 deste trabalho, o que indica pouca subdivisão dos grãos por formação de paredes de discordâncias oriundas da deformação mecânica.

Em ambas orientações T-L e L-T é possível verificar a concentração de contornos de baixo ângulo na adjacência da superfície de fratura. Porém, como indicado pelas setas alaranjadas na Fig. 60b, verifica-se uma maior concentração de LAB na adjacência da fratura na orientação L-T, o que sugere a movimentação mais intensa de discordâncias em função da deformação plástica imposta nos ciclos de carregamento-descarregamento durante o ensaio de Integral J.

Figura 60: Mapa de diferença de orientações dos contornos de grão.
(a) T-L. (b) L-T.

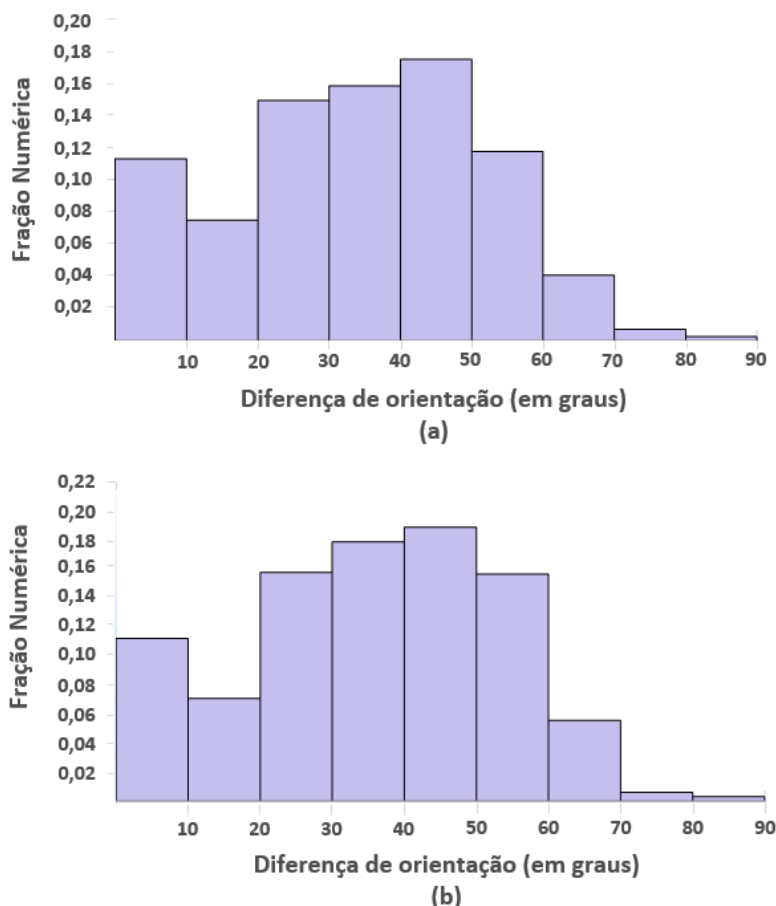


Fonte: O autor.

As Fig. 61a e 61b mostram os histogramas de diferenças de orientações dos contornos de grãos das áreas de análise obtidas por EBSD das orientações T-L e L-T. Pode-se verificar que a orientação T-L apresenta aproximadamente 12% de grãos com ângulos de desorientação de contornos abaixo de 15° ,

caracterizando contornos de baixo ângulo. Já a orientação L-T apresenta aproximadamente 15% de grãos com contornos de baixo ângulo.

Figura 61: Histograma de diferenças de orientações dos contornos de grão. (a) T-L. (b) L-T.



Fonte: O autor.

Para contornos entre 20° e 50°, as orientações T-L e L-T apresentam aproximadamente 59% e 62% de grãos respectivamente. Ambas amostras têm maior concentração com desorientação de ângulos de contorno entre 40° e 50°.

Duan e colaboradores [205] relatam que a anisotropia de propriedades mecânicas em aço não é relacionada apenas com o tamanho de grão e tipo de microestrutura. Mas também com a orientação dos contornos de grão, no qual o efeito de obstrução da movimentação de discordâncias é significativamente maior em contornos de alto ângulo. Quanto maior a diferença de orientação, maior a desorganização do arranjo de átomos em cada lado do contorno de grão tornando mais difícil o escorregamento de discordâncias através do contorno. Song e colaboradores [206] e Masoumi e colaboradores [207] relatam que contornos de

grão de alto ângulo HAGB (maiores que 15° de desorientação) são mais eficientes na melhoria da propriedade de tenacidade em aços devido desvios e ramificações de trincas para planos preferenciais de fratura quando se movem através de contornos de alto ângulo.

A análise dos ângulos de contornos de grão fornece dados acerca das características do estado após deformação e dos aspectos do histórico de processamento do material. O material a partir do qual os corpos de prova foram fabricados é o ASTM A285 Grau C laminado a quente seguido de normalização, com o processo de laminação multipasses preponderantemente realizada acima da temperatura de não recristalização da austenita. Portanto, com baixa formação de bandas de deformação no interior dos grãos austeníticos a partir dos quais a ferrita nucleia-se. Assim, uma inferência deste fato é de que o aço em estudo possui um volume relativamente baixo de subestruturas de deformação que funcionaram como locais potenciais de nucleação para transformação $\gamma - \alpha$ [185].

A ferrita formada no mesmo grão austenítico, nucleada em heterogeneidades de deformação no interior do grão austenítico, não pode ser relacionada por diferenças de orientações na faixa de 20° a 47° . Quando os grãos de ferrita formados em diferentes grãos de austenita entram em contato, a desorientação fica entre 20° e 47° [185]. Assim, a proporção apresentada na Fig. 60 de desorientação dos grãos sugere que a maioria dos grãos ferríticos se formaram a partir de grãos austeníticos distintos e que os grãos austeníticos sofreram pouca deformação durante laminação.

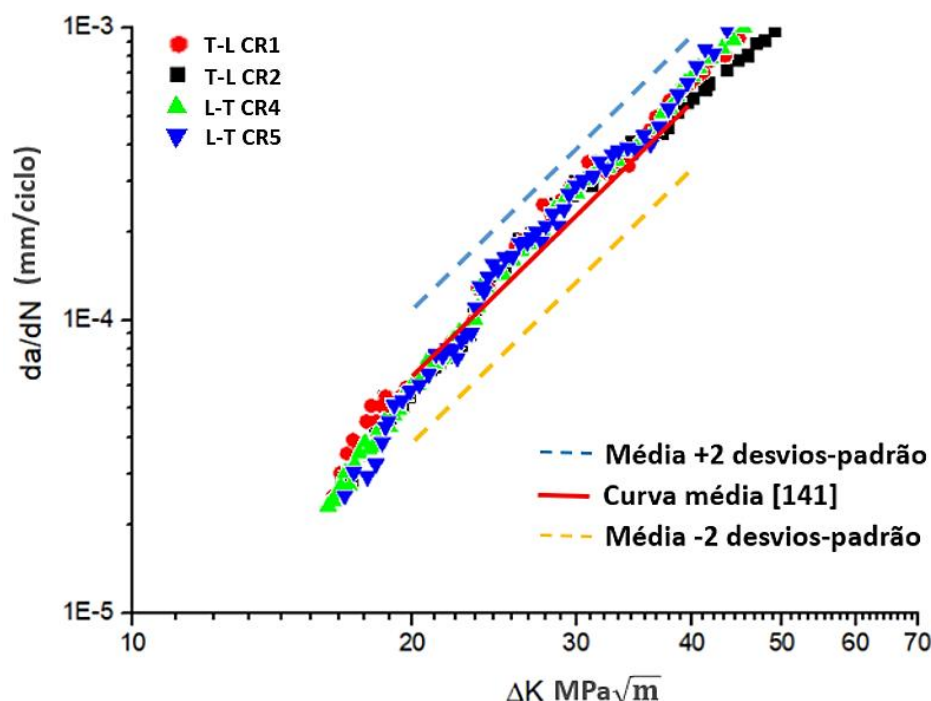
A diferença de densidade de desorientações de contornos de grão menores que 15° apresentada nas orientações T-L e L-T sugere também distintas taxas de criação de subcontornos formados por células de discordâncias ou blocos de células CB (do inglês *Cell Blocks*) que apresentam baixos ângulos de desorientações em função de distintas quantidades de deformação mecânica sofrida pelas amostras durante o ensaio de tenacidade à fratura.

5.7 ANÁLISE DA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA NAS ORIENTAÇÕES T-L E L-T

A Fig. 62 apresenta os resultados dos ensaios de propagação estável da

trinca por fadiga $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK para os corpos de prova no sentido de laminação RD e transversal à direção de laminação TD na condição de como recebido. Em cada orientação T-L e L-T foram ensaiados três corpos de prova com dois resultados válidos.

Figura 62: Propagação estável da trinca por fadiga orientações T-L e L-T condição como recebido deste trabalho e as curvas média e desvios-padrão obtidas de aços F-P laminados apresentados em [141].



Fonte: O autor e [141].

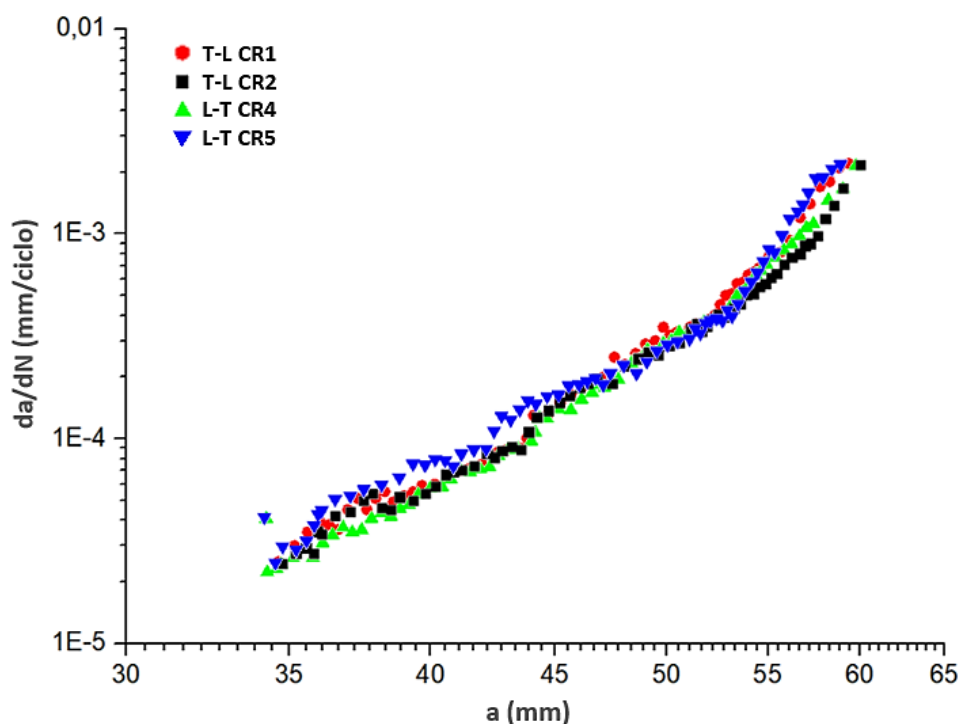
Para efeito de comparação, a Fig. 62 apresenta também os resultados de uma compilação de quinze estudos de propagação de trinca por fadiga de aços de estrutura F-P realizado por Irgwemezie e colaboradores [141]. A comparação dos resultados de propagação de trinca por fadiga obtidos no presente trabalho com a compilação realizada em [141] visou contextualizar o comportamento verificado tendo em consideração que os aços estudados têm em comum a estrutura F-P e a fabricação pelo processo convencional de laminação a quente e normalização.

A partir da pesquisa apresentada em [141], que teve como objetivo uma análise crítica do efeito da microestrutura F-P na propagação de trinca por fadiga, estão plotadas, juntamente com as curvas obtidas neste trabalho dos corpos prova na condição de como recebido, na Fig. 62: linha cheia em vermelho é a curva

média ajustada por regressão linear da propagação da trinca por fadiga representada pelo modelo de Paris entre valores de 20 e 40 MPa√m de ΔK ; a linha pontilhada azul representa a média mais 2 desvios-padrão e a linha pontilhada laranja representa a média menos 2 desvios-padrão.

A Fig. 63 apresenta os valores de propagação estável da trinca em função do comprimento da trinca $\left(\frac{da}{dN} \times a\right)$ para os corpos de prova nas orientações T-L e L-T na condição de como recebido.

Figura 63: Curva da taxa de propagação de trinca da/dN em função do comprimento da trinca a para condição como recebido na orientação T-L (CR1 e CR2) e L-T (CR4 e CR5).



Fonte: O autor.

A Tab.16 apresenta os valores das constantes C e m do modelo de Paris obtidos nos ensaios deste trabalho e em Irgwemezie e colaboradores [141]. Pode ser verificado nos dados das Fig. 62 e 63 e da Tab. 16 que a orientação T-L não apresentou diferenças significativas na taxa de propagação estável de trinca por fadiga em relação a orientação L-T nos ensaios realizados neste trabalho.

Para aços, conforme Lal [208], resultados experimentais apresentam valores entre 2 e 5 para o expoente m sugerindo para o estágio II da propagação de trinca por fadiga o modelo $\frac{da}{dN} = 4,27 \times 10^{-12} (\Delta K)^{3,05}$ considerando ΔK entre os

valores de 17 e 50, enquanto Barsom [209] sugeriu para aços F-P a relação $\frac{da}{dN} = 6,9 \times 10^{-12} (\Delta K)^{3,0}$ com uma razão de carregamento R próxima a zero.

O expoente m é uma medida empírica da inclinação da curva no estágio estável de propagação de trinca por fadiga do modelo de Paris e para mesmas condições de ensaios, valores maiores de m indicam favorecimento do crescimento da trinca resultando em menores vida em fadiga. Para Dowling [172], uma generalização possível sobre o expoente m é que materiais com baixa ductilidade (mais frágeis) apresentam valores maiores. Para metais dúcteis, o valor de m está tipicamente entre 2 e 4 e frequentemente em torno de 3.

Tabela 16: Constantes do modelo de Paris dos corpos-de-prova na condição de como recebido orientações T-L e L-T e do estudo apresentado por [5-29].

	C	m
T-L CR1	$2,63 \times 10^{-12}$	3,35
T-L CR2	$3,34 \times 10^{-12}$	3,27
L-T CR4	$2,07 \times 10^{-12}$	3,43
L-T CR5	2×10^{-12}	3,44
Média [141]	$6,41 \times 10^{-12}$	3,06
Média +2 desvios-padrão [141]	$1,12 \times 10^{-11}$	3,06
Média -2 desvios-padrão [141]	$3,67 \times 10^{-12}$	3,06

Fonte: Autor e [141].

A Tab. 17 apresenta a taxa de propagação de trinca por fadiga da/dN em mm por ciclo correspondentes a valores de ΔK de 16, 17, 19, 20, 25, 30, 35 e 40 em $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ para a condição como recebido nas orientações T-L e L-T.

Conforme Vormwald [210], o avanço da trinca no estágio II está associado aos altos níveis de tensão que causam a deformação plástica cíclica na ponta da trinca, tendo como mecanismo básico para a propagação o afinamento e arredondamento da ponta da trinca. Desta forma, a taxa de propagação da trinca por fadiga depende das tensões e deformações na ponta da trinca e, em consequência, as propriedades mecânicas do material influenciam no comportamento da trinca.

Milella [211], Pang e colaboradores [212], Lee e colaboradores [213] e Shijve [86] verificaram que materiais dúcteis que apresentam crescimento estável de trinca antes da fratura, como os aços F-P, têm resistência à fadiga relacionada

aos valores de tensão de escoamento e resistência à tração; maiores resistência à fadiga são relacionadas à maiores tensões de escoamento e resistência à tração. Para materiais frágeis esta relação não é válida devido ao efeito entalhe de inclusões que atuam como pontos de nucleação de trincas por fadiga. As altas tensões associadas ao escoamento para materiais frágeis amplia a sensibilidade a entalhes.

Tabela 17: Valores de avanço de trinca por ciclo da/dN em mm/ciclo ($\times 10^{-5}$) para diversos valores de ΔK no estágio II de propagação de trinca por fadiga dos corpos de prova nas orientações T-L e L-T na condição como recebido.

	16	17	19	20	25	30	35	40
T-L CR1	2,21	3,34	4,85	5,95	15,7	29,5	40,5	66,5
T-L CR2	2,17	3,86	5,26	5,75	15,3	27,5	40,3	58,6
L-T CR4	2,32	2,89	4,71	5,95	14,5	28,5	39,5	70,5
L-T CR5	2,26	3,01	5,03	5,85	15,2	29,3	40,5	69,5

Fonte: O autor.

No estágio de propagação estável por fadiga, a trinca interage com a região próxima a sua ponta e a distribuição de fases, microconstituintes e inclusões pode afetar a taxa de propagação. Conforme a Fig. 62 e a Tab. 16, a propagação de trinca para os corpos de prova obtidos no sentido de laminação e transversal à direção de laminação apresentaram comportamentos similares. Como os ensaios dos corpos de provas T-L CR1, T-L CR2, L-T CR4 e L-T CR5 foram realizados em condições de temperatura e de ambiente similares, a estrutura F-P do aço (distribuição e proporção de fases e constituintes, tamanho e geometria de grão e bandejamento F-P) proporcionou resistência similar em relação à propagação de trinca por fadiga nas orientações T-L e L-T.

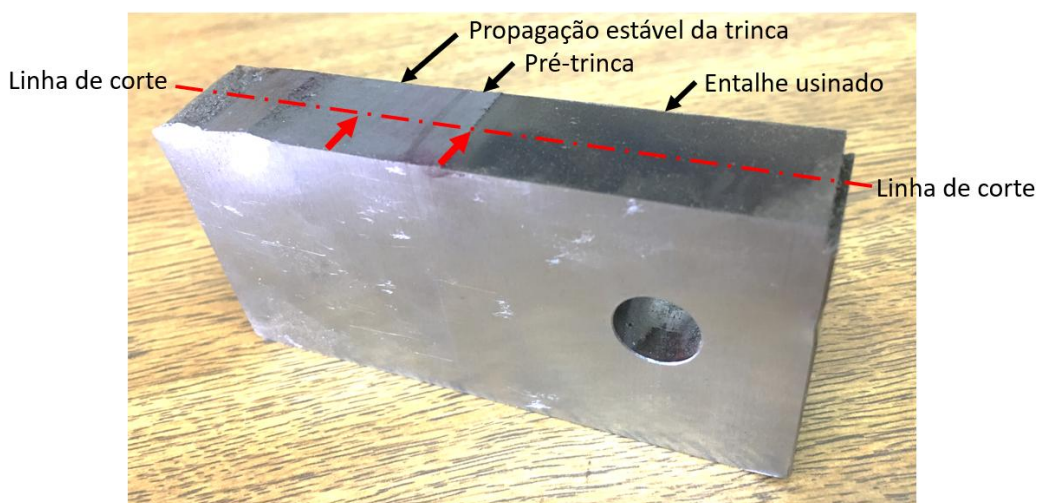
Isto posto, a morfologia de distribuição da perlita na matriz ferrítica influenciou de maneira congênere a propagação estável da trinca nas orientações T-L e L-T. A perlita observada no plano L da chapa laminada a partir da qual os corpos de prova foram fabricados tem morfologia em rede (*networked-like* em inglês), conforme a Fig. 29 da seção 5.2. A morfologia em rede da perlita apresenta menor resistência à propagação da trinca por fadiga em relação à morfologia distribuída. Na morfologia distribuída, a resistência à propagação é maior devido caminho da trinca com mais deflexões, maior possibilidade de ocorrência do fenômeno de fechamento de trinca e menor tamanho da zona plástica na ponta da

trinca [214,215,216].

Como mencionado anteriormente, bandeamento F-P em aço laminado influencia mais significativamente a taxa de propagação de trinca nas orientações T-S e L-S, conforme indicado na Fig. 24 do item 4.6 deste trabalho, devido maior deflexão do percurso e do fenômeno de fechamento da trinca induzido rugosidade [159].

Desse modo, para investigar a influência do bandeamento F-P, os corpos de prova fraturados das orientações T-L CR1 e L-T CR4 foram seccionados na meia espessura (plano de corte transversal à superfície de propagação da trinca) conforme a Fig. 64 e foram obtidas micrografias no início da pré-trinca e na região de propagação estável da trinca de ΔK aproximado de $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ conforme indicado pelas setas vermelhas para avaliação do caminho da trinca.

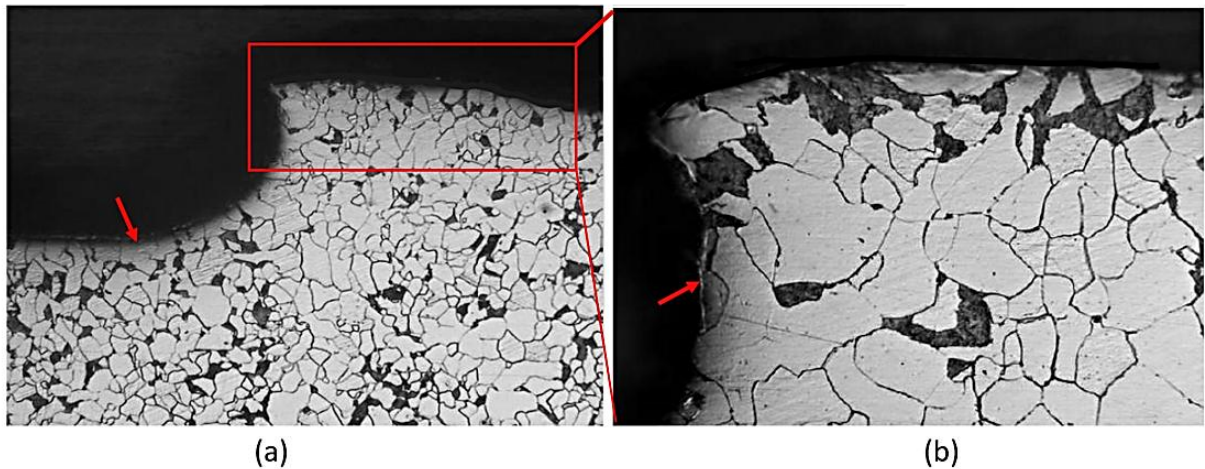
Figura 64: Plano de seccionamento dos corpos de prova T-L CR1 e L-T CR4 e regiões de obtenção de micrografias do caminho da trinca indicadas pelas setas vermelhas.



Fonte: O autor.

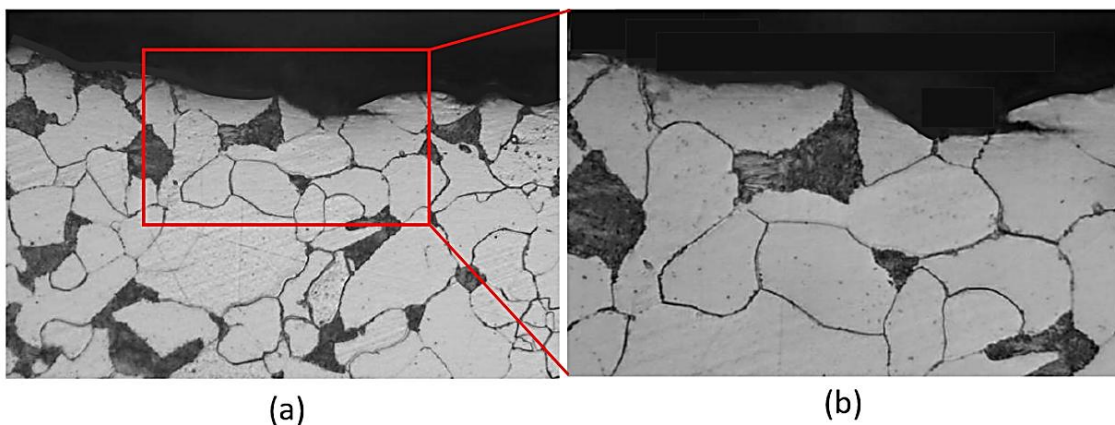
A Fig. 65 mostra a micrografia do corpo de prova T-L CR1 da região de início da pré-trinca por fadiga. As setas vermelhas indicam a superfície do entalhe usinado por eletroerosão. A Fig. 66 mostra a micrografia do corpo de prova T-L CR1 da região de propagação estável da trinca em ΔK aproximado de $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Figura 65: Micrografia da região de início da pré-trinca do corpo de prova T-L CR1. (a) seta vermelha indica superfície usinada do entalhe e área delimitada em vermelho é o perfil da pré-trinca ampliação 100x Nital 2% e (b) detalhe do perfil da pré-trinca 200x Nital 2%.



