

AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DO METAL DE BASE E LINHA
DE FUSÃO DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO DH-36 NAS TEMPERATURAS DE
-20°C E -40°C

Monica Luiz Vicente Julio da Silva

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador(es): Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Rio de Janeiro

Junho de 2013

AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DO METAL DE BASE E LINHA
DE FUSÃO DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO DH-36 NAS TEMPERATURAS DE
-20°C E -40°C

Monica Luiz Vicente Julio da Silva

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA
(COPPE) DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE
DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE
EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph.D.

Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.

Prof. Julio Cesar Ramalho Cyrino, D.Sc.

Prof. Gilberto Bruno Ellwanger, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

JUNHO DE 2013

Silva, Monica Luiz Vicente Julio da

Avaliação da Tenacidade à Fratura do Metal de Base e Linha de Fusão de Juntas Soldadas de Aço DH-36 nas Temperaturas de -20°C e -40°C / Monica Luiz Vicente Julio da Silva. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2013.

XVIII, 156 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadores: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2013.

Referências Bibliográficas: p. 139-147.

1. Tenacidade à Fratura. 2. Aços DH-36. 3. Resfriamento Acelerado. 4. Laminação Controlada e Laminação. 5. Juntas Soldadas. I. Bastian, Fernando Luiz *et al.* II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

Dedico este trabalho a Deus e à memória de
minha mãe Maria Helena e de minha avó Justa.

Agradecimentos

A Deus pelas graças concedidas nesta etapa da minha vida.

Aos professores e orientadores Fernando Luiz Bastian e Enrique Mariano Castrodeza minha gratidão pelo apoio profissional e pessoal.

Aos colegas do Laboratório de Mecânica da Fratura Pablo Lara, Rodrigo Mazoni Wallace Nascimento e Aldecir Araújo pela parceria técnica e pela excelente convivência.

Ao PEMM pela infra-estrutura necessária à realização do trabalho.

À Usiminas pelo fornecimento das juntas soldadas dos aços DH-36 e pela bolsa de estudos.

Às minhas amigas mais que irmãs Kátia, Rapha e Renatinha.

Ao meu pai Raymundo Julio pelo seu esforço para me educar, ao meu irmão Julio César e à minha família Gaspar.

Aos amigos Fernanda e Bruno, engenheiros metalurgistas do CEPTEL.

Aos amigos Dr. Rodrigo Félix Cardoso, pesquisador do CBPF, e Marcos Olitei.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

AValiação da Tenacidade à Fratura do Metal de Base e Linha de Fusão de Juntas Soldadas de Aço DH-36 nas Temperaturas de -20°C e -40°C

Monica Luiz Vicente Julio da Silva

Junho/2013

Orientadores: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Esta dissertação tem como objetivo avaliar a tenacidade à fratura a baixas temperaturas de juntas soldadas de chapas grossas de dois aços DH-36, no metal de base e na linha de fusão. Um aço foi fabricado por laminação seguida de tratamento térmico de normalização (aço LCN). O outro foi fabricado por laminação controlada e resfriamento acelerado (aço CLC). A tenacidade à fratura a -20°C e a -40°C foi avaliada utilizando a metodologia elasto-plástica de CTOD. A influência da temperatura de ensaio nos valores de CTOD de carga máxima do metal de base e da linha de fusão de juntas soldadas dos aços LCN e CLC foi analisada. Os valores de CTOD de carga máxima obtidos naquelas temperaturas de ensaio foram correlacionados qualitativamente à microestrutura e à morfologia da fratura resultante. Os corpos de prova de metal de base do aço submetido a resfriamento acelerado apresentaram fratura frágil a -40°C e queda no valor médio de CTOD em relação ao obtido a -20°C, temperatura em que foi observada fratura dúctil. Nos corpos de prova do aço normalizado, ocorreu fratura dúctil a -20 e a -40°C. Todos os corpos de prova da região da linha de fusão do aço LCN fraturam fragilmente a -20°C e a -40°C. Nos ensaios dos corpos de prova da linha de fusão do aço CLC, ocorreu fratura dúctil a -20°C e fratura frágil a -40°C.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

FRACTURE TOUGHNES OF BASE METAL AND FUSION LINE REGIONS OF
WELDED JOINTS OF DH-36 STEELS AT -20°C AND -40°C

Monica Luiz Vicente Julio da Silva

June/2013

Advisors: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Program: Metallurgical and Materials Engineering

The aim of this dissertation was to evaluate the fracture toughness at low temperatures of the base metal and fusion line regions of welded joints of two DH-36 steels. The plates were produced by different processes, one by conventional rolling followed by normalizing heat treatment (LCN steel) and the other by controlled rolling followed by accelerated cooling (CLC steel). The fracture toughness of the welded joints of the two steels was evaluated at -20°C and at -40°C via the CTOD elastic-plastic methodology. The influence of the CTOD testing temperature on the values of the CTOD at maximum load of the base metal and the fusion line regions of the LCN and CLC welded joints was analyzed. The maximum load CTOD values obtained at those test temperatures were qualitatively correlated to the microstructure and associated to the resulting fracture morphology. The base metal specimens of the steel produced by accelerated cooling tested at -40°C presented lower values of CTOD than the ones tested at -20°C. The base metal specimens of the normalized steels presented ductile fracture both at -20°C and -40°C. All the fusion line specimens of the LCN steel presented brittle fracture both at -20°C and -40°C. When tested at -20°C, the specimens of the CLC steel failed by ductile fracture but in CTOD testing at -40°C occurred brittle fracture.

Sumário

<i>Capítulo 1</i>	<i>1</i>
<i>Introdução</i>	<i>1</i>
<i>Capítulo 2</i>	<i>4</i>
<i>Revisão Bibliográfica</i>	<i>4</i>
2.1 - Mecânica da fratura	4
2.1.1 - Modos de fratura	5
2.1.2 - Fratura sob diversos graus de plasticidade.....	5
2.1.3 - Mecânica da fratura linear elástica.....	7
2.1.3.1 - Deformação plástica na ponta da trinca	12
2.1.4 - Mecânica da fratura elasto-plástica.....	14
2.1.4.1 - Método CTOD	15
2.1.4.2 – Avaliação experimental do CTOD	16
2.2 – Aços de alta resistência e de baixa liga (Aços ARBL)	22
2.2.1 - Aço DH-36	25
2.3 - Processamento termomecânico dos aços ARBL	28
2.3.1 - Processo de laminação termomecanicamente controlado (TMCP).....	29
2.4 - Microestrutura dos aços processados por laminação controlada e resfriamento acelerado	33
2.4.1 - Efeitos do tamanho de grão na resistência mecânica dos aços	39
2.4.2 - Efeitos do tamanho de grão na tensão de fratura de metais policristalinos (corpos de prova sem entalhe ou trincas pré-existentes).....	40
2.5 - Resfriamento acelerado – aspectos gerais	44
2.5.1 - Influência do resfriamento acelerado na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos aços ARBL	47
2.6 - Soldagem de metais	52
2.6.1 - Soldagem a arco submerso (SAW)	56
2.6.2 - Soldagem dos aços ARBL	57

2.7 - Juntas soldadas dos aços ARBL – microestrutura, propriedades mecânicas e tenacidade	58
Capítulo 3	61
Materiais e métodos	61
3.1 - Materiais	61
3.1.2 Composição química dos aços.....	61
3.1.3 Propriedades mecânicas dos aços	62
3.1.4 - Chapas soldadas	63
3.1.5 - Confecção dos corpos de prova de CTOD	64
3.2 - Métodos experimentais	66
3.2.1 - Pré-trincamento por fadiga.....	66
3.2.2 - Testes de CTOD	68
3.2.3 - Preparação dos corpos de prova para medição da pré-trinca e dos valores de CTOD	70
3.2.4 - Análise metalográfica.....	73
3.2.5 - Análise fractográfica	73
Capítulo 4	75
Resultados e Discussão	75
4.1 Valores de CTOD	75
4.2 Análise metalográfica	85
4.2.1 Caracterização microestrutural do metal de base e da linha de fusão da junta soldada por microscopia óptica	85
4.2.2 Caracterização microestrutural do metal de base por microscopia eletrônica de varredura (MEV)	100
4.3 Análise fractográfica	117
4.3.1 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas dos aços LCN e CLC.....	117
4.3.1.1 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas do aço LCN ensaiado a -20°C	118

4.3.1.2 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas do aço LCN ensaiado a -40°C	121
4.3.1.3 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas do aço CLC ensaiado a -20°C	122
4.3.1.4 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base da junta soldada do aço CLC ensaiado a -40°C	124
4.3.2 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão de juntas soldadas dos aços LCN e CLC.....	129
4.3.2.1 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço LCN ensaiados a -20°C	129
4.3.2.2 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço LCN ensaiados a -40°C	130
4.3.2.3 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço CLC ensaiados a -20°C	132
4.3.2.4 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço CLC ensaiados a -40°C	134
4.3.3 Correlação entre os valores médios de CTOD obtidos e os modos de fratura	136
Capítulo 5	137
Conclusões e Trabalhos Futuros	137
5.1 – Conclusões	137
5.2 – Sugestão para trabalhos futuros	138
Referências	139
Capítulo 7	148
Anexo	148
7.1 Teste de significância dos resultados	148
7.1.1 Avaliação do efeito da redução da temperatura sobre os valores médios de CTOD	151
7.1.1.1 Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova do metal de base do aço LCN ensaiados a -20°C e a -40°C.....	151

7.1.1.2	Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova do metal de base de aço CLC ensaiados a -20°C e a -40°C	151
7.1.1.3	Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova da linha de fusão de aço LCN ensaiados a -20°C e a -40°C.....	152
7.1.1.4	Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova da linha de fusão de aço CLC ensaiados a -20°C e a -40°C.....	153
7.1.2	Análise comparativa entre os valores médios de CTOD dos aços LCN e CLC em cada temperatura de ensaio	154
7.1.2.1	Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova do metal de base de aços LCN e CLC ensaiados a -20°C	154
7.1.2.2	Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova da linha de fusão de aços LCN e CLC ensaiados a -20°C.....	154
7.1.2.3	Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova do metal de base de aços LCN e CLC ensaiados a -40°C	155
7.1.2.4	Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova da linha de fusão dos aços LCN e CLC ensaiados a -40°C.....	156

Lista de Abreviaturas

ARBL - Alta Resistência e Baixa Liga, p.1

CLC - *Continuous on-Line Control*, p.1

TMCP - *Thermo-Mechanical Control Process*, p.1

A-M - Austenita-Martensita, p.2

ZTA - Zona Termicamente Afetada, p.2

CTOD - *Crack Tip Opening Displacement*, p.2

CMOD - *Crack Mouth Opening Displacement*, p.17

ASTM - *American Society for Testing and Materials*, p.13

COD - *Crack Opening Displacement*, p.14

SE(B) - *Single Edge Notched Bend*, p.17

HSLA - *High-Strength Low Alloy*, p.22

DNV - *Det Norske Veritas*, p.24

API - *American Petroleum Institute*, p.54

CE - Carbono equivalente, p.26

IIW - *International Institute of Welding*, p.26

ZF - Zona fundida, p.53

ZAC - Zona afetada pelo calor, p.53

MB - Metal de base, p.53

ZFL - Zonas frágeis localizadas, p.55

SAW - *Submerged Arc Welding*, p.56

LF - Linha de fusão, p.74

WP - *Weld Positional*, p.65

CP - Corpo de prova, p.74

EDS - Espectroscopia de Energia Dispersiva, p.99

Lista de Símbolos

σ_1 - Tensão local a uma curta distância da ponta da trinca em um corpo bidimensional trincado no regime linear elástico, p.6

σ_n - Média das tensões na seção remanescente de um corpo bidimensional trincado no regime linear elástico, p.6

σ_{LE} - Limite de escoamento do material, p.6

σ - Tensão aplicada na ponta da trinca em um material elástico linear, p.6

E - Módulo de elasticidade do material, p.8

K - Fator intensidade de tensões na ponta da trinca em um material elástico linear, p.9

2a - Comprimento de uma trinca vazante contida em uma chapa “infinita”, p.11

K_I - Fator intensidade de tensões na ponta da trinca que atravessa a espessura de uma chapa “infinita” de material elástico linear. A chapa é submetida a uma tensão trativa uniaxial remota. O índice I significa que a trinca é carregada em tração e que as superfícies da trinca se deslocam na direção perpendicular aos seus respectivos planos, p.9

K_{IC} - Valor crítico de K_I , p.12

r_y - Tamanho da zona plástica em um elemento próximo à ponta de uma trinca em um material elástico, p.12

ν - Razão de Poisson do material, p.12

σ_{yy} - Componente da tensão σ na ponta da trinca em um material elástico linear, p.12

B - Espessura de uma chapa “infinita” submetida a uma tensão trativa uniaxial remota; espessura do corpo de prova de prova de flexão em três pontos SE(B), p.11

W - Espessura de uma chapa “infinita” submetida a uma tensão trativa uniaxial remota; espessura do corpo de prova de prova de flexão em três pontos SE(B), p.11

δ - CTOD, p.15

δ_c - Valor crítico de CTOD que antecede o começo do processo de propagação da trinca pré-existente, p.15

P - Tensão de carregamento aplicada em um corpo de prova SE(B) durante o ensaio de CTOD, p.16

V_g - CMOD ou deslocamento do extensômetro ou deslocamento de abertura de trinca durante o ensaio de CTOD, p.17

a - Comprimento nominal da trinca em um corpo de prova de flexão em três pontos SE(B), p.16

L - Comprimento do corpo de prova de flexão em três pontos SE(B), p.17

S - Espaçamento entre os cilindros de apoio corpo de prova de flexão em três pontos SE(B) durante o ensaio de CTOD, p.17

z - Altura dos *knife edges* onde o extensômetro pode ser montado no ensaio de CTOD, p.18

b - Ligamento remanescente do corpo de prova de flexão em três pontos SE(B), p.19

r - Fator rotacional do corpo de prova de flexão em três pontos SE(B), p.19

V_{el} - Componente elástica do CMOD, p.16

V_{pl} - Componente plástica do CMOD, p.19

f(a/W) - Fator de correção geométrico, p.20

σ_{LR} - Limite de resistência do material, p. 25

γ - Austenita, p.28

α - Ferrita, p.28

$\gamma \rightarrow \alpha$, p.31

S_v - Relação entre a área de superfície dos contornos de grão austeníticos por unidade de volume, p.32

A_{r_3} - Temperatura de início de formação da ferrita em resfriamento contínuo do aço, p.39

T_s - Temperatura de início da laminação, p.39

k_F - Valor crítico da tensão trativa local requerida para fraturar o grão secundário Teoria de Stroh p.40

ΔU - Energia associada com a trinca conforme a teoria de Cottrell, p.41

n - Número de pares de discordâncias que coalesceram na trinca segundo a teoria de Cottrell, p.41

μ - Módulo de cisalhamento segundo a teoria de Cottrell, p.41

γ - Energia de superfície por unidade de área segundo a teoria de Cottrell, p.41

C - Largura da trinca segundo a teoria de Cottrell, p.41

R - Dimensões (valores aproximados) da amostra ou corpo de prova situada paralelamente ao plano da Figura 12, p.41

nb - Vetor de Burgers, p.41

σ_F - Tensão de fratura, p.44

τ_{eff} - Tensão de cisalhamento efetiva, p.43

C_0 - Largura do carbeto, p.44

T_P - Temperatura de pico (temperatura máxima) atingida por um ponto do material localizado próximo à junta soldada durante o ciclo térmico de soldagem, p.55

T_c - Temperatura crítica mínima necessária para que ocorram significativas alterações em um ponto do material localizado próximo à junta soldada durante o ciclo térmico de soldagem, p.55

A_{c1} - Temperatura final de transformação de austenita para ferrita no aquecimento do aço, p.55

A_{c3} - Temperatura inicial de transformação da austenita para ferrita no aquecimento do aço, p.55

δ_u - Valor do CTOD de instabilidade que antecede o começo do processo de propagação instável da trinca, p.74

R - Razão de tensões de fadiga, p.66

a_0 - Comprimento original da trinca, p.71

Δa - Extensão do crescimento estável da trinca, p.71

a_i - Representa cada medida de comprimento da trinca desde a superfície entalhada até a frente de propagação da trinca de fadiga, tendo como referência, respectivamente, os pontos 1 a 9 da Figura 23, p.71

δ_m - CTOD de carga máxima, p.75

δ_{el} - Componente elástica do CTOD, p.20

δ_{pl} - Componente plástica do CTOD, p.20

FP - Ferrita poligonal, p.85

FQP - Ferrita quase-poligonal, p.85

P - Perlita lamelar, p.85

PE – Perlita verdadeira, p.85

FA - Ferrita acicular, p.85

FCG - Ferrita alotriomórfica ou ferrita de contorno de grão, p.85

FS(A) - Ferrita com segunda fase alinhada, p.85

FS(NA) - Ferrita com segunda fase não alinhada, p.85

FW - Ferrita Widmanstätten, p.85

BA - Bainita acicular, p.85

FC - Agregado ferrita-carboneto, p.85

SF - Segundas fases, p.85

A-M - Austenita-martensita, p.85

L - Direção de laminação, p.100

Capítulo 1

Introdução

Os aços DH-36 são classificados como aços de alta resistência e de baixa liga (ARBL) [1],[2]. Aços DH-36 que atendem aos requisitos de propriedades mecânicas exigidos por normas para materiais destinados ao mercado da construção naval [2],[3],[4] e têm potencial para a construção de painéis soldados, são fabricados tanto pelo processo de laminação controlada seguida de normalização (LCN) quanto pelo processo *Continuous on-Line Control* (CLC) [5]. Esses processos são divididos em duas etapas. A primeira refere-se à fabricação do aço líquido na aciaria, através dos refinamentos primário e secundário do aço. A segunda etapa corresponde à laminação controlada de chapas grossas seguida de normalização ou de resfriamento acelerado [5],[6],[7].

Os aços ARBL produzidos por laminação controlada são utilizados nas indústrias de construção de navios e em outras aplicações estruturais, pois essas ligas atendem aos requisitos determinados pelas condições em serviço onde são exigidos altos níveis de resistência mecânica devido a condições de carregamento severas e elevada tenacidade à fratura (especialmente a temperaturas inferiores a -10°C) aliada à ductilidade [1],[2],[4],[8],[9],[10]-[13],[14].

Nos últimos 60 anos, o desenvolvimento de rotas de processamento termomecânico que otimizassem as propriedades mecânicas de chapas de aços ARBL fabricados por laminação controlada foi progressivo. A utilização de resfriamento acelerado com jatos de água após a laminação controlada compõe a tecnologia de produção de aços TMCP (abreviatura de *Thermo-Mechanical Control Process*) que apresentam tenacidade e soldabilidade aprimoradas quando comparadas a apresentada por aços de laminação controlada de igual resistência mecânica [5],[10],[11],[12],[15]-[21]. No TMCP, os elementos microligantes influem nos fenômenos metalúrgicos que governam a deformação da austenita, no acentuado aumento da densidade de discordâncias e no refino de grão da ferrita, além de interferir nos mecanismos de endurecimento por precipitação [11],[13],[22]-[27]. Há a presença de diferentes fases ou

microconstituintes formados a baixas temperaturas e altas taxas de resfriamento, condições em que os mecanismos de transformação por cisalhamento são favorecidos [6],[11],[13],[23],[28],[29]. A microestrutura fina e mista formada nos aços TMCP varia de acordo com a composição química da liga e com os parâmetros utilizados no processamento termomecânico [5],[11],[13],[20],[23],[30]. Ferrita e perlita, ferrita acicular, bainita dispersa ou combinação entre ambas, além de microconstituente austenita-martensita (A-M) podem ser formados. A soldabilidade desses aços é melhorada devido à redução do teor de carbono equivalente em relação aos aços de laminação controlada, onde é necessário maior teor de elementos de liga para assegurar a alta resistência mecânica pelo endurecimento por precipitação na matriz [1],[9],[13],[14],[16],[17],[21],[22], [25]-[27],[29],[31]-[38].

O processo de união de chapas grossas por soldagem a arco submerso é bastante utilizado na indústria devido à versatilidade e às altas produtividade e qualidade da solda [39],[40]. Entretanto, o elevado aporte térmico durante a soldagem gera diferentes ciclos térmicos ao longo da junta soldada. Essas variações térmicas causam a formação de heterogeneidades microestruturais localizadas e alterações das dimensões dos grãos da zona termicamente afetada (ZTA), fatores que induzem, em muitos casos, a diminuição da resistência mecânica e da tenacidade da zona fundida e da ZTA em relação ao metal de base [1],[39]-[42]. Ocorre queda da tenacidade especialmente quando há presença de zonas frágeis localizadas, que podem comandar o processo de fratura independentemente da presença das regiões dúcteis [18],[19],[21],[22],[29],[38],[41].

A presente dissertação tem como objetivo avaliar a tenacidade à fratura a -20°C e a -40°C do metal de base e da linha de fusão de juntas soldadas de chapas de aços DH-36 de 25 mm de espessura unidas por arco submerso. A tenacidade à fratura de juntas soldadas de dois grupos de aços DH-36 fabricados através de diferentes processos termomecânicos foi analisada independentemente e, posteriormente, comparada. Um dos grupos estudados abrange juntas soldadas de aços DH-36 fabricados por resfriamento acelerado após o processo de laminação controlada (aços CLC) e o outro é formado por aços DH-36 produzidos por laminação convencional seguida de normalização (aços LCN).

A metodologia elasto-plástica do CTOD (abreviatura de *Crack Tip Opening Displacement* - abertura na ponta da trinca) [43]-[47] foi utilizada nos testes de

tenacidade à fratura. Os ensaios de CTOD foram realizados em corpos de prova de flexão em três pontos [43],[44],[47] com entalhes posicionados no metal de base e na interseção da linha de fusão com a metade da espessura, respectivamente [53],[54]. A tenacidade à fratura das amostras (CTOD de carga máxima ou de instabilidade) foi avaliada a -20 e -40°C tendo como referência os valores de CTOD de carga máxima ou de instabilidade obtidos naquelas temperaturas de ensaio. Foi feita uma correlação entre os valores de CTOD obtidos nas temperaturas supracitadas e a morfologia da fratura resultante, assim como uma correlação básica entre as microestruturas do metal de base e da linha de fusão daqueles aços (analisadas qualitativamente) e os valores de CTOD.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

2.1 - Mecânica da fratura

Falhas em estruturas e equipamentos de aço podem ocorrer devido a diferentes fatores. Os defeitos microscópicos existentes na rede cristalina da liga metálica e os defeitos macroscópicos presentes nas peças influenciam a resposta dessas construções às solicitações de carregamento. A reação, em termos gerais, é fortemente dependente do modo e do estado de carregamento e das condições ambientais durante o serviço. Em geral, a falha de uma estrutura de aço pode ser causada pelo escoamento do material associada à resistência à deformação plástica ou pelo processo de fratura, que envolve a existência de uma ou de várias trincas. A avaliação sistemática da integridade estrutural na presença de trincas exige a aplicação da Mecânica da Fratura [47].

Na Segunda Guerra Mundial, a ocorrência de colapso de estruturas e de equipamentos de aço no setor naval por fratura catastrófica durante o serviço em baixas temperaturas estimulou desenvolvimentos na engenharia de estruturas, pois os acidentes estimularam uma reavaliação dos requisitos de projeto até então estabelecidos. A princípio, os métodos para a avaliação da aplicabilidade de um material eram baseados na resistência mecânica de materiais considerados isotrópicos e isentos de defeitos macroscópicos e a tensão máxima aplicada em serviço era o parâmetro de referência para a avaliação da integridade estrutural. Mas, a ocorrência de falhas graves em níveis de tensão considerados seguros motivou estudos mais aprofundados. A Mecânica da Fratura surge então a fim de propor soluções seguras para o projeto de componentes estruturais, assumindo-se que as estruturas reais apresentam defeitos. A partir desses estudos ficou claro que as interações entre o nível de carregamento, as dimensões e a geometria do defeito (trinca) e a tenacidade do material são determinantes para a ocorrência da fratura [47].

2.1.1 - Modos de fratura

Em uma chapa metálica trincada, o crescimento desse defeito pode ser provocado por forças atuantes na estrutura. Basicamente, há três modos de carregamento possíveis, conforme ilustrado na Figura 1. No Modo I, o carregamento é aplicado em plano perpendicular ao plano da trinca provocando a abertura da mesma. O Modo II corresponde a um carregamento de cisalhamento no plano da trinca, fazendo com que uma face da trinca tenda a deslizar paralelamente com relação a outra e perpendicularmente à frente de propagação. O Modo III corresponde ao cisalhamento fora do plano da chapa ocorrendo a movimentação das superfícies da trinca paralelamente entre as mesmas. Uma estrutura trincada pode estar submetida a somente um dos modos de carregamento ou a uma combinação deles. O Modo I é predominante na maioria dos casos práticos e corresponde ao modo de carregamento utilizado nos ensaios realizados nesse trabalho. As equações de campo de tensões elásticas para o Modo I serão apresentadas na seção 2.1.3.

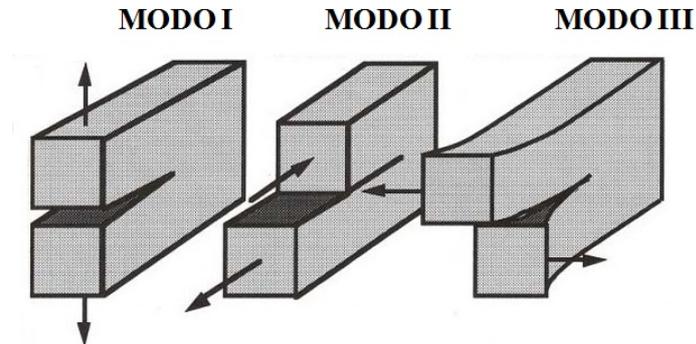


Figura 1 – Os três modos básicos de carregamento aos quais uma trinca pode ser submetida [43].