Fonte: O autor.

Figura 66: Micrografia da região de propagação estável da trinca em ΔK aproximado de $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ do corpo de prova T-L CR1. (a) 400x Nital 2% e (b) detalhe 800x Nital 2%.

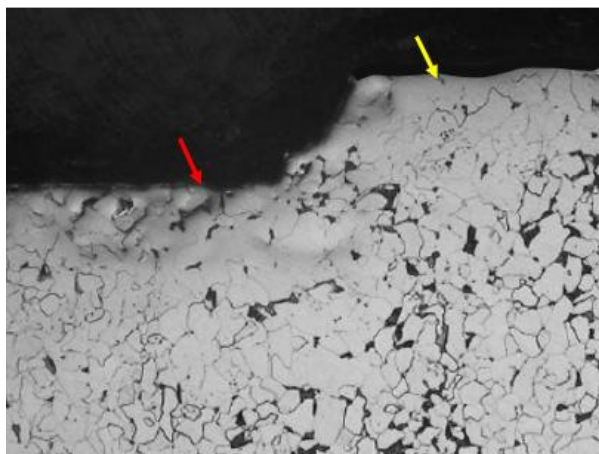


Fonte: O autor

A Fig. 67 mostra a micrografia do corpo de prova L-T CR4 da região de início da pré-trinca por fadiga. A seta vermelha indica a superfície do entalhe usinado por eletroerosão e a seta amarela indica a pré-trinca.

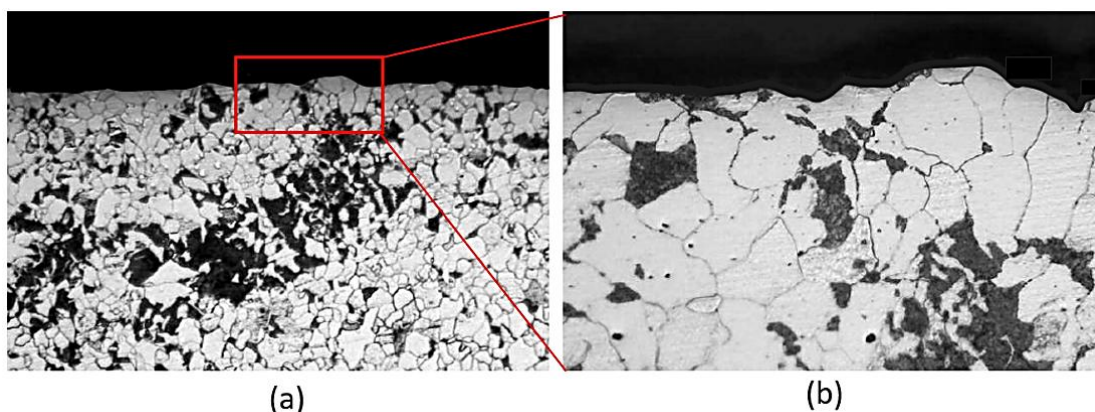
A Fig. 68 mostra a micrografia do corpo de prova L-T CR4 da região propagação estável em ΔK aproximado de $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Figura 67: Micrografia da região de início da pré-trinca do corpo de prova L-T CR4 (100x Nital 2%).



Fonte: O autor.

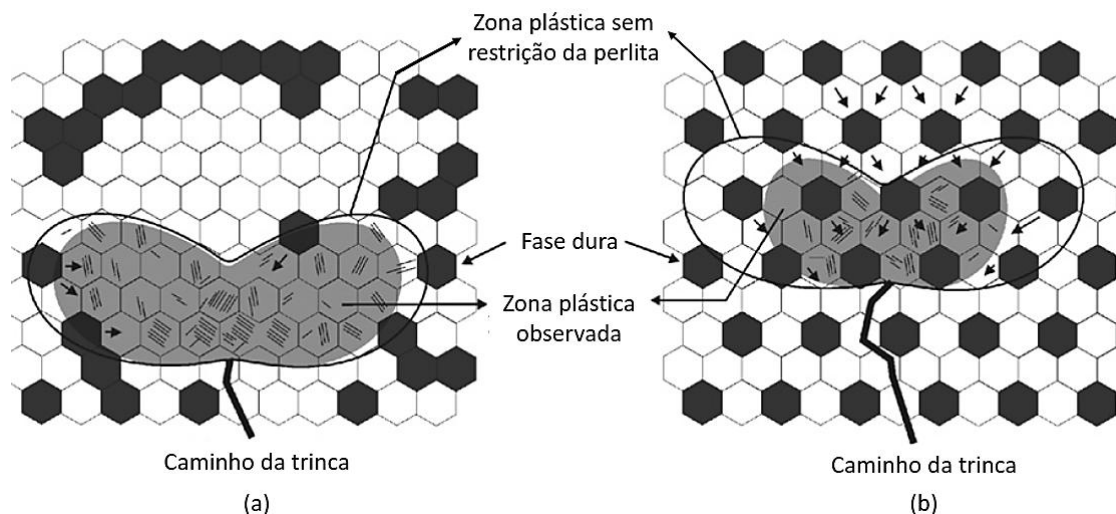
Figura 68: Micrografia da região de propagação estável da trinca em ΔK aproximado de $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ do corpo de prova L-T CR4. (a) 100x Nital 2% e (b) detalhe 400x Nital 2%.



Fonte: O autor.

Conforme Fig. 66 e 68, a propagação de trinca é transgranular e apresenta poucas deflexões e ramificações. A Fig. 69 ilustra esquematicamente a influência da microestrutura próxima à ponta da trinca na taxa de propagação por fadiga. Na pesquisa de Korda e colaboradores [214] foi verificado que uma morfologia de distribuição da perlita em rede restringe com menor intensidade a deformação da zona plástica na ponta da trinca. É definida como a região com bandas de deslizamento visíveis, contribuindo para uma maior taxa de propagação de trinca por fadiga.

Figura 69: Desenho esquemático da influência da distribuição da perlita na matriz ferrítica na zona plástica na frente da trinca. (a) morfologia em rede (*networked-like*) (b) morfologia distribuída.



Fonte: [214].

Em aços F-P e DP (do inglês *Dual-Phase*), o fechamento de trinca induzido por rugosidade resultante do alto ângulo de deflexão do caminho da trinca na microestrutura com bandeamento ferrítico-perlítico e o fechamento de trinca induzido por plasticidade relacionado ao tamanho da zona plástica na ponta da trinca, para um dado ΔK , foram verificados como fenômenos que podem influenciar a taxa de propagação da trinca por fadiga [159,217]. Maiores comentários acerca do fenômeno de fechamento de trinca induzido por plasticidade serão feitos no prosseguimento desta seção.

Mutoh e colaboradores [215] estudaram o efeito da morfologia da perlita na propagação de trinca por fadiga pela observação por microscopia eletrônica de varredura simultaneamente aos ensaios de fadiga. Eles verificaram que na microestrutura perlítica, o caminho da trinca é desviado e ramificado devido às barreiras formadas pela estrutura lamelar de ferrita e cementita. Uma intensa formação de discordâncias é formada na fronteira entre as lamelas possivelmente devido a incompatibilidade de deformação plástica entre os constituintes da perlita. Contudo, o estágio II da propagação de trinca por fadiga é menos sensível à variações no espaçamento interlamelar da perlita. No entanto, os valores de C e m do modelo de Paris são mais sensíveis à distribuição da perlita na matriz ferrítica.

Como pode ser observado pela Tab. 17, a taxa de propagação de trinca para valores baixos e moderados de ΔK se mostrou sem variações significativas

entre as orientações T-L e L-T dos corpos de prova na condição como recebido. Além disso, a morfologia da trinca e a microestrutura verificadas nas Fig. 66 e 68 mostram um caminho de trinca e características similares entre as orientações. Os resultados do presente trabalho corroboram com o encontrado em vários estudos [211,218,219] que afirmam que a microestrutura de materiais metálicos tem influência limitada na propagação estável de trinca por fadiga, desde que o material não esteja em meio corrosivo. Esta reduzida influência é geralmente atribuída ao fato de que o tamanho da zona plástica cíclica é maior que a unidade microestrutural característica.

Entretanto, uma gama de pesquisas verificou a influência da microestrutura no estágio II representado pelo modelo de Paris, sendo realçados, a seguir, os trabalhos em aços de estrutura F-P ou bifásicos DP.

Guan e Yu [220] em pesquisa relacionada a propagação de trinca por fadiga em aços baixo carbono laminados a quente com estruturas ferrítica-perlítica e ferrítica-bainítica verificaram que a presença de um segundo constituinte duro distribuído em uma matriz ferrítica de menor dureza pode incrementar significativamente a resistência à fadiga pelo retardo de propagação por conta de desvios do caminho da trinca. Korda e colaboradores [214] em pesquisa relacionada à influência da morfologia da distribuição da perlita na matriz ferrítica de aços F-P na propagação de trinca por fadiga verificaram a inibição do tamanho da zona plástica na frente trinca e a promoção de mecanismos de redução de propagação devido caminho mais tortuoso da trinca. As pesquisas de Suzuki e Evily [217], Hashimoto e Pereira [221], Korda e colaboradores [159], Igwemezie e colaboradores [222] e Laurito e colaboradores [223] também verificaram que a presença de fases duras na matriz ferrítica torna o caminho da trinca por fadiga mais tortuoso reduzindo a taxa de propagação e induz a ramificação e intertravamento entre trincas, atuando como mecanismos de retardo ao crescimento aumentando a vida em fadiga.

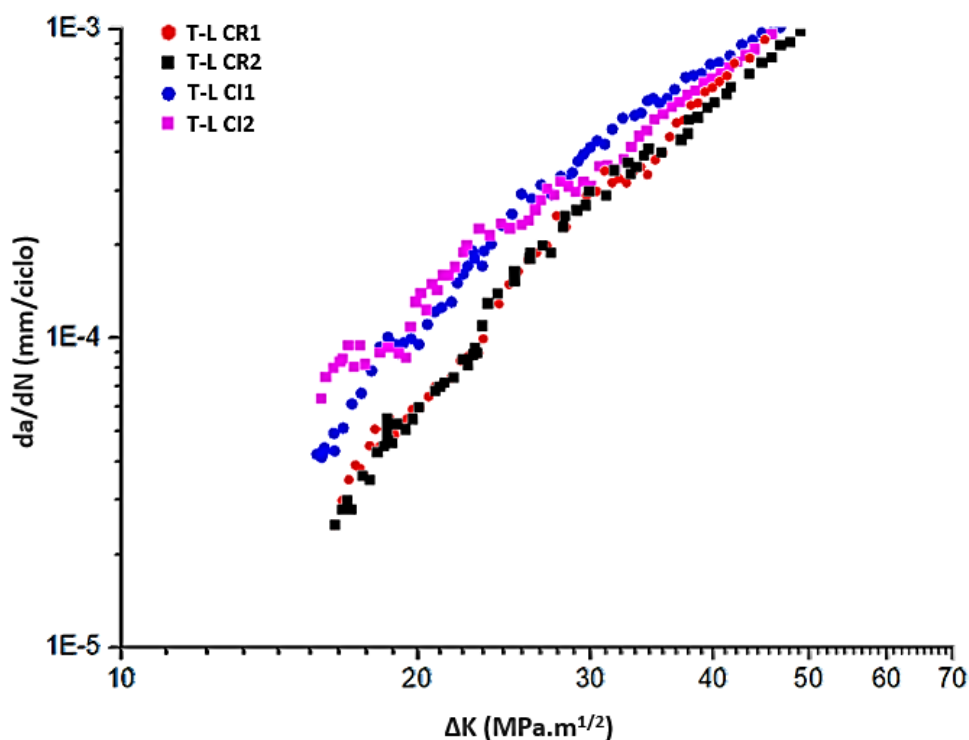
Tendo em vista o explicitado nos parágrafos antecedentes oriundo da literatura consultada, os resultados verificados no presente trabalho sugerem que a zona plástica na frente da trinca, devido à restrições do fluxo plástico, apresentou tamanho similar nas orientações T-L e L-T para o aço ASTM A285C na condição como recebido.

A Fig. 70 apresenta os resultados dos ensaios de propagação de trinca

por fadiga $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK para os corpos de prova na orientação T-L na condição após ensaio de corrosão por imersão em licor branco e na condição de como recebidos também na orientação T-L. Na condição após ensaio de corrosão por imersão, foram ensaiados três corpos de prova com dois resultados válidos.

A Fig. 71 apresenta a propagação estável da trinca em função do comprimento da trinca $\left(\frac{da}{dN} \times a\right)$ para os corpos de prova na orientação T-L na condição após ensaio de corrosão por imersão em licor branco e como recebido.

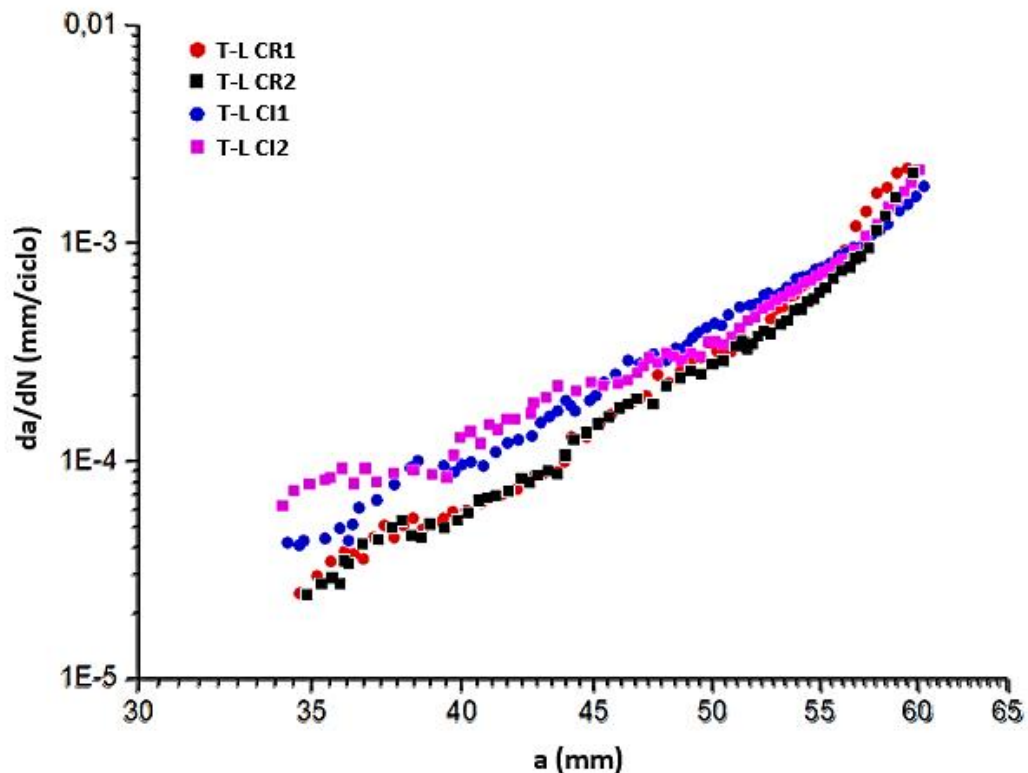
Figura 70: Propagação estável de trinca por fadiga na orientação T-L nas condições após ensaio de corrosão por imersão (CI1 e CI2) e como recebido (CR1 e CR2).



Fonte: O autor.

A Tab. 18 apresenta os valores das constantes C e m do modelo de Paris obtidos nos ensaios dos corpos de prova na orientação T-L após ensaio de corrosão por imersão em licor branco e da curva média ajustada por regressão linear dos valores obtidos nos ensaios dos corpos de prova CR1 e CR2 (orientação T-L condição como recebido).

Figura 71: Curva da taxa de propagação de trinca da/dN em mm/ciclo em função do comprimento da trinca em mm para as condições de como recebido (CR1 e CR2) e após imersão em licor branco (CI1 e CI2) na orientação T-L.



Fonte: O autor.

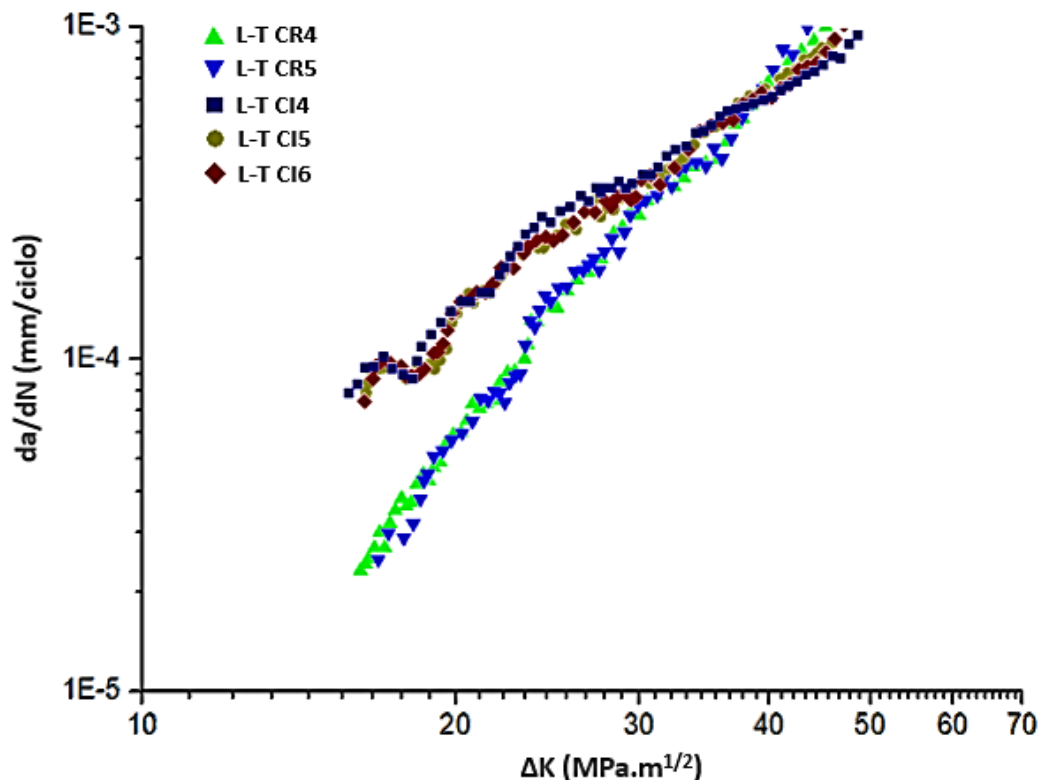
Tabela 18: Constantes do modelo de Paris dos ensaios dos corpos de prova na condição após imersão em licor branco orientação T-L e os valores da curva média ajustada por regressão linear dos ensaios na condição de como recebido.

	C	m
T-L CI1	$1,41 \times 10^{-11}$	2,99
T-L CI2	$3,31 \times 10^{-11}$	2,72
Média T-L como recebido	$2,99 \times 10^{-12}$	3,31

Fonte: O autor.

A Fig. 72 apresenta os resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK para os corpos de prova na orientação L-T na condição após ensaio de corrosão por imersão em licor branco e na condição de como recebidos também na orientação L-T. Na condição após ensaio de corrosão por imersão, foram ensaiados três corpos de prova com três resultados válidos.

Figura 72: Propagação de trinca por fadiga na orientação L-T nas condições após ensaio de corrosão por imersão (CI4, CI5 e CI6) e como recebido (CR4 e CR5).



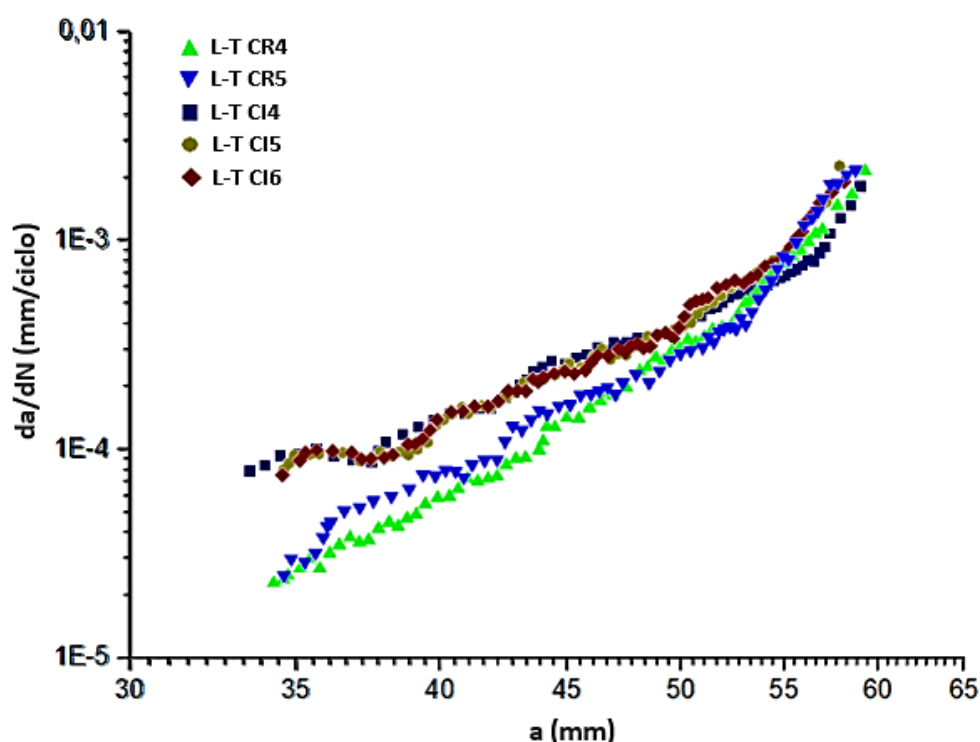
Fonte: O autor.

A Fig. 73 apresenta propagação estável da trinca em função do comprimento da trinca $\left(\frac{da}{dN} \times a\right)$ para os corpos de prova na orientação L-T na condição após ensaio de corrosão por imersão em licor branco e como recebido.

A Tab. 19 apresenta os valores das constantes C e m do modelo de Paris obtidos nos ensaios dos corpos de prova na orientação L-T após ensaio de corrosão por imersão em licor branco e da curva média ajustada por regressão linear dos valores obtidos nos ensaios dos corpos de prova CR4 e CR5 (orientação L-T condição como recebido).

A partir das Fig. 70 e Fig. 72 é possível verificar para ambas as orientações T-L e L-T que a corrosão prévia em meio alcalino de licor branco contribuiu para o aumento da taxa de propagação de trinca por fadiga, entre os regimes de baixo de moderado ΔK . O expoente m do modelo de Paris diminuiu em relação aos corpos de provas na condição como recebido, tanto na orientação T-L como na orientação L-T.

Figura 73: Curva da taxa de propagação de trinca da/dN em mm/ciclo em função do comprimento da trinca a em mm para as condições de como recebido (CR4 e CR5) e após imersão em licor branco (CI4, CI5 e CI6) na orientação L-T.



Fonte: O autor.

Tabela 19: Constantes do modelo de Paris dos corpos de prova na condição após imersão em licor branco orientação L-T e a média dos ensaios na condição de como recebido.

	C	m
L-T CI4	$1,01 \times 10^{-10}$	2,38
L-T CI5	$7,52 \times 10^{-11}$	2,49
L-T CI6	$8,55 \times 10^{-11}$	2,44
Média L-T como recebido	$2,03 \times 10^{-12}$	3,43

Fonte: O autor.

A partir das Fig. 71 e 73 pode ser verificado que a taxa de propagação da trinca na condição após corrosão por imersão em licor branco é maior nas extensões iniciais até um valor de aproximadamente de 20 mm de crescimento da trinca (Δa) para ambas orientações.

Além disso, no intervalo de ΔK de aproximadamente 15 a 40 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, a taxa de propagação de trinca por fadiga da condição como recebido, tanto na orientação T-L como L-T, é significativamente menor do que na condição após ensaio de corrosão por imersão em licor branco. No entanto, as curvas de

propagação de trinca por fadiga das condições de como recebido e após corrosão por imersão, em ambas as orientações T-L e L-T, tendem a convergir em valores aproximados de ΔK de 40 a 45 MPa $\sqrt{m}$.

As Tab. 20 e 21 mostram a taxa de propagação de trinca por fadiga da/dN em mm ($\times 10^{-5}$) por ciclo correspondentes a valores de ΔK de 16, 17, 19, 20, 25, 30, 35 e 40 em MPa $\sqrt{m}$ para as condições de como recebido e após imersão em licor branco nas orientações T-L e L-T respectivamente.

Outra informação relevante das Fig. 70 e 72 é de que a taxa de propagação de trinca por fadiga, devido efeitos da corrosão pré-existente, no valor limite ou *threshold* da variação do fator de intensidade de tensão ΔK_{th} é menor quando comparado a condição como recebida [141].

Tabela 20: Valores de avanço de trinca por ciclo da/dN em mm/ciclo ($\times 10^{-5}$) para diversos valores de ΔK no estágio II de propagação de trinca por fadiga dos corpos de prova na orientação T-L nas condições como recebido e após ensaio de corrosão por imersão em licor branco.

	16	17	19	20	25	30	35	40
T-L CR1	2,21	3,34	4,85	5,95	15,7	29,5	40,5	66,5
T-L CR2	2,17	3,86	5,26	5,75	15,3	57,5	40,3	58,6
T-L CI1	4,32	6,11	8,86	9,51	27,3	42,5	57,2	77,1
T-L CI2	6,39	9,05	8,94	13,5	23,1	33,5	52,1	70,5

Fonte: O autor.

Tabela 21: Valores de avanço de trinca por ciclo da/dN em mm/ciclo ($\times 10^{-5}$) para diversos valores de ΔK no estágio II de propagação de trinca por fadiga dos corpos de prova na orientação L-T nas condições como recebido e após ensaio de corrosão por imersão em licor branco.

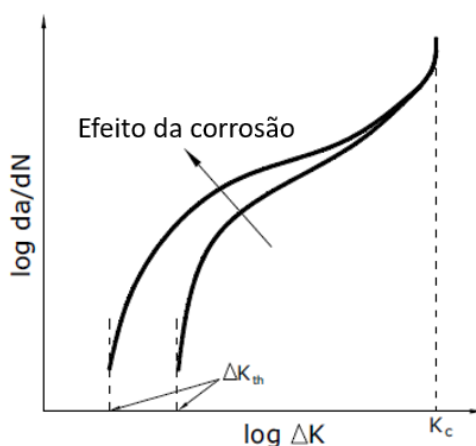
	16	17	19	20	25	30	35	40
L-T CR4	2,32	2,89	4,71	5,95	14,5	28,5	39,5	70,5
L-T CR5	2,26	3,01	5,03	5,85	15,2	29,3	40,5	69,5
L-T CI4	8,81	10,2	12,2	14,2	27,2	35,3	50,3	61,1
L-T CI5	8,03	9,65	10,5	13,9	23,9	35,6	50,9	68,3
L-T CI6	7,51	9,73	10,3	14,4	23,4	34,7	50,8	63,8

Fonte: O autor.

A corrosão é um fator que afeta o crescimento de trinca por fadiga e a curva $\frac{da}{dN}$ em função de ΔK tende a se comportar conforme ilustrado na Fig. 74, por conseguinte, a curva se desloca para a esquerda quanto maior o efeito da corrosão. Na maior parte dos sistemas com interação de metal e meio corrosivo,

ou com a existência de um estado de pré-corrosão, a taxa de propagação de trinca aumenta em relação à taxa de propagação na ausência dos efeitos da corrosão [100,224].

Figura 74: Efeito da corrosão na curva de propagação de trinca por fadiga.



Fonte: [224].

A corrosão pré-existente em materiais metálicos tende a ser prejudicial na vida em fadiga aumentando a taxa de propagação e promovendo mecanismos de nucleação e desenvolvimento de trincas. Knysh e colaboradores [225] reportaram a influência da corrosão em câmara de névoa salina na vida em fadiga de juntas soldadas em aço baixa liga. Os autores mostraram que houve redução de aproximadamente 13% no limite de fadiga quando comparado com resultados de ensaios sem corrosão. A redução de resistência à fadiga estava ligada à formação de danos na superfície devido processo corrosivo.

Palin-Luc e colaboradores [226] investigaram aço martensítico-bainítico laminado a quente pré-corroídos após exposição em ambiente salino e também ocorreu uma redução de 10% na resistência à fadiga. Bruneau e Zahrai [227] verificaram que fratura prematura tipicamente se desenvolve em aço estrutural quando submetido a um processo corrosivo uniforme aliado a uma condição de plasticidade alternada sob fadiga. A condição de plasticidade alternada promove uma redução maior da dutibilidade de aço estrutural do que carregamentos monotonicos após exposição à ambiente corrosivo.

Ademais, a quantificação da susceptibilidade de material metálico à corrosão e os subsequentes impactos no comportamento mecânico foi abordado

por vários estudos [27,98,105,106,108,228].

As Fig. 75 e 76 apresentam aspectos representativos das superfícies de fratura por propagação de trinca por fadiga na orientação T-L nas condições de como recebido e após ensaio de corrosão por imersão, respectivamente. Em todas as figuras, a direção da propagação da macrotrinca é da esquerda para a direita.

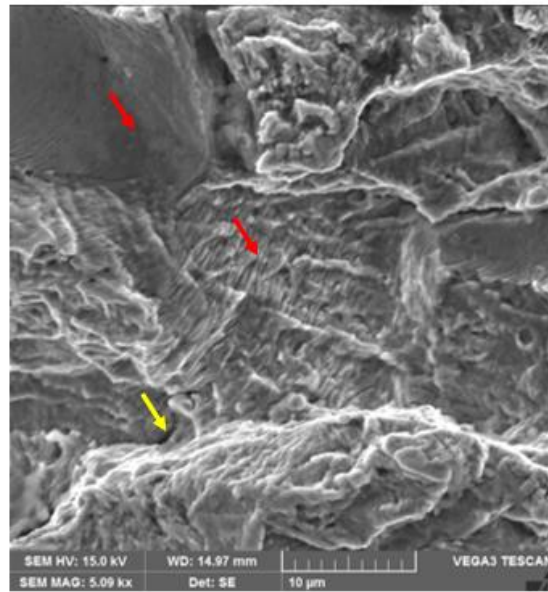
As Fig. 75 a 78 mostram a principal característica de crescimento de trincas por fadiga, as estrias ao longo da extensão da trinca de ambas orientações. As setas vermelhas indicam a característica morfológica do mecanismo de estrias dúcteis ou DSM (do inglês *Ductile Striation Mechanism*). De acordo com Ritchie [229] e Zhu et al. [188], a falha por fadiga em metais é geralmente caracterizada por um mecanismo de estriação dúctil transgranular DSM. Tais estrias representam incrementos locais de crescimento de trincas através do mecanismo de abertura e embotamento da ponta da trinca no carregamento, seguido por novo afinamento da ponta no descarregamento, conforme descrito por Laird-Smith [88].

Vários modelos teóricos para o estágio II da propagação de trinca por fadiga estão baseados no fato de que, onde as zonas plásticas são suficientemente grandes em comparação com as dimensões microestruturais, o embotamento plástico na ponta da trinca é acomodado por cisalhamento em dois sistemas de deslizamento a aproximadamente 45° em relação ao plano da trinca. Uma nova superfície de trinca pode ser criada durante o avanço cíclico da trinca, seja por deslizamento simultâneo ou alternado nesses dois sistemas de deslizamentos.

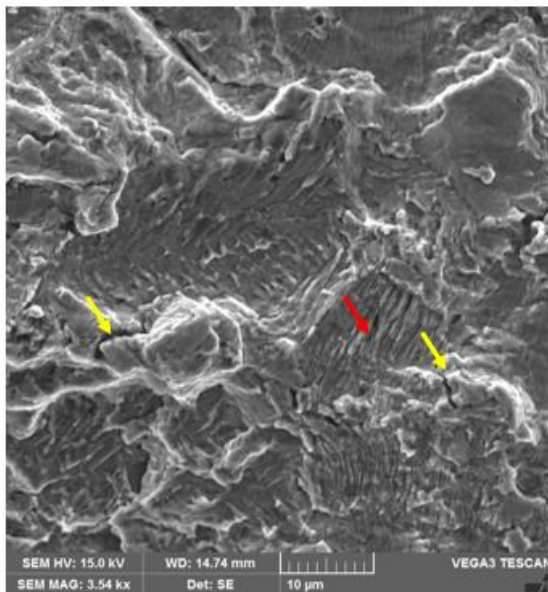
As trincas secundárias (ou SC do inglês *Secondary Crack*) indicadas pelas setas amarelas nas Fig. 74 a 77 também foram observadas. O mecanismo SC, segundo Bai e Chen [230], pode ser atribuído ao fato de que algumas microfissuras podem se iniciar ao longo da borda embotada da trinca pela alta tensão local existente, principalmente se houver limites de grão ou subgrão e outros defeitos na matriz do material, além da existência de uma inclusão ou defeito que satisfaça a condição de nucleação de vazios.

As Fig. 77 e 78 apresentam aspectos representativos das superfícies de fratura por fadiga dos corpos de prova na orientação L-T nas condições de como recebido e após ensaio de corrosão por imersão respectivamente. Em todas as figuras, a direção da propagação da macrotrinca é da esquerda para a direita.

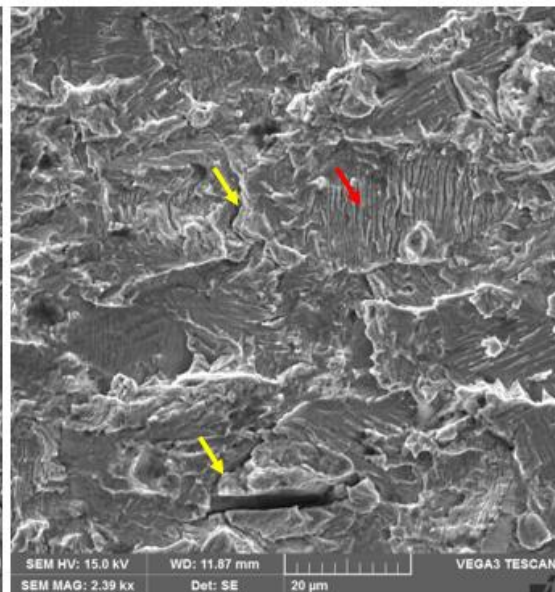
Figura 75: Superfícies de fratura dos corpos de prova orientação T-L na condição de como recebido. (a) $\Delta K \approx 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (b) $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (c) $\Delta K \approx 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.



(a)



(b)

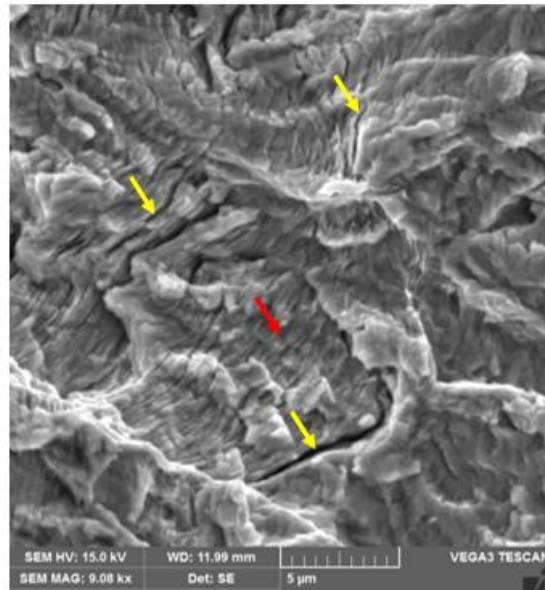


(c)

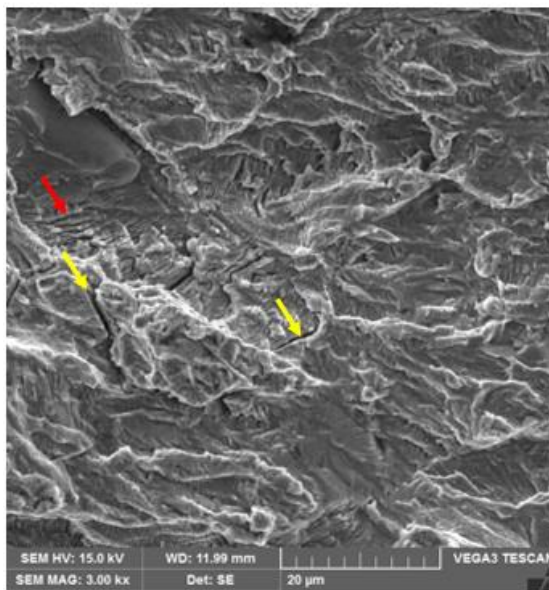
Fonte: O autor.

Figura 76: Superfícies de fratura dos corpos de prova orientação T-L na condição após corrosão por imersão.

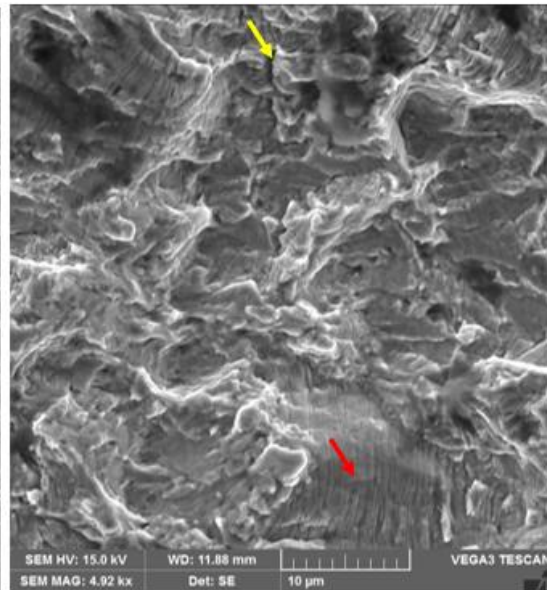
(a) $\Delta K \approx 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (b) $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (c) $\Delta K \approx 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.



(a)



(b)

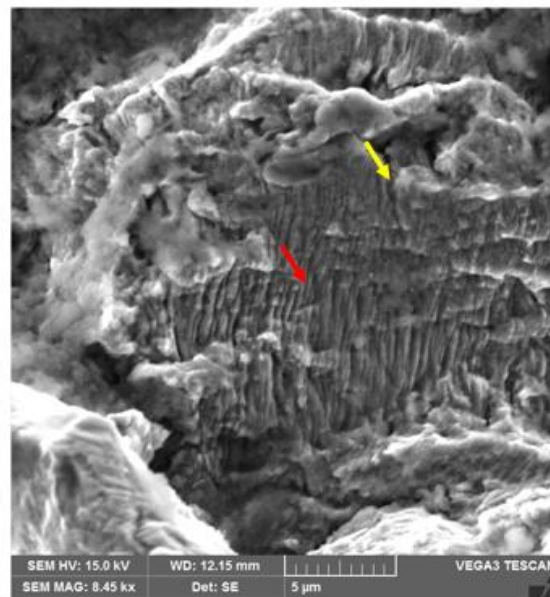


(c)

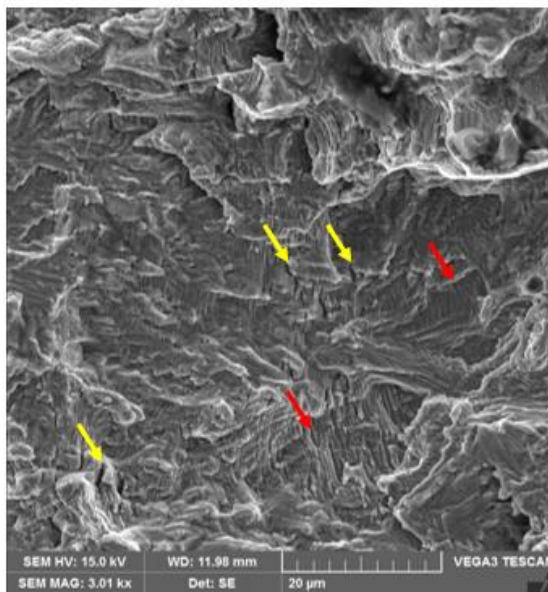
Fonte: O autor.

Figura 77: Superfícies de fratura após ensaio de propagação de trinca por fadiga dos corpos de prova orientação L-T na condição de como recebido.

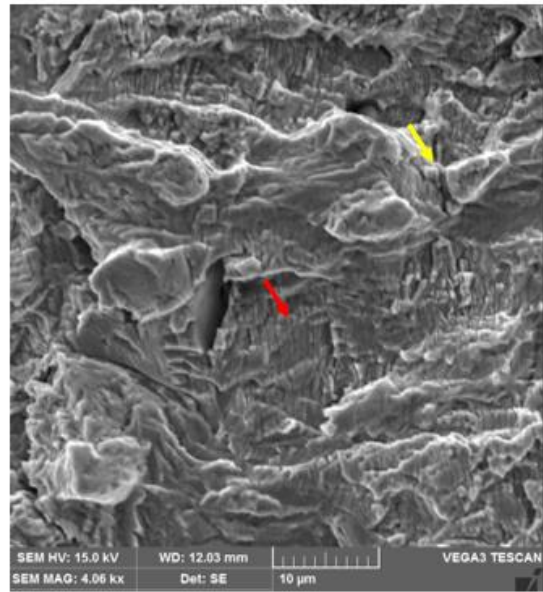
(a) $\Delta K \approx 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (b) $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (c) $\Delta K \approx 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.



(a)



(b)

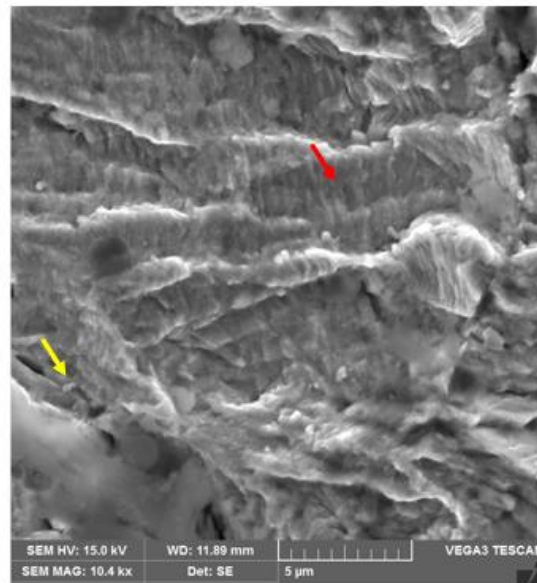


(c)

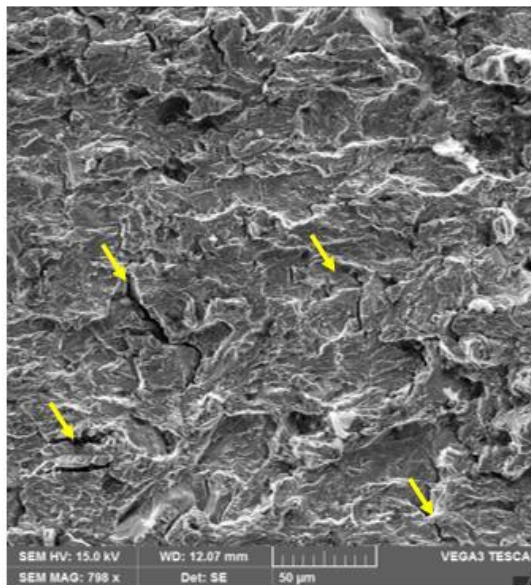
Fonte: O autor.

Figura 78: Superfícies de fratura após ensaio de propagação de trinca por fadiga dos corpos de prova orientação L-T na condição após corrosão por imersão.

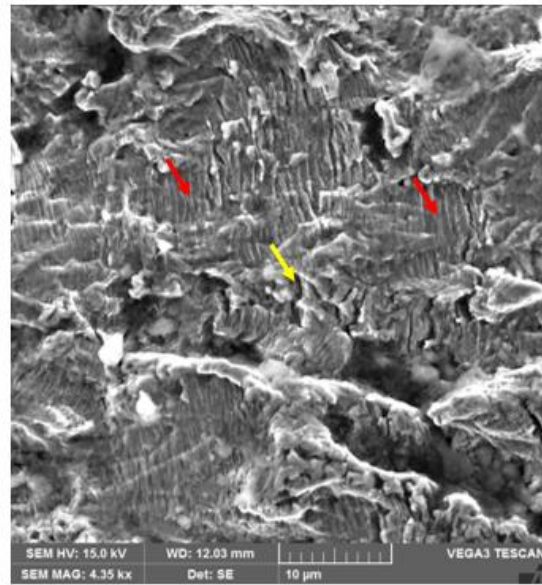
(a) $\Delta K \approx 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (b) $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (c) $\Delta K \approx 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.



(a)



(b)



(c)

Fonte: O autor.

Segundo Zhu e colaboradores [188], o mecanismo SC pode ser atribuído a deflexões da trinca em microescala devido existência de textura e da zona plástica a frente da trinca devido concentração de tensões em sua ponta.

Esses dois fatos implicam que SC podem ocorrer em qualquer lugar onde haja concentradores de microtensão e defeitos de material durante a propagação da trinca por fadiga, especialmente em locais onde o estado de tensão é favorável.

A incidência ligeiramente maior de SC na região do ΔK inferior do estágio II de propagação (faixa aproximada de 16 a 25 MPa $\sqrt{m}$) da condição de pós-corrosão por imersão pode ser atribuída às alterações superficiais impostas pela corrosão do licor branco. As ocorrências de SC tendem a diminuir os valores de m do modelo de Paris para amostras pós-corrosão por imersão, no entanto, com maior taxa de crescimento de trinca da/dN na maior parte do estágio II quando comparada com a condição como recebida.

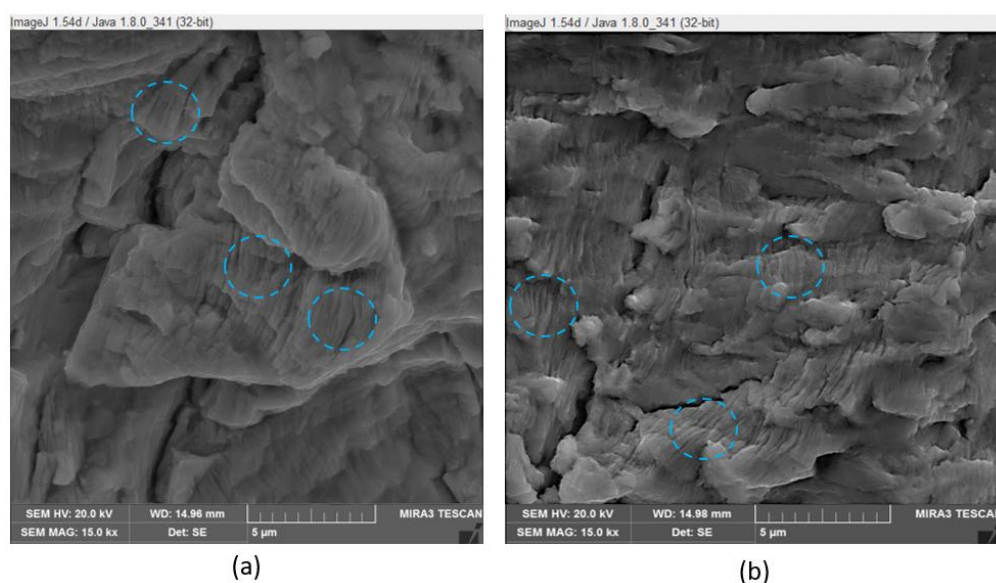
Marcas de cisalhamento também foram observadas na região final das superfícies de fratura em ambas as orientações T-L e L-T e condições de como recebido a após corrosão por imersão, sugerindo uma grande concentração de tensão na ponta da trinca de fadiga e que a propagação da trinca é propensa à deflexão sob tensão normal [188]. Segundo Millela [211], as estrias são agrupadas em áreas de propagação homogênea, ou facetas de fadiga, separadas por marcas de cisalhamento resultando na continuidade aparente da frente de avanço da fadiga.

A Fig. 79 mostra aspectos das superfícies de fratura na orientação T-L (Fig. 79a) e L-T (Fig. 79b) na condição como recebido e a Fig. 80 os aspectos na orientação T-L (Fig. 80a) e orientação L-T (Fig. 80b) na condição após ensaios de corrosão por imersão em licor branco em um ΔK de aproximadamente 25 MPa $\sqrt{m}$.

A partir das micrografias das Fig. 79 e 80, as estrias foram medidas nas regiões indicadas por círculos pontilhados em azul. Em cada região foram realizadas duas medidas. A Tab. 22 mostra os valores médios da distância entre estrias obtidos com auxílio do programa ImageJ nos regimes de aproximadamente $\Delta K = 25, 30$ e 40 MPa $\sqrt{m}$ nas orientações T-L e L-T e nas condições como recebido e após corrosão por imersão.