2.1.2 - Fratura sob diversos graus de plasticidade

Analisando-se o comportamento de um corpo de prova metálico trincado submetido a carregamento monotônico e considerando-se a trinca estacionária, é possível observar que o mesmo reage à sollicitação mecânica segundo diferentes regimes de deformação, de acordo com a magnitude da zona plástica. O tamanho da zona

plástica depende do limite de escoamento do material e da seção remanescente. Na Figura 2 é mostrado um esquema que representa o regime elástico, onde o escoamento é limitado a uma pequena zona na vizinhança imediata da ponta da trinca. A Mecânica da Fratura Linear Elástica aborda exclusivamente corpos de prova nesse regime [48]:

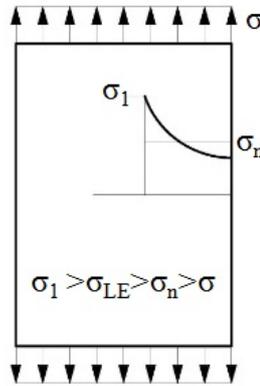


Figura 2 - Regime linear elástico em um corpo trincado [48].

onde:

σ_1 é tensão local a uma curta distância da ponta da trinca;

σ_n é a média das tensões na seção remanescente da peça;

σ_{LE} é o limite de escoamento do material;

σ é a tensão aplicada [48].

Na Figura 3, é mostrado um esquema que representa três casos típicos do comportamento de um componente metálico trincado submetido a carregamento monotônico [48], onde as regiões hachuradas representam deformação plástica. Do ponto de vista da fratura, podemos ter os seguintes casos:

- Uma zona de escoamento se desenvolve à frente da ponta da trinca, mas o crescimento da trinca (fratura) ocorre antes que o ligamento remanescente esteja totalmente deformado (Figura 3a);

- O crescimento da trinca (fratura) ocorre com o ligamento remanescente em deformação plástica (Figura 3b);
- Existe escoamento generalizado em toda a estrutura (Figura 3c).

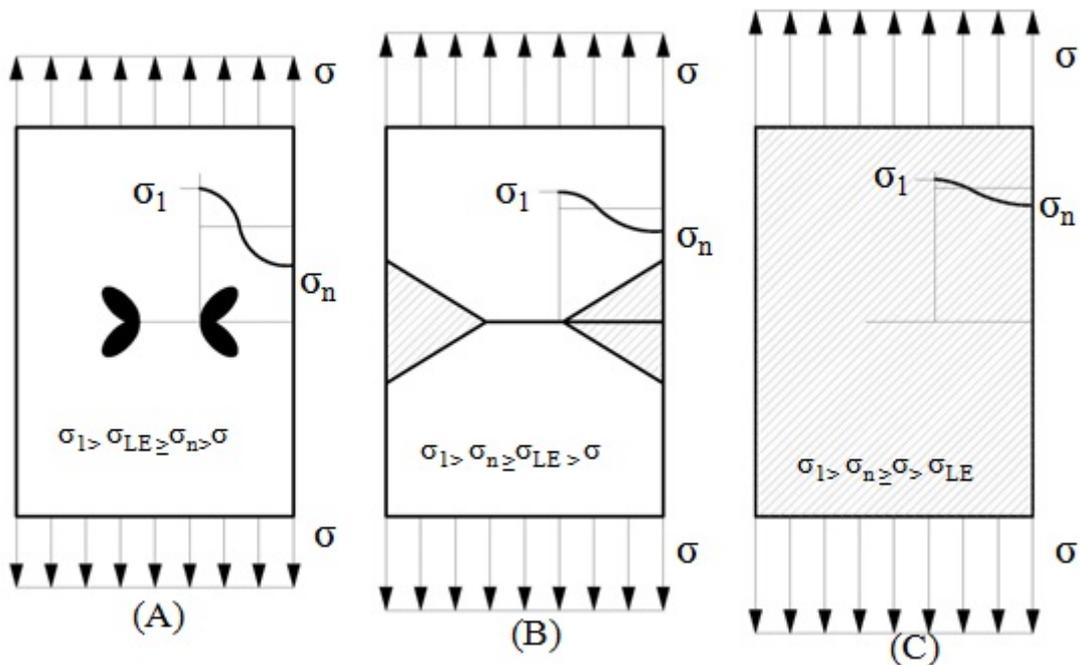


Figura 3 - Diferentes comportamentos de um corpo metálico trincado [48].

Os comportamentos ilustrados nas Figuras 3a e 3b são tratados pela Mecânica da Fratura Elasto-Plástica que abrange metodologias adequadas para o estudo da tenacidade de aços estruturais [47],[48] de alta tenacidade e resistência mecânica moderada. No terceiro caso, a falha do componente está associada a escoamento generalizado, não sendo nesse caso útil a aplicação da Mecânica da Fratura.

2.1.3 - Mecânica da fratura linear elástica

A seguir, será apresentado um simples resumo da Mecânica da Fratura em regime elástico linear, com o intuito de apresentar alguns conceitos básicos. A fratura frágil ou catastrófica resultante da propagação instável de uma trinca foi inicialmente

abordada por *Griffith* [49] em 1920, que estudou a propagação de trinca em vidros, materiais muito frágeis que apresentam comportamento linear-elástico até a fratura. A propagação perfeitamente frágil dessa trinca por clivagem ocorre quando as tensões na região extremamente próxima à ponta da trinca excedem as forças interatômicas coesivas acarretando quebra de ligações atômicas [43],[47].

A teoria de *Griffith* está baseada em um balanço energético. No modelo, foi assumido que a energia disponível para o crescimento da trinca (ou para a fratura) é oriunda, exclusivamente, da energia elástica armazenada no sólido como decorrência do seu carregamento. Essa aproximação é aplicada somente a sólidos elásticos muito frágeis. Embora de aplicabilidade restrita, uma relação quantitativa entre tensão de fratura e tamanho do defeito foi proposta [43],[47].

A equação (1) representa um critério para propagação de trincas em materiais frágeis ideais e indica que a propagação é governada pelo produto entre a tensão uniforme remotamente aplicada e a raiz quadrada do comprimento da trinca. O módulo de elasticidade e a energia de superfície por unidade de área, ambas propriedades do material, exercem influência direta naquele processo. A equação (1) mostra que a propagação da trinca no material frágil ideal ocorre quando o produto $\sigma\sqrt{a}$ atinge um certo valor crítico [43],[47].

$$\sigma\sqrt{a} > \sqrt{\frac{2E\gamma_e}{\pi}} \quad (1)$$

onde:

σ é tensão uniforme remotamente aplicada;

a é a metade do comprimento da trinca;

E é o módulo de elasticidade do material;

γ_e é a energia de superfície por unidade de área, isto é, tensão de superfície [43],[47].

Em 1956, *Irwin* [50] propôs modificações para que a teoria de *Griffith* pudesse ser aplicada aos materiais metálicos, que apresentam sempre algum grau de deformação

plástica na ponta da trinca antes da fratura. Com base em estudos da distribuição de tensões em corpos de prova elásticos lineares trincados, foi definido o fator intensidade de tensões K , parâmetro que caracteriza o campo de tensões e deformações na região vizinha à ponta da trinca e, quantitativamente, tem relação com o tamanho da região deformada plasticamente. O fator intensidade de tensões controla a magnitude do campo de tensões elásticas na região vizinha à ponta da trinca. O modo de carregamento, análogo aos modos de carregamento aos quais uma trinca pode ser submetida (apresentados na seção 2.1.1) é representado por um índice subscrito ao símbolo do fator intensidade de tensões, ou seja, existem os parâmetros K_I , K_{II} ou K_{III} [43],[47],[48].

Irwin [50] realizou análise de tensões em trincas presentes em certas estruturas de material isotrópico e com comportamento elástico linear submetidas a forças externas. Os estudos resultaram no estabelecimento de equações que descrevem os campos de tensões à frente da ponta da trinca para o Modo I de carregamento, sendo as tensões representadas por tensores em eixos de coordenadas polares com a origem na ponta da trinca, conforme mostrado na Figura 4.

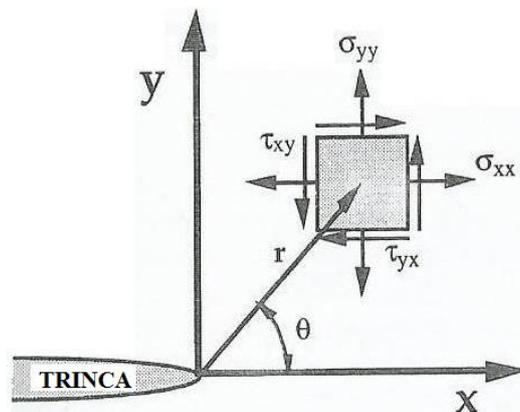


Figura 4 – Definição dos eixos de coordenadas polares à frente da ponta da trinca. A direção z é normal ao plano da página [43].

Os campos de tensões na região próxima à ponta da trinca são dados pelas equações (2) a (8). Como pode ser visto, a tensão na ponta da trinca varia com $1/\sqrt{r}$

devido à configuração da estrutura trincada. A abertura na região próxima à ponta da trinca varia com \sqrt{r} . Cada modo de carregamento produz uma distribuição de tensões na ponta da trinca [43],[47],[48].

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \quad (2)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \quad (3)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad (4)$$

Em tensão plana:

$$\sigma_{zz} = 0 \quad (5)$$

Em deformação plana:

$$\sigma_{zz} = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad (6)$$

onde:

σ é a tensão aplicada;

ν é a razão de Poisson [43],[47],[48];

$$\tau_{xz} = 0 \quad (7)$$

$$\tau_{yz} = 0 \quad (8)$$

Quando $\theta=0$, a tensão de cisalhamento é zero, o que significa que o plano da trinca é um plano principal para o Modo I de carregamento. Considerando-se que a trinca esteja sob o Modo I de carregamento e sendo $\theta=0$, as tensões nas direções x e y

são iguais, conforme a equação (9), que é válida somente na região próxima à ponta da trinca onde $1/\sqrt{r}$ domina o campo de tensão. Tensões distantes da ponta da trinca são governadas por condições de contorno remotas.

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad (9)$$

Uma análise dimensional mostra que K deve ser linearmente relacionado à tensão e diretamente relacionado à raiz quadrada de um comprimento característico. A equação (1) da análise de Griffith indica que esse comprimento característico é comprimento da trinca. Organizando a equação (1) com as equações de campos de tensões na ponta de uma trinca, equações (2) a (8), tem-se K_I definido pela equação (10), onde Y é um fator de forma que depende das geometrias do componente e do defeito assim como do tipo de carregamento.

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a}. \quad (10)$$

Para uma chapa infinita de espessura B contendo uma trinca central vazante de comprimento 2a, Y é igual a 1. A chapa submetida a uma tensão trativa uniaxial remota é mostrada na Figura 5. O fator intensidade de tensões K_I dessa chapa é dado pela equação (11).

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi a}. \quad (11)$$

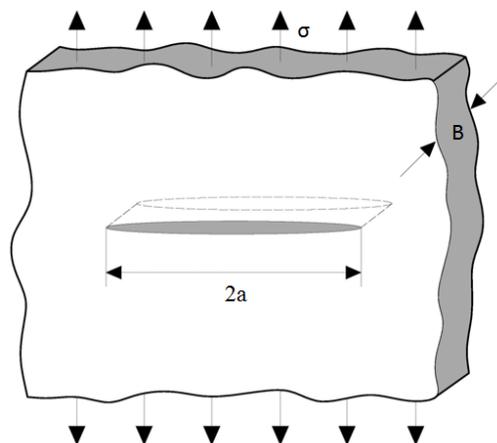


Figura 5- Trinca que atravessa a espessura de uma chapa infinita submetida a uma tensão trativa uniaxial remota [43].

Do ponto de vista do critério de fratura, sabemos que o processo de colapso da estrutura ocorre quando o valor de K_I aplicado atinge um valor crítico, conhecido como K_{IC} , que é a tenacidade à fratura do material. O K_{IC} é uma propriedade mecânica que deve ser medida experimentalmente [43].

2.1.3.1 - Deformação plástica na ponta da trinca

Considerando-se uma chapa de aço trincada, por exemplo, com o defeito apresentado na Figura 5 e as equações (2) a (10), é possível determinar a extensão da região deformada plasticamente na ponta da trinca para um certo K_I atuante (Figura 6). A Mecânica da Fratura Linear Elástica é aplicável em situações em que a zona plástica é muito limitada e o componente estrutural apresenta comportamento elástico até a fratura [43],[47],[51].

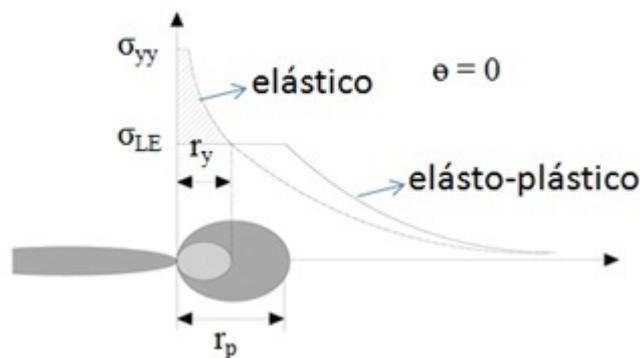


Figura 6 - Zona plástica na ponta da trinca. A área hachurada representa a distribuição do carregamento [43].

O tamanho da zona plástica r_y para carregamento em modo I pode ser estimado a partir das equações do campo de tensão considerando o estado de tensão plana no tratamento do problema. Assumindo que a componente da tensão σ_{yy} é igual à tensão limite de escoamento (σ_{LE}), resulta na equação (12) [43],[48]:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (12)$$

No estado de deformação plana, a zona plástica é dada pela equação (13) [43],[48]:

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (13)$$

De acordo com a norma ASTM para ensaios de K_{IC} [52], nos requisitos necessários para que sejam obtidos valores de K_{IC} válidos, a chapa e o defeito pré-existente devem ter dimensões que atendam às especificações dadas pelas equações (14), (15) e (16). K_{IC} é o valor crítico de K_I para uma chapa no estado de deformação plana, isto é, a chapa tem espessura de tamanho suficiente para garantir máxima constrição plástica [43],[48]:

$$a \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (14)$$

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (15)$$

$$W \geq 5,0 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (16)$$

onde:

B é a espessura do corpo de prova;

W é a largura do corpo de prova [43],[48].

O fator intensidade de tensões pode ser utilizado para a previsão dos tamanhos de defeitos críticos ou tensões críticas em aços com alto nível de resistência mecânica em situações onde o carregamento ocorre no estado de deformação plana e a zona plástica na ponta da trinca é pequena. Em aços altamente tenazes, esses requisitos dificilmente são satisfeitos nas taxas de carregamento e temperaturas de serviço. Além disso, o ensaio para a determinação do K_{IC} do material seria muito caro, senão

impossível, pois a utilização de um corpo de prova de dimensões extremamente grandes seria necessária [43],[48].

2.1.4 - Mecânica da fratura elasto-plástica

A Mecânica da Fratura Linear Elástica foi desenvolvida para descrever o crescimento de trinca e a fratura em materiais sob condições de deformação aproximadamente elásticas, situação em que a plasticidade permanece confinada em uma pequena região na circunvizinhança da ponta da trinca: a zona plástica é pequena em relação ao tamanho da trinca ou quando comparada às dimensões da estrutura trincada, conforme mostrado na Figura 6. Essas condições são encontradas somente para fratura de materiais metálicos de alta resistência em deformação plana e para a fratura de materiais intrinsecamente frágeis. Materiais tenazes apresentam comportamento elástico não-linear: a ponta da trinca é plasticamente deformada quando a tensão aplicada excede o limite de escoamento do material. Nos materiais tenazes, a zona plástica é extensa e, portanto, eles devem ser tratados no regime elasto-plástico. Nesse regime, o parâmetro CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*), desenvolvido por *Wells* [45], descreve a iniciação e o crescimento de uma trinca em materiais tenazes sob carregamento monotônico [43],[44],[47].

Wells [45] foi o precursor no desenvolvimento da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. A metodologia tinha como objetivo estabelecer um critério para a avaliação local de falhas em materiais tenazes trincados considerando a existência de um campo de deformações elasto-plásticas na circunvizinhança da ponta da trinca, diferindo da Mecânica da Fratura Linear Elástica que tem o fator intensidade de tensões como parâmetro [43],[44],[47]. O autor desenvolveu o método da abertura das faces de uma trinca (*Crack Opening Displacement, COD*) após uma análise geométrica bidimensional do que ocorre fisicamente na ponta da trinca sob regime elasto-plástico: a trinca embota quando é tracionada e ocorre o afastamento irreversível das suas faces [43],[44],[47].

2.1.4.1 - Método CTOD

Quando submetida a carregamento monotônico, uma trinca inicialmente pontiaguda em um material com comportamento elasto-plástico embota pela deformação plástica, antes de fraturar (Figura 7). *Wells* [45] propôs que, nesses materiais, o crescimento da trinca (fratura) ocorre quando a abertura das faces da trinca na ponta da trinca atinge um valor crítico. Esse deslocamento foi denominado *Crack Tip Opening Displacement*, CTOD, e é apresentado no esquema da Figura 7 [43],[44].

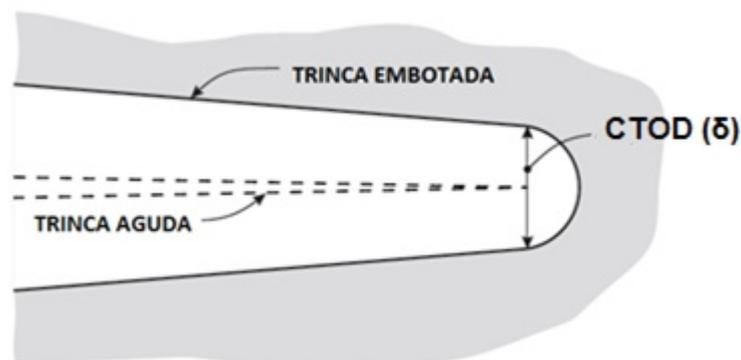


Figura 7 - Representação esquemática da deformação na extremidade de uma trinca [44].

O CTOD, que pode ser medido experimentalmente, é dependente do material, da temperatura e da taxa de deformação, sendo uma medida da tenacidade à fratura do material. Como as medidas de CTOD podem ser feitas mesmo quando há uma considerável deformação plástica à frente de uma trinca, conforme ocorre no regime elasto-plástico, essa técnica pode ser usada para estabelecer, quantitativamente, tensões de projeto críticas ou tamanhos de trincas e de defeitos críticos [43],[44],[47],[51]. O uso do CTOD na avaliação da tenacidade de materiais, baseia-se na hipótese de que existe, para cada material, um valor crítico de CTOD (δ_c) que antecede o começo do processo de propagação da trinca pré-existente. Em geral o δ_c é adotado como critério de projeto [44],[47].

Burdekin e Stone [46] mostraram que a abertura na ponta da trinca, CTOD (δ), pode ser calculada pela equação (17):

$$\delta = \frac{8\sigma_{LE}a}{\pi E} \log_e \sec \left(\pi \frac{\sigma_F}{2\sigma_{LE}} \right) \quad (17)$$

onde:

σ_{LE} é o limite de escoamento do material;

a é comprimento nominal da trinca;

E é o módulo de elasticidade do material;

σ_F é a tensão de fratura.

O método COD resultou no estabelecimento do parâmetro CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) para descrever a fratura de materiais no regime elasto-plástico ou para prevê-la. O método CTOD foi eleito para avaliar a tenacidade à fratura das juntas soldadas dos aços de alta resistência e de baixa liga DH-36 [43],[44],[47].

2.1.4.2 – Avaliação experimental do CTOD

No ensaio de CTOD, são usados corpos de prova padronizados. Os corpos de prova são previamente entalhados e trincados por fadiga e, depois, submetidos a carregamento monotônico. Como se procura reproduzir no ensaio as condições de carregamento e de temperatura a que são submetidas os componentes estruturais em estudo, é requerido que o ensaio seja realizado em corpos de prova com espessura igual a do material como utilizado na construção, conforme apresentado na seção 2.1.3.1. O estado de tensões na ponta da trinca está relacionado com a espessura da estrutura [43],[44].

O dispositivo para a aplicação da carga durante o ensaio de CTOD permite um movimento de rotação e translação dos cilindros de apoio, tudo projetado de maneira que o atrito seja o mínimo possível. O ensaio é instrumentado com um transdutor ou extensômetro (*clip gauge*) fixado à abertura do entalhe. O extensômetro mede o afastamento das faces do entalhe do corpo de prova sob um carregamento com uma carga P , que provoca rotação do corpo de prova em torno de um eixo ou centro de rotação aparente. Esse deslocamento é medido na superfície da peça transversalmente à

abertura do entalhe localizada na superfície do corpo de prova já que é impossível medir o CTOD diretamente. Esse deslocamento de abertura da trinca é chamado CMOD (abreviatura de *Crack Mouth Opening Displacement*). Os resultados do teste são automaticamente obtidos através de um sistema computacional com um sistema de aquisição de dados dos valores de força aplicada P e do respectivo deslocamento do extensômetro V_g ou CMOD, fornecidos como gráficos $P \times \text{CMOD}$.

A Figura 8 ilustra um ensaio de CTOD realizado em um corpo de prova SE(B) e sua geometria (são apresentadas as principais dimensões do corpo de prova). Na Figura 9, é apresentado um esquema de um modelo de abertura da trinca com base na medida do extensômetro para o corpo de prova mostrado na Figura 8 durante um ensaio de CTOD [43],[44],[47].

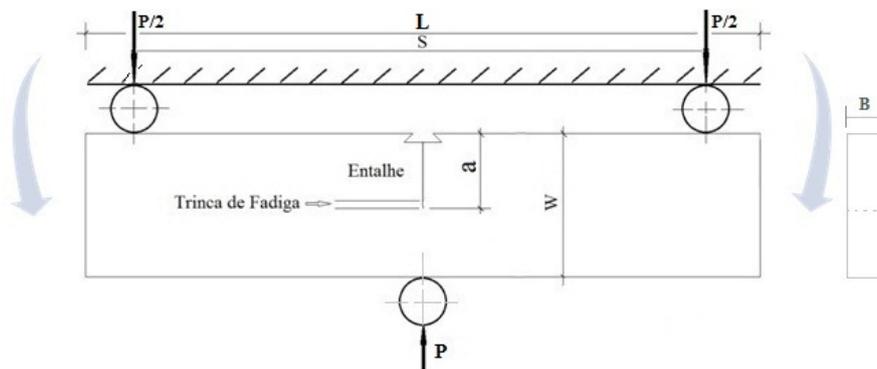


Figura 8 - Representação esquemática de ensaios de CTOD em um corpo de prova de flexão em três pontos SE(B) (abreviatura de *Single Edge Notched Bend*).

onde:

σ_{LE} é o limite de escoamento do material;

a é comprimento nominal da trinca (equivalente ao somatório do comprimento do entalhe ao comprimento da pré-trinca de fadiga);

S é o espaçamento entre os cilindros de apoio;

L é o comprimento do corpo de prova;

W é a largura do corpo de prova;

B é a espessura do corpo de prova;

P é a carga máxima aplicada durante o ensaio.

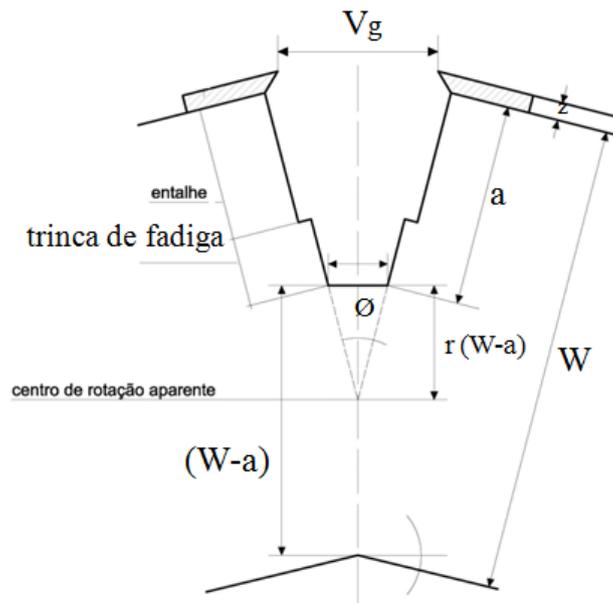


Figura 9 - Modelo para representação do CTOD com base em medidas do extensômetro (V_g) [44].

onde:

V_g é o CMOD;

a é comprimento nominal da trinca;

δ é o CTOD;

z é a altura dos *knife edges* onde o extensômetro pode ser montado;

$W-a$ é o ligamento remanescente [44].

Então, é assumido que o ligamento remanescente (W-a) atua como uma rótula plástica o que provoca o surgimento de um ponto de rotação dentro do ligamento a uma distância igual ao produto entre o valor do fator rotacional e o comprimento do ligamento remanescente. O valor r é 0,4 quando o ensaio é realizado em corpos de prova de flexão em três pontos tal como o apresentado na Figura 8. Para o modelo esquematizado na Figura 9, o valor do CTOD (δ) é dado pela equação (18) [47]

$$\delta = \frac{r \cdot b}{r \cdot b + a + z} V_g \quad (18)$$

onde:

b é o comprimento do ligamento remanescente;

O aumento em V_g com o carregamento do corpo de prova é causado por dois efeitos: devido à abertura elástica da trinca e à rotação em torno do ligamento remanescente [47].

Considerando-se que o deslocamento da abertura da trinca (CMOD) resulta somente da rotação, essa variável deve ser separada em duas componentes: uma elástica V_{el} e outra plástica V_{pl} [47]. A Figura 10 ilustra a separação da abertura total da trinca nas duas componentes.