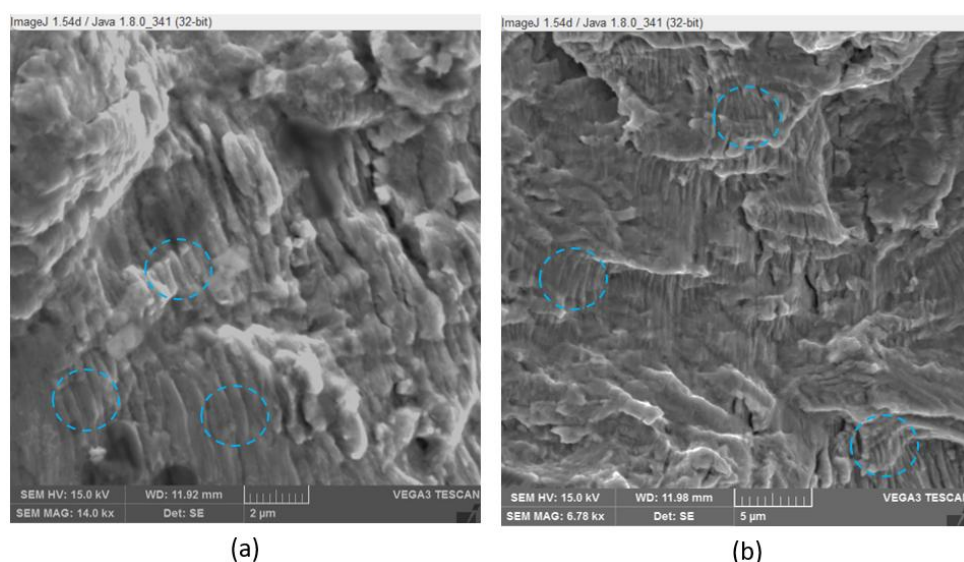
A largura de estrias por fadiga é um indicativo da resistência à propagação de trinca por fadiga. Quanto mais afastadas as estrias, geralmente, maior será a taxa de propagação de trinca por fadiga [88]. Conforme Lauschman e Nedbal [231] e Connors [232] em materiais dúteis, a análise das estrias de fadiga contribui na investigação acerca das variações de tensões e pode contribuir na determinação das direções da propagação e dos locais de iniciação da fratura.

Figura 79: Superfícies de fratura de corpos de prova na condição como recebido. (a) orientação T-L. (b) orientação L-T.



Fonte: O autor.

Figura 80: Superfícies de fratura de corpos de prova na condição após corrosão por imersão. (a) orientação T-L. (b) Orientação L-T.



Fonte: O autor.

Superfícies de fratura por fadiga tipicamente contém milhares de estrias, desta forma, a contagem e mensuração individual de cada estria tende a ser um processo desnecessário e longo. Portanto, uma prática normal consiste na medição das estrias em alguns locais da superfície da fratura e utilizar métodos estatísticos para tratar os dados coletados [232,233].

Tabela 22: Distância média entre estrias medidas em μm .

$\Delta K (\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2})$	Como recebido		Após corrosão	
	T-L	L-T	T-L	L-T
≈ 25	0,198 $\pm$ 0,019	0,163 $\pm$ 0,024	0,289 $\pm$ 0,021	0,258 $\pm$ 0,023
≈ 30	0,369 $\pm$ 0,024	0,319 $\pm$ 0,031	0,495 $\pm$ 0,026	0,341 $\pm$ 0,035
≈ 40	0,809 $\pm$ 0,026	0,798 $\pm$ 0,028	0,803 $\pm$ 0,032	0,716 $\pm$ 0,028

Fonte: O autor.

Conforme Nedbal e colaboradores [234], para uma ampla gama de materiais estruturais, a afirmação de que a taxa de propagação de trinca por fadiga macroscópica da/dN é igual ao espaçamento das estrias é válida apenas para uma limitada faixa de ΔK e, geralmente, a taxa de propagação macroscópica desvia substancialmente dos valores de espaçamento microscópico de medição das estrias.

Métodos de fractografia quantitativa têm sido extensivamente pesquisados. Embora pesquisas verificaram valores correlatos entre o espaçamento das estrias de fadiga e a taxa de propagação macroscópica da trinca [233,234], para a obtenção de dados confiáveis e resultados de qualidade, são necessários dados práticos preliminares quanto à correlação do espaçamento entre estrias de fadiga e a taxa de propagação macroscópica da trinca [234].

Na pesquisa realizada em [234] são feitas as seguintes observações a respeito da correlação entre o espaçamento entre estrias e a taxa de crescimento da trinca, a saber: como a frente da trinca, do ponto de vista microscópico, é um sistema complexo de limites entre novas superfícies de fratura e partes intactas do sólido, a imagem fractográfica analisada é uma representação bidimensional de um sistema tridimensional. Desse modo, o crescimento de trinca macroscópico é resultado de uma interação estocástica de processos microscópicos locais (diferentes micromecanismos de propagação dependentes da heterogeneidade da microestrutura e da redistribuição local das tensões internas, externas e campos de deformação). Consequentemente, há uma dispersão espacial das direções localizadas, ou seja, deflexões dos vetores de propagação microscópicas em relação à direção da propagação macroscópica e a influência de micromecanismos de propagação além das estrias como a decoesão e clivagem em inclusões.

Outro fator importante a ser considerado no estudo da propagação de

trinca por fadiga é o fenômeno de fechamento de trinca. Tal fenômeno foi primeiramente explicado por Elber em 1968 como um rastro plástico permanente, ou seja, um volume de material deformado plasticamente entre as faces da trinca, que está submetido a um campo de tensões residuais compressivas no descarregamento do ciclo de fadiga [67, 68]. No estágio II da propagação de trinca por fadiga, em aços, predomina o fechamento de trinca induzido por plasticidade devido à acentuada região plástica formada na ponta da trinca [88].

Neste trabalho, como os corpos de prova ASTM E647 foram ensaiados em temperatura ambiente e passaram antes por um processo de limpeza para remoção de resíduos de corrosão, conforme descrito no item 4.7 da seção anterior, o fenômeno de fechamento de trinca por plasticidade parece ser o mais plausível de ocorrência. Para Kärkkäinen e colaboradores [235], o fechamento de trinca induzido por plasticidade pode ser considerado mais intrínseco ao processo de crescimento de trinca por fadiga do que os induzidos por rugosidade ou óxidos, pois sua ocorrência não depende do ambiente ou da microestrutura, o que significa que pode ser considerado como a condição básica para o estudo da influência do fenômeno de fechamento de trinca.

A importância do fenômeno de fechamento de trinca por fadiga está relacionada à alteração da taxa de crescimento. Modelos de estimativas de fechamento foram desenvolvidos por diversos pesquisadores [88,92,100] com o intuito de alcançar resultados quantitativos da propagação da trinca quando as tensões compressivas residuais na região próxima à ponta e nas faces induzem a um fechamento total ou parcial da trinca durante o ciclo de carregamento. Nestes modelos, a taxa de crescimento da trinca por fadiga é uma variação da equação de Paris e é representada pela Eq. 38 onde ΔK_{eff} é representado pela Eq. 39 [92, 236].

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K_{eff})^m \quad (38)$$

$$U = \frac{K_{máx} - K_{op}}{K_{máx} - K_{mín}} = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} \quad (39)$$

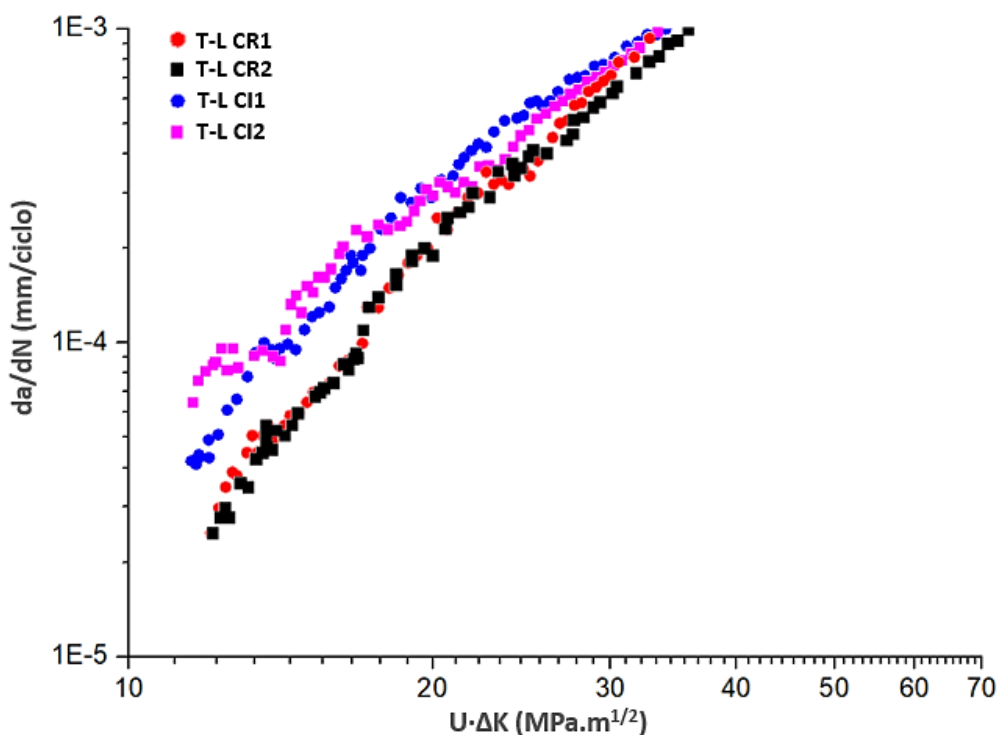
Onde K_{op} é o fator intensidade de tensão para abertura da trinca

(separação das faces) e o fator U é, portanto, uma relação entre o fator de intensidade de tensão efetivo ΔK_{eff} considerando o fenômeno de fechamento de trinca (as faces da trinca permanecem em contato para certas cargas de tração do ensaio) e o fator intensidade de tensão ΔK sem considerar tal fenômeno. Vale ressaltar que o fator U pode significativamente variar, pois o comportamento cíclico plástico depende do tipo de material.

A Fig. 81 mostra a curva de crescimento estável da trinca por fadiga na orientação T-L nas condições como recebido e após ensaio de corrosão por imersão e a Fig. 82 a mesma curva na orientação L-T também em ambas condições segundo o modelo desenvolvido por Kumar e Singh [237] representado na Eq. 40. O modelo de [237] foi desenvolvido a partir de ensaios de crescimento de trinca por fadiga em amplitude constante com corpos de prova tipo SEN (*Side Edge Notched*) com entalhe paralelo à direção de laminação de uma chapa de aço baixo carbono da qual foram extraídos.

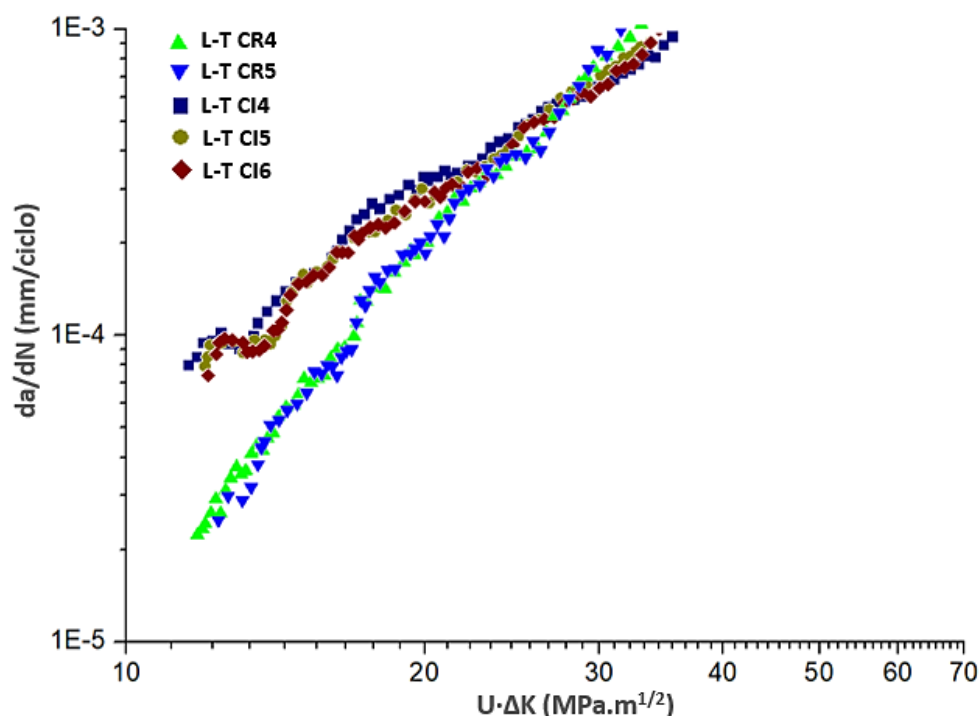
$$U = 0,7 + 0,15 R \cdot (2 + R) \quad (40)$$

Figura 81: Propagação estável da trinca por fadiga na orientação T-L nas condição como recebido e após ensaio de corrosão por imersão conforme modelo de Kumar e Singh [237].



Fonte: O autor.

Figura 82: Propagação estável da trinca por fadiga na orientação L-T nas condições como recebido e após ensaio de corrosão por imersão conforme modelo de Kumar e Singh [5-237].



Fonte: O autor.

Conforme Matos [238], os efeitos do fechamento de trinca induzido por plasticidade têm papel importante em certas condições de carregamento. Estes efeitos, geralmente, se manifestam de maneira mais clara em condições de tensão plana em estruturas contendo trincas que passaram por sequencias aleatórias de carregamentos, particularmente em razões de carregamento altas. Variações de carregamentos com sobrecargas podem resultar em retardo ou aceleração do crescimento de trinca por fadiga possivelmente relacionados ao efeito do fenômeno de fechamento da trinca.

A espessura do corpo de prova exerce um papel importante no fenômeno de fechamento de trinca induzido por plasticidade, pois este é diretamente relacionado com o estado de tensão na frente da trinca, ou seja, a relação entre o tamanho da zona plástica na ponta da trinca e a espessura do corpo de prova. Ao longo da frente da trinca, há uma transição de um estado plano de tensão próximo às superfícies do corpo de prova para um estado plano de deformação em direção à meia espessura [238]. Conforme Sun [46], o tamanho estimado da zona plástica na ponta da trinca para o estado plano de tensão é dado pela Eq. 41.

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (41)$$

Onde r_p é o raio da zona plástica, K_I o fator intensidade de tensão para o modo I de carregamento e σ_y a tensão de escoamento em tração do material. Se o tamanho estimado da zona plástica r_p é maior ou igual à meia espessura do corpo de prova, predomina o estado plano de tensão [238]. No presente trabalho, a espessura do corpo de prova representado por $B \gg r_p$, desta forma, predomina o estado plano de deformação, mesmo considerando $K_I = K_{\text{máx}}$ na região final de propagação estável da trinca, ou seja, na região para ΔK de aproximadamente 45 MPa $\sqrt{\text{m}}$ das curvas das orientações T-L e L-T nas condições como recebido e pós-corrosão por imersão, como apresentadas nas Fig. 70 e 71.

Em pesquisa relacionada à influência da espessura do corpo de prova no fenômeno de fechamento de trinca induzido por plasticidade, Lindley e Richards [255] verificaram que as bordas externas (próximas às superfícies do corpo de prova) das faces de fratura permaneciam em contato sob baixas cargas enquanto a região em estado plano de deformação permanecia aberta. Portanto, o fenômeno de fechamento de trinca tem efeito mínimo no estado plano de deformação, pois este limita o desenvolvimento de plasticidade e, conseqüentemente, limita o mecanismo de fechamento de trinca. Conforme pesquisa de Matos [238], em condições de amplitudes constante de carregamentos, o fechamento de trinca induzido por plasticidade é um fenômeno preponderantemente superficial, onde predomina o estado plano de tensão.

A influência da espessura do corpo de prova quando comparada às dimensões da zona plástica na ponta da trinca na taxa de propagação por fadiga também foi investigada por Bichler e Pippin [239]. Eles ensaiaram corpos de prova de diferentes espessuras verificando que taxas de propagação maiores foram constatadas na condição de maior espessura. Constatações similares acerca da taxa de propagação de trinca em função da espessura foram verificadas em [238,240,241,242].

Ainda, Matos [238] destaca que o mecanismo de fechamento de trinca induzido por plasticidade em condições de tensão plana é bem entendido. À

medida que a carga remota é aplicada, um fluxo de material deformado se forma ao longo da espessura e com o crescimento da trinca, este material deformado permanece ao longo das faces da trinca formando uma região de deformação plástica. Porém, o fenômeno de fechamento de trinca por fadiga induzido por plasticidade em condições de deformação plana é controverso e não há um consenso geral na comunidade científica acerca do seu mecanismo físico.

5.7.1 Análise de microtextura da região fraturada por ensaio de propagação de trinca por fadiga

Visando um entendimento acerca da caracterização microestrutural do aço ASTM A285C, após o ensaio de fadiga os corpos de prova T-L CR1 e L-T CR5 na condição de como recebido, e os corpos de prova T-L CI2 e L-T CI4 na condição após corrosão por imersão em licor branco foram seccionado e preparados para medições de microtextura.

Assim, os resultados das análises da microtextura por EBSD obtidas da região perpendicular ao plano de propagação da trinca por fadiga no regime de Paris em um ΔK de aproximadamente $25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ são mostrados nas Fig. 83 e Fig. 84 para os corpos de prova na condição de como recebido nas orientações T-L e L-T, respectivamente; e nas Fig. 85 e Fig. 86 para os corpos de prova na condição após corrosão por imersão nas orientações T-L e L-T, respectivamente. São indicados nas Fig. 83 a Fig. 86, os mapas de distribuição de orientação com o triângulo unitário para referência de cores, as funções distribuição de orientações (ODF) com a representação de Bunge na seção do espaço de Euler $\varphi_2 = 45^\circ$, as bandas de contraste e figuras de polo.

As principais componentes de textura de fibra na seção do espaço de Euler $\varphi_2 = 45^\circ$ da representação de Bunge estão identificadas na Fig. 53. Para as Fig. 83 a Fig.86, a propagação da trinca por fadiga é da esquerda para a direita.

Figura 83: Medidas de microtextura do corpo de prova T-L CR1 em $\Delta K \approx 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (a) mapa de distribuição de orientação. (b) banda de contraste. (c) ODF. (d) figuras de polo.

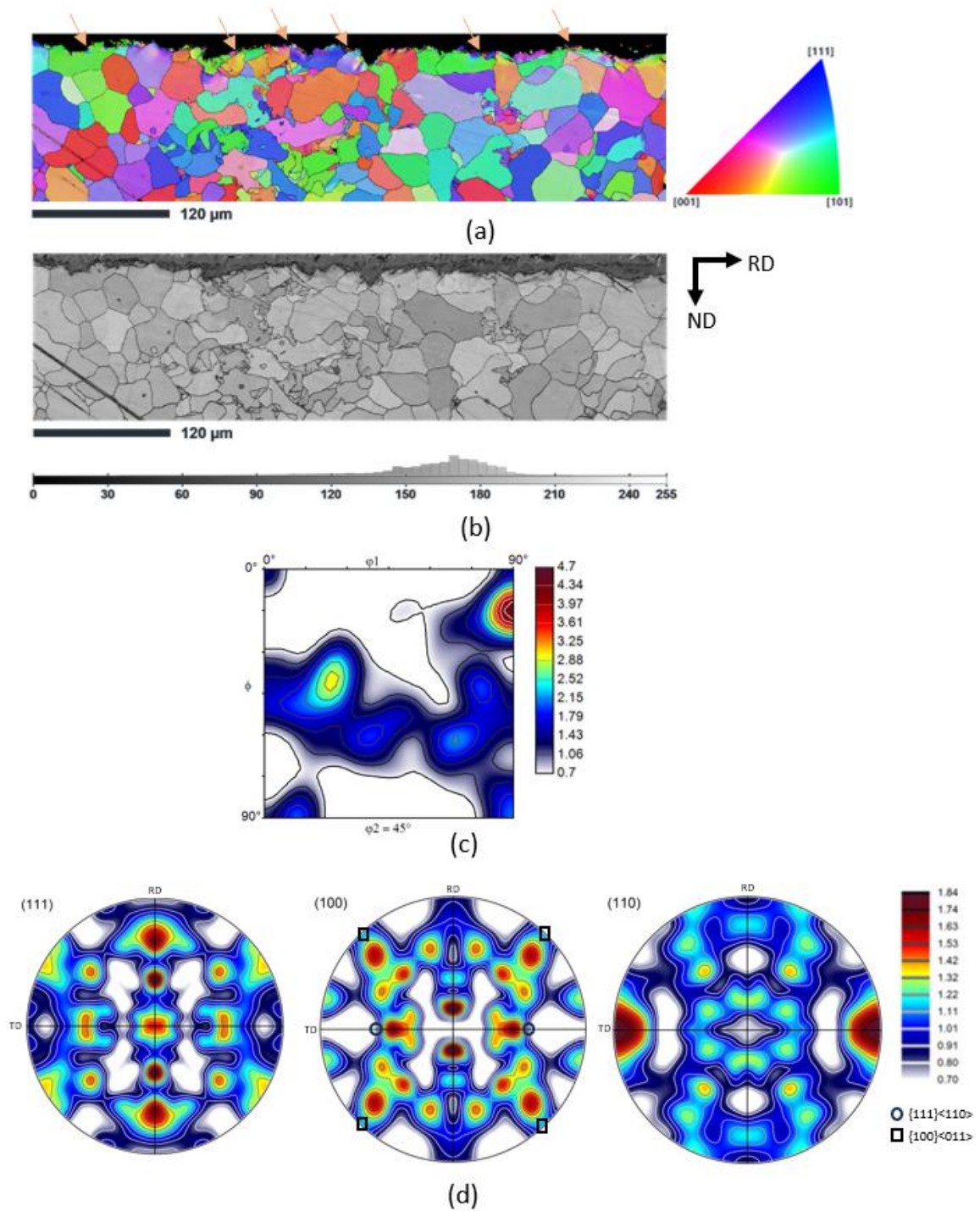
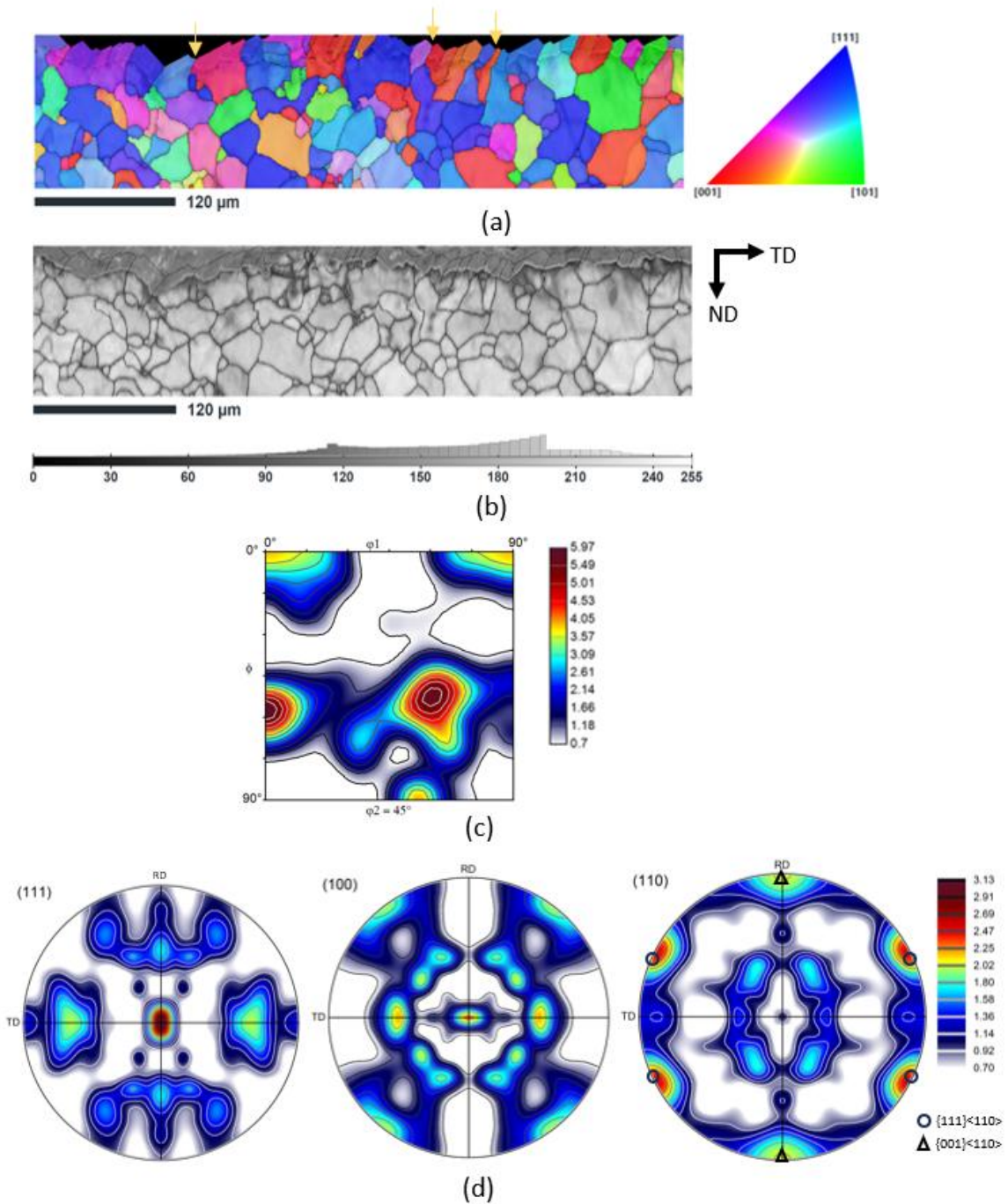
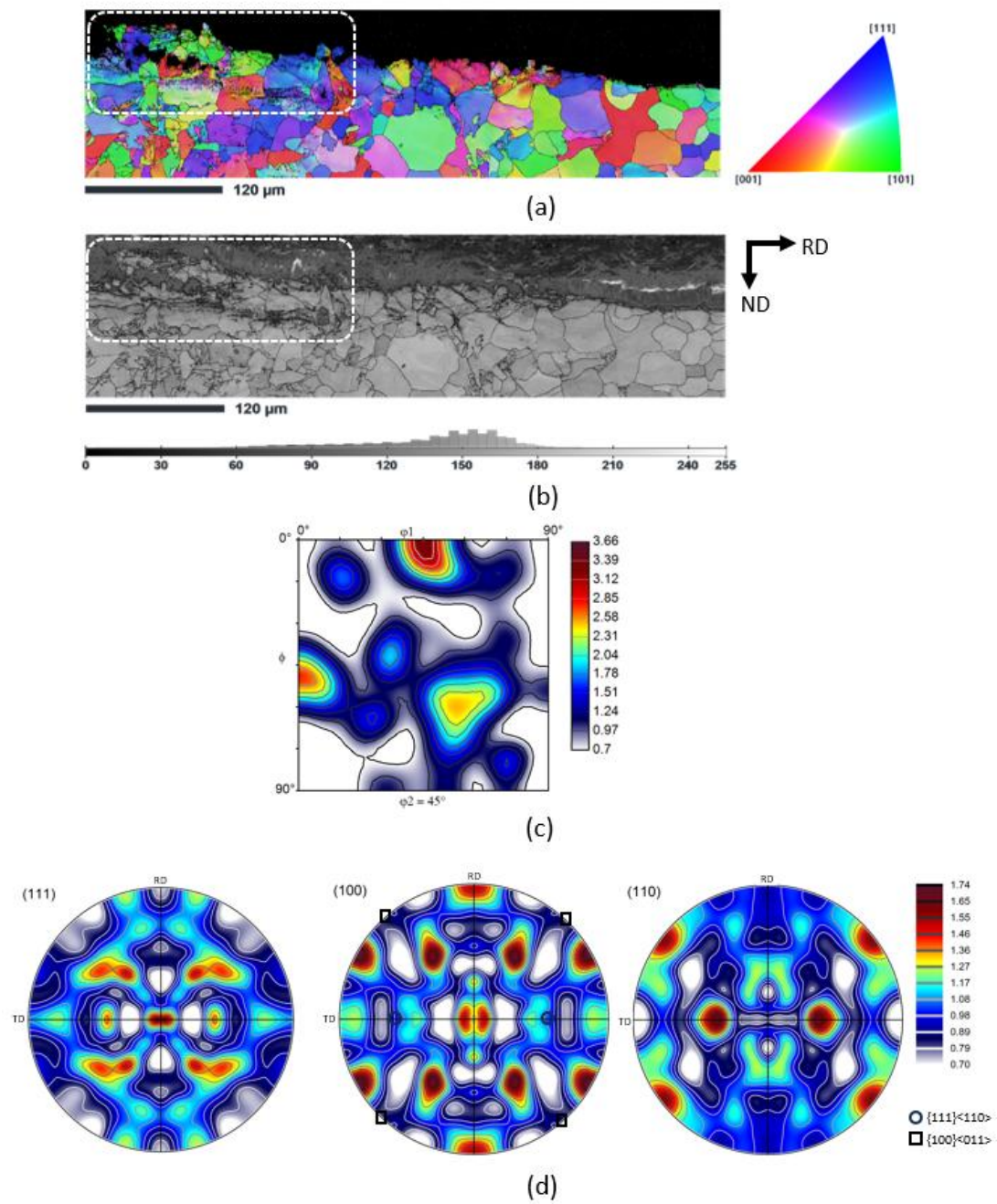


Figura 84: Medidas de microtextura do corpo de prova L-T CR5 em $\Delta K \approx 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.
 (a) mapa de distribuição de orientação. (b) banda de contraste. (c) ODF. (d) figuras de polo.



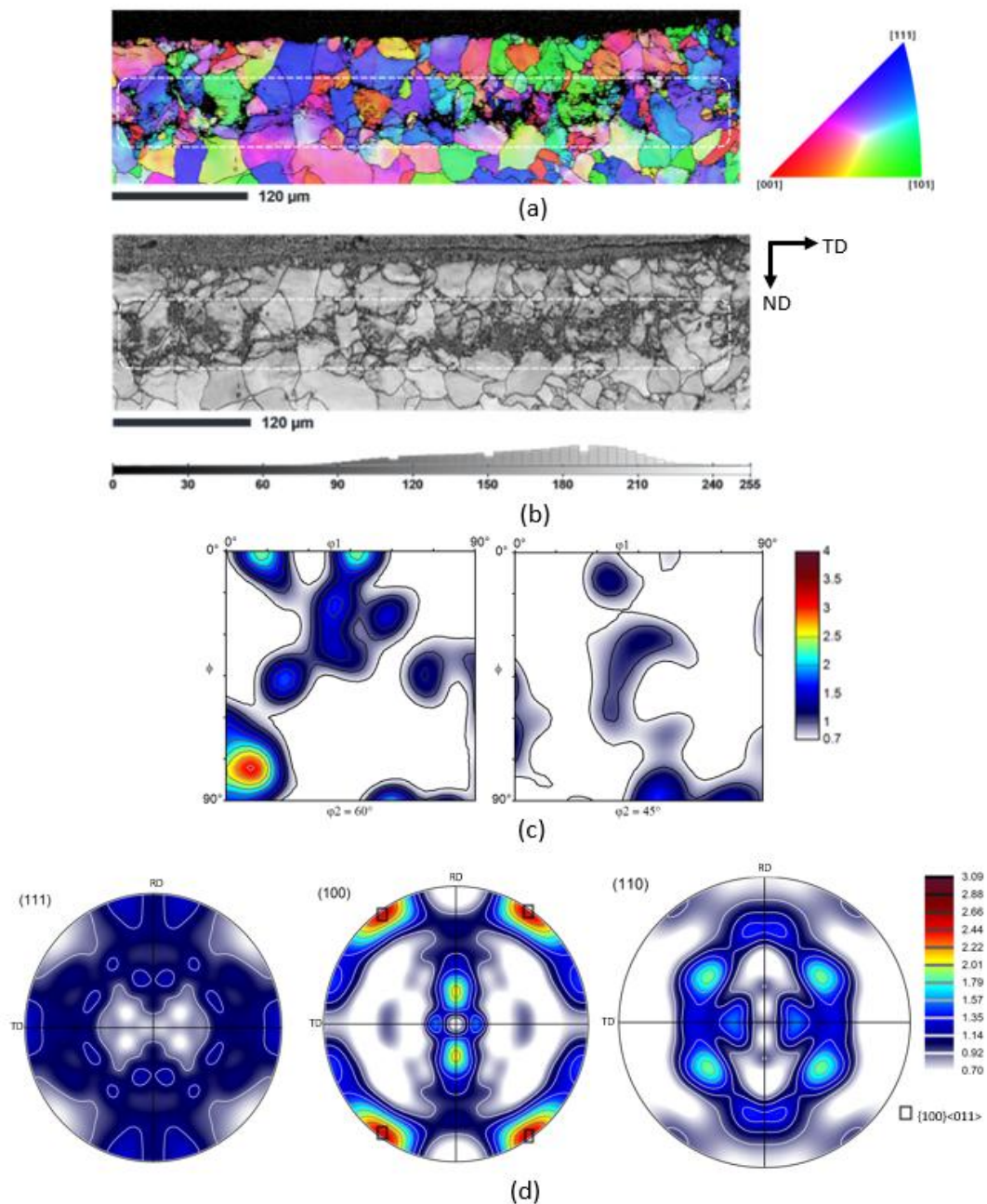
Fonte: O autor.

Figura 85: Medidas de microtextura do corpo de prova T-L CI2 em $\Delta K \approx 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (a) mapa de distribuição de orientação. (b) banda de contaste. (c) ODF. (d) figuras de polo.



Fonte: O autor.

Figura 86: Medidas de microtextura do corpo de prova L-T CI4 em $\Delta K \approx 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. (a) mapa de distribuição de orientação. (b) banda de contraste. (c) ODF. (d) figuras de polo.



Fonte: O autor

Para a amostra T-L condição como recebido, conforme o mapa de orientações da Fig. 83a, os grãos não apresentam uma orientação preferencial na área de varredura. No entanto, da Fig. 84a é possível observar que a amostra orientada L-T apresenta maiores densidades de grão na direção [111]// RD enquanto que para direção [001]// RD, a densidade apresentada é menor. Conforme Mohtadi-Bonab e colaboradores [243], grãos com direções da família

$\langle 001 \rangle$ tendem a ser mais propensos a trinca devido a menor quantidade de sistemas de escorregamentos.

Da Fig. 84c, ou seja da ODF na seção do espaço de Euler $\varphi_2 = 45^\circ$ da amostra L-T como recebido, as maiores intensidades estão distribuídas de maneira não-uniforme nas fibra γ $\{111\} // ND$ e fibra θ $\langle 001 \rangle // ND$ com destaques para o componente $\{111\} \langle 110 \rangle$ com índice TR de aproximadamente 5,9 e o componente cubo rodado $\{001\} \langle 110 \rangle$ com índice TR de aproximadamente 4. Pode ser observado também o componente Latão $\{110\} \langle 112 \rangle$ da fibra ζ $\{110\} // ND$ com índice TR de aproximadamente 4,2. Não obstante, da Fig. 83c, a amostra T-L apresentou maiores intensidade na fibra ε $\langle 110 \rangle // TD$ com destaque para a componente $\{114\} \langle \bar{2}21 \rangle$, a qual se encontra entre as componentes Cubo Rodado $\{001\} \langle 110 \rangle$ e Cobre $\{112\} \langle 111 \rangle$, e na fibra γ $\{111\} // ND$.

A partir das figuras de polo representadas na Fig. 84d que mostram as projeções estereográficas das normais aos planos indicados (111), (100) e (110) dos grãos usando os eixos da amostra como referência, é possível verificar que a amostra L-T como recebido apresentou concentração de grãos com polos orientados preferencialmente na família do plano $\{110\}$. Conforme Massoumi e colaboradores [244], os planos da família $\{110\}$ são os planos de escorregamento primários em estruturas CCC resultando na ativação de múltiplos planos de escorregamento em um determinado grão e, em consequência, podem resultar em uma aceleração no crescimento de trinca. Característica distinta pode ser observada na Fig. 83d da orientação T-L que apresentou grãos com polos mais distribuídos, mas de maneira relativamente mais intensa de polos dos planos (111) e (100).

É de conhecimento que o processo de FCG é afetado pela formação de bandas de escorregamento na região da frente da trinca, a qual depende da orientação cristalográfica dos grãos. O escorregamento em grãos com orientação cristalográfica próxima a (001) é aproximadamente perpendicular a direção de carregamento, desta forma, a trinca ao se propagar em grãos com tal orientação tende a desviar em direção quase perpendicular a direção de carregamento. Em grãos com orientação cristalográfica próxima a (101), as bandas de escorregamento são formadas obliquamente a direção de carregamento e, portanto, a trinca tende a propagar inclinadamente em tais grãos. Já para grãos

orientados próximos a (111), regiões de múltiplos escorregamentos cruzados são formadas e a trinca tende a desviar destas regiões que podem servir como obstáculos para a propagação da trinca [243,245,246].

Conforme pode ser verificado na Fig. 84a, há uma predominância de grão orientados próximos a (111) e (100) no rastro de propagação da trinca. Macroscopicamente, a propagação de trinca por fadiga na orientação L-T como recebido apresentou uma propagação reta e, microscopicamente, apresentou deflexões principalmente em contornos de grãos com moderados desvios de direções entre grãos adjacentes, sendo indício de que as bandas de escorregamento ativadas a frente da trinca têm direções moderadamente diferentes da direção de propagação da trinca. Por outro lado, no rastro de propagação de trinca por fadiga na orientação T-L como recebido, conforme pode ser verificado na Fig. 83a, há uma predominância de grãos orientados próximos a (110) e poucos grãos orientados próximos a (100) e, microscopicamente, a trinca apresentou menos deflexões quando comparada a propagação da trinca na orientação L-T. Macroscopicamente, de forma similar a orientação T-L, a trinca por fadiga na orientação L-T propagou de forma reta.

Microscopicamente, o caminho de propagação de trinca por fadiga pode ser atribuída ao fato de o escorregamento em grãos orientados próximos a (100) tem baixa densidade atômica e, portanto, estes grãos são mais difíceis de deformar plasticamente [245,247]. Quando a trinca em propagação encontra um grão com orientação próxima a (100) vindo de um grão de orientação distinta a esta, como indicado pelas setas alaranjadas na Fig. 84a, há a tendência de ocorrer desvio do caminho de propagação. Além disso, planos próximos a orientação (110) têm alta densidade atômica e, desta forma, muitos planos de escorregamento podem ser ativados na deformação. No corpo de prova orientado T-L como recebido, a combinação de existência de maior quantidade de grãos orientados próximos a (110) e poucos grãos orientados próximos a (100) no rastro de propagação da trinca pode ser uma razão para menor intensidade de deflexões observadas em relação a orientação L-T.

Para a condição após corrosão por imersão, uma característica comum verificada na área de varredura em ambas as orientações T-L e L-T, porém distinta da condição como recebido, foi a ocorrência de danos sub-superficiais na adjacência do rastro de propagação da trinca de conforme indicado nas regiões

delimitadas pelas linhas brancas tracejadas nas Fig. 85a e Fig. 86a. Como posteriormente será discutido nesta seção, nestas regiões há intensa concentração de LAB resultado da deformação plástica durante o ensaio.

De forma similar a amostra T-L como recebido, a amostra T-L na condição após corrosão por imersão não apresentou grãos com orientação preferencial na área de varredura, como pode ser verificado na Fig. 85a. Da ODF apresentado na Fig. 85c, as maiores intensidades estão distribuídas de maneira não-uniforme na fibra γ $\{111\}$ //ND com destaque para a componente $\{111\}<0\bar{1}1>$ com índice TR 2,5 e na fibra θ $<001>$ //ND com destaques para o componente Cubo $\{001\}<100>$ com índice TR de aproximadamente 5,9. Os polos aos planos (111), (100) e (110) dos grãos da amostra T-L após corrosão por imersão apresentaram distribuição uniforme entre si conforme Fig. 85d.

A amostra L-T após corrosão por imersão, em contraste com a amostra L-T como recebido, apresentou aspecto micrográfico mais retilíneo da propagação da trinca e não apresentou grãos com orientação preferencial na área de varredura, como pode ser verificado na Fig. 86a. A textura apresentada na ODF na seção do espaço de Euler $\varphi_2 = 45^\circ$ apresentou-se de fracas intensidades, porém com destaque para a fibra ζ $\{110\}$ //ND e o componente Latão $\{111\}<112>$ com índice TR de aproximadamente de 2. Desta forma, está apresentada também a seção $\varphi_2 = 60^\circ$. Os polos ao plano (100) dos grãos da amostra L-T após corrosão por imersão apresentaram maior intensidade conforme Fig. 86d.

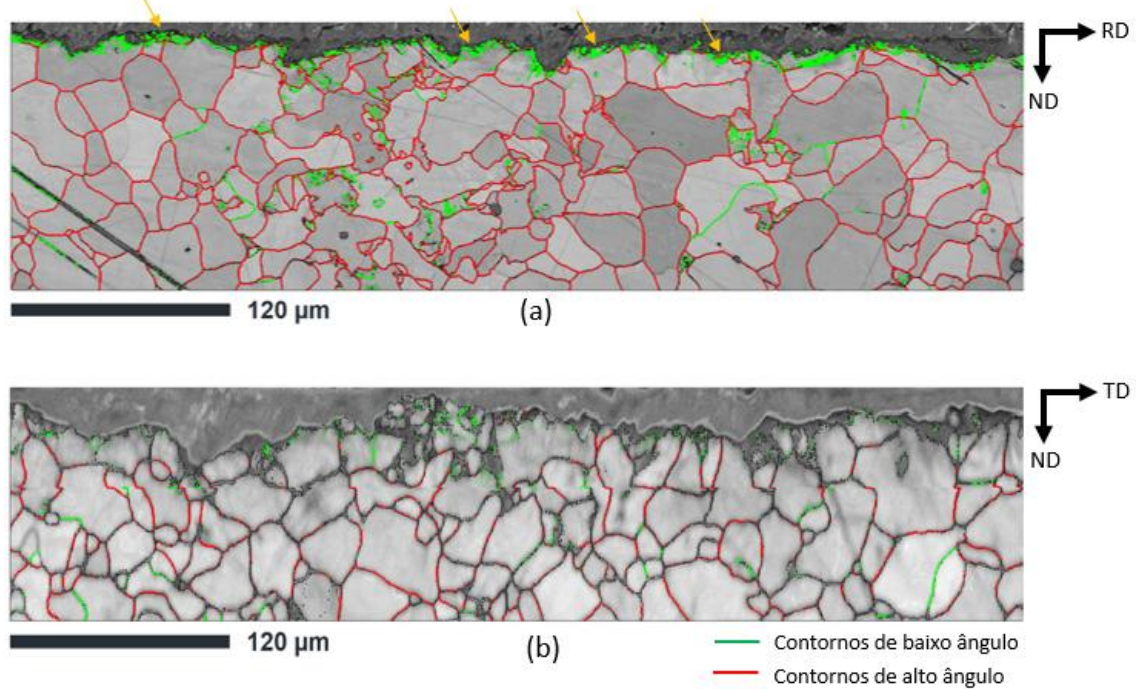
Embora a ocorrência de trincas secundárias SC tenha sido observada nas micrografias das superfícies após ensaio de FCG, conforme indicado nas Fig. 75 a Fig. 78, a ausência de ramificações e de severas deflexões macroscópicas da trinca principal em ambas orientações pode ser atribuída à falta de ativação de planos de escorregamento secundários devido a restrições como, por exemplo, contornos de grãos e de encruamento.

As Fig. 87a e 87b mostram os mapas dos tipos de contornos de grãos das amostras na condição de como recebido após ensaios de FCG nas orientações T-L e L-T respectivamente; enquanto que as Fig. 88a e 88b mostram os mesmos mapas para as amostras na condição após corrosão por imersão nas orientações T-L e L-T respectivamente. O padrão de cores é o mesmo do utilizado para as amostras do ensaio de Integral J da Fig. 60, HAB indicados em vermelho foram

definidos como tendo diferença de orientações maiores que 15° , enquanto que LAB indicados em verde foram caracterizados como tendo diferenças de orientações entre 2° e 15° .

Figura 87: Contornos de alto e baixo ângulo das amostras após ensaio de FCG do aço ASTM A285C na condição de como recebido.

(a) Orientação T-L. (b) Orientação L-T.



Fonte: O autor.

Uma diferença clara observada da microestrutura resultante da propagações de trinca por fadiga nas orientações T-L e L-T como recebido é a formação de subestruturas de deformação devido arranjos de discordâncias. No mapa de orientações da Fig. 83a, pode ser observada a formação de paredes de discordâncias e a rotação de LAB no rastro plástico da propagação de trinca por fadiga, conforme indicado pelas setas alaranjadas.

Uma concentração de LAB foi formada ao longo do rastro plástico, como indicado pelas setas alaranjadas na Fig. 87a, o que sugere a movimentação de discordâncias em função da deformação plástica na ponta da trinca imposta pelos ciclos de cargas do ensaio de propagação de trinca por fadiga. Esta concentração de contornos de baixo ângulo nas adjacências da superfície de propagação da trinca por fadiga também sugere que o aço em estudo sofreu praticamente uma recristalização completa durante a laminação a quente e que baixos níveis de

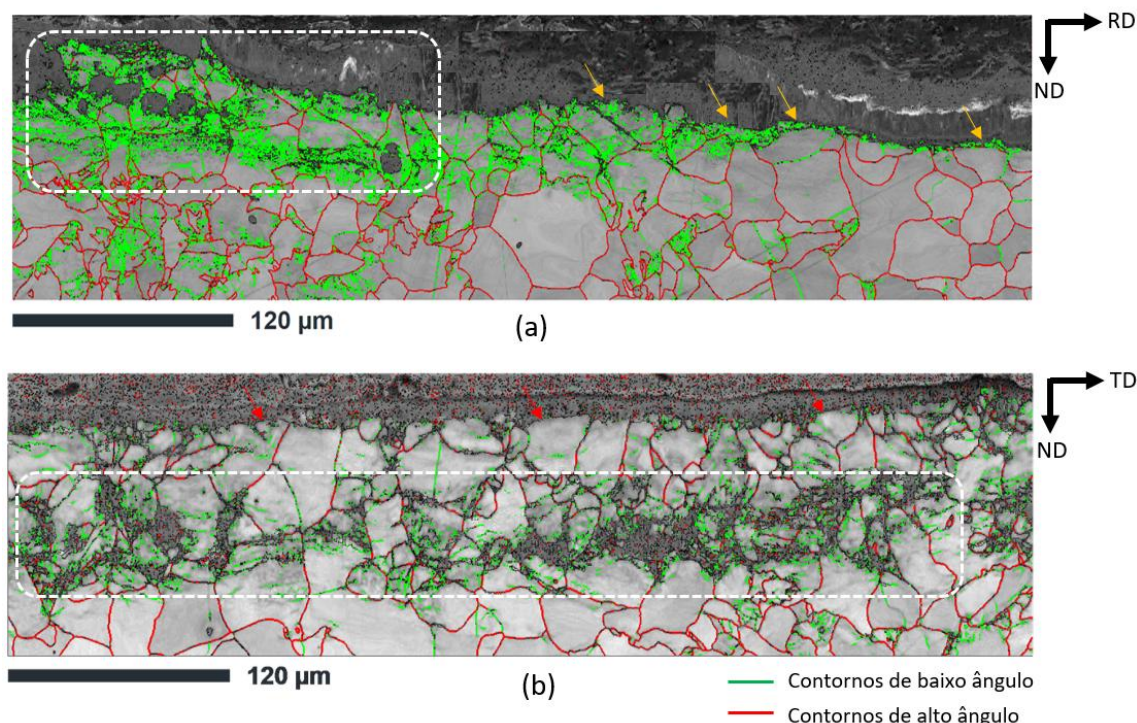
tensões residuais estavam presentes após o processo de fabricação da chapa [243].

A concentração de LAB ao longo do rastro plástico também foi observado na amostra T-L após corrosão por imersão, conforme indicado pelas seta alaranjadas na Fig 88a. Porém, conforme citado anteriormente, as amostras em ambas orientações da condição após corrosão por imersão apresentaram danos sub-superficiais na adjacência do rastro de propagação da trinca como indicado nas regiões delimitadas pelas linhas brancas tracejadas nas Fig. 88a e 88b. Estas regiões apresentam uma alta concentração de LAB resultado da deformação plástica a frente da trinca durante ensaio de fadiga.