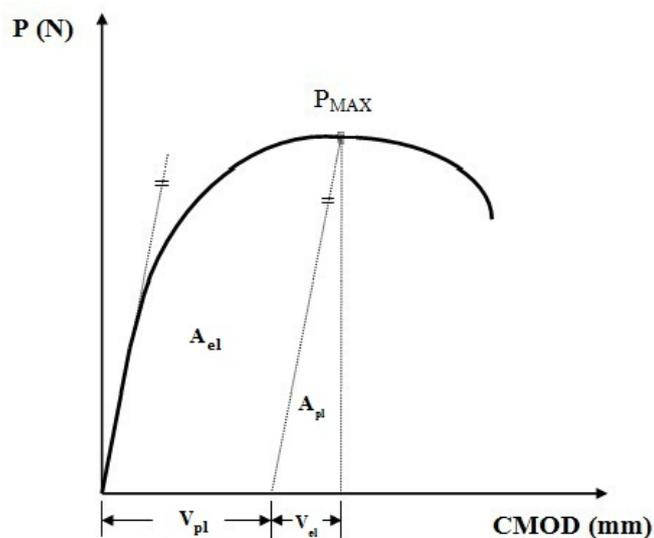


Figura 10 - Componente plástica (V_{pl}) e componente elástica (V_{el}) de V_g [44].

O valor do CTOD total é dado pela soma de uma parcela elástica e outra plástica, conforme a equação (19). Por razões de precisão, a parte elástica é calculada considerando-se que o material apresenta comportamento elástico linear. O valor do CTOD elástico é calculado conforme a equação (20) e inclui os valores do fator intensidade de tensões K_I e do fator de correção geométrico $f(a/W)$ definidos, respectivamente, pelas equações (21) e (22). A parte plástica da abertura é substituída na equação (18). A expressão para o CTOD plástico é dada pela equação (23) [47].

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (19)$$

onde:

δ_{el} é o CTOD elástico;

δ_{pl} é o CTOD plástico.

A componente elástica do CTOD é calculada como:

$$\delta_{el} = \frac{K_I^2}{E\sigma_{LE}} \left(\frac{1-\nu^2}{2} \right) \quad (20)$$

onde:

K_I é o fator intensidade de tensões definido pela equação (21);

ν é a razão de Poisson;

E é o módulo de elasticidade do material;

σ_{LE} é a tensão limite de escoamento do material.

$$K_I = \frac{P \cdot S}{B \cdot W^{\frac{3}{2}}} f(a/W) \quad (21)$$

onde:

P é a carga máxima durante o ensaio

O fator de correção geométrico $f(a/W)$ é dado pela equação:

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} \left[1,99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a}{W} + 2,7 \frac{a^2}{W^2} \right) \right]}{2\left(1 + \frac{2a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{1,5}} \quad (22)$$

A componente plástica do CTOD é calculada como:

$$\delta_{pl} = \frac{V_{pl} \cdot r \cdot b}{r \cdot b + a + z} \quad (23)$$

Então, o valor do CTOD total, é dado pela equação (24), que corresponde à soma das equações (20) e (23) [47]:

$$\delta = \left(\frac{PS}{BW^{1,5}} f\left(\frac{a}{W}\right) \right)^2 \left(\frac{(1-\nu^2)}{2E\sigma_{LE}} + \frac{0,4(W - a_o)V_{pl}}{0,4W + 0,6a_o + z} \right) \quad (24)$$

A *British Standards Institution* (BSI) elaborou normas técnicas onde o método da rótula plástica é utilizado na determinação de valores de CTOD críticos a temperaturas negativas em materiais metálicos como fabricados ou quando unidos por soldagem. O objetivo é obter o valor da abertura na ponta de uma trinca de fadiga quando o carregamento máximo é atingido [43],[44],[48],[53],[54].

É recomendado que o valor da espessura do corpo de prova seja igual a do material em serviço. É recomendável também que o valor da razão entre os valores da largura e da espessura seja igual a 2, mas desvios são permitidos dentro de certos limites. Porém, a relação $0,45 \leq a/W \leq 0,55$ deve ser respeitada [43],[44],[47],[48],[53],[54].

Na Figura 11, é apresentado um esquema qualitativo dos possíveis registros gráficos de carga aplicada versus deslocamento de abertura de trinca V_g obtidos durante os ensaios de CTOD. O gráfico do tipo 1 é observado quando o material tem comportamento aproximadamente perfeitamente elástico, com instabilidade quando o material atinge a condição crítica de carga ou de deslocamento de abertura de trinca (CMOD) e ocorre fratura instável (sem deformação plástica significativa na ponta da trinca). As curvas 2, 3, 4, 5 e 6 exibem diferentes tipos de não-linearidade pois ocorre deformação plástica. No registro do tipo 2, ocorre fratura antes que a carga máxima seja atingida [47].

No gráfico do tipo 3, é mostrada a ocorrência do fenômeno conhecido como pop-in: a trinca propaga rapidamente e, em seguida, é detida pela microestrutura (*arrest*); a não-linearidade é causada por deformação plástica e crescimento estável da trinca antes da fratura sem a ocorrência de instabilidade severa [47]. Os casos 4 e 5 podem ser similarmente examinados: ocorre fratura ou pop-in significativo antes da propagação estável. O gráfico do tipo 6 é observado quando o material é extremamente dúctil: há propagação estável além da carga máxima local [47].

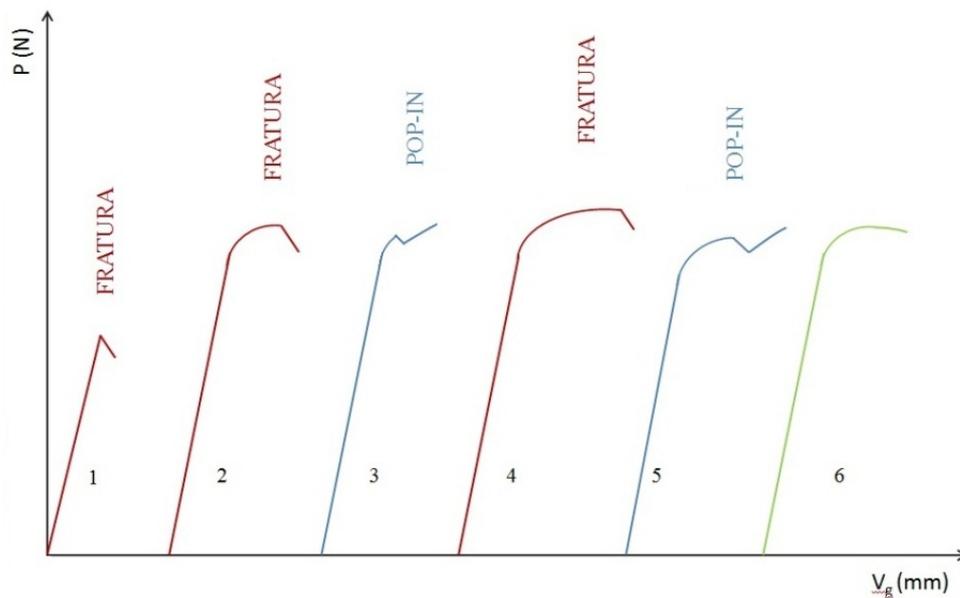


Figura 11 - Tipos de registros gráficos P-V_g obtidos durante o teste de CTOD [47].

2.2 – Aços de alta resistência e de baixa liga (Aços ARBL)

Os aços carbono e os aços de baixa liga podem ser divididos em seis grupos ou classes de acordo com a composição química, resistência mecânica, tratamento térmico ou resistência à corrosão [9]:

- aços carbono;
- aços de alta resistência e de baixa liga (ARBL ou “*High-Strength Low Alloy Steels*” - HSLA);

- aços de baixa liga temperados e revenidos;
- aços de baixa liga tratados termicamente;
- aços ao cromo e molibdênio;
- aços pré-revestidos [9].

Antes da Segunda Guerra Mundial, o aumento da resistência mecânica dos aços de baixa liga laminados a quente era obtido através da adição de carbono (até 0,4% em peso) e de manganês (até 1,5 % em peso) a essas ligas metálicas para que apresentassem tensões limite de escoamento entre 350 e 400 MPa. No entanto, a microestrutura desses aços é constituída, essencialmente, por uma mistura de ferrita e perlita, que não garantiam ao material a tenacidade necessária a muitas aplicações. A tenacidade diminui significativamente com o aumento do teor de carbono. A temperatura de transição dúctil-frágil dos aços é maior quando essas ligas apresentam altas frações volumétricas de perlita. Além disso, são verificados graves problemas relacionados à fragilização nos aços com maiores teores de carbono quando esses materiais são soldados [1].

Diante desses fatores supracitados, a produção de aços predominantemente ferríticos com pequeno tamanho de grão levou à crescente utilização do processamento termomecânico de laminação controlada no estado austenítico. Verificou-se também que a obtenção de ferrita fina, no produto final, era fortemente beneficiada pela adição de pequenas concentrações de elementos refinadores de grão, principalmente, Nb, Ti, V e Al. Adicionando estes elementos a aços que continham entre 0,03 e 0,08 % em peso de C e até 1,5 % em peso de Mn, foi possível produzir materiais de grãos finos com tensões limite de escoamento entre 450 e 550 MPa, com limite de resistência à tração de até 600 MPa e baixas temperaturas de transição dúctil-frágil (até -70°C). Esses aços são designados aços de alta resistência e de baixa liga (ARBL) ou aços HSLA (*High-Strength Low Alloy*) [1],[9].

Nos aços ARBL, os elementos químicos Cr, Cu, Ni, Co e V são adicionados em concentração de até 1% em peso, que é considerada baixa. Conforme as exigências para cada aplicação, esses aços podem ser utilizados logo após a laminação, dependendo das exigências. Há situações em que são utilizados após normalização ou outros tratamentos térmicos. Os aços ARBL apresentam propriedades mecânicas superiores às observadas

nos aços carbono e essa característica constitui o critério para a classificação daqueles aços. Alguns dos aços ARBL são processados com menos de 0,1% em peso de B, Nb e V e são denominados microligados [9],[43],[10]-[13].

A maioria dos aços ARBL que são usados nas condições como laminado ou normalizado estão especificados nas normas ASTM A633 [14], ASTM A945 [27] e DNV-OS-C101 [4]. Alguns aços ARBL são caracterizados como aços de alta resistência mecânica. Dentre essa categoria de ligas metálicas há aquelas que têm alta resistência à corrosão atmosférica [9].

Os aços ARBL estão incluídos nas especificações ASTM A633 [14] para aplicações estruturais. A soldabilidade dos aços ARBL é considerada excelente [9]. As aplicações estruturais incluem a construção naval e *offshore* (estruturas e equipamentos) [8],[9],[13],[15],[31],[32],[33].

Aos aços ARBL que têm maiores limites de escoamento e resistência à corrosão que os aços ao carbono são adicionados elementos de liga que aumentam a resistência à corrosão, dentre esses Cu, P, Ni, Cr e Si em várias combinações e teores. Além disso, esses aços têm maior tenacidade quando comparados aos aços C-Mn e são utilizados em várias aplicações a baixas temperaturas. Aços desse grupo são especificados nas normas ASTM A242 [2], ASTM A633 [14], ASTM A945 [27] e DNV-OS-C101 [4].

Em termos microestruturais, os aços ARBL ou microligados são separados em duas categorias. Em uma dessas, estão os aços que exibem microestrutura predominantemente ferrítica após o processamento convencional enquanto em outra estão aqueles que apresentam microestrutura predominantemente bainítica. Aços com microestrutura ferrítica-perlítica e ferrítica-martensítica (“*dual-phase*”) são exemplos das estruturas encontradas no primeiro grupo. Os diagramas de resfriamento contínuo são alterados pela presença de elementos de liga em uma determinada taxa de resfriamento: de estrutura ferrítica-perlítica para ferrítica-martensita ou ferrítica-perlítica para martensítica. As quantidades de ferrita e de perlita diminuem à medida que a quantidade de bainita aumenta com o aumento da taxa de resfriamento [5].

Na década de 1980, *Tanaka et al* [55],[56] produziram chapas de aços ARBL com o uso da tecnologia de laminação controlada seguida de resfriamento acelerado. Os aços apresentavam 0,07% em peso de C, 2,0% de Mn, 0,6% de Nb e 0,5% de Mo. A

microestrutura era constituída predominantemente por ferrita acicular. As propriedades mecânicas foram otimizadas devido à formação da microestrutura constituída de ferrita quase-poligonal com cementita e ilhas de austenita-martensita (A-M) dispersas. Em outros experimentos realizados em laboratório, diferentes combinações de microestruturas têm sido encontradas em aços para oleodutos [15],[16]-[19],[22],[31]-[37]:

- Ferrita-perlita;
- Ferrita poligonal-ferrita acicular;
- Ferrita acicular-bainita;
- Ferrita acicular e microconstituente austenita-martensita (A-M);
- Microestrutura mista (A-M);
- Ferrita acicular;
- Bainita [15],[16]-[19],[22],[31]-[37].

2.2.1 - Aço DH-36

A norma ASTM A242 [2] especifica propriedades mecânicas para aços de alta resistência e de baixa liga destinados à construção de estruturas. As chapas de aço podem ser unidas por soldagem e utilizadas em situações onde há restrições com relação ao peso da estrutura e quando a durabilidade da mesma é importante. A espessura da chapa é limitada a até 100 mm. É reportado que informações sobre soldabilidade encontram-se na norma ASTM A6 [57]. Os valores mínimos dos parâmetros de propriedades mecânicas requeridos para chapas de espessuras entre 20 e 40 mm, inclusive, são: σ_{LE} de 315 MPa, σ_{LR} de 460 MPa e alongação de 21%.

A norma ASTM A6 [57] estabelece os requisitos gerais para a classificação de aços na forma de chapas laminadas para aplicações estruturais e inclui o aço DH-36. Ensaio de tração para produtos fabricados com o aço sem tratamento térmico devem ser realizados em corpos de prova representativos dos produtos estruturais na condição

de entrega ou em corpos de prova *full thickness* ou *full section* de maneira que o eixo longitudinal do corpo de prova de teste seja paralelo à direção à direção final de laminação. O aço do grau DH-36, é classificado na norma ASTM A6 [57] como pertencente ao Grupo C. O teor de carbono equivalente em aços fabricados por TMCP, com teor de carbono maior que 0,11% (inclusive), deve ser calculado conforme a equação (25) do *IIW* [2],[20]:

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (25)$$

A norma ASTM A945 [27] especifica aços de alta resistência e de baixa liga para a fabricação de chapas destinadas à união por soldagem para a construção de navios. A utilização dos aços especificados é recomendada quando há importantes ressalvas com relação ao peso da estrutura final. Aços que atendem às especificações desta norma oferecem melhores soldabilidade, ductilidade e tenacidade, propriedades resultantes de teores limitados de elementos de liga em relação ao carbono e ao enxofre, além de baixo teor elementos residuais. Aços do grau 50 podem ser fornecidos como laminado, por laminação controlada, processos termomecânicos controlados (incluindo o resfriamento acelerado) ou normalizados. A norma estabelece que as chapas de aço do grau 50 têm como requisito máxima espessura de 50 mm e peso máximo de 393 Kg/m². Os valores mínimos dos parâmetros de propriedades mecânicas requeridos para as chapas são: σ_{LE} de 345 MPa, σ_{LR} entre 485 e 620 MPa e alongação de 24%. Há requisito de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy a -40°C para corpos de prova orientados nas direções longitudinal e transversal à direção final de laminação: 41 J e 27 J, respectivamente.

A norma ASTM A633 [14] especifica chapas de aço ARBL normalizados para serem utilizados em construções soldadas com potencial utilização em temperatura ambiente mínimas de -45°C, quando maior tenacidade à fratura é requerida se comparada à apresentada por outros aços de mesma resistência mecânica. O material deve ser aquecido até 925°C para que seja formada austenita e permanecer nessa temperatura durante tempo suficiente para que ocorra homogeneização da temperatura e, depois, resfriado ao ar. O teor de carbono deve ser menor que 0,2% em peso. Para chapas com espessura de até 65mm, inclusive, os valores mínimos dos parâmetros de

propriedades mecânicas requeridos são: σ_{LE} de 345 MPa, σ_{LR} entre 485 e 620 MPa e alongação de 21%.

A norma ASTM A1066 [25] especifica aços do grau 50 fabricados por TMCP e destinados à construções de estruturas unidas por soldagem. O teor de carbono equivalente máximo deve ser 0,40 %. Para chapas com espessura de até 50 mm, inclusive, os valores mínimos dos parâmetros de propriedades mecânicas requeridos são: σ_{LE} de 345 MPa, σ_{LR} entre 485 e 620 MPa e alongação de 20 %.

Os aços DH-36 aparecem classificados na norma ASTM A131 [3] como aços estruturais de alta resistência mecânica, fabricados por laminação controlada ou através de TMCP. As chapas de aço DH-36 são amplamente utilizadas em construções navais e de plataformas. Quando soldados devem atender às especificações da norma ASTM A6 [57]. Para aços do grau 50, o teor de carbono equivalente máximo deve ser 0,38 % com máximo teor de carbono 0,18%. Os valores mínimos dos parâmetros de propriedades mecânicas requeridos são: σ_{LE} de 355 MPa, σ_{LR} entre 490 e 620 MPa e alongação de 22 %. Há requisito de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy a -40°C para corpos de prova orientados nas direções longitudinal e transversal à direção final de laminação: 34 J e 24J, respectivamente.

A norma DNV-OS-B101 [58] especifica requisitos para chapas de aços do grau D36 fabricados por laminação controlada e normalização ou através do TMCP. Os aços apresentam soldabilidade elevada e alta resistência mecânica (com propriedades através da espessura melhoradas). Os requisitos devem ser considerados na seleção de produtos de aço com espessura de até 150 mm.

De acordo com a norma DNV-OS-B101 [58], o teor de carbono deve ser de 0,12% em peso, no máximo. Quando requerido, o C_{eq} pode ser calculado de acordo com a fórmula do IIW. O máximo teor de carbono equivalente permitido para chapas de até 50 mm de espessura é de 0,38%. Há requisito de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy a -20°C na direção transversal à direção final de laminação: 35 J. Os valores mínimos dos parâmetros de propriedades mecânicas requeridos para chapas com espessura entre 25 e 50 mm (inclusive) são: σ_{LE} de 335 MPa e σ_{LR} entre 490 e 620 MPa, inclusive.

A norma DNV-OS-C101 [4] especifica requisitos de projeto para estruturas *offshore* e menciona o aço DH-36, que tem especificações mais refinadas que as do aço do grau D36 da norma DNV-OS-B101 [58]. Os requisitos estabelecidos na norma DNV-OS-C101 [4] são dependentes da espessura da chapa, que é baseada na espessura nominal da estrutura construída. A norma DNV-OS-C101 [4] contém requisitos de projeto onde são estabelecidos fatores que consideram as condições de carregamento durante o serviço do equipamento ou sistema em termos de tensões, deformações e movimentação. Por exemplo, são consideradas a influência do vento, da neve, do gelo e do carregamento hidrodinâmico induzido por ondas e correntes marítimas.

Dessa maneira, os aços do grau DH-36 são aços de alta resistência, conforme a norma DNV-OS-C101 [4]. É requisitado que a espessura máxima para temperatura mínima em serviço de -30°C seja de 40 mm e que a σ_{LE} mínima seja 355 MPa.

O aço DH-36 foi utilizado no trabalho realizado por *Geffroy et al* [78] onde foi citado como aço doce de alta pureza (ferrítico-perlítico) laminado a frio e empregado na construção de navios militares. Micrografias realizadas por MEV revelaram que a microestrutura do aço DH-36 era constituída por 87% de ferrita e 13% de bandas de perlita, sugerindo uma anisotropia inicial. Imagens da microestrutura da chapa em três dimensões mostraram a existência de uma textura inicial ao longo da espessura onde foram observadas descontinuidades das bandas de perlita, colineares ao plano de laminação, na matriz ferrítica.

2.3 - Processamento termomecânico dos aços ARBL

O processamento termomecânico ou tratamento termomecânico geralmente é executado em temperaturas superiores a 60% da temperatura absoluta de fusão da liga. O conhecimento e o controle dos fenômenos metalúrgicos que governam a deformação da austenita (γ) e sua posterior transformação são necessários para a determinação das propriedades do produto final. Nesse sentido, a composição química também exerce influência significativa [23]. Os principais aspectos relativos à laminação de aços são [10]:

- Deformação e processos de recristalização da austenita (γ) durante a laminação a quente e depois dessa;
- Cinética da transformação da austenita (γ) em ferrita (α) e o tamanho de grão de α ;
- Efeito da taxa de resfriamento na transformação da γ encruada em α e o tamanho de grão da α ;
- Estrutura e propriedades da martensita formada a partir da γ encruada;
- Temperabilidade ou endurecibilidade da γ encruada ou da γ recristalizada [10].

A laminação controlada e o resfriamento acelerado de aços constituem um tipo de tratamento termomecânico, conhecido como processo de laminação termomecanicamente controlado (TMCP – “*Thermo-Mechanical Control Process*”), no qual o material é deformado plasticamente durante o aquecimento do mesmo e, em seguida, é resfriado com jatos de água [5],[10],[11],[20].

Há numerosos casos em que a resistência mecânica e à fratura frágil de aços para oleodutos são melhoradas com o uso do resfriamento controlado. Similarmente, a resistência e a ductilidade de tiras podem ser aumentadas com a aplicação de menores temperaturas de bobinamento que podem ser obtidas com o resfriamento acelerado. A soldabilidade de chapas de aços ARBL também é melhorada quando essa tecnologia é utilizada [20].

2.3.1 - Processo de laminação termomecanicamente controlado (TMCP)

O Processo de Laminação Termomecanicamente Controlado (TMCP - “*Thermo-Mechanical Control Process*”) que é uma combinação entre laminação e resfriamento controlados tem sido mundialmente aplicado desde o início da década de 1970 no processamento de aços ARBL com baixo teor de carbono equivalente. Esses aços apresentam elevadas resistência mecânica e tenacidade, além de excelente soldabilidade [1]. Na laminação controlada, a austenita (γ) é encruada sob altas taxas de deformação a

elevadas temperaturas e, em seguida, resfriada ao ar para que ocorra a transformação em ferrita (α) e para que grãos ferríticos ultrafinos sejam formados na microestrutura do metal [10],[11].

Através do TMCP, são obtidos aços que apresentam microestruturas e propriedades mecânicas otimizadas, especialmente quando se trata do aumento da resistência e da tenacidade dos mesmos, o que é controlado pelo refinamento do grão. O aumento da tenacidade é caracterizado pela redução das temperaturas de transição dúctil-frágil. A boa soldabilidade é uma importante característica dos aços ARBL que podem ser processados como chapas grossas (51 a 152 mm de espessura) através do TMCP. Essa metodologia é utilizada na produção de chapas com limite de resistência inferiores a 600 MPa [10],[11],[12].

A ausência de tratamentos térmicos ao final do processo de laminação é uma característica do TMCP. Os elementos de liga e as condições de processamento determinam as propriedades do aço ao final do processo [1],[12],[15]. Usualmente, o processamento termomecânico de laminação controlada é dividido em três etapas principais [11],[15],[23]:

- Reaquecimento;
- Laminação controlada visando o condicionamento da austenita (γ) - formação de austenita condicionada, com forma alongada ou de panqueca;
- Resfriamento controlado para o refino do grão ferrítico após a transformação da austenita (γ) em ferrita (α) durante a laminação controlada [11],[15],[23].

Após a etapa de reaquecimento da laminação controlada, seguem os seguintes passos [11],[15],[23]:

- Laminação na região de recristalização da austenita (laminação de esboçamento) onde é obtida uma microestrutura de grãos recristalizados uniformes e com tamanho reduzido (o menor possível);

- Laminação na região de não-recristalização da austenita previamente deformada (laminação de acabamento) onde são introduzidos novos locais para a nucleação da ferrita, além dos contornos de grão, para que ocorra maior refino da ferrita. Nessa etapa, são obtidos grãos austeníticos finos e fortemente deformados (alongados), contendo no seu interior uma elevada densidade de bandas de deformação e/ou maclas de deformação;
- Laminação na região intercrítica de duas fases ($\gamma + \alpha$) que resulta na formação de grãos poligonais produzidos a partir dos grãos austeníticos deformados e células e/ou subgrãos provenientes dos grãos ferríticos deformados, onde a recrystalização é lenta devido à precipitação de carbonitretos de Nb e/ou V;
- Resfriamento controlado para refinar os grãos ferríticos com maior eficácia [11],[15],[23].

O reaquecimento permite a solubilização de elementos de liga, ou seja, determina a quantidade de elementos microligantes em solução, importante para promover o retardamento da recrystalização da austenita durante a fase de laminação de acabamento e promover o endurecimento por precipitação durante a transformação da austenita no seu resfriamento após a laminação. O tamanho de grão austenítico inicial para o processo de laminação também é controlado pela etapa de reaquecimento. A formação de ferrita fina é promovida à medida que a temperatura de reaquecimento é aumentada devido ao decréscimo da temperabilidade. A formação de bainita superior, que é acompanhada por ilhas de microconstituente austenita-martensita (A-M), é reduzida, beneficiando a tenacidade [6],[11],[15],[23],[28].

No TMCP, o refinamento microestrutural é obtido através dos seguintes passos:

- Redução no tamanho de grão da austenita (γ) recrystalizada;
- Aumento do número de sítios de nucleação para a transformação da austenita em ferrita ($\gamma \rightarrow \alpha$) resultado do trabalho acumulativo abaixo da temperatura de recrystalização da austenita;
- Aumento na força motriz para a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ devido ao resfriamento acelerado [7].

Quando os aços são produzidos por TMCP, a austenita recristalizada apresenta tamanho de grão mínimo entre 10 e 20 μm . As dimensões dos grãos da ferrita transformada situam-se entre 5 e 10 μm [7].

Os aços laminados como chapas grossas podem apresentar granulação ultrafina e propriedades diferenciadas em relação aos aços submetidos aos processos de laminação convencionais através de um rigoroso controle do tempo, da temperatura e da seqüência de deformação durante a laminação a quente. O refinamento pode ser intensificado quando elementos microligantes tais como Nb, V e Ti são adicionados, pois eles retardam a recristalização da austenita (γ) [11],[31].

Ocorre um sofisticado controle da laminação no qual o aço é submetido a uma série de passes de laminação a alta temperatura para realização do desbaste, dinâmica que promove uma seqüência de recristalizações na liga metálica, promovendo a recristalização da austenita. Em seguida, há um intervalo de tempo de espera que viabiliza a queda na temperatura da chapa e, subsequente, uma série de operações de finalização a baixa temperatura são usadas para que a austenita seja deformada e adquira uma forma achatada ou de panqueca [11].