A amostra L-T após corrosão por imersão apresentou concentração de LAB na região sub-superficial indicando que houve maiores deformações plásticas nesta região em comparação com o rastro de propagação da trinca por fadiga indicado pelas setas vermelhas na Fig. 88b. Na região destacada pela linha branca tracejada na Fig. 88b, há uma decoesão intergranular que se propaga perpendicularmente a direção do carregamento cíclico imposto durante ensaio de fadiga. Porém, como mostrado nas micrografias das Fig. 29 a Fig. 32, os planos TDxND e RDxND não apresentaram segregações ou precipitações relevantes nos contornos de grão, o que poderia contribuir para a ramificações da trinca principal [247]. Desta forma, pode-se atribuir este fenômeno ao efeitos da corrosão dos corpos de prova, haja vista que processo semelhante de decoesão sub-superficial foi observado na amostra T-L, conforme área delimitada pela linha branca tracejada na Fig. 88a, após corrosão por imersão [248,249].

Conforme Zhao e colaboradores [250] e Mazánová e colaboradores [251], em carregamentos cíclicos ocorrem deformações plásticas e refinamento de grão próximos à ponta da trinca, pois, durante o processo de propagação de trinca, a concentração de tensões no local é severa e parte dos grãos é seccionada e refinada pela movimentação de discordâncias intragranulares que formam paredes de discordâncias e subsequentemente LAGB. Com o aumento da deformação plástica, a quantidade de discordâncias no interior do grão aumenta continuamente e os LAGB se transformam em HAGB gradualmente e, em sequência, o grão é dividido em grãos menores resultado da significativa deformação plástica na ponta da trinca.

Figura 88: Contornos de alto e baixo ângulo das amostras após ensaio de FCG do aço ASTM A285C na condição após corrosão por imersão.
(b) Orientação T-L. (b) Orientação L-T.



Fonte: O autor.

A concentração de LAGB e paredes de discordâncias de baixo ângulo no rastro plástico da trinca por fadiga poderia ter uma influência na taxa de propagação por mecanismos de blindagem da ponta de trinca por concentração e empilhamento de discordâncias [229,247], porém, não contribui para a anisotropia nos testes de FCG deste trabalho.

O que pode-se inferir da Fig. 87 é que ocorreram os processos de formação de paredes de discordâncias e a recombinação destas para formação de LAGB com o progresso das deformações plásticas impostas pelas cargas cíclicas do ensaio de propagação de trinca por fadiga de maneira mais intensa no no rastro de FCG do corpo de prova de orientação T-L como recebido. A Fig. 87b mostra uma concentração de LAB no rastro de propagação da trinca por fadiga da amostra L-T como recebido, porém de intensidade visivelmente menor que da amostra orientada T-L na mesma condição.

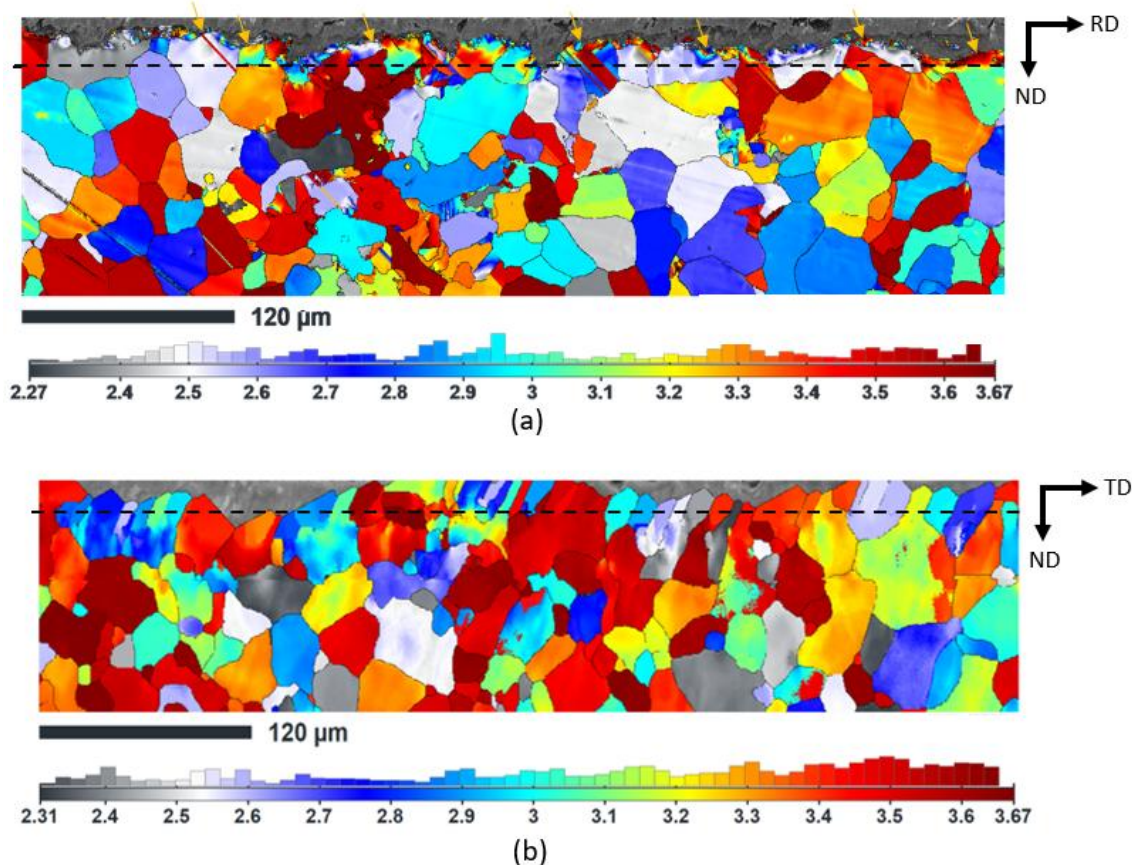
Inferência similar pode ser extraída para condição após corrosão por imersão, com amostra T-L apresentando maior concentração de LAB na adjacência da superfície da trinca por fadiga, conforme indicado pelas setas

alaranjadas na Fig. 88a, em comparação com a superfície da trinca na orientação L-T na mesma condição, indicada pelas setas vermelhas na Fig. 88b.

As Fig. 89a e 89b mostram os mapas do fator de Taylor para as amostras na condição de como recebido nas orientações T-L e L-T, respectivamente; enquanto as Fig. 90a e 90b mostram os mesmos mapas para a condição após corrosão por imersão nas orientações T-L e L-T, respectivamente. Para a análise de fator de Taylor foi utilizado o sistema $\{011\}\langle 11\bar{1}\rangle$ por ser considerado o sistema de escorregamento primário em estruturas CCC.

Figura 89: Mapas do fator de Taylor das amostras condição como recebida após ensaio de FCG do aço ASTM A285C.

(a) Orientação T-L. (b) Orientação L-T.



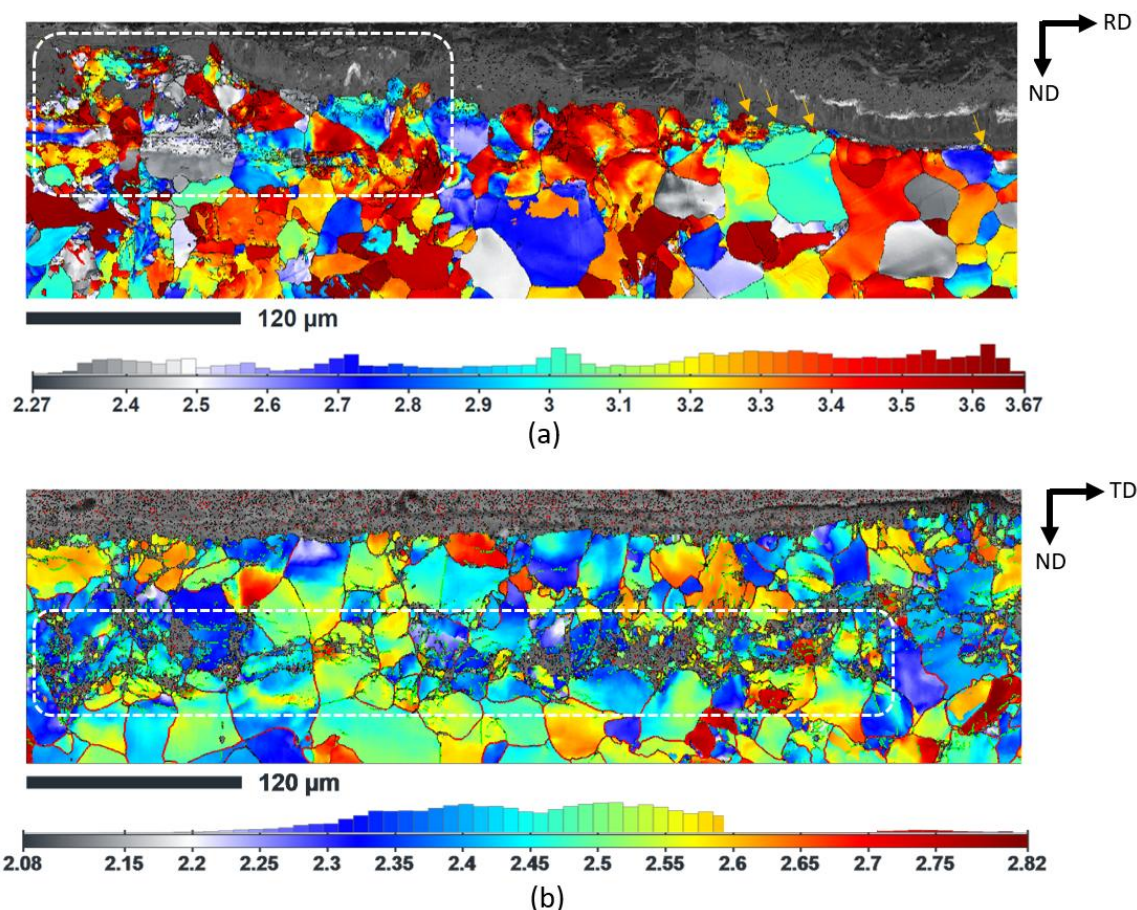
Fonte: O autor.

Na condição de como recebido, o valor médio do fator de Taylor verificado para a amostra T-L foi de 3,01 com desvio-padrão de 0,4, enquanto que para a amostra L-T foi de 3,13 com desvio-padrão de 0,39. Conforme histograma de distribuição de valores do fator de Taylor, a amostra T-L apresentou 51% dos grãos com valores entre 3,2 e 3,6 e a amostra L-T apresentou 57% dos grãos com

valores entre 3,3 e 3,6.

Figura 90: Mapas do fator de Taylor das amostras condição após corrosão por imersão após ensaio de FCG do aço ASTM A285C.

(a) Orientação T-L. (b) Orientação L-T.



Fonte: O autor.

Na condição após corrosão por imersão, o valor médio do fator de Taylor verificado para a amostra T-L foi de 3,08 com desvio-padrão de 0,47, enquanto que para a amostra L-T foi de 2,38 com desvio-padrão de 0,48. Conforme histograma de distribuição de valores do fator de Taylor, a amostra T-L apresentou 55% dos grãos com valores entre 3,2 e 3,67 e a amostra L-T apresentou 77% dos grãos com valores entre 2,3 e 2,65. O fator de Taylor pode prever o nível de resistência a deformação em um ponto particular e a orientação do cristal para um estado de tensões específico [244].

Conforme a teoria de Taylor, os grãos podem ser categorizados em três grupos dependendo da mínima energia para escorregamento. O primeiro grupo é de grãos com baixo fator de Taylor (valores <1) que já estão alinhados em planos

de escorregamento e requerem pouca energia para deformação plástica. O segundo grupo é composto por grãos com fator de Taylor moderado (valores entre 1 e 3) que podem se alinhar com planos de escorregamento com uma apropriada rotação. O terceiro grupo é de grãos com alto fator de Taylor (valores >3) que não podem rotacionar e alinhar com planos de escorregamento sendo propensos a formação de trincas [244].

Nos grãos adjacentes a superfície de propagação da trinca por fadiga, caracterizados pela linha tracejada nas Fig. 89a e 89b, há uma relativa predominância de grãos com moderado valor de fator de Taylor (cores azuladas e acizentadas conforme histograma), o que sugere que a trinca por fadiga propagou em grãos que rotacionaram para planos de escorregamentos com intermediários níveis de energia. O valor médio do fator de Taylor dos grãos interceptados pela linha tracejada é de 2,91 na orientação T-L e de 2,82 na orientação L-T. Ademais, na área de varredura não foram observados fatores de Taylor maiores em orientações de grãos definidas.

Novamente, a diferença microestrutural marcante resultado da FCG entre as orientações T-L e L-T em ambas condições é a formação de heterogeneidades de deformação na adjacência da trinca que pode ser verificada nas Fig. 89 e 90. Nas Fig. 89a e 90a da orientação T-L é possível verificar a rotação de sub-grãos com fator de Taylor geralmente maiores no rastro plástico da propagação da trinca conforme destacado pelas setas alaranjadas. Esta região adjacente à superfície de fratura na amostra T-L condição de como recebido é caracterizada por um valor médio de 3,22 de fator de Taylor, em torno de 9,6% maior que a média observada na área de varredura da amostra T-L.

Na amostra L-T após corrosão por imersão, há uma concentração de LAB nas adjacências da decoesão subsuperficial na região delimitada pela linha branca tracejada conforme Fig. 88b; e esta decoesão tem propagação em grãos de, majoritariamente, baixos valores de fator de Taylor, conforme Fig. 90b.

A deformação plástica em materiais policristalinos é marcada pela heterogeneidade onde os grãos tendem a se dividir em regiões dentro das quais a orientação cristalina é constante, porém consideravelmente diferente da orientação nas regiões vizinhas. Decorrente da heterogeneidade de deformação, a fragmentação dos grãos consiste na formação de subregiões onde um número reduzido de sistemas de deslizamento opera, causando uma diferença de rotação

para cada região e formação de paredes de discordâncias entre elas [243].

Em estudo relacionado ao impacto da textura cristalográfica em aço perlítico usado na construção de linhas férreas, Massomi e colaboradores [244] verificaram que a trinca por fadiga propaga em regiões de grãos caracterizadas por fatores de Taylor mais elevados. Em contraste, Azar e colaboradores [252], verificaram que a propagação de trinca por fadiga ocorre preponderantemente por escorregamentos em grãos que apresentam baixo fator de Taylor.

O tamanho da zona plástica cíclica a frente da trinca r_{cp} em um $\Delta K \approx 17$ MPa.m^{1/2} foi calculada conforme a Eq. 42, conforme Bui e colaboradores [245] e Gao e colaboradores [253], e obteve-se o valor de aproximadamente 232 μ m, ou a um equivalente a 6,78 vezes o tamanho médio de grão da chapa de aço ASTM A285C.

$$2r_{cp} = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_{cy}} \right)^2 \quad (42)$$

Onde σ_{cy} é a tensão de escoamento cíclica. Quando o tamanho da zona plástica cíclica a frente da trinca e o tamanho de grão são de dimensões similares, ou seja, a zona plástica cíclica engloba poucas unidades de grãos, o material deforma de maneira mais heterogenea e a orientação cristalográfica dos grãos tende a ter um papel importante na propagação de trinca por fadiga em termos de deflexões e ramificações. Em contrapartida, se a zona plástica cíclica engloba muitos grãos, como pode ser verificado no presente trabalho, o material se deforma mais homogeneamente como um corpo contínuo, e a orientação cristalográfica dos grãos tem menor influência na propagação de trinca quando comparado com a característica microestrutural de partículas duras precipitadas, por exemplo [245,253].

Ademais, conforme Mohtadi-Bonab e colaboradores [243] e Wei e colaboradores [254], muitas pesquisas têm sido realizadas sobre a propagação de trinca por fadiga em aços, entretanto, a maioria destas se concentra no papel dos parâmetros microestruturais na falha por fadiga. Especificamente, o papel da textura cristalográfica e das características dos contornos de grãos na propagação de trinca por fadiga ainda não está bem definido.

6 CONCLUSÕES

O presente trabalho foi apresentado em duas vertentes, da avaliação da tenacidade à fratura e do crescimento de trinca por fadiga do aço para fabricação de vasos de pressão ASTM A285C, levando-se em conta dois itens: (1) a orientação do plano da trinca, transversalmente ou longitudinalmente à direção de laminação da chapa de aço; e (2) a condição de ensaio dos corpos de prova, se como recebido ou após ensaio de imersão em licor branco.

O fluído de imersão, licor branco, foi escolhido com intuito de simular a corrosão de operação de um digestor contínuo para fabricação de celulose Kraft, de modo a avaliar a degradação das propriedades mecânicas ao longo da operação do equipamento.

Na avaliação de tenacidade à fratura foram realizados os ensaios para estabelecimento das curvas de resistência J-R e do parâmetro J_{IC} . E na avaliação de propagação de trinca por fadiga foram obtidas as curvas $da/dN \times \Delta K$ e utilizado o modelo de Paris para avaliar o estágio de propagação estável.

Após ensaios, os corpos de prova foram seccionados e as superfícies de fratura foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura de modo a correlacionar características micrográficas aos resultados dos ensaios, tanto em função da orientação do plano da trinca, como em função da condição do corpo de prova.

Adicionalmente, foram realizadas medições de microtextura por EBSD da região adjacente às superfícies de fratura para auxílio da compreensão da evolução da trinca nos corpos de prova durante os ensaios e a correlação da orientação cristalográfica, dos contornos e rotação dos grãos durante deformação plástica com os resultados dos ensaios de tenacidade à fratura e propagação de trinca por fadiga.

Desta forma, algumas conclusões podem ser tiradas:

1) O aço ASTM A285C apresentou anisotropia na tenacidade à fratura medida pelo parâmetro de Integral J entre as orientações T-L e L-T. O valor médio do parâmetro J_{IC} na orientação T-L foi aproximadamente 49,5% menor que os valores obtidos na orientação L-T na condição de como recebido. Para a condição após corrosão por imersão em licor branco, a redução foi de aproximadamente 30% entre as orientações.

2) O parâmetro de tenacidade à fratura nominal após corrosão por imersão, ou seja, a avaliação quantitativa da degradação da tenacidade à fratura após ensaio de corrosão em solução de licor branco para simular o uso do aço em uma zona de vapor de um digestor contínuo Kraft, apresentou valores de 0,86 na orientação T-L e 0,61 para L-T.

3) Na propriedade de tenacidade à fratura, sugere-se que a textura cristalográfica foi fundamental na anisotropia da tenacidade à fratura entre os corpos de prova orientados T-L e L-T. Os resultados da análise de microtextura EBSD dos corpos de provas na condição como recebidos sugerem que valores mais altos do parâmetro Integral J para a orientação L-T podem estar associados a maiores densidades de componentes $\{332\}\langle 113 \rangle$ e $\{554\}\langle 225 \rangle$ e uma maior quantidade de grãos orientados nos planos $\{110\}$, contribuindo para a deformação dúctil.

4) Para o aço ASTM A285C, a propagação de trincas por fadiga não apresentou diferenças significativas em relação à orientação do carregamento, ortogonal ou paralela, relacionada à orientação de laminação, conforme pode ser verificado nas constantes m e C do modelo de Paris, que apresentaram pouca dispersão entre as orientações.

5) Porém, para o processo de FCG, a análise de orientações cristalográficas apresentou características distintas entre as orientações T-L e L-T na condição de como recebido. Na orientação T-L, a combinação de existência de maior quantidade de grãos orientados próximos a (110) e poucos grãos orientados próximos a (100) no rastro de propagação da trinca pode ser uma razão para menor intensidade de deflexões microscópicas observadas em relação a orientação L-T. Ainda, a trinca por fadiga propagou em grãos que rotacionaram para planos de escorregamentos com intermediários níveis de energia. O valor médio do fator de Taylor dos grãos no rastro da trinca foi de 2,91 na orientação T-L e de 2,82 na orientação L-T.

6) A corrosão superficial resultou em uma maior taxa de propagação de trinca por fadiga em valores baixos e intermediários de ΔK (faixa entre 15 e 40 MPa.m^{1/2}). Porém, a taxa da propagação, para as condições após corrosão e como recebido, tende a convergir em valores de ΔK de aproximadamente 45 MPa.m^{1/2}.

7) No processo de propagação de trinca por fadiga após processo de

corrosão por imersão em licor branco, observou-se a formação de danos subsuperficiais à superfície de fratura com elevada concentração de contornos de baixo ângulo nestas regiões em ambas as orientações T-L e L-T. Fato este que, sugere-se estar associado aos efeitos da corrosão e a maiores taxas de FCG em relação à condição de como recebido. Ademais, o fator de Taylor da amostra L-T apresentou valor médio em torno de 22% inferior a amostra T-L nesta condição.

Os resultados obtidos da propriedade de tenacidade à fratura indicam que o rastreamento da orientação de laminação da chapa desempenha um papel importante na aplicação industrial. De modo a contribuir na programação mais efetiva da manutenção preventiva nas paredes pressurizadas em vasos de pressão e digestores contínuos.

REFERÊNCIAS

- 1 RAHMAN, M.; DAHLQUIST, E.; KYPRIANIDIS, K. Modelling and diagnostics of process faults in continuous pulp digesters. **Computer and Chemical Engineering**, v. 157, n. 107589, p. 741-756, 2022.
- 2 CORREA, I.B.; SOUZA Jr, M.B.; SECCHI, A.R. On the modelling of continuous kraft pulp digesters: inclusion of wood characteristics. **Chemical Engineering Research and Design**, v. 196, p. 711-724, 2023.
- 3 RAHMAN, M.; AVELIN, A.; KYPRIANIDIS, K. A review on the modeling, control and diagnostics of continuous pulp digesters. **Processes**, v. 8, p. 1231-1257, 2020.
- 4 PAOLIELLO, F.A.; LINS, V.F.C.; CARDOSO, A. Influence of cooking conditions on continuous digester corrosion in a Brazilian pulp mill. **TAPPI Journal**, v. 12, n.1245, p. 51-60, 2011.
- 5 LUI, D.; LI, Y.; XIE, X.; ZHAO, J. Effect of pre-corrosion pits on residual fatigue life for 42CrMo steel. **Materials**, v. 12, n. 12132130, p. 1236-1245, 2019.
- 6 MUÑOZ, A.F.; BUENHOMBE, J.L.M.; DIEZ, A.I; FABAL, C.C.; DÍAZ, J.G. Fatigue study of pre-corroded 6082-T6 aluminum alloy in saline atmosphere. **Metals**, v. 10, n. 10091260, p. 1541-1559, 2020.
- 7 MONDAL, B.C., DHAR, A.S. Burst pressure assessment of corroded pipelines using fracture mechanics criterion. **Engineering Failure Analysis**, v. 104, n. 1256, p. 139-153, 2019.
- 8 LI, L.; LI, C.; MAHMOODIAN, M.; SHI, W. Corrosion induced degradation of fatigue strength of steel in service for 128 years. **Structures**, v. 23, n. 369, p. 415-424, 2020.
- 9 ÁLVAREZ, M.; CALVENTE, M.; URRESTI, I.; ESCALERA, M.; GRACIA, J. Fatigue life estimation of pre-corroded 42CrMo4 subjected to accelerated pitting corrosion method. **International Journal of Fracture**, v. 234, n. 478, p. 69-80, 2021.
- 10 NR-13. **Norma Regulamentadora do Ministério do Trabalho 13**. Brasil, 2022.
- 11 MICHELSEN, F.A.; FOSS, B.A. A comprehensive mechanistic model of a continuous Kamyr digester. **Applied Mathematical Modelling**, v. 20, n. 896, p. 523-533, 1996.
- 12 MICHELSEN, F.A.; FOSS, B.A. A dynamic model of the interaction between the chemical reactions and the residence time in a continuous digester. **TAPPI Journal**, v. 79, p. 170-176, 1996.
- 13 AGUIAR, H.C.I.L. **Modelagem de digestor kraft contínuo: redes neurais e modelo híbrido**. 2000. 175 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) – PPGEQ, UNICAMP, Campinas, 2000.
- 14 KLARIN-HENRICSON, A. Corrosivity of liquors in continuous digesters. **TAPPI**

Journal, v. 3, p. 13-18, 2004.

15 KLARIN-HENRICSON, A. **Corrosivity of black liquors from a modern digester to a high dry solids concentrator**. In: 11th International Symposium on Corrosion in the Pulp and Paper Industry. Charleston: PPI, 2004.

16 SOUZA, G.E.S.; MELO, F.A. Determinação da composição química de licores do processo Kraft empregando espectroscopia no infravermelho próximo e regressão multivariada. **O Papel**, v. 78, n. 132, p. 85-91, 2017.