A laminação de acabamento ocorre a temperaturas menores e resulta em austenita não-recristalizada. A deformação do metal durante esse processo provoca o alongamento dos grãos austeníticos equiaxiais originais mediante achatamento dessas estruturas, ou seja, ocorre a formação de austenita deformada. Esses grãos deformados podem assim permanecer até o resfriamento do aço à temperatura de transformação. As superfícies achatadas apresentam alta relação entre área e unidade de volume. Nesses contornos de grão austeníticos achatados, a taxa de nucleação de ferrita é mais alta que em grãos equiaxiais, o que resulta na formação de grãos finos de ferrita após a transformação. Quando a laminação é finalizada a temperaturas mais baixas ocorre aumento da tensão limite de escoamento do aço e a queda na temperatura de transição dúctil-frágil é mais pronunciada [11].

Quando a chapa de aço é submetida à deformação a temperaturas menores que a temperatura de recristalização e maiores que a temperatura de transformação, ocorrem mudanças na estrutura da austenita que podem acarretar aumento na taxa de nucleação da ferrita. O tamanho de grão austenítico efetivo para a nucleação (o parâmetro S_v) é

utilizado para a contagem de grãos alongados e não-esferoidais, ambos na presença de heterogeneidades intergranulares planares tais como maclas e bandas de deformação. Os valores de S_v podem aumentar devido às mudanças na forma do grão austenítico oriundas da deformação, à criação de bandas de deformação, à presença de interfaces largas e de baixa energia nas maclas de recozimento localizadas dentro das interfaces de alta energia e a variações na forma das inclusões. Altos valores de S_v facilitam a nucleação de produtos de transformação a altas temperaturas tais como ferrita e perlita. Esse parâmetro também sofre os efeitos da anisotropia causada pela laminação [5],[11].

A composição da liga e os parâmetros técnicos tais como temperatura de encharque (temperatura requerida para a completa resolubilização dos carbetos e carbonitreto formados durante o resfriamento das placas), temperatura de laminação, temperatura de finalização da laminação, taxa de resfriamento e temperatura de parada de resfriamento têm sido analisados desde a década de 1980 a fim de que aços de ARBL de alta performance sejam produzidos a menor custo [15],[23],[59].

Os elementos microligantes interferem na resposta da austenita ao tratamento termomecânico e podem influenciar as três temperaturas críticas da austenita, ou seja, a temperatura de crescimento dos grãos, temperatura de recristalização e temperatura de decomposição [5].

2.4 - Microestrutura dos aços processados por laminação controlada e resfriamento acelerado

Na laminação de chapas de aços ARBL de baixo teor de carbono através da tecnologia TMCP para o uso na construção de oleodutos, as taxas de resfriamento utilizadas por diferentes fabricantes variam de alguns graus Celsius por segundo até dezenas de graus Celsius por segundo. O resfriamento rápido do aço e a faixa de temperaturas em que ocorre a transformação da austenita superesfriada influenciam na formação dos diferentes componentes microestruturais, sendo que uma determinada fase pode ser encontrada com diferentes morfologias conforme a natureza da liga e o esquema de produção. Nas microestruturas que surgem durante o resfriamento contínuo,

quase sempre estão presentes fases secundárias dispersas ou microfases, que aparecem em pequena quantidade e podem provocar expressivo efeito nas propriedades físicas do metal [29],[60].

De acordo com *Smirnov* [29], há uma variedade de nomenclaturas utilizadas para descrever as estruturas encontradas nos aços ARBL para estruturas de oleodutos e não há somente um critério estabelecido para a classificação morfológica. Diferentes termos são utilizados para a mesma microestrutura. Em termos práticos, é interessante separar as microestruturas em dois grupos em relação aos mecanismos de formação:

- Estruturas formadas como resultado da decomposição por difusão da austenita superesfriada;
- Estruturas onde o principal mecanismo de formação é transformação por cisalhamento (martensítico) [29].

A classificação deve considerar as diferentes morfologias dos componentes estruturais principais. As diferentes estruturas enumeradas na Tabela 1 pertencem a uma classificação proposta por *Smirnov* [29].

Tabela 1 - Classificação das microestruturas encontradas nos aços ARBL proposta por *Smirnov* [29]

Tipo de Transformação Básica	Componente Estrutural
Difusão	Ferrita poligonal (equiaxial)
	Ferrita alotriomórfica (ou ferrita de contorno de grão)
	Ferrita quase-poligonal
	Perlita lamelar
	Perlita degenerada
	Ferrita Widmanstätten
Cisalhamento	Bainita acicular
	Bainita em ripas
	Bainita globular
	Martensita em ripas
	Martensita maclada

O termo “ferrita” é normalmente aplicado quando uma pequena quantidade de carbono na fase α é formada. *Smirnov* [29] cita que a bainita pode ser entendida como uma complexa estrutura consistindo de fase α bainítica e fases secundárias e, por isso, o uso do termo “bainita” é mais razoável. Na formação da estrutura bainítica, há um mecanismo de cisalhamento na transformação γ - α a fim de formar fase α em que há tipicamente alta densidade de discordâncias e também uma correlação de orientação específica entre as redes dessa fase e da austenita [29].

Em aços baixo carbono, a ferrita poligonal é a fase principal formada durante a transformação por difusão da austenita superesfriada. Forma-se originalmente nos

contornos de grão da austenita original (ferrita alotriomórfica), mas pode ser observada acomodada nos contornos de grão (ferrita idiomórfica). A ferrita poligonal é formada a taxas de resfriamento lentas e a transformação difusional ocorre em temperaturas relativamente altas. Os grãos da ferrita poligonal têm formato similar a um poliedro e os contornos de grão são planos e uniformes. A densidade de discordâncias é baixa e não há estrutura de subgrão. As discordâncias são uniformemente distribuídas através do volume dos grãos ferríticos. A densidade de discordâncias é maior na direção dos contornos de grão que estão em contato com os cristais de bainita. A formação da ferrita durante a transformação por difusão é acompanhada pelo enriquecimento da austenita não transformada com carbono, que pode resultar na formação de perlita. Quando o aço contém Mn, Mo e outros elementos microligantes que retardam a transformação por difusão, sob certas condições de resfriamento, pequenas áreas de austenita não transformada podem ser superesfriadas até uma faixa de temperatura para transformação intermediária e a transformação bainítica é iniciada. Em muitos desses casos há fase α bainita, típica de bainita acicular [29],[60].

Durante o resfriamento na faixa de temperaturas para transformação intermediária, parte da austenita pode permanecer não transformada. Então, durante o resfriamento final, a austenita é retida ou sofre transformação martensítica. Então no interior da estrutura da ferrita poligonal podem ser formadas ilhas constituídas de fases secundárias (bainita), austenita residual e martensita [29],[60]. Com a estrutura da ferrita poligonal, os contornos dos grãos austeníticos originais não são revelados com ataque químico e é assumido que o crescimento dos grãos ferríticos que surgem em torno desses contornos levam ao seu desaparecimento [29].

A perlita lamelar é identificada em aços de baixo carbono com transformação por difusão da austenita superesfriada. Há formação de uma pequena quantidade de perlita e há uma estrutura extremamente heterogênea. Normalmente, regiões muito pequenas surgem a partir da perlita lamelar normal. Essas regiões são representadas por colônias de plaquetas alternadas de ferrita e cementita, arranjadas na forma de áreas estreitas nos contornos de grão ferríticos. O número de plaquetas de cementita nas colônias é pequeno e elas apresentam comprimento curto. Com uma redução na temperatura de formação da plaqueta de perlita as em colônias são formadas por plaquetas refinadas e não identificáveis por microscopia óptica [29],[60].

A transformação por difusão em aços de baixo carbono leva à formação de perlita degenerada, regiões onde as plaquetas alternadas de ferrita e cementita não aparecem claramente definidas. As plaquetas de cementita têm diferentes espessuras, podem ser encurvadas e podem aparecer separadas individualmente. Em vez de plaquetas, há também cadeias de partículas de cementita em vários estágios de esferoidização. A transformação por difusão pode limitar a formação de cementita nos contornos de grão da ferrita, caso em que a cementita apresenta contornos espessos, e surge na forma de redes quebradas ou como cadeias de partículas de forma arredondada. A estrutura ferrita-perlita que é formada em chapas de aços de baixo carbono com baixas taxas de resfriamento frequentemente apresentam bandeamento claramente definido: bandas claras alternadas com bandas escurecidas pelo ataque químico [29],[60]. Quando há liquação/segregação intercrystalina de manganês entre as bandas de perlita degenerada e as fases secundárias, as mesmas aparecem escurecidas pelo ataque químico e as áreas de liquação/segregação aparecem mais claras. O termo “agregado ferrita-carboneto” é usado em vez do termo “perlita degenerada”, considerando as variadas formas das partículas de cementita [29]. A perlita degenerada pode crescer independente do crescimento da cementita e da ferrita a partir da austenita [22].

A formação de ferrita Widmanstätten ocorre com maiores taxas de resfriamento e em uma faixa de temperaturas mais baixa que aquela em que ocorre a formação da ferrita poligonal. Os cristais de ferrita Widmanstätten são plaquetas grosseiras e alongadas que apresentam contornos desiguais e desnivelados. Os cristais são mais grosseiros que os cristais de bainita acicular e têm menor densidade de discordâncias. Entretanto, as plaquetas de ferrita Widmanstätten tendo dimensões pequenas, são facilmente emaranhadas com cristais de bainita acicular. A ferrita Widmanstätten ocorre ao longo dos contornos de grão da austenita e cresce na forma de placas individuais quase paralelas ou na forma de colônias. As placas também podem crescer de redes de grãos de bainita alotriomórfica e de ferrita poligonal que se formam nos contornos de grão prévios da austenita, formações denominadas de plaquetas secundárias de ferrita Widmanstätten. A ferrita Widmanstätten também pode ser formada no interior dos grãos de austenita, gerada nas inclusões ou nos grãos de ferrita poligonal. Em chapas de aços submetidos à laminação controlada, onde o tamanho de grão austenítico é relativamente

pequeno, a ferrita Widmanstätten raramente é encontrada, porém pode surgir no resfriamento depois da soldagem na zona em torno da junta soldada [29],[60].

A formação da ferrita acicular a partir da austenita ocorre em estreitas faixas de temperatura e taxas de resfriamento durante a laminação controlada. As temperaturas estão acima daquela em que ocorre a formação da bainita superior e abaixo daquela em que ocorre a formação da ferrita proeutetóide [5],[20].

Na ferrita acicular formada durante o TMCP, há um arranjo de agulhas de ferrita não paralelas interligadas e que apresentam alta densidade de discordâncias (maior que a observada na ferrita poligonal) aliada à presença de carbonitretos precipitados dispersos. No interior das agulhas ou entre as mesmas encontram-se partículas ultrafinas, denominadas ilhas. As ilhas são formadas por microconstituente austenita-martensita (A-M) e enriquecidas com carbono (o teor de carbono nas ilhas é maior que o encontrado na matriz). Os carbonitretos precipitados e as ilhas de A-M dentro da ferrita acicular também exercem um significativo papel no aumento da resistência e da tenacidade. Essa subestrutura refinada inibe a iniciação da trinca e a propagação [22].

Quando o aço é deformado na região de não-recristalização da austenita são formadas discordâncias e uma alta densidade de subestruturas na austenita. Então a taxa de nucleação de ferrita acicular aumenta e o crescimento das interfaces γ/α é impedido. Assim a difusão do carbono para a interface γ/α é acelerada [22].

Estudos realizados a partir da fractografia de aços ARBL revelam que as propriedades mecânicas diferenciadas desses materiais são relacionadas a uma unidade estrutural chave: a faceta de clivagem. Então, a relação entre a mesma e a microestrutura é muito importante. O tamanho da faceta de clivagem da ferrita acicular corresponde ao tamanho do pacote de ripas, que é igual ao tamanho de grão efetivo. Isso sugere que a trinca de clivagem pode sofrer deflexão através dos contornos dos pacotes de agulhas. Os cristais de ferrita acicular dispostas de maneira entrelaçada dificultam propagação da trinca devido à presença de um grande número de contornos de grão por unidade de comprimento [22].

2.4.1 - Efeitos do tamanho de grão na resistência mecânica dos aços

Zhao et al [22] desenvolveram um processo TMCP para a obtenção de aços ARBL. Amostras de 40 mm foram laminadas a quente em um laminador piloto. O metal foi aquecido a 1200°C durante 60 min e, em seguida, a espessura foi reduzida para 8 mm. O primeiro estágio da laminação ocorreu na região de recristalização da austenita em maiores temperaturas e o segundo estágio na região de não-recristalização em uma faixa de temperaturas acima de Ar_3 . Em seguida, as chapas laminadas a quente foram imediatamente resfriadas até 500°C, a taxas controladas entre 10 e 30°C.s⁻¹. Após, as amostras foram aquecidas em um forno a 500°C durante 60 min e, então, resfriadas ao forno para simular as condições do processo de bobinagem usadas na produção do aço, na prática.

Esses aços obtidos a partir do TMCP exibiram resistência mecânica superior aos produzidos comercialmente e extraordinários valores de tenacidade. Os autores sugeriram a reprodutibilidade industrial do processo. As microestruturas de todas as amostras eram compostas por colônias de ferrita poligonal e/ou ferrita acicular. As colônias de ferrita acicular se apresentavam isoladamente na microestrutura. As colônias mostravam formas peculiares, irregulares, com grãos de diversos tamanhos aleatoriamente distribuídos na microestrutura [22],[61]. *Zhao et al* [22] observaram agregado ferrita-carboneto intergranular (denominado “pseudoperlita” pelos autores) em quantidades discretas na microestrutura. Aumentos na taxa de resfriamento acarretaram diminuição no tamanho de grão e acentuada redução da fração em peso de ferrita poligonal. O volume das colônias de ferrita acicular aumentou e as mesmas se tornaram predominantes na microestrutura [22].

O Nb influencia fortemente o valor da temperatura de início da laminação (T_s) pois os valores das temperaturas na qual se formam os carbonitretos desse elemento são próximos aos valores da T_s . Quando essa temperatura aumenta, mais Nb é colocado em solução, acarretando aumento no limite de escoamento. Porém, ocorre crescimento dos grãos austeníticos com o aumento da T_s implicando crescimento dos grãos ferríticos depois da transformação, o que diminui a alongação do aço. Como consequência, a resistência mecânica aumenta quando se utilizam T_s mais altas, porém há prejuízos na ductilidade [22]. A temperatura de finalização do resfriamento e a taxa de resfriamento controlam a precipitação de carbeto durante o resfriamento acelerado. Esses

parâmetros afetam o endurecimento por precipitação e o refinamento do grão da microestrutura [22],[24].

2.4.2 - Efeitos do tamanho de grão na tensão de fratura de metais policristalinos (corpos de prova sem entalhe ou trincas pré-existent)

A tensão de fratura de metais policristalinos pode ser calculada a partir de uma equação similar à equação de Hall-Petch, se σ_i é a tensão para nucleação da trinca no contorno de grão. O valor do tamanho do subgrão também pode ser utilizado na mesma equação em vez do tamanho de grão. Nesse caso, o valor de σ_i é diferente [62].

A Teoria de Stroh utiliza argumento similar ao desenvolvido no modelo de Hall-Petch para escoamento onde há uma relação entre a tensão de fratura e o tamanho de grão do material, de acordo com a equação (26) [63]:

$$\sigma_F = \sigma_i + k_F d^{-1/2} \quad (26)$$

onde:

σ_F é a tensão trativa de clivagem em um grão rígido ou não deformado;

k_F se refere ao valor crítico da tensão trativa local requerida para fraturar o grão secundário (adjacente) [63].

Cottrell [62] desenvolveu uma teoria que explica porque a tensão de fratura varia com o inverso da raiz quadrada do tamanho do grão, assumindo que as trincas são formadas por processos mostrados na Figura 12 ou por mecanismo similar [62].

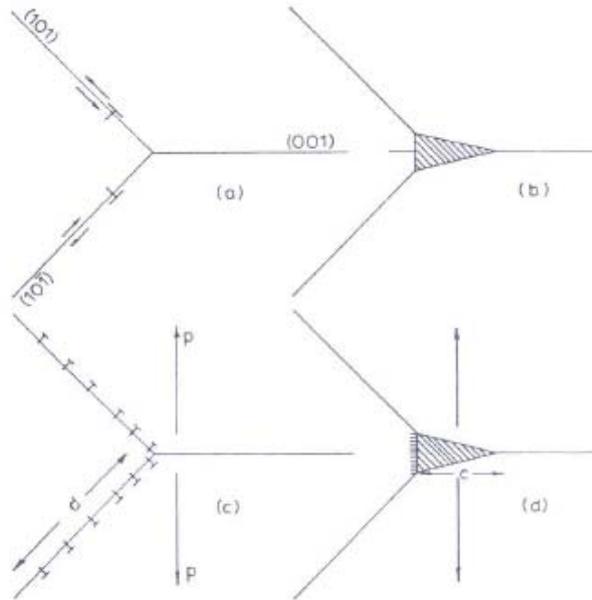


Figura 12 - (a), (b): Coalescência de duas discordâncias para formar uma discordância “trincada” em um plano cristalográfico que é facilmente movimentado; (c), (d): coalescência de discordâncias de duas bandas de deslizamento para formar uma trinca microscópica no mesmo plano de clivagem [62].

A teoria de *Cottrell* [62] parte de uma generalização da teoria de *Griffith* [49] para trinca. A energia ΔU associada com a trinca mostrada na Figura 12d é dada pela equação (27). A trinca é formada em um plano localizado na direção perpendicular ao plano da Figura 12. A trinca poderá crescer nesse que é o plano de clivagem. A energia ΔU da equação (27) é calculada por unidade de comprimento da trinca nessa direção [62]:

$$\Delta U \equiv \frac{\mu n^2 b^2}{4\pi(1-\nu)} \log\left(\frac{R}{C}\right) + 2\gamma C - \frac{\pi(1-\nu)\sigma^2 C^2}{8\mu} - \frac{\sigma n b C}{2} \quad (27)$$

onde:

n é o número de pares de discordâncias que coalesceram na trinca;

μ é o módulo de cisalhamento;

ν é a razão de Poisson;

γ é a energia de superfície por unidade de área;

C é a largura da trinca;

R é uma extensão aproximadamente igual às dimensões da amostra ou corpo de prova situada paralelamente ao plano da Figura 12 [62].

Quando os parâmetros da equação (27) assumem determinados valores não há solução real para C . Nesse caso, a trinca cresce indefinidamente. A um certo valor crítico de tensão será impossível que qualquer trinca esteja em equilíbrio estável e um ligeiro aumento na tensão acarretará fratura. A transição entre essas duas situações ocorre naquela tensão que satisfaz à equação (28). Quando n é eliminado desta última expressão, a equação (29) é obtida para o nível crítico de tensão [62]:

$$\sigma nb = 2\gamma \quad (28)$$

$$\sigma(\sigma - \sigma_f) \left(\frac{d}{2\mu} \right) = 2\gamma \quad (29)$$

onde:

σ_f é a tensão de fricção no plano de deslizamento;

d é o diâmetro do grão [62].

Então, a equação (29) é reduzida à equação (30) quando $\frac{\mu\gamma}{d}$ apresenta alto valor quando comparado a $\frac{1}{16}\sigma_f^2$ [62]:

$$\sigma = \left(\frac{1}{12}\sigma_f \right) + 2 \left(\frac{\mu\gamma}{d} \right)^{1/2} \quad (30)$$

A equação (30) é igual à equação de Hall-Petch. Então a teoria de *Cottrell* [62] conduz à equação desejada para fratura por clivagem controlada pelo crescimento da trinca e sem a contribuição das discordâncias [62]. O efeito das partículas de carbetos, uma importante variável, foi omitido desse modelo. Pesquisas mostram que carbetos

finos permitem que o metal fracture de maneira dúctil, enquanto carbeto grosseiros promovem clivagem quando os materiais tiverem as mesmas propriedades de escoamento e de plasticidade [63].

Smith incorporou o efeito dessas partículas à Teoria de Cottrell, a partir da Teoria de Stroh. A situação é ilustrada na Figura 13 onde um carbeto frágil de largura C_0 no contorno de grão dividindo grãos adjacentes é submetido à tensão concentrada, à frente de um empilhamento de discordâncias com comprimento d . O sistema é submetido a uma tensão trativa σ [63].

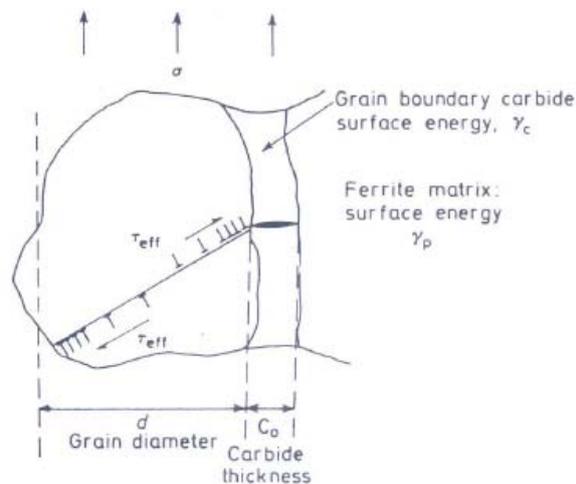


Figura 13 - Modelo de Smith para fratura por clivagem [63].

Com base na análise de Stroh, ocorre trincamento do carbeto pelo empilhamento quando a tensão de cisalhamento efetiva τ_{eff} é dada pela equação (31) [63]:

$$\tau_{eff} = (\tau_y - \tau_i) \geq \left[\frac{4E\gamma_c}{\pi(1-\nu^2)d} \right]^{1/2} \quad (31)$$

onde:

τ_y é a tensão de cisalhamento aplicada requerida para que o escoamento seja expandido de um grão a outro;

$\tau_y - \tau_i$ é a tensão de cisalhamento efetiva no ponto de escoamento;

γ_c é a energia de superfície da partícula de carvão [63];

Assim, o critério para a fratura controlada por crescimento é considerado de maneira similar ao modelo de *Cottrell* [62]. Considerando que não existe a contribuição da discordância, o valor de σ_F é dado pela equação (32) [63]:

$$\sigma_F > \left[\frac{4E\gamma_p}{\pi(1-\nu^2)c_0} \right]^{1/2} \quad (32)$$

Para uma trinca de Griffith de comprimento total c_0 , essa mesma condição é observada. Além de enfatizar a importância dos parâmetros de escoamento e do tamanho de grão, destaca a espessura do carvão e indica claramente que carbões grosseiros são responsáveis por baixa tensão de fratura. Na prática, grãos de pequeno diâmetro são associados com os carbões finos e espera-se que os valores de σ_F sejam altos [63].

2.5 - Resfriamento acelerado – aspectos gerais

Nos últimos 50 anos, uma série de pesquisas tem sido realizada para o desenvolvimento da tecnologia de resfriamento acelerado que é aplicada na produção de praticamente todos os produtos de aço: tiras, lâminas e chapas grossas. Em geral, o resfriamento controlado é aplicado após a laminação a quente. Com o resfriamento acelerado, é possível atingir maiores níveis de resistência com menor teor de elementos de liga, o que reduz o custo e aumenta a soldabilidade das chapas. Entretanto, há casos em que o resfriamento entre passes do laminador é usado para diminuir as temperaturas de deformação. Isso ocorre particularmente no processamento de barras e na laminação de chapas grossas [5],[20].

Na laminação de chapas grossas, o equipamento de resfriamento acelerado promove o resfriamento forçado da chapa após a laminação de acabamento. Esse equipamento consiste de um arranjo de coletores superiores e inferiores aos rolos das mesas transportadoras que propiciam um fluxo de água sobre as superfícies do esboço [64]. A seqüência de transformações que ocorrem no resfriamento acelerado são

indicadas nos diagramas de resfriamento contínuo e as fases formadas são determinadas pela taxa de resfriamento. A quantidade e a distribuição das mesmas é governada pelos princípios da metalurgia física. A morfologia dos aços laminados a quente é definida pela natureza, quantidade e distribuição das fases presentes. A temperatura de transformação é o parâmetro mais crítico pois controla a taxa de nucleação e o crescimento de grãos ferríticos [5],[30].

As alterações na microestrutura e nas propriedades associadas com a taxa de resfriamento podem ser racionalizadas quando se entende a correspondência entre essas mudanças na taxa de resfriamento com o “transitar” por diferentes regiões do diagrama de resfriamento contínuo (natureza e quantidade de fases) a diferentes temperaturas de transformação. Nesse contexto, os fatores mais relevantes para a determinação da microestrutura em função do resfriamento acelerado são [5]:

- As variáveis que controlam a microestrutura da austenita laminada a quente;
- A interferência da composição e da morfologia da austenita no diagrama de resfriamento contínuo;
- A influência da seqüência de resfriamento na evolução da microestrutura para um determinado diagrama de resfriamento contínuo [5].

O resfriamento acelerado após a laminação controlada provoca a formação de uma microestrutura constituída por grãos finos com produtos de transformação formados a baixas temperaturas. A laminação controlada aumenta o número de sítios para a nucleação da ferrita, enquanto o resfriamento acelerado aumenta a taxa de nucleação dessa fase devido a um super-resfriamento a um nível ótimo. Ao longo da espessura da chapa processada por laminação controlada há grãos de diferentes tamanhos. Os grãos finos prevalecem, porém há grãos grosseiros que implicam prejuízos na tenacidade. Essa desvantagem da laminação controlada é eliminada pelo resfriamento acelerado onde os sítios para potencial nucleação da ferrita formados na laminação são aproveitados e, assim, a taxa de nucleação dessa fase aumenta, ou seja, esses processos são complementares. Em geral, após o resfriamento controlado, a natureza e a morfologia da ferrita são alteradas de poligonal para uma forma grosseira e achatada ou alongada. Quando ocorre aumento na taxa de resfriamento, ocorre a formação de pacotes de ripas que constituem a ferrita acicular [5],[6],[16].

Em aços microligados, o controle da microestrutura é baseado nos mecanismos de recuperação, recristalização e crescimento de grão controlados pela transformação austenita-ferrita. Os elementos microligantes são excelentes para aumentar os efeitos desse resfriamento no refinamento do grão e para aumentar a fração volumétrica de bainita fina. Ocorre aumento do endurecimento por precipitação devido aos carbonitreto finos formados por esses elementos [5],[20].

Os elementos microligantes Nb e Ti e, em menor grau, V e Al são utilizados para que haja controle da microestrutura. Esses elementos em solução na austenita diminuem a temperatura da transformação austenita-ferrita A_{r3} . Entretanto, quando os mesmos precipitam durante o condicionamento da austenita, a temperatura A_{r3} aumenta. Em aços predominantemente ferríticos, elementos de liga tais como Mn e Ni diminuem a temperatura da transformação austenita-ferrita A_{r3} [5],[20],[34],[64]. Os elementos microligantes B e Ti aumentam a taxa de nucleação de ferrita acicular [15],[17].

O processo CLC (*Continuous on-Line Control*) utilizado na fabricação do aço resfriado aceleradamente utilizado neste estudo pode ser dividido em duas etapas: a primeira refere-se à fabricação do aço líquido na aciaria, através dos refinamentos primário e secundário do aço; e a segunda etapa, à laminação controlada e ao resfriamento acelerado de chapas grossas. O equipamento de resfriamento acelerado CLC possibilita o refino de grãos e obtenção de diferentes microestruturas no aço em função da composição química e das taxas de resfriamento utilizadas (resfriamento acelerado ou têmpera direta) e das temperaturas de início e de finalização do resfriamento [5].

Diversas mudanças ocorrem na microestrutura transformada devido ao aumento da taxa de resfriamento. O refinamento da ferrita é substituído por uma fina dispersão de perlita. Ocorre o desaparecimento de estrutura bandada de perlita formada na laminação e, assim, a bainita fina é formada. O resfriamento acelerado pode reduzir, consideravelmente, a fração volumétrica de perlita que exerce efeito deletério na tenacidade e na ductilidade. Esses mecanismos de transformação ocorrem, predominantemente, por difusão. Há variações do resfriamento acelerado que acarretam transformações governadas por mecanismos de cisalhamento [20],[64].

A mudança de perlita bandada fragilizante para bainita fina homogeneamente distribuída aumenta a ductilidade e o patamar de energia absorvida no ensaio Charpy.

Em aços ferríticos-bainíticos, a contribuição da bainita é menos danosa à resistência à fratura frágil que os nódulos ou colônias de perlita (apesar da bainita ser mais dura que a perlita). A presença de separações comumente observadas em aços de laminação controlada é reduzida parcialmente pelo resfriamento acelerado devido a mesma razão [5].

O resfriamento acelerado após a laminação controlada de chapas grossas resulta em um maior refinamento do grão ferrítico, efetivo aumento no endurecimento por precipitação e aumento adicional de resistência causado pela presença de bainita finamente dispersa na matriz ferrítica. Os pequenos grãos ferríticos, a substituição da perlita grosseira e os finos grãos bainíticos dispersos contribuem para a alta resistência à fratura frágil. Nessas condições, a ferrita é caracterizada por uma alta densidade de discordâncias devido à expansão volumétrica que acompanha a transformação da estrutura cristalina cúbica de face centrada para cúbica de corpo centrado. A reação austenita-bainita provoca o aumento da densidade de discordâncias na ferrita devido às contribuições da mudança de volume e do cisalhamento característicos dessa transformação [5],[64].

2.5.1 - Influência do resfriamento acelerado na microestrutura e nas propriedades mecânicas dos aços ARBL

Nos aços ARBL microligados, a taxa de resfriamento altera o tamanho do grão ferrítico e a fração de bainita na microestrutura. A temperatura de transição de modo de fratura (*“fracture appearance transition temperature”*) FATT é determinada, majoritariamente, pelos parâmetros utilizados na laminação controlada que precede o resfriamento acelerado. Nesses aços, o incremento na resistência causado pelo resfriamento acelerado recebe as contribuições do refinamento de grão, do aumento da fração volumétrica de bainita e do aumento do endurecimento por precipitação. Em termos gerais, a FATT é influenciada por vários fatores conforme a equação (30). Os efeitos morfológicos das segundas fases estão implicitamente incluídos no termo E, cujo valor é menor para bainita fina do que para perlita bandeada [20]:

$$FATT = A - Bd^{-1/2} + C\sigma_{ppt} + D\sigma_{disl} + Ef_{sp} \quad (33)$$

onde:

A e E são constantes;

d é o diâmetro do grão ferrítico;

σ_{ppt} é o aumento de resistência devido à precipitação;

σ_{disl} é o aumento de resistência devido à formação de subestruturas;

f_{sp} é a fração volumétrica de segundas fases tais como perlita e bainita [20].

Devido à influência dos fatores supracitados no aumento da resistência mecânica após o processo de resfriamento acelerado, ocorre redução do teor de elementos microligantes presentes na composição química necessário para assegurar um determinado nível de resistência mecânica de um aço microligado. Assim, o teor de carbono equivalente, CE, de acordo com a equação (25), nas chapas produzidas por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado é reduzido quando comparado com aquele observado nos mesmos aços submetidos somente ao primeiro processo [20].

Como a dureza sofre redução nos aços com baixo teor de carbono equivalente, em soldagens de alta energia, os baixos teores de carbono equivalente exercem um efeito benéfico no aumento da tenacidade na região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada [20],[41].

Shanmugam et al [16] estudaram o efeito de diferentes taxas de resfriamento (não especificadas por razões de propriedade) em aços microligados ao Nb. Os principais constituintes microestruturais obtidos a baixas taxas de resfriamento (observados através de MEV) foram ferrita poligonal e perlita.

A taxas de resfriamento altas e intermediárias a microestrutura era composta por agulhas de ferrita bainítica (observada mediante microscopia eletrônica de transmissão) e perlita degenerada juntamente com a microestrutura convencional ferrita-perlita. Com o aumento na taxa de resfriamento, a formação de ripas de ferrita e de ferrita bainítica foi facilitada implicando diminuição na microestrutura ferrita-perlita convencional. Os

grãos formados a diferentes taxas de resfriamento apresentaram tamanhos similares, entre 10 e 12 μm [16].

O crescimento de ripas finas de ferrita bainítica é controlado pela taxa de nucleação de subunidades que depende da força motriz para a transformação da austenita, ou seja, depende do sub-resfriamento. Mediante aumento na taxa de resfriamento, a temperatura A_{r3} diminui. A transformação ocorre a altas taxas e rapidamente transpõe a região de duas fases. Assim, a precipitação de ferrita é mínima. Além disso, a deformação aumenta a força motriz para transformação e acelera as transformações que ocorrem no resfriamento contínuo, ou seja, mais tempo é necessário para que a transformação perlítica ocorra [16].

Shanmugam et al [16] mostraram que a microestrutura de um aço de resfriamento acelerado formada a altas taxas de resfriamento continha, predominantemente, ferrita na forma de ripas ou de ferrita bainítica. A maioria das ripas de ferrita estava orientada ao longo de uma direção particular com a presença de camadas descontínuas de cementita entre as mesmas. Como a força motriz para a transformação é a redução no teor de carbono, a austenita tende a se transformar em ferrita em ripas por mecanismos de cisalhamento a temperaturas acima 350°C.

Com aumento na taxa de resfriamento, a morfologia da cementita na perlita lamelar sofre a transformação para perlita degenerada e, em seguida, para pequenas partículas de cementita. A perlita degenerada é formada pela nucleação de cementita na interface ferrita/austenita. Camadas de ferrita livre de carbeto circundam as partículas de cementita. A temperatura de transformação se encontra entre a temperatura de formação da perlita verdadeira e a temperatura de início da transformação em bainita superior. A perlita degenerada é formada por um processo difusional semelhante ao que ocorre na formação da perlita lamelar. A diferença é atribuída à insuficiente difusão de carbono que é necessária ao desenvolvimento de lamelas contínuas [16].

A interface entre a ferrita e a cementita da perlita degenerada é mais extensa que na perlita convencional, então a área do contorno de grão da ferrita dos aços que contêm perlita degenerada é maior quando comparada com os aços processados convencionalmente. A perlita degenerada promove aumento da tenacidade e a quantidade desse microconstituente aumenta com maiores taxas de resfriamento [16].

No estudo realizado por *Shanmugam et al* [16], ensaios mecânicos revelaram que houve aumento na tensão limite de escoamento e no limite de resistência à tração com o aumento na taxa de resfriamento pois esse promoveu a substituição da perlita por ripas de bainita. Entretanto, os valores da elongação percentual foram similares para diferentes taxas de resfriamento.

Rodrigues et al [18] estudaram a influência da taxa de resfriamento acelerado e da temperatura de início do resfriamento nas propriedades mecânicas de um aço ARBL de baixo carbono bainítico produzido industrialmente e recebido após a laminação a quente. O aço continha 21 ppm de B e era microligado com Nb, Ti, V e Ni. A presença de B e alta concentração de Mn (1,70% em peso) aumentaram a temperabilidade do aço causando a formação de uma estrutura mista com a presença de bainita.

O carbono é rejeitado durante a formação da ferrita e se difunde para o interior da austenita remanescente onde a concentração desse elemento se torna alta. Esse fato provoca aumento da temperabilidade da austenita não-transformada. As maiores taxas de resfriamento, há menos tempo disponível para transformações controladas por difusão e a quantidade de austenita disponível para a transformação de fase por cisalhamento é maior [18].

No trabalho realizado por *Rodrigues et al* [18], as amostras do aço foram submetidas à laminação controlada seguida de resfriamento acelerado em laboratório. As temperaturas de início do resfriamento utilizadas após a laminação controlada foram 750, 700 e 650°C. Taxas de resfriamento entre 0,03 e 100 K.s⁻¹ foram aplicadas nas amostras cujas temperaturas estavam entre 800 e 500°C, em média. Os valores críticos da temperatura de não-recristalização da austenita e da temperatura Ar₃ (determinados experimentalmente) foram iguais a 945±5°C e 760±5°C, respectivamente.

Rodrigues et al [18] observaram que a fração volumétrica de ferrita acicular formada nas amostras que foram submetidas aos resfriamentos iniciados a 750 e a 700°C, respectivamente, era maior que aquele apresentado pelas amostras com resfriamento iniciado a 650°C. Em contrapartida, quando o resfriamento foi iniciado a temperaturas mais baixas, a quantidade de ferrita poligonal aumentou devido ao maior tempo disponível para a formação dessa fase antes do início do resfriamento acelerado.

Nas amostras resfriadas a baixas taxas de resfriamento (entre 1 e 11 K/s), predominavam ferrita poligonal e bainita granular com pequena quantidade de bainita acicular. A bainita granular aparece como grãos de ferrita equiaxial com altíssima densidade de discordâncias (quando comparada à densidade desses defeitos presentes na ferrita poligonal). A quantidade de discordâncias móveis aumenta com a taxa de resfriamento [18],[19].

Na bainita granular há ilhas de martensita e/ou austenita retida entre as mesmas. Enquanto a transformação austenita-bainita ocorre, todo excesso de carbono é rejeitado para a austenita residual. Quando a austenita residual enriquecida com carbono é continuamente resfriada, a temperaturas abaixo da temperatura de início da transformação martensítica ocorre a formação do microconstituente A-M [18],[19].

Durante o estudo realizado por *Rodrigues et al* [18], foi observado que a taxas de resfriamento intermediárias (20 K.s^{-1}), a presença de microestruturas bainíticas (bainita superior e inferior) era predominante. Observou-se ferrita acicular livre de carbeto, bainita e alguns carbeto. Um aumento mais acentuado na taxa de resfriamento (entre 40 e 100 K.s^{-1}) produziu microestrutura constituída, principalmente, por bainita inferior e martensita com pequenas quantidades de ferrita acicular e bainita superior. A menores taxas de resfriamento (1 K.s^{-1}) a microestrutura era constituída, majoritariamente, por ferrita poligonal [18].

Xiao et al. [36] estudaram as transformações de fase ocorridas em aço para a fabricação de oleodutos (equivalente à especificação X60) após o processo TMCP. De acordo com a curva de resfriamento contínuo desse aço antes da deformação a quente, a formação de bainita e de ferrita acicular podem ser intensamente promovidas por elementos como Mn, Mo e Nb, enquanto que a formação de ferrita poligonal e a transformação da perlita podem ser restringidas.

Observou-se que quando a taxa de resfriamento era alterada de 10 para 100°C/s , formava-se uma microestrutura constituída por bainita clássica com austenita no contorno de grão. Quando a taxa de resfriamento muda de 0,2 para 5°C/s , a microestrutura de ferrita acicular pode ser obtida com a eliminação do contorno de grão da austenita. A transformação da ferrita poligonal ocorreu a taxas de resfriamento inferiores a $0,2^\circ\text{C/s}$ [36].

Cota et al [19] submeteram um aço ARBL bainítico a testes de torção para simular o processo de laminação controlada seguido por resfriamento acelerado interrompido a taxa igual a $1^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. O resfriamento acelerado interrompido é realizado quando o resfriamento é finalizado a temperaturas que ultrapassam a temperatura de início da transformação martensítica, diferente do resfriamento acelerado contínuo que pode ser finalizado a temperatura ambiente. Na microestrutura final, foram encontradas bainita granular e pequenas ilhas de microconstituente A-M, ferrita bainítica e ferrita poligonal. Houve decréscimo na fração volumétrica, no tamanho médio dos grãos de ferrita poligonal e nas dimensões das ilhas de A-M mediante o aumento da taxa de resfriamento ou da diminuição da temperatura de finalização do resfriamento [65].

2.6 - Soldagem de metais

Na soldagem de metais por fusão, trabalha-se com fontes de calor a elevadas temperaturas, concentradas sobre a junta. Durante o deslocamento da fonte ao longo da junta, a solda é formada pela fusão e solidificação localizadas. Esta aplicação concentrada de energia acarreta o aparecimento de altas temperaturas em pequenas regiões e altos gradientes térmicos (10^2 a $10^3^{\circ}\text{C}/\text{mm}$) são gerados. Além disso, ocorrem bruscas variações de temperatura (de até $10^3^{\circ}\text{C}/\text{s}$) e, conseqüentemente, grandes alterações na microestrutura e nas propriedades em pequenos volumes de material. A cada ponto do material localizado próximo à junta, é associado um ciclo térmico de soldagem que corresponde à história da variação da temperatura no mesmo durante a soldagem. Na prática, cada um desses pontos experimenta um tratamento térmico [39],[66].

O processo de soldagem induz o aparecimento de altas tensões residuais que podem influenciar a evolução da microestrutura. Essas tensões residuais aliadas a tensões térmicas (que excedem a tensão limite de escoamento) podem acarretar a formação de altas densidades de discordâncias [34].

Os ciclos térmicos de soldagem e a repartição térmica dependem da condutividade térmica do metal de base, da geometria da junta (direções para o fluxo de calor), da espessura da junta, da energia de soldagem e da temperatura inicial da peça [39],[66].

A temperatura de pico (T_p) é a temperatura máxima atingida pelo ponto durante o ciclo térmico de soldagem. Indica a possibilidade de ocorrência de transformações microestruturais e, conseqüentemente, a extensão da ZTA durante a soldagem. A temperatura crítica (T_c) é aquela mínima necessária para que significativas alterações microestruturais ou de propriedades no material ocorram durante o ciclo térmico de soldagem [39].

Na solda por fusão de metais, há três regiões básicas [39]:

- Zona Fundida (ZF): região onde o material fundiu-se e solidificou-se durante a operação de soldagem. As temperaturas de pico dessa região foram superiores à temperatura de fusão do metal de base;
- Zona Termicamente Afetada (ZTA) ou Zona Afetada pelo Calor (ZAC): região não fundida do metal de base que teve a microestrutura e/ou as propriedades alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. As temperaturas nessa região foram inferiores à temperatura de fusão;
- Metal de Base (MB): região mais afastada do cordão de solda e que não foi afetada pelo processo de soldagem. As temperaturas de pico são inferiores à temperatura crítica do material [39].

A composição química do metal de solda varia com a composição do metal de base, dos eletrodos e dos fluxos. O uso de processos de soldagem com altos aportes térmicos são preferidos pela indústria por razões econômicas pois promovem altas taxas de deposição e reduzem o tempo do processo. Os elementos presentes no metal de base podem incorporar-se à solda por diluição, que é função do aporte térmico. Por outro lado, a composição da ZTA somente é afetada pela composição do metal de base e, por isso, o controle sobre a mesma é limitado. Esses fatores, somados à taxa de resfriamento, diferença de tamanho de grão e morfologia das duas regiões geralmente resultam em uma diferença de microestrutura entre o metal de solda e a ZTA. O metal de solda possui uma estrutura de solidificação colunar que difere da morfologia da ZTA. Esta apresenta grãos equiaxiais grandes próximo à linha de fusão [42],[66].

Nas regiões mais quentes da poça de fusão, localizadas logo abaixo do arco, o metal de adição é misturado sob intensa agitação ao metal de base fundido. Na parte

posterior da poça, a temperatura cai e ocorre a solidificação originando o cordão de solda. Nas regiões superaquecidas, ocorre uma intensa interação do metal fundido com os gases e escórias presentes na região do arco. Estas interações envolvem a absorção de gases (por exemplo, hidrogênio pelo aço, alumínio ou cobre), a redução de óxidos com a transferência de oxigênio para o metal, a transferência de elementos de liga e impurezas do metal fundido para a escória ou vice-versa e a volatilização de alguns elementos tais como Zn, Cd, Cr e Al [39].

O processo de solidificação determina diversas características macro e microestruturais do cordão gerando importantes efeitos sobre as propriedades e o comportamento da solda. O metal de solda possui três regiões distintas após a solidificação: grãos colunares, grãos grosseiros e grãos equiaxiais [39].

Os grãos colunares são formados a partir da liberação de calor latente de solidificação nas regiões mais afastadas da interface sólido/líquido (interface chanfro/metal fundido). A temperatura do líquido próximo desta interface se aproxima da temperatura de fusão do metal. Como consequência, o número de novos grãos nucleados é fortemente reduzido e o sólido passa a ser formado principalmente pelo crescimento de grãos já existentes em direção ao líquido, que assumem o formato colunar característico dessa zona. Os grãos equiaxiais são formados em uma zona de refino onde o calor é extraído de forma aproximadamente igual em todas as direções. A nucleação de novos grãos ocorre a partir da ZTA. Na linha de fusão (fronteira entre a zona fundida e a ZTA), inicia-se a solidificação da poça de fusão principalmente pelo crescimento de grãos do metal de base localizados nessa fronteira, o que assegura a continuidade metalúrgica entre a zona fundida e a ZTA [39],[41].

O ciclo térmico aplicado a um determinado ponto de um aço da classificação API (para estruturas *offshore*) durante um processo de soldagem ao arco elétrico (por exemplo, arco submerso) é caracterizado por um aquecimento rápido até a temperatura de pico (T_p), por um pequeno tempo de permanência no entorno daquela temperatura, seguido de um resfriamento relativamente rápido. Em função da temperatura de pico alcançada em cada ponto pela aplicação dos ciclos térmicos respectivos, a ZTA de um cordão em passe único pode ser dividida nas cinco regiões principais seguintes. Cada uma é caracterizada por um intervalo específico para T_p [41]:

- Região parcialmente fundida: T_p próxima ao ponto de fusão;
- Região de grãos grosseiros: $1100^\circ\text{C} < T_p < 1400^\circ\text{C}$;
- Região de grãos refinados: $Ac_3 < T_p < 1100^\circ\text{C}$;
- Região intercrítica: $Ac_1 < T_p < Ac_3$;
- Região subcrítica: T_p um pouco inferior a Ac_1 [41].

Há ainda uma região cujo T_p é bem inferior a Ac_1 , onde o metal base fica inalterado. Observa-se que temperaturas superiores a 1100°C favorecem o crescimento do grão austenítico, sendo que quanto maior o aporte térmico utilizado, maior é o tempo que um determinado ponto da região de grãos grosseiros da ZTA permanece naquela faixa de temperaturas, favorecendo ainda mais o crescimento de grãos austeníticos. O tempo de resfriamento entre 800 e 500°C está diretamente relacionado ao aporte térmico [41].

Existe um efeito combinado entre o pico de temperatura (tamanho de grão austenítico) e o tempo de resfriamento sobre as transformações da austenita na ZTA. A região de grãos grosseiros próximo à linha de fusão se transforma numa faixa de temperaturas mais baixa que a região de granulação mais fina. A microestrutura formada dentro de cada grão austenítico normalmente não é uniforme, e sim a mistura complexa de dois ou mais constituintes metalográficos [41].

A baixa tenacidade da ZTA de chapas grossas está associada às zonas frágeis localizadas (ZFL) na região próxima à linha de fusão da solda. Essas zonas influenciam significativamente a tenacidade global de juntas soldadas estruturais e variam com o tipo de aço, procedimento de soldagem e condições de soldagem. Alguns pesquisadores consideram que a ZFL é a região de grãos grosseiros na qual a probabilidade do microconstituente austenita-martensita (A-M) é grande. É considerado por outros pesquisadores que o próprio microconstituente A-M é a ZFL, a partir de um ponto de vista microscópico. Em termos microscópicos, o microconstituente A-M desempenha um papel importante na nucleação de trincas por clivagem devido à elevada fragilidade. Entretanto, a nucleação de microtrincas não necessariamente provoca fratura

macroscópica frágil. A propagação da microtrinca depende da tenacidade intrínseca da matriz que a contém [41].

A tenacidade da junta soldada não depende apenas da tenacidade absoluta da ZFL, mas é influenciada também pela distribuição e tamanho destas zonas frágeis na junta, bem como pela relação entre as propriedades mecânicas da ZFL e dos microconstituintes que a cercam [41].

2.6.1 - Soldagem a arco submerso (SAW)

A soldagem a arco submerso (“*submerged arc welding*” - SAW) produz o crescimento dos grãos do metal de base quando o mesmo é aquecido por um arco entre um eletrodo metálico (contínuo e sem revestimento) e a peça de trabalho. O arco e o metal fundido ficam imersos em uma camada de compostos metálicos granulares e fusíveis (fluxo), que é colocado sobre a região de solda. O fluxo protege a poça de fusão da atmosfera, pois recobre o metal com escória fundida (fluxo fundido). Fluxos reagem com o metal de base e protegem a poça de metal fundido, modificam a composição química do metal de base, influenciam a forma da junta soldada e suas propriedades mecânicas. O metal de adição pode ser fornecido pelo eletrodo ou por fontes suplementares tais como arames alimentadores (pode ser utilizado somente um ou múltiplos), fitas ou grânulos metálicos [39],[40].

Na soldagem a arco submerso, o arco é coberto por um fluxo que determina a estabilidade do mesmo. Além disso, o fluxo influencia na qualidade, nas propriedades químicas e mecânicas da junta soldada. Esse processo de soldagem é versátil e correntes de até 2000 A (contínuas ou alternadas) podem ser requeridas. Durante a soldagem, a ponta do eletrodo é inserida no fluxo que cobre a área ou junta a ser soldada. Um arco é aberto através de um sistema de inicialização. Um dispositivo para alimentação do fluxo fornece o material da fonte suplementar ao eletrodo. O eletrodo (que pode ser constituído por arames sólidos, tubulares ou fitas) é aproximado da junta e o sistema é movido manualmente ou automaticamente ao longo da junta que será soldada [39],[40].

O processo de SAW é amplamente utilizado pela indústria. A elevada taxa de deposição durante o processo, a grande profundidade de penetração, a adaptabilidade a

operações automatizadas, e a alta qualidade da solda são características que permitem a vasta aplicação. A SAW é extensivamente aplicada em processos de fabricação de vasos de pressão, navios e ferrovias, na manufatura de dutos e na soldagem de elementos estruturais onde longas soldas são requeridas. Este processo permite a soldagem de materiais numa ampla faixa de espessuras, desde chapas finas de 1,5 mm até a soldagem de chapas grossas. É possível soldar juntas de topo na posição plana, soldas em filete nas posições plana e horizontal e soldas de superfície na posição plana. Em peças especialmente usinadas, juntas de topo podem ser soldadas na posição horizontal com o uso de acessórios no equipamento de soldagem [40].

2.6.2 - Soldagem dos aços ARBL

A soldabilidade dos aços ARBL é diretamente influenciada pelo teor de carbono equivalente presente na sua composição química. O carbono equivalente máximo (CE) para garantir aquela propriedade é dado pela seguinte equação (25) [20],[41]:

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (25)$$

A equação (25) é empírica e pode ser tomada como índice de temperabilidade, por levar em conta a influência de diferentes elementos de liga na transformação da austenita no aço, em relação ao teor de carbono. O aumento do teor de carbono equivalente intensifica a tendência à formação de martensita de alto carbono (lenticular e maclada) formada no reaquecimento intercrítico durante o processo de soldagem. No resfriamento posterior, parte da austenita enriquecida de carbono se transforma em martensita de alto carbono [41]. Entretanto, o aumento do aporte térmico diminui a tenacidade devido à formação de produtos de transformação característicos de altas temperaturas, tais como ferrita proeutetóide, ferrita Widmanstätten e bainita superior [1],[41].

As transformações de regiões de microfases são influenciadas pela composição química, que afeta a temperabilidade da austenita formada no ciclo térmico de temperatura de pico intercrítica. Porém, não se espera que o carbono seja um fator significativo na “equação de temperabilidade” para tais regiões porque, à temperatura um pouco acima de Ac_1 , o carbono estaria homogeneamente distribuído em pequenas frações volumétricas de austenita retransformada. Assim, a fórmula do CE sem o carbono e com um fator adicional $Si/6$ foi tomada como um meio aproximado de expressar os efeitos dos elementos de liga na temperabilidade, conforme a equação (34) [41]:

$$CE = \frac{\%Si + \%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (34)$$

A equação (34) é utilizada para avaliar a tendência à formação do microconstituente A-M nas microfases e seu conseqüente efeito na tenacidade. Os elementos de liga e o carbono também produzem um efeito deletério na tenacidade pois endurecem a matriz ferrítica [41].