17 LOMBARDI, L.R., LUIZ, A.C. Avaliação de sulfidez do licor branco na qualidade da celulose Kraft. **O Papel**, v. 78, n. 133, p. 76-80, 2017.

18 WENSLEY, A. **Corrosion of carbon and stainless steels in Kraft digesters**. In: NACE Corrosion Conference. Orlando: NACE Conference, 2000.

19 WENSLEY, A. Corrosion and protection of Kraft digesters. **TAPPI Journal**, v. 79, p. 153-160, 1996.

20 WENSLEY, A. **Corrosion in alkaline pulping liquors**. In: NACE Corrosion Conference. Las Vegas: NACE, 2004.

21 HAZLEWOOD, P.E., **Factors affecting the corrosivity of pulping liquors**. 2006. 210 f. Tese (Doctor of Philosophy in Chemical and Biomolecular Engineering), Georgia Institute of Technology, 2006.

22 WENSLEY, A.; CHAMPAGNE, P. **Effect of Sulfidity on the corrosivity of white, green and black liquors**. In: NACE Corrosion Conference. San Antonio: NACE, 1999.

23 FENG, H.; LI, H.; ZHANG, S.; WANG, Q.; JIANG, Z.; LI, G., FAN; G. Corrosion behavior of super duplex stainless S32750 in white liquor. **International Journal of Electrochemical Science**, v. 10, n. 1265, p. 4116-4128, 2015.

24 LEINONEN, H. **Corrosive environments in different process stages of modern Kraft batch cooking**. In: NACE Corrosion Conference. Orlando: NACE Conference, 2000.

25 TAPPI. **Guidelines for inspection of continuous digesters and impregnation vessels TIP 0402-27**. 2010.

26 WENSLEY, A. **Corrosion of batch and continuous digesters**. In: 9th International Symposium on Corrosion in the Pulp and Paper Industry, Ottawa: PPI, 1998.

27 ARSENAULT, B. Stress corrosion cracking of pressure vessel welded carbon steels. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 45, n. 18, p. 23-41, 1991.

28 SINGBEIL, D.L.; GARNER, A. Electrochemical and stress corrosion cracking

behavior of digester steels in Kraft white liquor. **Corrosion**, v. 41, n. 6, p. 634-639, 1985.

29 WENSLEY, A. **Intergranular attack of stainless steels in Kraft digester liquors**. In: NACE Corrosion Conference. Denver: NACE, 1996.

30 WENSLEY, A.; PAOLIELLO, F. **Stress corrosion cracking of stainless steel in continuous digester**. In: TAPPI Engineering Conference. Pirtland: TAPPI, 2008.

31 OLSSON, J., ALFONSSON, E. **Duplex stainless steel for the pulp and paper industry**. In: NACE Corrosion Conference. San Antonio: NACE, 1999.

32 ESTEVES, L.; CARDOSO, M.; LINS, V.F.C. Corrosion behavior of duplex and lean duplex stainless steels in pulp mill. **Materials Research**, v. 21, n. 20170148, p. 222-230, 2017.

33 BHATTACHARYA, A.; SINGH, P.M. Stress corrosion cracking of welded 2205 duplex stainless steel in sulfide-containing caustic solution. **Journal of Failure Analysis and Prevention**, v. 7, n. 13, p. 371-377, 2007.

34 MICHALOPOULOS, E. **Inspection and mechanical integrity evaluation of corroded digesters**. In: Engineering and Papermakers Conference. Boston: TAPPI Conference, 1997.

35 TOWLER, G.; SINNOTT, R. **Chemical Engineering Design**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2012.

36 USIMINAS. **Catálogo chapas grossas**. Brasil, 2020.

37 SANFORD, R.J. **Principles of Fracure Mechanics**. Hoboken: Prentice Hall, 2003.

38 ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. Boca Raton: CRC Press, 2005.

39 IRWIN, G.R. Linear fracture mechanics, fracture transition, and fracture control, **Engineering Fracture Mechanics**, v. 1, n. 1, p. 241-25, 1968.

40 BURDEKIN, F.M. The role of fracture mechanics in the safety analysis of pressure vessels. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 24, n. 12, p. 197-208, 1982.

41 EGAN, G.R.; ROBINSON, J.N. The application of elastic-plastic fracture mechanics parameters in fracture safe design. **Nuclear Engineering and Design**, v. 45, n. 6, p. 133-158, 1978.

42 ZHU, X.; JOYCE, J.A. Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) tesing and standardization. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 85, p. 1-46, 2012.

43 TERFAS, O.A.; ALAKTIWI, A.A. Ductile crack growth in surface cracked pressure

vessel. **International Journal of Mechanical and Mechatronics Engineering**, v. 7, n. 126, p. 46-52, 2013.

44 BAKKER, A. Elastic-plastic fracture mechanics analysis of an SENB specimen. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 10, n. 45, p. 431-449, 1982.

45 BLOOM, J.M.; HECHMER, J.L. Limits of linear elastic fracture mechanics. **Journal of Pressure Vessel Technology**, v. 106, p. 196-200, 1984.

46 SUN, C.T.; JIN, Z.H. **Fracture Mechanics**. Cambridge: Academic Press, 2012.

47 CAPUTO, F.; LAMANNA, G.; SOPRANO, A. On the evaluation of the plastic zone size at the crack tip. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 103, n. 21, p. 162-173, 2013.

48 NILSSON, F.; FALESKOG, J.; ZAREMBA, K.; ÖBERG, H. Elastic-plastic fracture mechanics for pressure vessel design. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 15, n. 145, p. 73-89, 1992.

49 AURICH, D.; BROCKS, W.; NOACK, D.; VEITH, H. Fracture mechanics analysis of a pressure vessel with a semi-elliptical surface using elastic-plastic FEM calculations. **Nuclear Engineering and Design**, v. 76, p. 329-337, 1983.

50 OH, C.; SONG, T.; KIM, Y.; KIM, J.; JIN, T. Elastic-plastic fracture mechanics analyses of circumferential through-wall cracks between elbows and pipes. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, n. 39, p. 1231-1250, 2008.

51 MORA, D.F.; Garrido, O.C.; MUKIN, R.; NIFFENEGGER, M. Fracture mechanics analyses of a reactor pressure vessel under non-uniform cooling with a combined TRACE-XFEM approach. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 238, n. 107258, 2020.

52 GUERRERO, M.A.; BETEGÓN, C.; BELZUNCE, J. Fracture analysis of a pressure vessel made of high strength steel. **Engineering Failure Analysis**, v. 15, n. 89, p. 208-219, 2008.

53 SEDMAK, A. Computational fracture mechanics: an overview from early efforts to recent achievements. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 41, p. 1-37, 2018.

54 SILVESTRE, M.N.; HERTELÉ, S.; SARSOZA, D.F.B. On the experimental estimation of CTOD fracture parameter using SE(T) specimens based upon only one clip gauge measurement. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 253, n. 107856, p. 251-268, 2021.

55 BRICKSTAD, B.; SATTARI-FAR, I. Crack shape developments for LBB applications. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 67, n. 261, p. 625-646, 2000.

56 NAM, K.M.; ANDO, K.; YUZURU, S.; OGURA, N. Leak-before-break conditions

of plates and pipes under high fatigue stresses. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 15, n. 125, p. 809-824, 1992.

57 VÉLEZ, E.; CARNICERO, A.; PERERA, R. Elemental crack advance assessment and verification for its use in LBB analysis. **Nuclear Engineering and Design**, v. 363, n. 110622, p. 1056-1071, 2020.

58 HONG, S.; KIM, J.; KIM, M.; KIM, H.; LEE, B.; KIM, M. Evaluation of LBB characteristics of candidate materials for main steam line piping in Korea nuclear power plants. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 188, n. 104226, 2020.

59 DONG, Y.M., YANG, W., HWANG, K.C. A new approach to structural integrity assessment for ductile fracture. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 13, n. 45, p. 399-410, 1990.

60 KANNINEN, M.F.; POPELAR, C.H.; BROEK, D. A critical survey on the application of plastic fracture mechanics to nuclear pressure vessels and piping. **Nuclear Engineering and Design**, v. 67, n. 75, p. 27-55, 1981.

61 MERKLE, J.G. Analytical relations between elastic-plastic fracture criteria. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 4, n. 98, p. 197-206, 1976.

62 RICE, J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. **Journal of Applied Mechanics**, v. 3, p. 379-386, 1968.

63 COURTIN, S.; GARDIN, C.; BÉZINE, G.; HAMOUDA, H.B. Advantages of the J-Integral approach for calculating stress intensity factors when using the commercial finite element software ABAQUS. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 72, n. 109, p. 2174-2185, 2005.

64 SCHMITT, W.; KIENZLER, R. The J-Integral concept for elastic-plastic material behavior. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 32, p. 409-418, 1989.

65 WANG, W.; LI, A.; LI, P.; JU, D. An engineering approach for notch elastic-plastic fracture analysis. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 60, p. 1-16, 1994.

66 ZHU, X.; LAM, P. Deformation versus modified J-Integral resistance curves for ductile materials. **Journal of Pressure Vessel Technology**, v. 137, n. 54, p. 1-8, 2015.

67 DUVENHAGE, G.; WANNENBURG, J. Remaining life analysis for a pressure vessel subjected to cyclic loads based of fracture mechanics. **International Journal of Fatigue**, v. 17, p. 477-483, 1995.

68 KIKUCHI, M.; MIYAMOTO, H.; SUGAWARA, S. Evaluation of th J-Integral of a crack in a pressure vessel under thermal transient loadings. **Journal of Pressure**

Vessel Technology, v. 108, n. 1069, p. 312-319, 1986.

69 FENG, D.Z.; ZHANG, K.D. Finite element numerical evaluation of J-Integral, for cracked ductile cylinders. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 46, p. 481-489, 1993.

70 ZHOU, X.J.; DUAN, Q.Q.; ZHANG, H.; ZHAO, L.; WU, X.Y. Crack-like flaws pressure vessel fitness-for-service assessments and software programming based on API RP579. **Procedia Engineering**, v. 130, n. 235, p. 1359-1370, 2015.

71 ZANGENEH, S.; LASHGARI, H.R.; SHARIFI, H.R. Fitness-for-service assessment and failure analysis of AISI 304 demineralized-water pipeline weld crack. **Engineering Failure Analysis**, v. 107, n. 104210, 2019.

72 LAM, P.; CHAO, Y.J.; ZHU, X.; KIM, Y.; SINDELAR, R.L. Determination of constraint-modified J-Integral curves for carbon steel storage tanks. **Journal of Pressure Vessel Technology**, v. 125, p. 136-143, 2003.

73 XU, J.; ZHANG, Z.L.; OSTBY, E.; NYHUS, B.; SUN, D.B. Effects of crack depth and specimen size on ductile crack growth of SENT and SENB specimens for fracture mechanics evaluation of pipeline steels. **International Journal of Fatigue**, v. 86, n. 178, p. 787-797, 2009.

74 BEGLEY, J.A.; LANDES, J.D. **The J-Integral as a fracture criterion**, In: ASTM Special Technical Publication, 1972.

75 DZUGAN, J.; VIEHRIG, H. Application of the normalization method for the determination of J-R curves. **Materials Science and Engineering A**, v. 387, p. 307-311, 2004.

76 REESE, E.D.; SCHWALBE, K. The linear normalization technique – an alternative procedure for determining J-R curves from single specimen test record based on Landes normalization method. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 16, n. 563, p. 271-280, 1993.

77 CICERO, S.; GUTIÉRREZ-SOLANA, F.; ÁLVAREZ, J.A. Structural integrity assessment of components subjected to low constraint conditions. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, p. 3038-3059, 2008.

78 MATVIENKO, G.Y. The effect of crack-tip constraint in some problems of fracture mechanics. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 110, n. 104413, p. 156-168, 2020.

79 PLUVINAGE, G.; CAPELLE, J.; MÉLIANI, M.H. A review of fracture toughness transferability with constraint and stress gradient. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 37, p. 1165-1185, 2014.

80 PINEAU, A.; PARDOEN, T., 2007. **Comprehensive Structural Integrity - Failure of Metals**. Amsterdam: Elsevier Science.

81 KOUZOMUMIS, K.; HADLEY, I.; MOSTAFAVI, M. Validation of BS 7910;

assessing the integrity of pipes containing axial flaws. **Procedia Structural Integrity**, v. 13, n. 489, p. 868-876, 2018.

82 ANDERSON, T.L.; OSAGE, D.A. API 579: a comprehensive fitness-for-service guide. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 77, p. 953-963, 2000.

83 LARROSA, N.O.; AINSWORTH, R.A. Comparisons of the solutions of common FFS standard procedures to benchmark problems. **Procedia Engineering**, v. 130, p. 1327-1342, 2015.

84 KALU, I.E.; INGLIS, H.M.; KOK, S. Failure assessment methodology for boiler tubes with localized external erosion defects. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 188, p. 104190, 2020.

85 ASTM E1823-21. **Standard terminology relating to fatigue and fracture testing**. EUA, 2021.

86 SCHIJVE, J., 2004. **Fatigue of Structures and Materials**. Londres: Springer Nature.

87 ELLYIN, F. 1997. **Fatigue Damage, Crack Growth and Life Prediction**. Londres: Springer Nature.

88 SURESH, S. 2012. **Fatigue of Materials**. Cambridge: Cambridge University Press.

89 XIANG, Y.; LU, Z.; LIU, Y. Crack growth-based fatigue life prediction using an equivalent initial flaw model. Part I: uniaxial loading. **International Journal of Fatigue**, v. 32, n. 158, p. 341-349, 2010.

90 LIU, Y.; MAHADEVAN, S. Probabilistic fatigue life prediction using an equivalent initial flaw size distribution. **International Journal of Fatigue**, v. 31, n. 103, p. 476-487, 2009.

91 FAJRI, A.; PRABOWO, A.R.; MUHAYAT, N.; SMARADHANA, D.F.; BAHATMAKA, A. Fatigue analysis of engineering structures: state of development and achievement. **Procedia Structural Integrity**, v. 33, p. 19-26, 2021.

92 SCHIJVE, J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. **International Journal of Fatigue**, v. 25, n. 167, p. 679-702, 2003.

93 SCHUTZ, W. A history of fatigue. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 54, p. 263-300, 1996.

94 PARIS, P.C.; GOMEZ, M.P., Anderson, W.E. A rational analytic theory of fatigue. **The Trend in Engineering**, v. 13, p. 9-14, 1961.

95 DURÁN, J.A.R. **Taxas de propagação de trincas por fadiga: uma abordagem baseada na fadiga oligocíclica**. 2012. 176 f. Tese (Doutorado em Engenharia

Mecânica), UFRJ, Rio de Janeiro, 2012.

96 BAPTISTA, C.A.R.P.; PASTOUKHOV, V.A. A damage accumulation model of fatigue crack growth in titanium. **Journal of the Mechanical Behavior of Materials**, v. 3, p. 73-85, 2003.

97 SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A.K. Crack tip driving forces and crack growth representation under fatigue. **International Journal of Fatigue**, v. 26, p. 39-47, n. 65, 2004.

98 SADANANDA, K.; VASUDEVAN, A.K. Fatigue crack growth mechanisms in steels. **International Journal of Fatigue**, v. 25, n. 58, p. 899-914, 2003.

99 HUDSON, C.M.; SEWARD, S.K. A literature review and inventory of the effects of environment on the fatigue behavior of metals. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 8, p. 315-329, 1976.

100 CUI, W. A state-of-the art review on fatigue life prediction methods for metal structures. **Marine Science and Technology**, v. 7, n. 154, p. 43-56, 2002.

101 RYAN, H.; MEHMANPARAST, A. Development of a new approach for corrosion-fatigue analysis of offshore steel structures. **Mechanics of Materials**, v. 176, n. 104526, 2023.

102 LARROSA, N.O.; AKID, R.; AINSWORTH, R.A. Corrosion-fatigue: a review of damage tolerance models. **International Materials Review**, v. 63, p. 283-308, 2018.

103 BALBÍN, J.A.; CHAVES, V.; LARROSA, N.O. Pit to crack transition and corrosion fatigue lifetime reduction estimations by means of a short crack microstructural model. **Corrosion Science**, v. 180, p. 109171, 2021.

104 NICOLAS, A.; CO, N.E.C.; BURNS, J.T.; SANGID, M.D. Predicting fatigue crack initiation from coupled microstructure and corrosion morphology effect. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 220, p. 10661, 2019.

105 GRUENBERG, K.M.; CRAIG, B.A.; HILLBERRY, B.M.; BUCCI, R.J.; HINKLE, A.J. Predicting fatigue life of pre-corroded 2024-T3 aluminum from breaking load tests. **International Journal of Fatigue**, v. 26, p. 615-627, 2004.

106 KNYSH, V.; SOLOVEI, S.; MOTRUNICH, S.; NYRKOVA, L. Influence of the accelerated corrosion exposure on the fatigue behaviour of welded joints by high frequency mechanical impact. **International Journal of Fatigue**, v. 149, p. 106272, 2021.

107 EBARA, R. Corrosion fatigue phenomena learned from failure analysis. **Engineering Failure Analysis**, v. 13, n. 156, p. 516-525, 2006.

108 WALDE, K.; HILLBERRY, B.M. Initiation and shape development of corrosion-nucleated fatigue cracking. **International Journal of Fatigue**, v. 29, p. 1296-1281,

2007.

109 BURNS, J.T.; CO, N.E.C. Effects of micro-scale corrosion damage feature and local microstructure on fatigue crack initiation location. **International Journal of Fatigue**, v. 150, p. 106301, 2021.

110 PADILHA, A.F.; SICILIANO, F.J. **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

111 GRANADOS, N.M.L.; RODRIGUEZ, A.S. EBSD investigation on effect of cooling rate on microstructure and transformation textures of high strength hot-rolled steel plates. **International Journal of Iron and Steel Research**, v. 23, n. 23, p. 261-269, 2016.

112 ENGLER, O.; RANDLE, V., 2010. **Introduction to Texture Analysis: Macrotexture, Microtexture and Orientation Map**. Boca Raton: CRC Press, 2010.

113 CARNEIRO, I., Simões, S. Recent advances in EBSD characterization of metals. **Metals**, v. 10, p. 10081097, 2020.

114 BRITTON, T.B.; JIANG, J.; GUO, Y.; VILALTA-CLEMENT, A.; WALLIS, D.; HANSE, L.N. Tutorial: crystal orientations and EBSD or which way is up? **Materials Characterization**, v. 117, n. 256, p. 113-126, 2015.

115 SAVIOLI, R.G.; RUGGIERI, C. Experimental study on the cleavage fracture behavior of an ASTM A285 Grade C pressure vessel steel. **Journal of Pressure Vessel Technology**, v. 137, p. 1-7, 2014.

116 TELES, P.C.S, 1996. **Vasos de Pressão**. São Paulo, LTC Editora, 1996.

117 MOTOYAMA, V. **Corrosão nas soldas do aço ASTM A285 grau C empregados na obtenção de celulose pelo método Kraft**. 2007. 144 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais), UEPG, Ponta Grossa, 2007.

118 SUBRAMANIAN, K.H.; Duncan, A.J., 2000. **Tensile properties for application to Type I and Type II waste tank stability analysis**. Report OSTI nº WSR-TR-2000-00232, 2000.

119 ASTM E415-17 **Standard test method for analysis of carbon and low-alloy steel by spark atomic emission spectrometry**. EUA, 2017.

120 ASTM A285/A285M-17 **Standard specification for pressure vessel plates, carbon steel, low- and intermediate-tensile strength**. EUA, 2017.

121 ASTM E3-11 **Standard guide for preparation of metallographic specimens**. EUA, 2011.

122 ASTM E112-10 **Standard test method for determining average grain size**.

EUA, 2010.

123 ASTM E384-22 **Standard test method for microindentation hardness of materials**. EUA, 2022.

124 ASTM A370-20 **Standard test methods and definition for mechanical testing of steel products**. EUA, 2020.

125 ASTM E1820-17 **Standard test method for measurement of fracture toughness**. EUA, 2017.

126 ASTM E399-22 **Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness of metallic materials**. EUA, 2022.

127 ASTM E647-05 **Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates**. EUA, 2005.

128 ASTM G31-72 **Standard practice for laboratory immersion corrosion testing of metals**. EUA, 2004.

129 ASTM G1-90 **Standard practice for preparing, cleaning, and evaluation corrosion test specimens**. EUA, 1999.

130 SAVIOLI, R.G. **Estudo experimental do comportamento à fratura frágil em aços estruturais ferríticos e aplicações à determinação da curva mestra**. 2016. 175 f. Tese (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica), USP, São Paulo, 2016.

131 ISLAM, T.; Rashed, M.M. **Classification and application of plain carbon steels**. Amsterdam: Elsevier Science, 2019.

132 LLEWELLYN, D.; Hudd, R. **Steels: Metallurgy and Applications**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1998.

133 BAKER, I.; WU, M.; WANG, Z. Eutectic/eutectoid multi-principle component alloys: a review. **Materials Characterization**, v. 147, n. 56, p. 545-557, 2018.

134 GODEFROID, L.B.; CÂNDIDO, L.C.; GUIMARÃES, C.R.; ARAÚJO, S.C. Failure analysis of a steel slide ring of a tubular ballmill used in an iron mining plant. **Engineering Failure Analysis**, v. 110, p. 104433, 2020.

135 VUKELIC, G.; VIZENTIN, G.; BOZIC, Z.; RUKAVINA, L. Failure analysis of a ruptured compressor pressure vessel. **Procedia Structural Integrity**, v. 31, n. 45, p. 28-32, 2021.

136 RUGGIERI, C. A probabilistic model including constraint and plastic strain effects for fracture toughness predictions in a pressure vessel steel. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 148, p. 9-25, 2016.

137 MAO, B.; LIAO, Y. Modeling of Lüders elongation and work hardening behaviors of ferrite-pearlite phase steels under tension. **Mechanics of Materials**, v. 126, n. 78,

p. 222-229, 2019.

138 WANG, L.; TANG, D.; SONG, Y. Prediction of mechanical behavior of ferrite-pearlite steel. **International Journal of Iron and Steel Research**, v. 24, p. 321-327, 2017.

139 AL-ABBASI, F.M. Predicting the deformation behavior of ferrite–pearlite steels using micro mechanical modeling of cells. **Mechanics of Materials**, v. 63, p. 48-64, 2013.

140 ZHANG, X.F.; HAN, P.; TERASAKI, H.; SATO, M.; KOMIZO, Y. Analytical Investigation of Prior Austenite Grain Size Dependence of Low Temperature Toughness in Steel Weld Metal. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 28, n. 158, p. 241-248, 2012.

141 IGWEMEZIE, V.; DIRISU, P.; MEHMANPOARAST, A. Critical assessment of the fatigue crack growth rate sensitivity to material microstructure in ferrite-pearlite steels in air and marine environment. **Materials Science and Engineering A**, v. 754, n. 369, p. 750-765, 2019.

142 SUBRAMANIAN, K.H.; WIERSMA, B.J.; DUNCAN, A.J.; HARRIS, S.P. **Statistical model for prediction of plate-specific fracture toughness properties of ASTM A285 steel**. In: ASME Pressure Vessel and Piping Conference. Cleveland: ASME, 2003.

143 DUNCAN, A.J.; SUBRAMANIAN, K.H.; WIERSMA, B.J.; SINDELAR, R.L. **J-Integral fracture toughness testing and correlation to the microstructure of A285 steel for fracture analysis storage tank**. Report OSTI n° WSRC-MS-2000-00282, 2000.

144 AL-ABBASI, F.M. Micromechanical modeling of ferrite-pearlite steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 6904-6916, 2010.

145 ISHIKAWA, N.; PARKS, D.M.; SOCRATE, S.; KURIHARA, M. Micromechanical Modeling of Ferrite–Pearlite Steels Using Finite Element Unit Cell Models. **ISI International**, v. 40, p. 1170-1179, 2000.

146 BAE, C.M.; LEE, C.S.; NAM, W.J. Effect of carbon content on mechanical properties of fully pearlitic steels. **Materials Science and Technology**, v. 8, p. 1371-1321, 2002.

147 THOMPSON, S.W.; HOWELL, P.R. Factors influencing ferrite/pearlite banding and origin of large pearlite nodules in a hypoeutectoid plate steel. **Materials Science and Technology**, v. 8, n. 158, p. 777-785, 1992.

148 KRAUSS, G. Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 34B, p. 781-792, 2003.

149 VERHOEVEN, J. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 9, p. 286-297,

1999.