2.7 - Juntas soldadas dos aços ARBL – microestrutura, propriedades mecânicas e tenacidade

O processo de soldagem tem um grande efeito na microestrutura e nas propriedades mecânicas das juntas soldadas, pois as juntas resfriam a diferentes taxas após a soldagem, de acordo com os diferentes parâmetros desse processo [15],[61].

A resistência mecânica e a tenacidade à fratura do metal de solda de aços soldados por arco submerso é fortemente dependente da fração volumétrica de ferrita acicular presente na microestrutura. A formação dessa fase depende da composição química do metal de solda e da taxa de resfriamento após a soldagem. A composição química do metal de solda é determinada pelas reações químicas e físicas entre o metal de base, o arame e o fluxo [15],[61]. Em juntas soldadas, a ferrita acicular nucleia em inclusões não-metálicas. É reportado na literatura que o óxido de titânio (TiO) pode

nuclear ferrita acicular de forma efetiva beneficiando a tenacidade do metal de solda [15],[17],[59],[61].

Prasad & Dwivedi [42] investigaram a influência dos parâmetros de processo da soldagem a arco submerso na microestrutura de juntas soldadas de um aço ARBL Cr-Mo. A soldagem de chapas de 16 mm de espessura foi realizada utilizando altos aportes térmicos (entre 3 e 6,3 kJ/mm) para cada junta soldada. Quando a soldagem das chapas foi realizada utilizando-se aporte térmico de 6,3 KJ/mm, houve similar variação nas microestruturas da ZTA, da linha de fusão e do metal de solda. O aporte térmico maior provocou o aumento do tamanho médio dos grãos das diferentes fases presentes no metal de solda.

Prasad & Dwivedi [42] observaram que à medida que se afasta do metal de base em direção à linha de fusão, ocorrem importantes mudanças na fração e no tamanho médio das várias fases. Os autores observaram a presença de ferrita acicular principalmente ao longo do contorno de grão da perlita. Os grãos perlíticos próximos à linha de fusão no metal de solda eram muito grosseiros (140 μm) quando comparados aos de ferrita (30 μm).

Veiga [66] realizou o estudo da tenacidade à fratura de juntas soldadas de um aço ARBL (Niocor II) soldado pelo processo de eletrodo revestido. Esse processo de soldagem é de baixa energia quando comparado à soldagem por arco submerso. A abordagem da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica foi utilizada empregando o método CTOD. Relações entre as microestruturas de cada região das juntas soldadas e seus respectivos valores de críticos de CTOD foram estabelecidas.

O aço Niocor II foi utilizado no estudo de *Veiga* [66]. Essa liga metálica apresenta baixo teor de Nb e boa resistência à corrosão atmosférica. Nos experimentos foram utilizadas duas chapas com diferentes teores de elementos microligantes e espessura igual 25,4 mm, designadas Chapa I e Chapa II. Essas chapas apresentam tensão limite de escoamento iguais a 367 e 359 MPa, respectivamente. As chapas foram unidas por soldagem na direção perpendicular à direção de laminação. No passe de raiz, foi utilizado aporte térmico igual a 1,0 KJ/mm e nos demais passes foi utilizado 1,2 KJ/mm [66].

No trabalho realizado por *Veiga* [66], os ensaios foram feitos de acordo com a norma britânica BS 5762/1979 [67]. O modo de carregamento utilizado foi o de flexão a três pontos com entalhe orientado em relação à direção de laminação das chapas. Ensaios foram realizados no metal de base e na linha de fusão. As juntas soldadas das chapas I e II foram testadas à temperatura ambiente. Ensaios a 0°C foram realizados na junta soldada da chapa II.

Ao comparar os valores médios de CTOD das diferentes regiões de cada junta, *Veiga* [66] observou que na Chapa I a média do CTOD do metal de base era 0,254 mm e na linha de fusão 0,371 mm. Na Chapa II, à temperatura ambiente, o valor era de 0,229 mm na linha de fusão e 0,226 mm no metal de base. Na temperatura de 0°C, a linha de fusão e o metal de base apresentaram, respectivamente, média de 0,147 mm e 0,220 mm. A microestrutura do metal de base era constituída de perlita e ferrita nas Chapas I e II (10 e 12% de perlita, respectivamente). A linha de fusão, onde a microestrutura bainítica mais grãos ferríticos foi predominante, apresentou uma tenacidade à fratura superior àquela do metal de base na temperatura ambiente e inferior na temperatura de 0°C [66].

O metal de solda apresentou a melhor tenacidade à fratura, tanto para a temperatura ambiente quanto para 0°C. A microestrutura do metal de solda era composta por ferrita acicular, ferrita poligonal intergranular, ferrita no contorno de grão, ferrita com segunda fase alinhada e agregado ferrita-carboneto. *Veiga* [66] verificou que as microestruturas bainítica mais grãos ferríticos da ZTA e ferrita acicular do metal de solda tenderam a aumentar a tenacidade nestas regiões, apesar das correlações entre os valores críticos de CTOD e as microestruturas das diferentes regiões da junta soldada, quando existentes, serem extremamente difíceis [66].

A partir da observação das microestruturas existentes na ponta das trincas dos corpos de prova das chapas I e II, nos ensaios realizados a temperatura ambiente, foi verificado que nos corpos de prova com elevadas percentagens de perlita esboroadada, o modo de fratura foi clivagem ou transição dúctil/clivagem, enquanto que para altas percentagens de grãos ferríticos mais bainita, a fratura ocorreu de modo dúctil [66].

Capítulo 3

Materiais e métodos

3.1 - Materiais

O material utilizado na pesquisa foi fornecido pela USIMINAS (Ipatinga, Brasil) na forma de *blanks* de chapas grossas soldadas de dois aços de alta resistência e de baixa liga (ARBL) do grau DH-36 produzidos por laminação controlada. Um aço foi submetido ao tratamento térmico de normalização subsequente à laminação. O outro foi submetido ao processo de laminação termomecanicamente controlada (TMCP – *Thermo-Mechanical Control Process*) com resfriamento acelerado após a laminação controlada. Neste trabalho, será adotada a nomenclatura LCN para o aço DH-36 normalizado e CLC para o aço DH-36 resfriado aceleradamente. Os aços foram fabricados pela empresa USIMINAS, que realizou a soldagem e forneceu os *blanks*.

3.1.2 Composição química dos aços

A composição química dos aços LCN e CLC, fornecida pela empresa, é mostrada na Tabela 2.

Tabela 2 - Composição Química dos Aços*

Aço	Elementos Químicos. Percentual em Peso (% peso)												
	C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo
LCN	0,16	1,35	0,17	0,026	0,007	0,034	0,025	0,035	0,035	0,002	0,036	0,021	0,013
CLC	0,14	1,08	0,19	0,02	0,002	0,032	0,015	0,012	0,003	0,014	0,024	0,018	0,011

*Fonte: USIMINAS.

Os teores de carbono equivalente (CE) dos aços LCN foram calculados conforme indicado por *Korchynsky* [20]. O CE dos aços CLC foi obtido de acordo com as especificações da norma ASTM A131 [3]. A equação (25), indicada em ambas referências bibliográficas, foi utilizada. Os valores de CE são apresentados na Tabela 3. O aço CLC apresenta menor teor de carbono equivalente.

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15} \quad (25)$$

Tabela 3 - Teores de carbono equivalente (CE) dos aços LCN e CLC

Aço	Carbono equivalente (%)
LCN	0,40
CLC	0,33

3.1.3 Propriedades mecânicas dos aços

As propriedades mecânicas em tração à temperatura ambiente dos aços LCN e CLC utilizados nesse trabalho foram fornecidas pela USIMINAS e estão apresentadas na Tabela 4. Os ensaios de tração foram realizados em corpos de prova retangulares retirados do metal de base. O eixo longitudinal do corpo de prova estava orientado transversalmente em relação à direção de laminação.

Tabela 4 - Propriedades Mecânicas em Tração dos Aços*

Propriedade Mecânica	Aço LCN	Aço CLC
Limite de Escoamento (MPa)	382	424
Limite de Resistência (MPa)	503	539
Alongamento até a Ruptura(%)	30,5	16,5
*Fonte: USIMINAS.		

3.1.4 - Chapas soldadas

Para que os testes de fratura fossem realizados a -20°C e a -40°C em corpos de prova do metal de base e da junta soldada (na região da linha de fusão), foram produzidas juntas soldadas de chapas grossas de 25 mm de espessura, unidas por soldagem a arco submerso na direção paralela a da laminação. A soldagem ocorreu em 12 passes com aporte térmico de 35 kJ/cm. Foram fornecidos *blanks* retangulares cortados dessas chapas, tendo como referência a direção de laminação. O eixo longitudinal à seção retangular desses *blanks* está orientado transversalmente em relação à direção de laminação. Um esquema onde é apresentada a geometria das chapas soldadas e o posicionamento dos corpos de prova retirados do metal de base (MB) e da linha de fusão (LF) é mostrado na Figura 14.

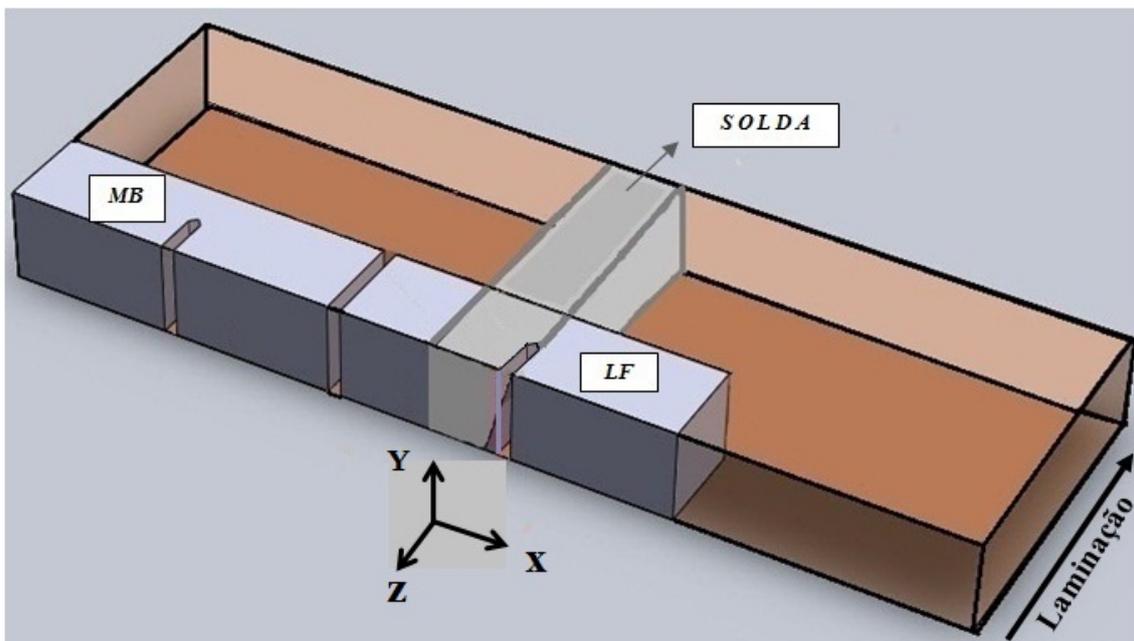


Figura 14 - Geometria das chapas soldadas e posicionamento dos corpos de prova de CTOD. Dimensões da chapa: 1000 mm (em x), 25 mm (em y) e 800 mm (em z). Fora de escala

3.1.5 - Confeção dos corpos de prova de CTOD

A preparação dos corpos de prova para os ensaios de CTOD foi realizada de acordo com às especificações contidas na norma BS 7448 – Parte 1 [79]. Foram utilizados corpos de prova de flexão em três pontos (SE(B)) com espessura B de 25 mm (igual a da chapa soldada) e largura W de 50 mm. A trinca principal no corpo de prova é formada por um entalhe pontiagudo posicionado a partir da superfície do corpo de prova acrescido da trinca de fadiga na sua extremidade. É exigido pela norma que o valor do comprimento nominal da trinca principal esteja entre 0,45 e 0,55 de W . Foi arbitrado que o valor nominal da trinca principal equivaleria à metade da largura real de cada corpo de prova, considerando-se o comprimento da trinca de fadiga estimado de 1,5 mm. O entalhe foi usinado por eletroerosão, orientado ao longo da espessura (*full thickness*) e na direção paralela àquela em que ocorreu a laminação. A geometria do corpo de prova SE(B), com trinca nominal de 25mm é mostrada nas Figuras 15 e 16.

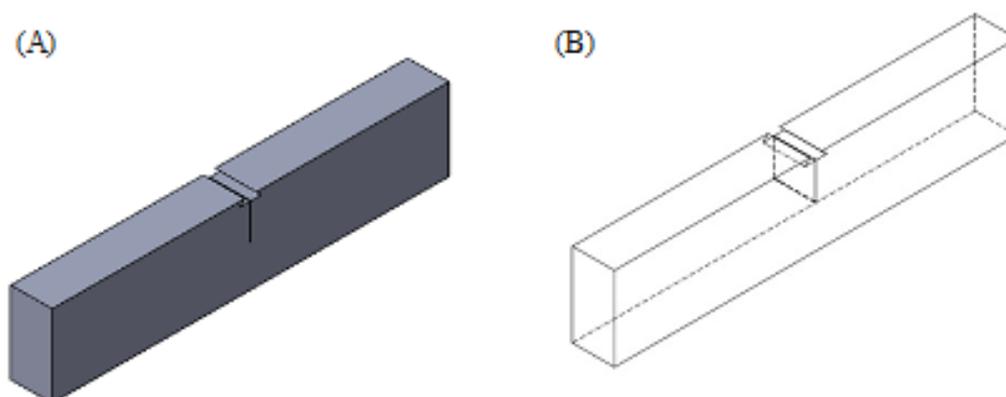


Figura 15 - Representação esquemática do corpo de prova de flexão em três pontos SE(B) entalhado

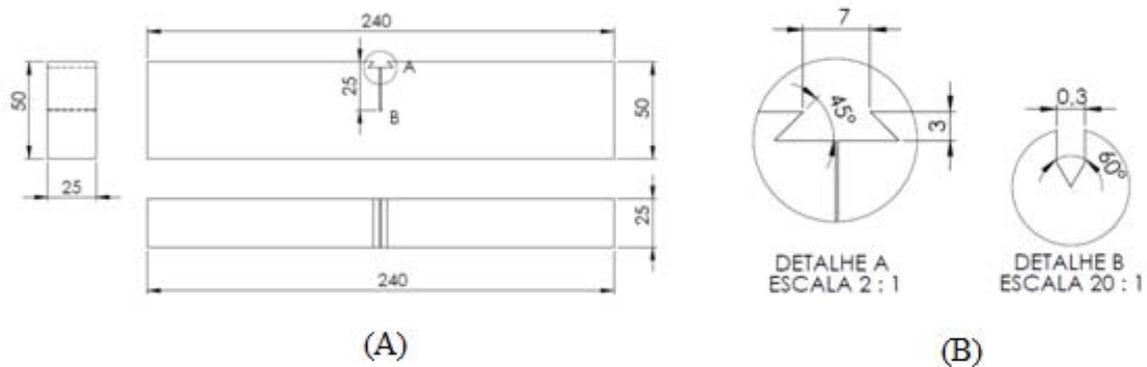


Figura 16 - Geometria da seção retangular do corpo de prova SE(B) com entalhe e trinca de fadiga. Dimensões em mm

Na Figura 17, é apresentada uma fotografia do corpo de prova SE(B) já entalhado, pronto para ser pré-trincado e testado.



Figura 17 - Corpo de prova SE(B) entalhado.

Os entalhes dos corpos de prova do metal de base foram posicionados de acordo com a orientação Y-X especificada na norma BS 7448 – Parte 1 [79]. Os entalhes dos corpos de prova da junta soldada, posicionados na região da linha de fusão, foram usinados de acordo com a orientação NP da norma BS 7448 – Parte 2 [80], com base em uma linha de referência que intercepta a linha de fusão, no lado inclinado do chanfro, na metade da espessura B do corpo de prova (localização do entalhe *weld positional* – WP). Na Figura 18, é mostrado um esquema do corpo de prova SE(B) com o entalhe na linha de fusão da junta soldada.

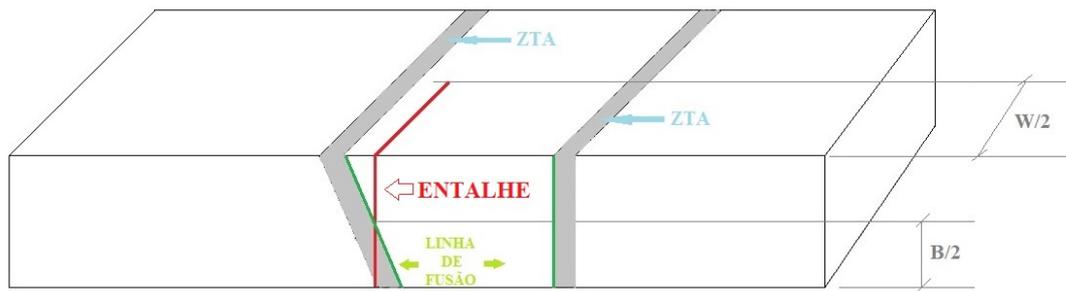


Figura 18 - Representação esquemática do corpo de prova SE(B) com entalhe na região da linha de fusão da junta soldada. B é a espessura do corpo de prova e W é a largura. Fora de Escala.

3.2 - Métodos experimentais

3.2.1 - Pré-trincamento por fadiga

Os procedimentos para a realização do pré-trincamento dos corpos de prova por fadiga à temperatura ambiente seguiram às especificações das normas BS 7448 – Parte 1 [79] e BS 7448 – Parte 2 [80]. A fadiga foi feita com a utilização de uma máquina para ensaios mecânicos servo-hidráulica Instron modelo 1332 com célula de carga de capacidade de 25 kN, em amplitude de carregamento constante (carregamento senoidal), no Laboratório de Mecânica da Fratura do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PEMM) da COPPE/UFRJ. Os parâmetros para o pré-trincamento foram inseridos num sistema computacional para aquisição de dados acoplado à máquina, utilizando o *software Wave Maker Editor*. A calibração do sistema sempre era realizada antes das operações.

A razão de tensões de fadiga R (razão entre a tensão mínima e a tensão máxima) durante os ensaios foi de 0,1. Os valores de carga máxima aplicada (F_{\max}) durante o pré-trincamento foram calculados com o uso da equação (35):

$$F_{\max} = \frac{B(W-a)^2(\sigma_{LE} + \sigma_{LR})}{4S} \quad (35)$$

onde:

σ_{LE} é o limite de escoamento do material;

σ_{LR} é o limite de resistência do material;

S é a distância entre os cilindros de apoio (igual a 4W).

A Figura 19 ilustra o posicionamento dos corpos de prova SE(B) entre os dois apoios (cilindros) superiores e o apoio (cilindro) inferior. O corpo de prova é centralizado entre os três apoios, com o entalhe alinhado à direção vertical ao centro da face circunferencial do cilindro inferior. Os ciclos de fadiga eram interrompidos quando a trinca atingia a posição vertical correspondente à metade da largura do corpo de prova onde foi riscada uma linha horizontal de referência.

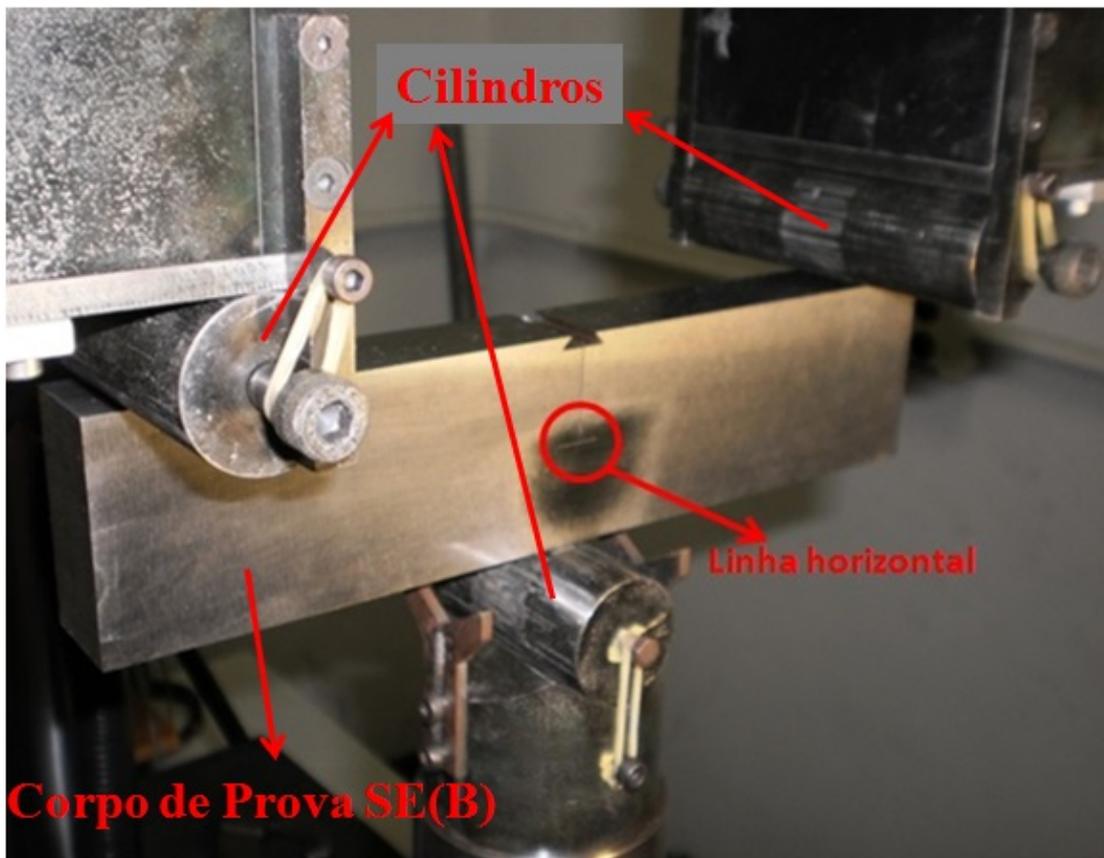


Figura 19 - Corpo de prova SE(B) entalhado e posicionado na máquina servo-hidráulica Instron para a realização do pré-trincamento por fadiga. A linha horizontal marcada no corpo de prova é uma referência para o monitoramento visual do crescimento da trinca de fadiga.

3.2.2 - Testes de CTOD

Os procedimentos para a realização dos ensaios de CTOD a -20°C e a -40°C seguiram as especificações das normas BS 7448 - Parte 1 [79] e BS 7448 - Parte 2 [80]. A máquina para ensaios mecânicos servo-hidráulica Instron modelo 1332 do Laboratório de Mecânica da Fratura do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PEMM) da COPPE/UFRJ, citada na seção 3.2.1, foi utilizada. Um dispositivo para resfriamento foi projetado, montado e acoplado à máquina. O dispositivo é formado, basicamente, por uma cuba acoplada ao pistão da máquina (cilindro inferior) onde é armazenado um banho composto de álcool etílico 95% PA e gelo seco. A temperatura é controlada com o uso de termômetros com precisão de $\pm 2^{\circ}\text{C}$ calibrados por empresa da Rede Brasileira de Calibração. Antes da realização dos testes, os corpos de prova permaneceram imersos em um recipiente para a homogeneização da temperatura durante 30s/mm de espessura.

Após o correto alinhamento dos respectivos corpos de prova, com disposição igual à observada no pré-trincamento por fadiga (seção 3.2.1), um extensômetro de fratura (*clip-gauge*) com 9 mm de curso útil é fixado à abertura do entalhe. Durante todo o teste o corpo de prova permaneceu imerso no banho criogênico. Os testes transcorreram sob controle de deslocamento após a calibração do extensômetro de fratura (*clip-gauge*) e do sistema de aquisição de dados. Os dados de carga aplicada em função da abertura da “boca” da trinca (*Crack Mouth Opening Displacement* - CMOD) são fornecidos pelo software Wave Maker Editor. Imagens registradas durante a realização de um ensaio são mostradas nas Figuras 20 e 21.

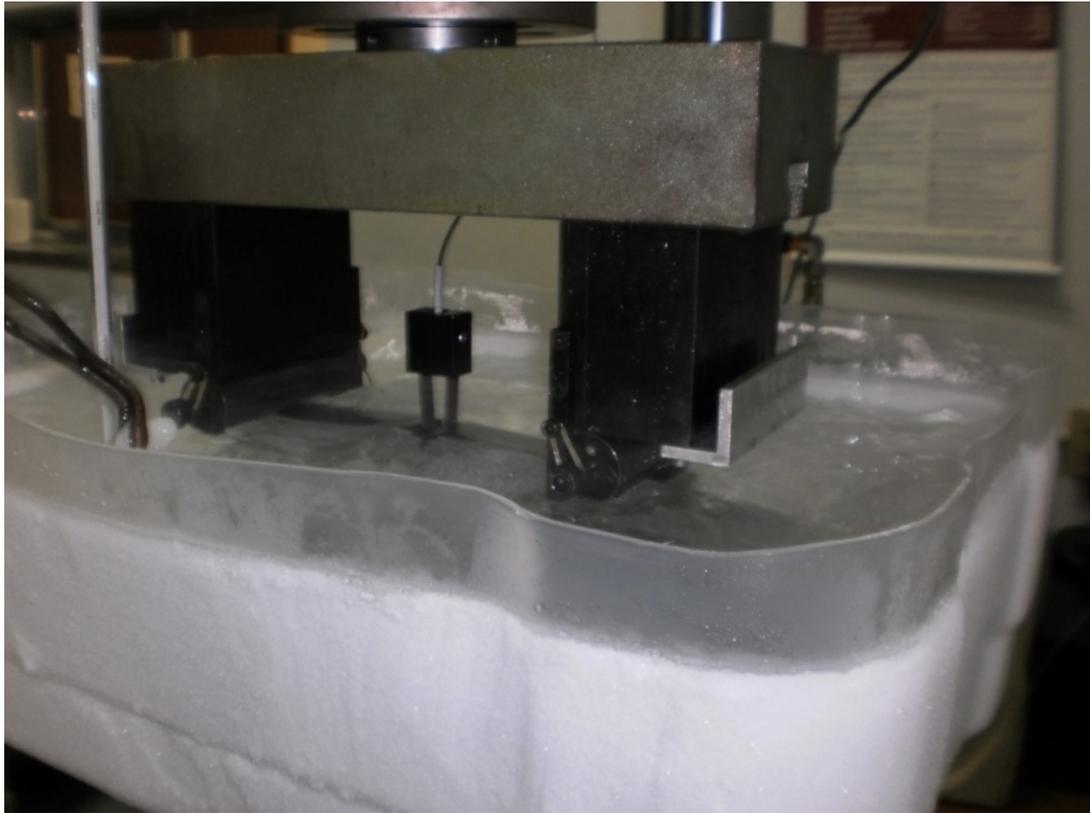


Figura 20 - Corpo de prova SE(B) durante ensaio de CTOD a baixa temperatura na máquina servo-hidráulica Instron

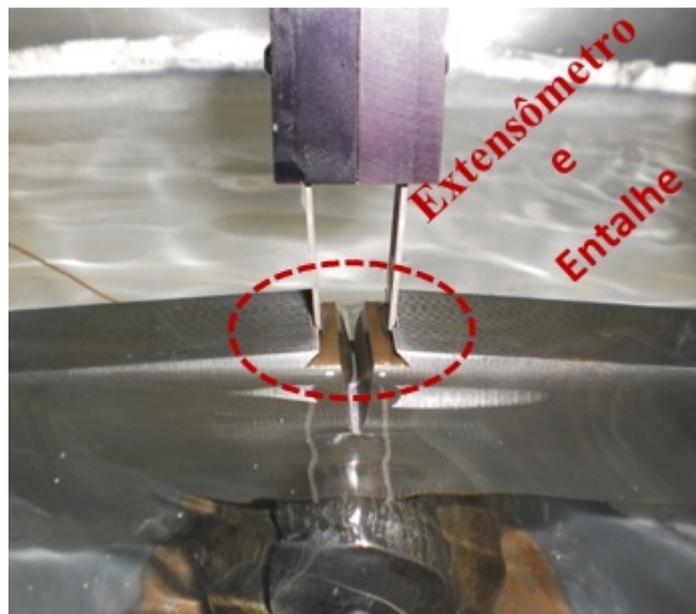


Figura 21 - Corpo de prova SE(B) durante ensaio de CTOD a baixa temperatura na máquina servo-hidráulica Instron (detalhes)

3.2.3 - Preparação dos corpos de prova para medição da pré-trinca e dos valores de CTOD

A etapa seguinte aos ensaios de CTOD consiste na medição do comprimento original da trinca na direção de propagação, valor necessário para obtenção do CTOD de carga máxima, de acordo com o previsto na norma BS 7448 – Parte 1 [79] e na avaliação do modo de fratura através de fractografias.

A técnica de tingimento térmico (*heat tinting*) pela criação de uma camada de óxido nas superfícies de fratura foi adotada para que as diferentes regiões de propagação da frente da trinca de fadiga fossem diferenciadas. Esta técnica facilita a inspeção visual prévia às medições e garante maior precisão na medição do comprimento original da trinca, a_0 , na direção de propagação e da extensão da propagação estável de trinca, incluindo a zona estirada na ponta da trinca (*stretch-zone*). Na Figura 22, há uma representação esquemática de uma superfície de fratura onde há uma trinca de fadiga e as diferentes regiões da frente de propagação da mesma. A extensão do crescimento estável da trinca, Δa , também é mostrada na Figura 22.

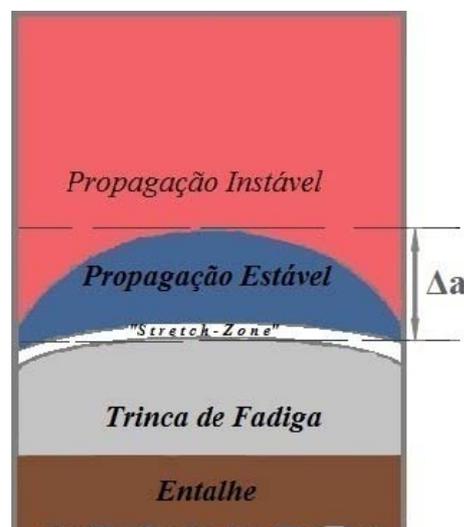


Figura 22 - Representação esquemática de uma superfície de fratura mostrando as diferentes regiões da frente de propagação da trinca

O tingimento térmico após os ensaios de CTOD foi realizado mantendo-se os corpos de prova em uma estufa a 250°C durante 3,5 h. Em seguida, os corpos de prova foram resfriado ao ar. Depois, os corpos de prova foram mantidos submersos em um recipiente contendo nitrogênio líquido até que atingissem a temperatura deste líquido e, então, levados para fraturar na máquina servo-hidráulica. As imagens das superfícies de fratura foram obtidas utilizando microscopia estereoscópica. O microscópio estereoscópico ZEISS modelo STEMI SV6 KL 1500 do Laboratório de Mecânica da Fratura com uma câmera fotográfica NIKON modelo Coolpix 4300 acoplada foi usado. Microscópio estereoscópico Olympus modelo SZX7 do Cepel (Eletrobras) também foi utilizado.

Uma representação ilustrativa das medições do tamanho original da trinca, a_0 , em nove pontos equidistantes na superfície de fratura de um corpo de prova é mostrada na Figura 23. Os pontos 1 e 9 estão posicionados em relação à extremidade vertical do corpo de prova, respectivamente, a uma distância equivalente a 1% da espessura B, de acordo com a norma BS 7448 – Parte 1 [79]. O tamanho original da trinca, a_0 , foi calculado utilizando a equação (36). Os valores dos comprimentos da zona estirada e da extensão do crescimento estável da trinca, Δa , (mostrados na Figura 22) foram medidos de maneira análoga. As medições foram realizadas em imagens da superfície de fratura obtidas por microscopia estereoscópica e o *software Photoshop* foi utilizado no exame e processamento das medidas.

$$a_0 = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^{i=8} a_i \right) \quad (36)$$

onde:

a_0 é o tamanho médio original da trinca de fadiga;

a_1 é o comprimento da trinca medido desde a superfície entalhada até a frente de propagação da trinca de fadiga, tendo como referência o ponto 1 da Figura 23;

a_9 é o comprimento da trinca medido desde a superfície entalhada até a frente de propagação da trinca de fadiga, tendo como referência o ponto 9 da Figura 23;

a_i representa cada medida de comprimento da trinca desde a superfície entalhada até a frente de propagação da trinca de fadiga, tendo como referência, respectivamente, os pontos 1 a 9 da Figura 23.

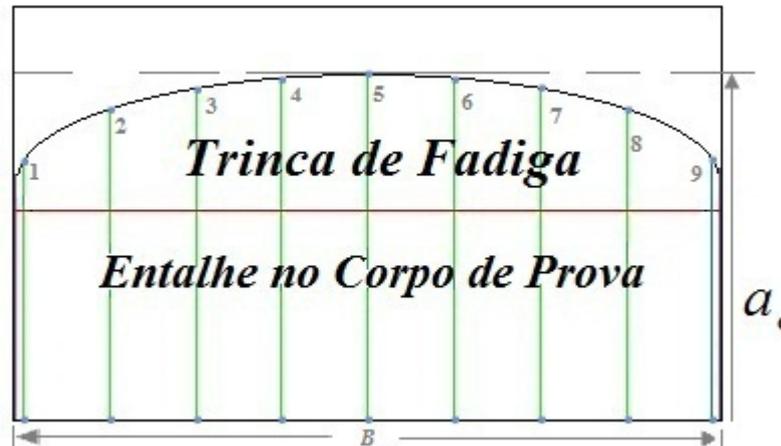


Figura 23 - Representação esquemática da superfície de fratura do corpo de prova SE(B) e localização dos pontos de medição do comprimento da trinca de fadiga

Os valores de CTOD foram calculados conforme especificado na norma BS 7448 – Parte 1 [79] a partir da equação (37)

$$\delta = \left[\frac{PS}{BW^{1.5}} f\left(\frac{a}{W}\right) \right]^2 \frac{(1-\nu^2)}{2E\sigma_{LE}} + \frac{0,4(W - a_0)V_{pl}}{0,4W + 0,6a_0 + z} \quad (37)$$

onde:

P é a carga máxima durante o ensaio;

S é o espaçamento entre os cilindros de apoio;

B é a espessura do corpo de prova;

W é a largura do corpo de prova;

$f(a/W)$ é o fator de correção geométrico;

ν é a razão de Poisson;

E é o módulo de elasticidade do material;

σ_{LE} é a tensão limite de escoamento do material;

a_0 é o tamanho médio original da trinca de fadiga;

V_{pl} é a componente plástica do CTOD.

3.2.4 - Análise metalográfica

A análise metalográfica qualitativa da microestrutura do metal de base foi efetuada com microscópio óptico Olympus modelo SZ61. A preparação das amostras constituiu no lixamento do material em lixas de 100, 220, 300, 400, 600 e 1200 mesh, sucessivamente, seguido de polimento com pasta de diamante com panos com granulação de 3, 2 e 1 μm , respectivamente. Depois, as amostras foram atacadas com solução de Nital 2% durante 30 s.

A microestrutura das amostras do metal de base preparadas para as avaliações por microscopia óptica foram também observadas no microscópio eletrônico de varredura JEOL JSM – 646OLV, operando com diferença de potencial de 15KV.

A metalografia qualitativa da microestrutura da linha de fusão da junta soldada foi realizada com microscópio óptico Olympus modelo BX 60M. A primeira etapa da preparação das amostras foi o lixamento do material em lixas de 100, 220, 300, 400, 600 e 1200 mesh, sucessivamente, seguida de polimento com pasta de diamante com panos com granulação de 3, 2 e 1 μm . A segunda etapa foi o ataque químico com solução de Picral 2% durante 30 s.

3.2.5 - Análise fractográfica

A análise das superfícies de fratura do metal de base e da linha de fusão foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e complementada por microscopia estereoscópica.

Na análise por MEV foi utilizado um microscópio JEOL JSM – 646OLV operando com diferença de potencial de 20KV. Antes das observações, a camada de óxido proveniente do tingimento térmico presente na superfície de fratura foi removida submergindo as superfícies de fratura em uma solução de Clark. Em seguida, as amostras foram lavadas com água corrente e secas. Antes da obtenção das imagens, as amostras foram limpas com propanol (MERCK) em um aparelho de ultra-som durante 10 min. A análise fractográfica foi complementada com as caracterizações efetuadas nos microscópios estereoscópicos.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1 Valores de CTOD

Nas Tabelas 5, 6, 7 e 8, são apresentados os dados dos corpos de prova do metal de base e da linha de fusão (LF) dos ensaios de CTOD válidos das juntas soldadas dos materiais do estudo. As medidas do tamanho original da trinca de fadiga, a_0 , de acordo com as especificações da norma BS 7448 - Parte 1 [79], onde é requerido que a relação $0,45 < a_0/W < 0,55$ seja respeitada, são apresentadas. Os valores médios do comprimento da frente da trinca propagada de forma estável, Δa , também são exibidos. Os valores de CTOD são discriminados de acordo com a classificação correspondente ao nível de carregamento máximo suportado pelo corpo de prova antes da propagação instável: CTOD de carga máxima (δ_m) CTOD de instabilidade (δ_u) e CTOD crítico (δ_c).

Tabela 5 - Dados dos corpos de prova do aço LCN, valores do tamanho original da trinca de fadiga (a_0), comprimento médio propagado de forma estável da frente da trinca de fadiga (Δa) e valores de CTOD (δ) obtidos (todos os valores em mm).

CP	B	W	a_0	Δa	δ_m	δ_u	δ_c
LCN 1 (-20°C)	25,05	50,80	26,43	3,02	1,07	-	-
LCN 2 (-20°C)	24,86	50,76	26,55	2,81	1,16	-	-
LCN 3 (-20°C)	23,76	47,53	26,18	2,44	1,11	-	-
LCN 1 (-40°C)	25,04	50,83	25,73	3,13	1,22	-	-
LCN 2 (-40°C)	25,00	50,81	26,03	3,19	1,15	-	-
LCN 3 (-40°C)	23,59	47,47	24,65	2,41	1,60	-	-
LCN 4 (-40°C)	23,79	47,49	24,49	2,45	1,41	-	-

Tabela 6 - Dados dos corpos de prova do aço CLC, valores do tamanho original da trinca de fadiga (a_0), comprimento médio propagado de forma estável da frente da trinca de fadiga (Δa) e valores de CTOD (δ) obtidos (todos os valores em mm).

CP	B	W	a_0	Δa	δ_m	δ_u	δ_c
CLC 1 (-20°C)	24,88	50,86	27,38	2,09	1,23	-	-
CLC 2 (-20°C)	23,82	47,45	24,63	1,63	1,23	-	-
CLC 1 (-40°C)	24,97	50,78	27,02	0,19	-	-	0,91
CLC 2 (-40°C)	24,77	50,76	27,25	0,23	-	0,41	-
CLC 3 (-40°C)	23,76	47,58	25,29	1,95	1,63	-	-

Tabela 7 - Dados dos corpos de prova da linha de fusão (LF) do aço LCN, valores do tamanho original da trinca de fadiga (a_0), comprimento médio propagado de forma estável da frente da trinca de fadiga (Δa) e valores de CTOD (δ) obtidos (todos os valores em mm).

CP	B	W	a_0	Δa	δ_m	δ_u	δ_c
LCN LF 1 (-20°C)	22,84	45,61	23,45	1,56	-	0,33	-
LCN LF 2 (-20°C)	22,83	45,69	25,07	0,43	-	0,20	-
LCN LF 3 (-20°C)	22,84	45,63	24,86	1,90	0,97	-	-
LCN LF 1 (-40°C)	23,00	45,66	23,87	0,21	-	0,08	-
LCN LF 2 (-40°C)	23,50	46,81	24,86	0,21	-	0,46	-

Tabela 8 - Dados dos corpos de prova da linha de fusão (LF) do aço CLC, valores do tamanho original da trinca de fadiga (a_o), comprimento médio propagado de forma estável da frente da trinca de fadiga (Δa) e valores de CTOD (δ) obtidos (todos os valores em mm).

CP	B	W	a_o	Δa	δ_m	δ_u	δ_c
CLC LF 1 (-20°C)	22,70	45,12	23,35	1,64	1,50	-	-
CLC LF 2 (-20°C)	22,63	45,35	23,90	1,33	-	1,34	-
CLC LF 3 (-20°C)	22,66	45,17	23,96	1,66	1,21	-	-
CLC LF 1 (-40°C)	22,75	45,20	24,02	0,24	-	0,33	-
CLC LF 2 (-40°C)	21,69	45,14	23,80	0,62	-	0,72	-
CLC LF 3 (-40°C)	22,73	45,13	22,88	0,24	-	0,18	-

As Figuras 24, 26, 28 e 30 mostram gráficos de carga aplicada P versus CMOD dos ensaios de CTOD válidos e indicam, de maneira representativa, o comportamento em fratura da maioria dos corpos de prova das juntas soldadas do aço LCN e do aço CLC com entalhes nas regiões do metal de base e da linha de fusão (LF), respectivamente. Em cada Figura, são apresentados gráficos que caracterizam o modo de fratura típico a -20°C e a -40°C. Os valores de CTOD de cada corpo de prova são apresentados nas Tabelas 5, 6, 7 e 8. Nos gráficos das Figuras 25, 27, 29 e 31, são apresentados os valores médios de CTOD e seus respectivos desvios padrão obtidos para os corpos de prova dos aços LCN e CLC, com entalhes posicionados, respectivamente, no metal de base e na linha de fusão (LF) em ensaios a -20°C e a -40°C.

Na Figura 24, são apresentados gráficos P x CMOD dos ensaios de CTOD realizados a -20°C e a -40°C em corpos de prova da região do metal de base do aço LCN. Observa-se que os gráficos caracterizam fratura dúctil, sendo os valores médios de CTOD de carga máxima e seus respectivos erros padrão de $(1,111 \pm 0,054)$ mm a -20°C e $(1,346 \pm 0,195)$ mm a -40°C.

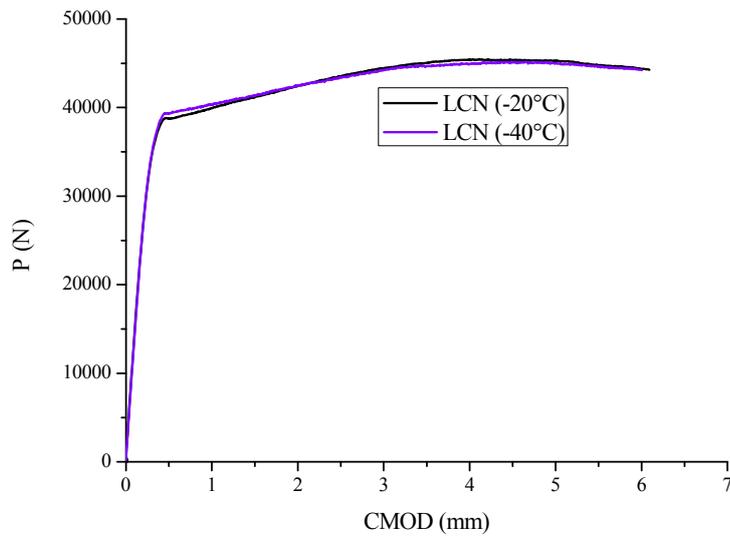


Figura 24 - Gráficos P x CMOD dos ensaios de CTOD realizados em corpos de prova da região do metal de base do aço LCN a -20°C e a -40°C .

Na Figura 25, são apresentados os valores médios de CTOD com seus respectivos desvios padrão em função da temperatura de ensaio para os corpos de prova do aço LCN: $(1,111 \pm 0,048)$ mm a -20°C e $(1,346 \pm 0,199)$ mm a -40°C . No gráfico da Figura 25, observa-se que o valor médio do CTOD para os corpos de prova do aço LCN a -40°C é 21,15% superior àquele dos ensaios a -20°C , o que é um resultado inesperado tendo em vista que a tenacidade à fratura normalmente decresce com a diminuição de temperatura.

A Figura 26 mostra gráficos P x CMOD dos ensaios de CTOD realizados em corpos de prova do metal de base do aço CLC a -20°C e a -40°C . A -20°C ocorreu fratura dúctil com valor médio de CTOD de carga máxima de $(1,232 \pm 0,004)$ mm. A -40°C ocorreu fratura frágil com instabilidade severa antes que a carga aplicada atingisse o valor máximo, sendo o CTOD médio de $(0,983 \pm 0,691)$ mm. O resultado apresentado obtido a -40°C corresponde ao ensaio em que a trinca do corpo de prova abriu até que o CTOD atingisse valor crítico antes da carga máxima aplicada.

Os valores médios de CTOD em função da temperatura de ensaio obtidos para os corpos de prova da região do metal de base do aço CLC a -20°C e a -40°C são mostrados no gráfico da Figura 27. À -20°C , o valor médio do CTOD de carga máxima

foi de $(1,232 \pm 0,003)$ mm e enquanto que a -40°C o valor médio do CTOD crítico de $(0,983 \pm 0,611)$ mm. Houve redução de 20,21 % no valor médio do CTOD do metal de base do aço CLC com a diminuição da temperatura.

Os gráficos P x CMOD dos ensaios de CTOD realizados em corpos de prova da região da linha de fusão (LF) do aço LCN a -20°C e a -40°C são apresentados na Figura 28. Observa-se que ocorreu fratura frágil com instabilidade pronunciada nas duas temperaturas de ensaio, sendo os valores médios de CTOD de instabilidade de $(0,507 \pm 0,463)$ mm a -20°C e de $(0,272 \pm 0,377)$ mm a -40°C .

Na Figura 29, são apresentados os valores médios de CTOD em função da temperatura de ensaio para os corpos de prova da região da linha de fusão (LF) do aço LCN a -20°C e a -40°C , sendo o CTOD de instabilidade $(0,507 \pm 0,409)$ mm na maior temperatura e o CTOD de instabilidade $(0,272 \pm 0,272)$ mm na menor temperatura. Houve redução de 46,35 % no valor médio do CTOD na linha de fusão (LF) da junta soldada do aço LCN com a diminuição da temperatura.

Na Figura 30, são mostrados gráficos P x CMOD dos ensaios de CTOD realizados a -20°C e a -40°C em corpos de prova da região da linha de fusão (LF) do aço CLC. O gráfico do ensaio a -20°C é típico de fratura dúctil, enquanto o gráfico obtido -40°C indica que ocorreu fratura frágil, caracterizada por instabilidade na curva antes da carga máxima aplicada. Na maior temperatura, o valor médio do CTOD de carga máxima foi $(1,349 \pm 0,165)$ mm e na menor temperatura, o CTOD de instabilidade foi $(0,409 \pm 0,318)$ mm.

O gráfico da Figura 31 mostra os valores médios de CTOD em função da temperatura de ensaio para os corpos de prova da região da linha de fusão (LF) do aço CLC a -20°C e a -40°C . A -20°C foi obtido CTOD de carga máxima com valor médio de $(1,349 \pm 0,146)$ mm e a -40°C CTOD de instabilidade de $(0,409 \pm 0,281)$ mm. Houve redução de 69,68 % no valor médio do CTOD na linha de fusão (LF) da junta soldada do aço CLC com a diminuição da temperatura.

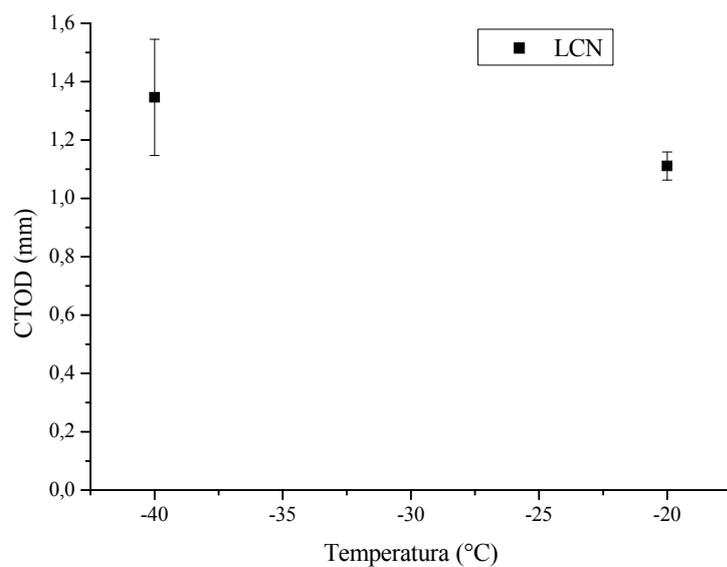


Figura 25 - Gráfico CTOD x temperatura de ensaio dos corpos de prova do aço LCN com entalhe na região do metal de base.

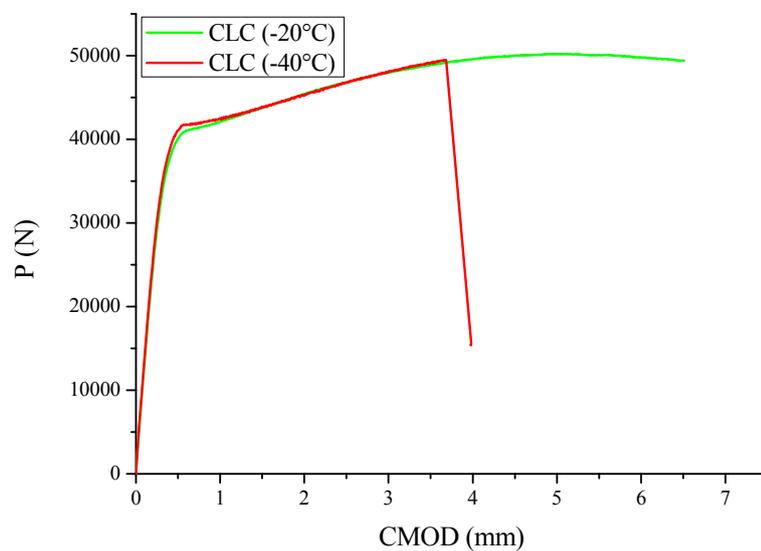


Figura 26 - Gráficos P x CMOD dos ensaios de CTOD realizados em corpos de prova da região do metal de base do aço CLC a -20°C e a -40°C.

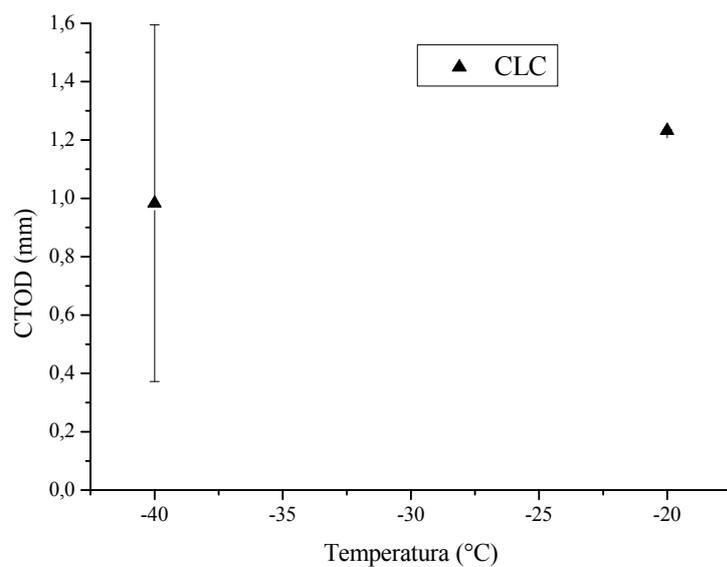


Figura 27 - Gráfico CTOD x temperatura de ensaio dos corpos de prova do aço CLC com entalhe na região do metal de base.