150 DEL-CASTILLO, P.E.J.; SIETSMA, J.; ZWAAG, S. A model for ferrite/pearlite band formation and prevention in steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 35A, p. 425-434, 2004.

151 KHALID, F.A.; FAROOQUE, M.; HAQ, A.; KHAN, A.Q. Role of ferrite/pearlite banded structure and segregation on mechanical properties of microalloyed hot rolled steel. **Materials Science and Technology**, v. 15, p. 1209-1216, 1999.

152 DUNCAN, A.; SINDELAR, R.; REYNOLDS, A.P. **Development of mechanical properties database of A285 steel for structural analysis of wate tanks**. Report NTIS nº WSRC-MS-20000-00403, 2001.

153 PAVLINA, E.J.; VAN TYNE, C.J. Correlation of yield strength and tensile strength with hardness for steels. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 17, p. 888-893, 2008.

154 KHALIFEH, A.R.; BANARAKI, A.D.; MANESH, H.D. Invetigating of the tensile mechanical properties of structural steels at high strain rates. **Materials Science and Engineering A**, v. 712, p. 232-239, 2017.

155 ZHANG, X.; WANG, Y.; YANG, J.; QIAO, Z.; REN, C.; CHEN, C. Deformation analysis of ferrite/pearlite banded structure under uniaxial tension using digital image correlation. **Optics and Laser Engineering**, v. 85, n. 45, p. 24-28, 2016.

156 GRANGE, R.A. Effect of microstructural banding in steel. **Metallurgical Transactions**, v. 2, p. 417-427, 1971.

157 SPITZIG, W.A. Effect of sulfide inclusion morphology and pearlite banding on anisotropy of mechanical properties in normalized C-Mn steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 14A, p. 271-284, 1983.

158 ZHANG, X.; WANG, Y.; GUO, N.; WANG, Y.; LI, R.; ZHANG, C.; ZHU, Y. Effect of ferrite/pearlite banded structure on the local deformation and crack initiation at notches in pipeline steel. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 237, n. 107244, p. 456-489, 2020.

159 KORDA, A.A.; MUTOH, Y.; MIYAHITA, Y.; SADASUE, T.; MANNAN, S.L. In situ observation of fatigue crack retardation in banded ferrite–pearlite microstructure due to crack branching. **Scripta Materialia**, v. 54, n. 789, p. 1835-1840, 2006.

160 BOR, A.S. Effect of pearlite banding on mechanical properties of hot-rolled steel plates. **ISIJ International**, v. 31, p. 1445-1446, 1991.

161 SINDELAR, R.L.; LAM, P.S.; CASKEY, G.R.; WOO, L.Y. **Mechanical properties for fracture analysis of mild steel storage tanks**. Report NTIS nº WSRC-MS-99-00215, 1999.

162 HIPPERT Jr, E. **Investigação experimental do comportamento dúctil de**

aços API X-70 e aplicação de curvas de resitência J-a para previsão de colapso de dutos. 2004. 167 f. Tese (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica), USP, São Paulo, 2004.

163 SAXENA, A.; CRETEGNY, L. The relationship between microstructure and the J-R curve. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29A, p. 1918-1924, 1998.

164 GUO, W.; DONG, H.; LU, M.; ZHAO, X. The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 79, p. 403-412, 2002.

165 THAULOW, C.; PAAUW, A.J.; GUNKLEIKSRUD, A.; TROSET, J. Fracture mechanical properties in controlled rolled C-Mn thermomechanically treated steels with splittings. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 24, n. 254, p. 263-276, 1986.

166 JOYCE, J. **Manual on Elastic-Plastic Fracture: Laboratory Test Procedures.** In: ASTM Manual Series, 1996.

167 ZHU, X.K.; LAM, P.S.; CHAO, Y.J. Application of normalization method to fracture resistance testing for storage tank A285 carbon steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 86, p. 669-676, 2009.

168 LESIUK, G.; RYMSZA, B.; RABIEGA, J.; CORREIA, J.A.F.O.; JESUS, A.M.P. Influence of loading Direction on the static na fatigue fracture properties of the long term operated metallic materials. **Engineering Failure Analysis**, v. 96, n. 12, p. 409-425, 2019.

169 INOUE, T.; KIMURA, Y. Effect of initial notch orientation on fracture toughness in fail-safe steel. **Journal of Materials Science**, v. 48, p. 4766-4772, 2013.

170 BAEK, J.; KIM, Y.; KIM, W.; KHO, Y. Fracture toughness and fatigue crack growth properties of the base metal and weld metal of a type 304 stainless steel pipeline for LNG transmission. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 78, p. 351-357, 2016.

171 DAS, A.; VIERIGH, H.W.; BERGNER, F.; HEINTZE, C.; ALTSTADT, E.; HOFFMANN, J. Effect of microstructural anisotropy on fracture toughness of hot rolled 13Cr ODS steel-The role of primary and secondary cracking. **Journal of Nuclear Materials**, v. 491, n. 78, p. 83-93, 2017.

172 DOWLING, N.E. **Mechanical Behavior of Materials.** Boston: Pearson, 1998.

173 SHI, Y.W.; ZHOU, N.N.; ZHANG, J.X. Comparison of mode I and mode II elastic-plastic fracture toughness for two low alloyed high strength steels. **International Journal of Fracure**, v. 86, p. 89-97, 1994.

174 PALA, R.; LIPIEC, S.; DZIOBA, I. Influence of the steel rolling direction on the mechanical properties and distribution of the local stress in front crack. **Materials Science and Engineering**, v. 461, n. 012064, p. 236-247, 2019.

175 COELHO, G.C.; SILVA, A.A.; SANTOS, M.A.; MACHADO, J.J.M.; TAVARES, J.M.R.S. "Ductile Fracture Behavior of ASTM A516 Gr.70 Pressure Vessel Steel by ASTM and ISO Fracture Toughness Standards. **Metals**, v. 13, n. 13050867, p. 236-258, 2023.

176 MOHAN, R.; MARSCHALL, C.; BRUST, F.; GHADIALI, N. **Effects of toughness anisotropy and combined tension, torsion, and bending loads on fracture behavior of ferritic nuclear pipe**. Report U.S. Nuclear Regulatory Commission n° NUREG/CR-6299, 1995.

177 KADGAYE, C.; GODASE, S.; KARANI, A.; BARAT, K.; CHAKRABARTI, D.; KARMAKAR, A. Correlating in-plane anisotropy with its microstructural counterpart for a hot rolled line pipe steel. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 199, n. 104753, p. 145-156, 2022.

178 APPUHAMY, J.M.R.S.; KAITA, T.; OHGA, M.; FUJII, K. Prediction of residual strength of corroded tensile steel plate. **International Journal of Steel Structures**, v. 11, p. 65-79, 2011.

179 ZHANG, H.; XU S.; NIE, B.; WEN, Y. Effect of corrosion on the fracture properties of steel plates. **Construction and Building Materials**, v. 225, p. 1202-1213, 2019.

180 QIN, G.; XU, S.; YAO, D.; ZHANG, Z. Study on the degradation of mechanical properties of corroded steelplates based on surface topography. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 125, p. 205-217, 2016.

181 KAITA, T.; APPUHAMY, J.M.R.S.; ITOGAWA, T.; OHGA, M.; FUJII, K. Experimental study in remaining strength estimation of corroded wide steel plates under tensile force. **Procedia Engineering**, v. 14, n. 254, p. 2707-2713, 2011.

182 HOU, Y.; LEI, D.; LI, S.; YANG, W.; Li, C. Experimental investigation on corrosion effect on mechanical properties of buried metal pipes. **International Journal of Corrosion**, v. 2016, n. 5808372, p. 256-287, 2016.

183 GODEFROID, L.B.; SOUZA, A.T.; PINTO, M.A. Fracture toughness, fatigue crack resistance and wear resistance of two railroad steels. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, p. 9588-9597, 2020.

184 LI, X.; DING, Z.; LIU, C.; BAO, S.; GAO, Z. Evaluation and comparison of fracture toughness for metallic materials in different conditions by ASTM and ISO standards. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 187, n. 104189, p. 45-56, 2020.

185 BAKSHI, S.D.; DHANDE, T.; JAVED, N.; SASIDHAR, K.N.; SHARMA, V.; MUKHERJEE, M.; GHOSH, B. Effect of hot deformation and crystallographic texture on toughness anisotropy and fracture behavior of Nb+V microalloyed X70 steel. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 171, n. 456, p. 162-172, 2019.

186 KASADA, R.; LEE, S.G.; ISSELIN, J.; LEE, J.H.; OMURA, T.; KIMURA, A.; OKUDA, T. Anisotropy in tensile and ductile-brittle transition behavior of ODS ferritic steels. **Journal of Nuclear Materials**, v. 417, p. 180-184, 2011.

187 BLAUDEL, J.G. Ductile fracture material characterization by J-R curves. **Elastic-Plastic Fracture Mechanics**. Bruxelles: ESC Editors, 1985.

188 ZHU, Q.; ZHANG, P.; PENG, X.; YAN, L.; LI, G. Fatigue crack growth behavior and fracture toughness of EH36 TMCP steel. **Metals**, v. 14, n. 4216621, p. 256-267, 2021.

189 LI, H.F.; WANG, S.G.; ZHANG, R.T.; ZHANG, Z.F. Crack propagation mechanism of AISI 4340 steels with different strength and toughness. **Materials Science and Engineering A**, v. 56, n. 101016, p. 147-161, 2018.

190 YUAN, G.; HU, W.; WNG, X.; KANG, J.; ZHAO, J.; DI, H. The relationship between microstructure, crystallographic orientation, and fracture behavior in high strength ferrous alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 695, p. 526-539, 2017.

191 HASKEL, H.L.; PAULETTI, E.; MARTINS, J.P.; CARVALHO, A.L.M. Microstructure and microtexture assessment of delamination phenomena in Charpy impact tested specimens. **Materials Research**, v. 17, p. 1238-1250, 2014.

192 JAVAHERI, V.; KHODAIIES, N.; KAIJALAINEN, A.; Porter, D. Effect of niobium and phase transformation temperature on the microstructure and texture of a novel 0.40% C thermomechanically processed steel. **Materials Characterization**, v. 142, p. 295-308, 2018.

193 YANG, X.; XU, L.; TAN, X.; WU, D. Relationship among crystallographic texture, fracture behavior and Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 641, p. 96-106, 2015.

194 CHATTERJEE, S.; KOLEY, S.; BAKSHI, S.D.; Shome, M. Role of crystallographic texture, delamination and constraint on anisotropy in fracture toughness of API X70 line pipe steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 644, p. 96-133, 2017.

195 KIM, D.W.; YANG, J.; KIM, Y.G.; KIM, W.; LEE, S.; SOHN, S.S. Effects of granular bainite and polygonal ferrite on yield strength anisotropy in API X65 linepipe steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 843, n. 143151, p. 236-245, 2022.

196 YANG, X.; XU, Y.; TAN, X.; WU, D. Influences of crystallography and delamination on anisotropy of Charpy impact toughness in APIX100 pipeline steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 607, p. 53-62, 2014.

197 XIAO, L.; PING, Y.; LI, M. Formation of the {111}<112> and {111}<110> recrystallization texture in deep drawing low carbon steel. **Advanced Materials Research**, v. 45, n. 46, p. 59-65, 2012.

198 ERDEM, G.; TAPTIK, Y. Effects of hot rolling conditions to produce deep drawing quality steels for continuous annealing process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 170, p. 17-23, 2005.

199 BACZYNSKI, G.J.; JONAS, J.J.; COLLINS, L.E. The influence of rolling practice on notch toughness and texture development in high-strength linepipe. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30, p. 3045-3054, 1999.

200 JOO, M.S.; SUH, D.; BAE, J.H.; SANCHEZ MOURIÑO, N.; PETROV, R.; BHADESHIA, H.K.D.H. Experiments to separate the effect of texture on anisotropy of pipeline steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 556, p. 601-606, 2012.

201 VENKATSURYA, P.K.C.; JIA, Z.; MISRA, R.D.K.; MULHOLLAND, M.D.; MANOHAR, M.; HARTMANN, J.E. Understanding mechanical property anisotropy in high strength niobium-microalloyed linepipe steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 556, p. 194-210, 2012.

202 JU, J.; LEE, J.; JANG, J. Fracture toughness anisotropy in a API steel line-pipe. **Materials Letters**, v. 61, p. 5178-5180, 2007.

203 SARKAR, A.; SANYAL, S.; BANDYOPADHYAY, T.K.; MANDA, S. Implications of microstructure, Taylor factor distribution and texture on tensile properties in a Ti-added Fe-Mn-Al-Si-C steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 767, n. 138402, p. 189-196, 2019.

204 RAKSHIT, R.; SARKAR, A.; PANDA, S.K.; MANDAL, S. Influence of out-of-plane stretch forming induced different strain path on micro-texture evolution, slip system activity and Taylor factor distribution in Al-Li alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 830, n. 142267, p. 231-245, 2022.

205 DUAN, Q.; PAN, H.; FU, B.; YAN, J. An investigation on the strengthening mechanism based on grain-boundary misorientation of high-strength pipeline steel. **Steel Research International**, v. 15, n. 1900317, p. 247-256, 2019.

206 SONG, R.; PONGE, D.; RAABE, D.; KASPAR, R. Microstructure and crystallographic texture of an ultrafine grained C-Mn steel and their evolution during warm deformation and annealing. **Acta Materialia**, v. 53, p. 845-858, 2019.

207 MASOUMI, M.; HERCULANO, L.F.G.; ALMEIDA, A.A.; BERES, M.; ABREU, H.F.G. Texture Study Across Thickness of API X70 Steel After Hot Deformation and Different Posttreatments. **Journal of the Minerals, Metals and Materials Society**, v. 68, p. 401-409, 2016.

208 LAL, D.N. A new mechanistic approach to analysing LEFM fatigue crack growth behavior of metals and alloys. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 3, n. 42, p. 379-401, 1994.

209 BARSOM, J.M. Fatigue-crack propagation in steels of various yield strengths. **Journal of Engineering for Industry**, v. 7, p. 1190-1197, 1971.

210 VORMWALD, M. Effect of cyclic plastic strain on fatigue crack growth. **International Journal of Fatigue**, v. 32, p. 175-184, 2015.

211 MILELLA, P.P. **Fatigue and Corrosion in Metals**. Londres: Springer Nature, 2012.

212 PANG, J.C.; LI, S.X.; WANG, Z.G.; ZHANG, Z.F. General relation between tensile strength and fatigue strength of metallic materials. **Materials Science and Engineering A**, v. 564, p. 331-341, 2013.

213 LEE, Y.; TAYLOR, D. **Fatigue testing and analysis: theory and practice**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2005.

214 KORDA, A.A.; MIYASHITA, Y.; MUTOH, Y.; SADASUE, T. Fatigue crack growth behavior in ferritic–pearlitic steels with networked and distributed pearlite structures. **International Journal of Fatigue**, v. 29, n. 69, p. 1140-1148, 2007.

215 MUTOH, Y.; KORDA, A.A.; MIYASHITA, Y.; SADASUE, T. Stress shielding and fatigue crack growth resistance in ferritic–pearlitic steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 468, p. 114-119, 2007.

216 MUSTAPA, M.S.; MUTOH, Y. Effects of size and spacing of uniformly distributed pearlite particles on fatigue crack growth behavior of ferrite–pearlite steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, p. 2592-2597, 2010.

217 SUZUKI, H.; MCEVELY, A.J. Microstructural effects on fatigue crack growth in a low carbon steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 10A, p. 475-481, 1979.

218 ROVEN H.J.; NES, E. Cyclic deformation of ferritic steel. Stage II crack propagation. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 8, n. 127, p. 1735-1754, 1991.

219 SARMA, S.V.; PADMANABHAN, K.A.; JAEGER, G.; KOETHE, A.; SCHAPER, M. On the fatigue crack growth behaviour of two ferrite–pearlite microalloyed steels. **Materials Letters**, v. 46, n. 89, p. 185-188, 2000.

220 GUAN, M.; YU, H. Fatigue crack growth behaviors in hot-rolled low carbon steels: A comparison between ferrite–pearlite and ferrite–bainite microstructures. **Materials Science and Engineering A**, v. 559, p. 875-881, 2013.

221 HASHIMOTO, T.M.; PEREIRA, M.S. Fatigue life studies in carbon dual-phase steels. **International Journal of Fatigue**, v. 8, n. 452, p. 529-533, 1996.

222 IGWEMEZIE, V.; MEHMANPARAST, A.; BRENNAN, F. The role of microstructure in the corrosion-fatigue crack growth behaviour in structural steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 621, n. 104563, p. 145-168, 2020.

223 LAURITO, D.F.; BAPTISTA, C.A.R.P.; TORRES, M.A.S.; ADBALLA, A.J. Microstructural effects on fatigue crack growth behavior of a microalloyed steel. **Procedia Engineering**, v. 2, p. 1915-1925, 2010.

224 OLIVEIRA, L.G. **Determinação da taxa de propagação de trinca por fadiga dos aços SAE 1050 e SAE 4340 empregados na fabricação de eixos rodoviários.** 2008. 151 f. Dissertação Mestrado em Engenharia Mecânica), UNESP, Guaratinguetá, 2008.

225 KNYSH, V.; SOLOVEI, S.; NYRKOVA, L.; KLOCHKOV, I. Influence of the atmosphere corrosion on the fatigue life of welded T-joints treated by high frequency mechanical impact. **Procedia Structural Integrity**, v. 16, n. 36, p. 73-80, 2019.

226 PALIN-LUC, T.; PÉREZ-MORA, R.; BATHIAS, C.; DOMÍNGUEZ, G.; PARIS, P.C.; ARANA, J.L. Fatigue crack initiation and growth on a steel in the very high cycle regime with sea water corrosion. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, p. 1953-1962, 2010.

227 BRUNEAU, M.; ZAHRAI, S.M. Effect of severe corrosion on cyclic ductility of steel. **Journal of Structural Engineering**, v. 123, p. 1478-1486, 1997.

228 LE, L.; SOFI, M.; LUMATARNA, E. The combined effect of stress and corrosion on mild steel. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 185, n. 106805, p. 456-487, 2021.

229 RITCHIE, R.O. Mechanisms of fatigue-crack propagation in ductile and brittle solids. **International Journal of Fracture**, v. 100, p. 55-83, 1999.

230 BAI, J.; CHEN, S. Secondary cracking during surface crack growth under tensile fatigue loading. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 30, p. 161-167, 1988.

231 LAUSCHMANN, H.; NEDBAL, I. Applications of Image Analysis in Fractography of Fatigue Failures. **Procedia Structural Integrity**, v. 14, n. 78, p. 85-96, 2019.

232 CONNORS, W.C. Fatigue striation spacing analysis. **Materials Characterization**, v. 33, n. 128, p. 245-253, 1994.

233 AZADI, M.; SAMIEE, M.; ESFARJANI, S.M. Estimation of low-cycle fatigue lifetime in Aluminum-Silicon-Magnesium alloy of cylinder heads based on striation marks as failure features of fracture surfaces and Paris crack growth law. **Journal of Failure Analysis and Prevention**, v. 45, n. 108799, p. 459-466, 2021.

234 NEDBAL, I.; SIEGL, J.; KUNZ, J.; LAUSCHMANN, H. Fractographic reconstitution of fatigue crack history – Part I. **Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 31, n. 83, p. 164-176, 2007.

235 KÄRKKÄINEN, K.; VAARA, J.; VANTANEN, M.; FRONDELIUS, T. The role of plasticity-induced crack closure in the non-propagation prediction of surface defect initiated cracks near fatigue limit. **International Journal of Fatigue**, v. 168, n. 107462, p. 365-469, 2022.

236 PEDROSA, B.; CORREIA, J.; LESIUK, G.; REBELO, C. Fatigue crack growth modelling for S355 structural steel considering plasticity-induced crack-closure by

means of UniGrow model. **International Journal of Fatigue**, v. 164, n.107120, p. 365-380, 2022.

237 KUMAR, R.; SINGH, K. Influence of stress ratio on fatigue crack growth in mild steel. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 50, p. 377-384, 1995.

238 MATOS, P.F.P. **Plasticity induced fatigue, crack closure, modelling and experiments**. 2008. 261 f. Tese (Doctor of Philosophy in Engineering Science), Oxford University, 2008.

239 BICHLER, C.; PIPPAN, R. Effect of single overloads in ductile metals: a reconsideration. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 74, p. 1344-1359, 2007.

240 MASUDA, K.; ISHIHARA, S.; OGUMA, N. Effect of Specimen Thickness and Stress Intensity Factor Range on Plasticity-Induced Fatigue Crack Closure in A7075-T6 Alloy. **Materials**, v. 14, n. 14030664, p. 221-236, 2020.

241 LIU, H.; YANG, X.; LI, S.; SHI, D.; QI, H. Modeling fatigue crack growth for a through thickness crack: An out-of-plane constraint-based approach considering thickness effect. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 178, n. 105625, p. 178-189, 2020.

242 KORDA, A.A.; MUTOH, Y.; MIYASHITA, Y.; SADASUE, T. Effects of pearlite morphology and specimen thickness on fatigue crack growth resistance in ferritic-pearlitic steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 428, p. 262-269, 2006.

243 MOHTADI-BONAB, M.A.; ESKANDARI, M.; SANAYESI, M.; DAS, S. Microstructural aspects of intergranular and transgranular crack propagation in an API X65 steel pipeline related to fatigue failure. **Engineering Failure Analysis**, v. 94, n. 45, p. 214-225, 2018.

244 MASOUMI, M.; ARIZA, E.A.; SINATORA, A.; GOLDENSTEIN, H. Role of crystallographic orientation and grain boundaries in fatigue crack propagation in used pearlitic rail steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 518, p. 152-175, 2018.

245 BUI, T.P.; MIYASHITA, Y.; MORIKAGE, Y.; TAGAWA, T.; HANDA, T.; MUTOH, Y.; OTSUKA, Y. Contributions of Grain Size and Crystal Orientation to Fatigue Crack Deflection and Branching Behavior in Low Carbon Steel Plates. **ISIJ International**, v. 61, n. 69, p. 424-433, 2021.

246 BUI, T.P.; MIYASHITA, Y.; MORIKAGE, Y.; TAGAWA, T.; HANDA, T.; MUTOH, Y.; OTSUKA, Y. Fatigue crack deflection and branching behavior of low carbon steel under mechanically large grain condition. **International Journal of Fatigue**, v. 148, n. 106217, p. 189-202, 2021.

247 JONES, R.; ANG, A.; PHAN, N.D.; NICHOLAS, M. On the link between plastic wake induced crack closure and the fatigue threshold. **METALS**, v. 14, n. 14050523, p. 1256-1279, 2024.

- 248 MCMAHON, C.J. Hydrogen-induced intergranular fracture of steels. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 68, n. 67, p. 773-788, 2001.
- 249 BRIANT, C.L.; BANERJI, S.K. Intergranular failure in steel: the role of grains boundary composition. **International Materials Review**, v. 23, p. 164-199, 1978.
- 250 ZHAO, Q.; YAN, Z.; WANG, S.; ZHANG, J.; HE, X.; WANG, Z.; ZHANG, H. Study on fatigue temperature evolution and failure behavior of Q460 steel. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 27, n. 456, p. 4378-4389, 2023.
- 251 MAZÁNOVA, V.; HECZKO, M.; POLÁK, J. On the mechanism of fatigue crack initiator in high-angle grain boundaries. **International Journal of Fatigue**, v. 158, n. 106721, p. 145-159, 2022.
- 252 AZAR, A.S.; SVENSSON, L.; NYHUS, B. Effect of crystal orientation and texture fatigue crack evolution in high strength steel welds. **International Journal of Fatigue**, v. 77, n. 125, p. 95-104, 2015.
- 253 GAO, H.; LIN, Z.; HUANG, X.; SHANG, H.; ZHAN, J. In situ measurement of cyclic plastic zone and internal strain response of Q&P steel near fatigue crack tip region based on micro-DIC. **Materials**, v. 15, n. 15176114, p. 364-379, 2022.
- 254 WEI, L.; PAN, Q.; HUANG, H.; FENG, L.; WANG, Y. Influence of grain structure and crystallographic orientation on fatigue crack propagation behavior of 7050 alloy thick plate. **International Journal of Fatigue**, v. 66, n. 93, p. 55-64, 2014.
- 255 LINDLEY, T.C.; RICHARDS, C.E. The relevance os crack closure to fatigue crack propagation. **Materials Science and Engineering**, v. 14, n. 45, p. 281-293, 1974.