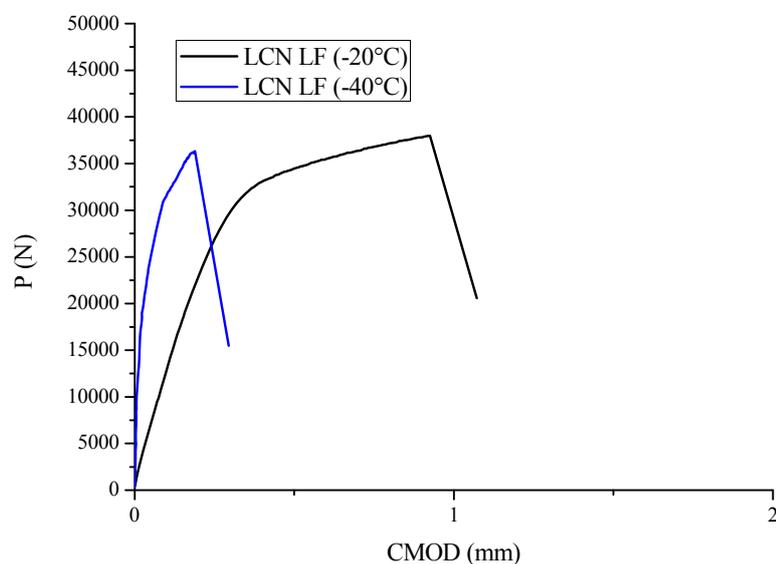


Figura 28 - Gráficos P x CMOD dos ensaios de CTOD realizados em corpos de prova da região da linha de fusão (LF) do aço LCN a -20°C e a -40°C.

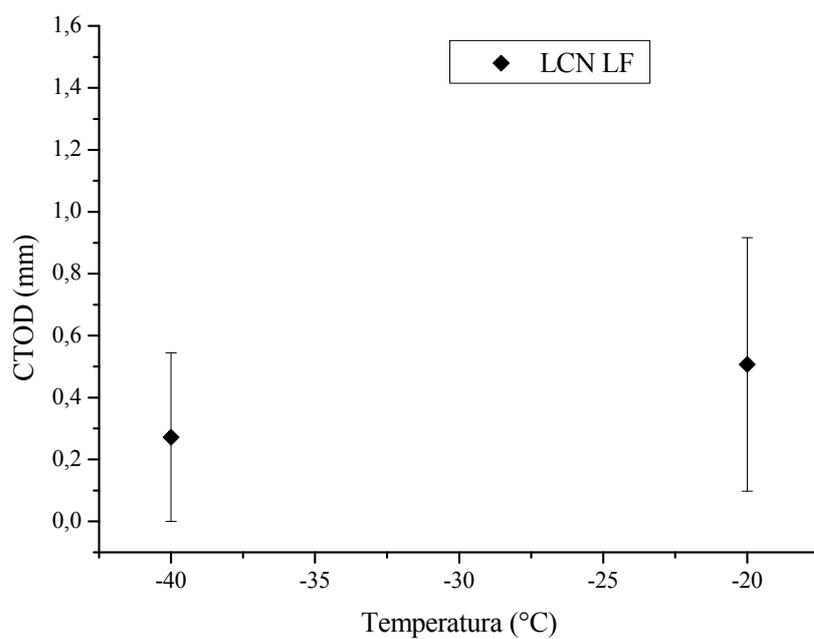


Figura 29 – Gráfico CTOD x temperatura de ensaio dos corpos de prova do aço LCN com entalhe na região da linha de fusão (LF).

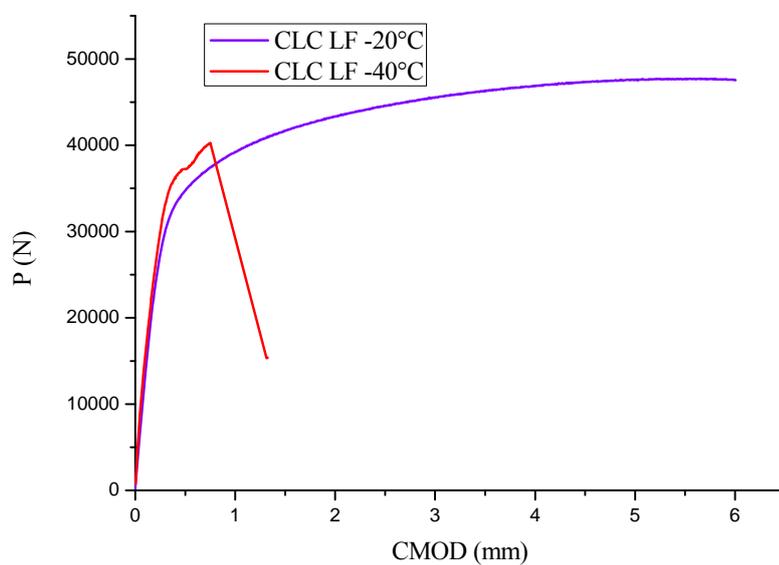


Figura 30 - Registros P x CMOD dos ensaios de CTOD realizados em corpos de prova da região da linha de fusão (LF) do aço CLC a -20°C e a -40°C.

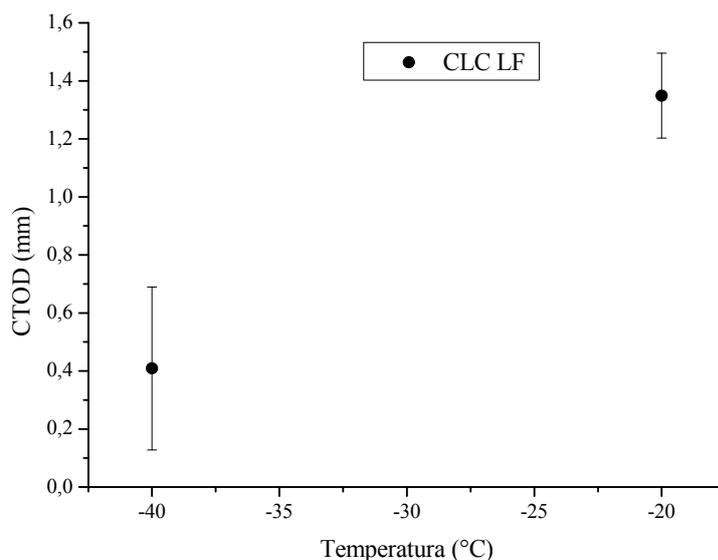


Figura 31 - Gráfico CTOD x temperatura de ensaio dos corpos de prova do aço CLC com entalhe na linha de fusão (LF).

A Figura 32 mostra o gráfico dos valores médios de CTOD em função das temperaturas de ensaio organizado a partir dos gráficos previamente apresentados nas Figuras 25, 27, 29 e 31 com o intuito de permitir uma avaliação comparativa dos resultados obtidos.

Comparando-se os valores médios de CTOD do metal de base do aço LCN a -20°C com os valores do aço CLC nesta temperatura, observa-se que o valor do aço CLC é 9,76% superior àquele do aço LCN. Entretanto, a -40°C , o metal de base do aço LCN apresenta valor de CTOD 37,75% superior àquele observado no aço CLC naquela temperatura.

Os valores de CTOD da linha de fusão (LF) do aço LCN a -20°C apresentam uma redução de 54,05% em relação aos valores do metal de base do aço LCN nessa temperatura. Os valores de CTOD da linha de fusão (LF) do aço LCN a -40°C , quando comparados com o seu metal de base nessa temperatura, apresentaram queda de 80 % no aço LCN.

Comparando-se os valores médios de CTOD do metal de base do aço CLC a -20°C com os valores médios da linha de fusão (LF) desse aço nessa temperatura, vê-se que há uma diferença de 8,89% entre os valores, sendo esse o único caso onde houve aumento no valor médio de CTOD na linha de fusão (LF) em relação ao metal de base. Os valores médios de CTOD apresentados pela linha de fusão (LF) do aço CLC a -40°C , quando comparados com os valores médios do metal de base, apresentaram queda de 58,16 % naquela temperatura.

Os resultados mostram que tanto a -20°C como a -40°C os valores médios de CTOD na linha de fusão (LF) do aço CLC são mais altos que aqueles da linha de fusão (LF) do aço LCN. A -20°C , os valores médios de CTOD da linha de fusão (LF) do aço CLC são 62,22% maiores que os valores médios da linha de fusão (LF) do aço LCN. Já a -40°C , os valores médios de CTOD da linha de fusão (LF) do aço CLC apresentaram aumento de 34,15% quando comparados com os valores médios da linha de fusão (LF) do aço LCN naquela temperatura.

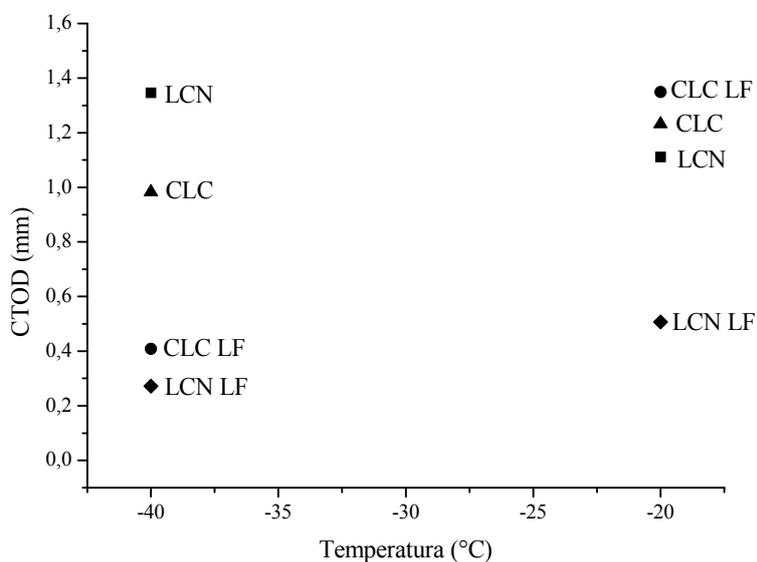


Figura 32 - Gráfico CTOD x temperatura de ensaio dos corpos de prova dos aços LCN e CLC com entalhes nas regiões do metal de base e da linha de fusão (LF), respectivamente.

4.2 Análise metalográfica

4.2.1 Caracterização microestrutural do metal de base e da linha de fusão da junta soldada por microscopia óptica

Os resultados das análises metalográficas executadas utilizando-se microscopia óptica em amostras do metal de base e da linha de fusão da junta soldada são apresentados nesta seção. Os componentes microestruturais, produtos da transformação da austenita, foram identificados conforme a simbologia apresentada na Tabela 9.

Tabela 9 - Simbologia adotada para a caracterização microestrutural

Simbologia	Microestrutura
FP	Ferrita poligonal
FQP	Ferrita quase-poligonal
P	Perlita lamelar
PE	Perlita verdadeira
FA	Ferrita acicular
FCG	Ferrita alotriomórfica ou ferrita de contorno de grão
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não-alinhada
FW	Ferrita Widmanstätten
BA	Bainita acicular
FC	Agregado ferrita-carboneto
SF	Segundas fases
A-M	Austenita-martensita

Na Figura 33, é apresentada uma macrografia da junta soldada do aço CLC no corpo de prova SE(B), porém a imagem representa as juntas soldadas dos dois aços em estudo já que ambas exibem aparências semelhantes. A macrografia mostra as regiões do cordão de solda depositado. Observa-se os contornos das camadas depositadas, formados durante resfriamento subsequente ao reaquecimento durante a soldagem em 12 passes. A zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base também podem ser vistos. As fases e microconstituintes presentes serão detalhadas por MEV na seção 4.2.2



Figura 33 - Regiões da junta soldada do aço CLC no corpo de prova SE(B). Vê-se o metal de base, a ZTA e os passes de soldagem.

As metalografias por microscopia óptica na direção da laminação (L) do aço LCN são mostradas nas Figuras 34, 35 e 36. A Figura 34 apresenta a microestrutura que é constituída, predominantemente, por ferrita quase-poligonal (FQP) e perlita lamelar (P). A subestrutura da perlita lamelar (colônias formadas por estrias de perlita verdadeira (PE)) não aparece bem definida em imagens obtidas por microscopia óptica,

conforme citado por *Smirnov* [29]. Nas Figuras 35 e 36, são mostrados detalhes da Figura 34.

A ferrita quase-poligonal (FQP) ou ferrita massiva é formada a temperaturas mais baixas que a ferrita poligonal (FP) e cresce a partir da absorção de grãos austeníticos. A transformação massiva ocorre em aços com baixo teor de carbono sob altas taxas de resfriamento, condição que favorece a transformação da austenita em ferrita sem difusão. Com o crescimento de áreas ferríticas, há redistribuição de átomos por difusão nas interfaces austenita-ferrita [29], [68]. A ferrita quase-poligonal apresenta maior densidade de discordâncias que a ferrita poligonal e em alguns casos pode conter sub-grãos. Através de microscopia óptica é possível visualizar que a morfologia típica da ferrita quase-poligonal (FQP) é composta por grãos irregulares de ferrita contendo rasgos nas suas superfícies [29]. As Figuras 34, 35 e 36 mostram que a ferrita quase-poligonal (FQP) e a perlita lamelar (P) formam uma estrutura bandeada.

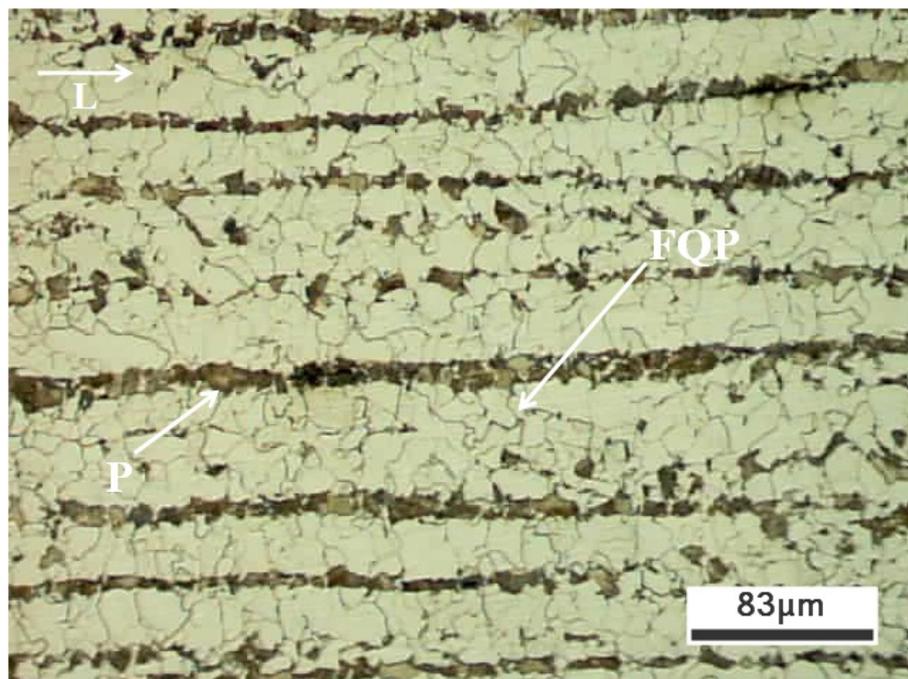


Figura 34 - Microestrutura do metal de base do aço LCN na direção da laminação (L), obtida por microscopia óptica. Aumento de 200x. Observa-se ferrita quase-poligonal (FQP) e perlita lamelar (P).

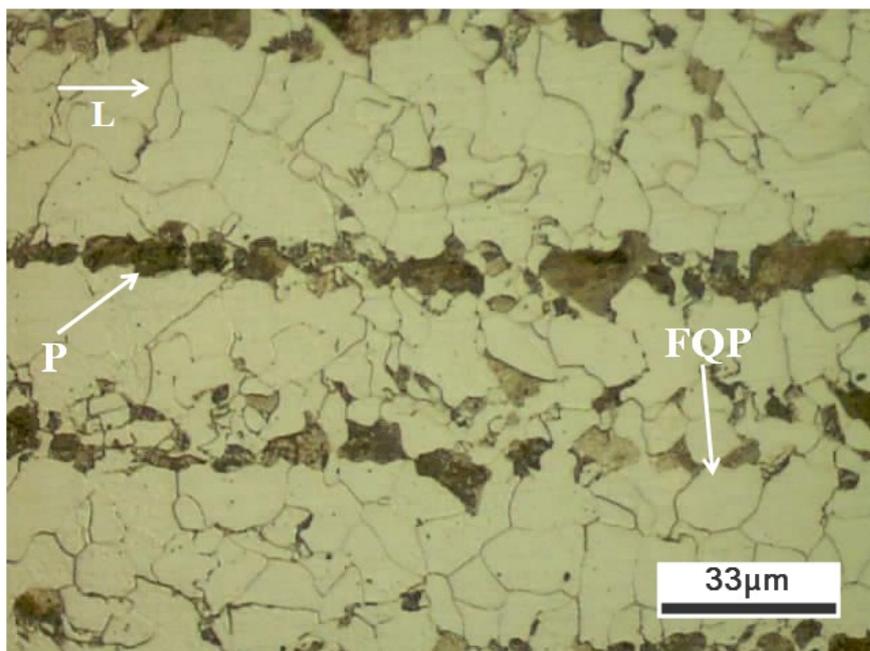


Figura 35 - Microestrutura do metal de base do aço LCN na direção da laminação (L), obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Vê-se ferrita quase-poligonal (FQP) e perlita lamelar (P).

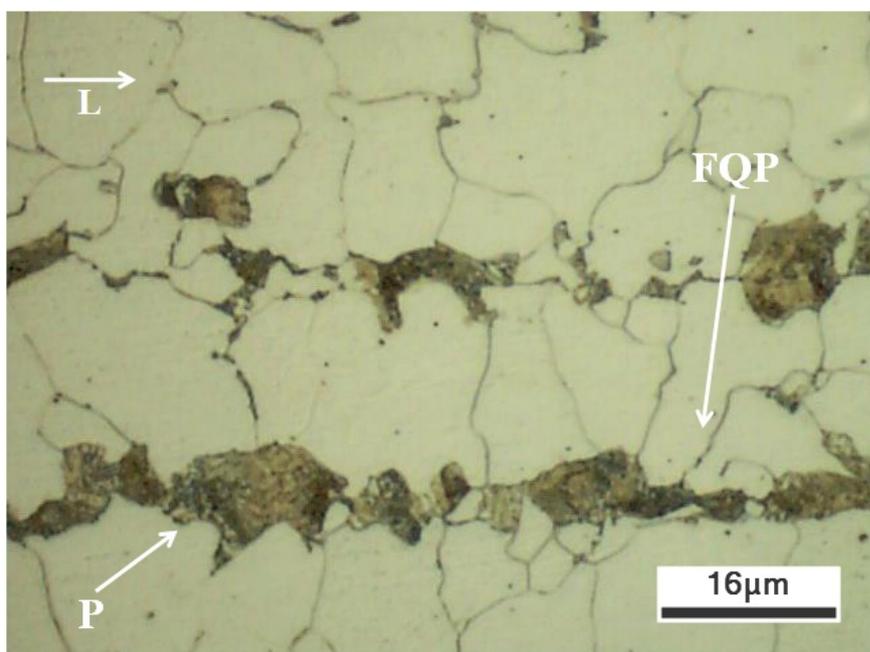


Figura 36 - Microestrutura do metal de base do aço LCN na direção da laminação (L), obtida por microscopia óptica. Aumento de 1000x. Observa-se ferrita quase-poligonal (FQP) e perlita lamelar (P).

Os resultados da caracterização microestrutural do aço CLC são apresentados nas Figuras 37 a 41. Na Figura 37, vê-se que a matriz é constituída, majoritariamente, de ferrita quase-poligonal (FQP) e algumas regiões perlíticas. De acordo com *Collins et al. (1985)* [69] citados por *Badheshia* [68], o resfriamento acelerado de chapas grossas de espessuras entre 20 e 30 mm não é recomendável quando se deseja obter aços bainíticos pois não é possível garantir que o resfriamento da chapa seja uniforme. Nas regiões centrais das chapas grossas ocorre prioritariamente a transformação da austenita em ferrita e perlita em vez da formação da bainita.

Nas Figuras 37 a 41, vê-se a microestrutura do aço CLC com maior aumento. Observa-se que a microestrutura é bastante heterogênea e que há presença de fases e de microfases, com morfologia acicular ou como ripas aleatoriamente dispersas. Nessas metalografias, é possível constatar a presença das seguintes fases: ferrita acicular (FA), ferrita alotriomórfica ou ferrita de contorno de grão (FCG), ferrita com segunda fase não-alinhada (FS(NA)) e ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)). As fases e os microconstituintes são apontados por flechas nas Figuras 38 a 41.

A ferrita acicular nucleia no interior do grão de austenita e cresce com diferentes orientações cristalográficas. Apresenta uma microestrutura caótica [68] e tem a capacidade de defletir trincas de clivagem. O efeito benéfico da ferrita acicular à tenacidade das regiões do metal de base e do metal de solda de juntas soldadas é amplamente reconhecido [5],[6],[16],[20],[22],[55],[56],[68].

A ferrita alotriomórfica ou ferrita de contorno de grão pode favorecer o aumento da tenacidade. Os contornos de grão alotriomorfos predominam a altas temperaturas (acima de 800°C) crescendo ao longo dos contornos de grão austeníticos e também dentro desses grãos, gerando uma subestrutura bem definida. De acordo com a composição química do aço, a ferrita alotriomórfica pode ser formada na condição de para-equilíbrio que é uma condição de equilíbrio em que ocorre constrição de átomos. No para-equilíbrio, a razão entre a quantidade de átomos de ferro e de átomos de soluto substitucionais é constante durante a transformação e o potencial químico do carbono é igualado nas duas fases [60].

Um alotriomorfo tende a nuclear nas superfícies dos grãos da austenita, formando camadas que seguem os contornos de grão. O alotriomorfo permanece em contato com pelo menos dois grãos de austenita e tem orientação aleatória em relação a um dos grãos. O alotriomorfo pode ser cristalograficamente facetado em um dos lados, mas com um contorno curvado no outro lado. Apesar do crescimento do grão alotriomorfo ocorrer de maneira anisotrópica, no interior do mesmo, há cristais dispostos simetricamente [60].

As camadas alotriomorfas removem as superfícies de grãos de austenita que seriam potenciais sítios para a nucleação de bainita, induzindo uma transição microestrutural de bainita para ferrita acicular quando há sítios para nucleação intragranular em quantidade suficiente [60]. Alotriomorfos que exibam uma relação de orientação específica com a austenita são raros devido à alta mobilidade dos contornos de grão austenita-ferrita incoerentes nas altas temperaturas em que ocorre a formação dos alotriomorfos [60].

Dada a complexidade estrutural do material e das fases presentes no aço CLC, conclui-se que uma análise por MEV é mais adequada para a caracterização desse material e será apresentada na seção 4.2.2.

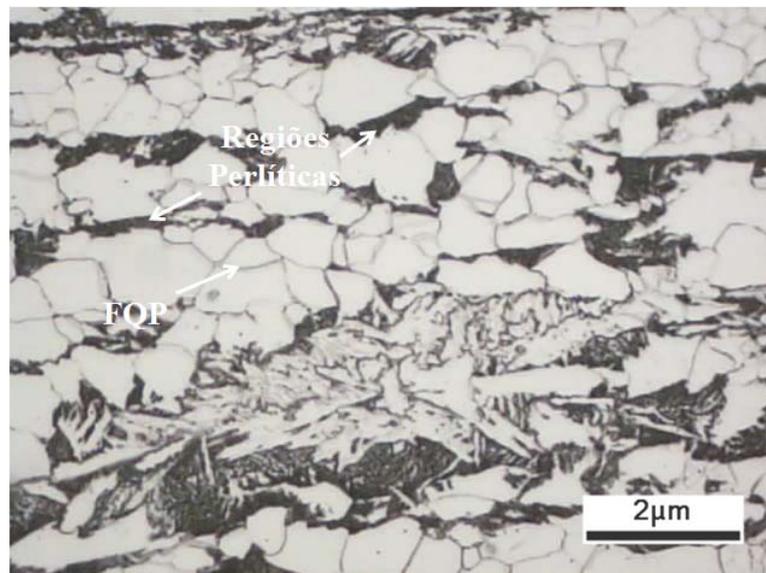


Figura 37 - Microestrutura do metal de base do aço CLC na direção da laminação, obtida por microscopia óptica. Aumento de 200x. Observa-se a predominância de ferrita quase-poligonal (FQP) na microestrutura que contém regiões perlíticas.

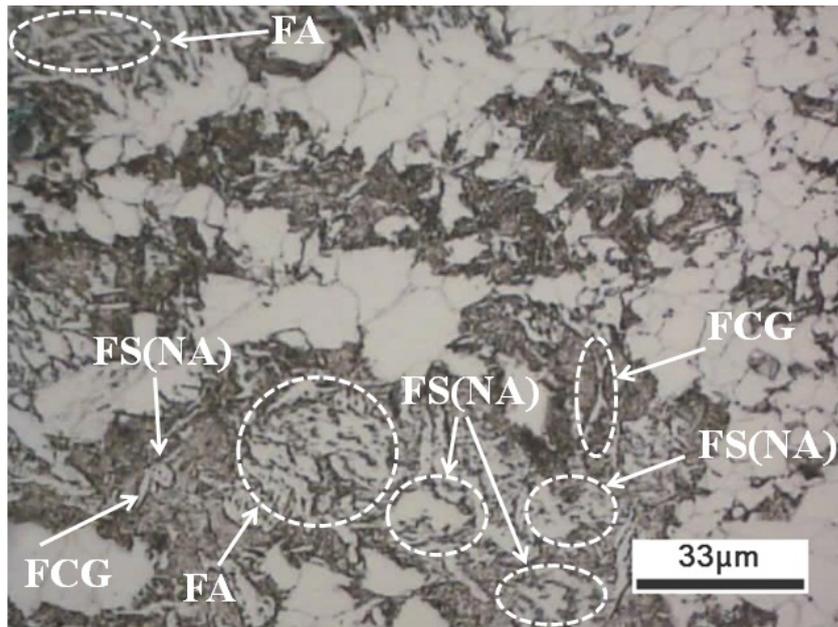


Figura 38 - Microestrutura do metal de base do aço CLC na direção perpendicular à direção da laminação, obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Vê-se ferrita acicular (FA), ferrita alotriomórfica (FCG) e ferrita com segunda fase não-alinhada (FS(NA)).

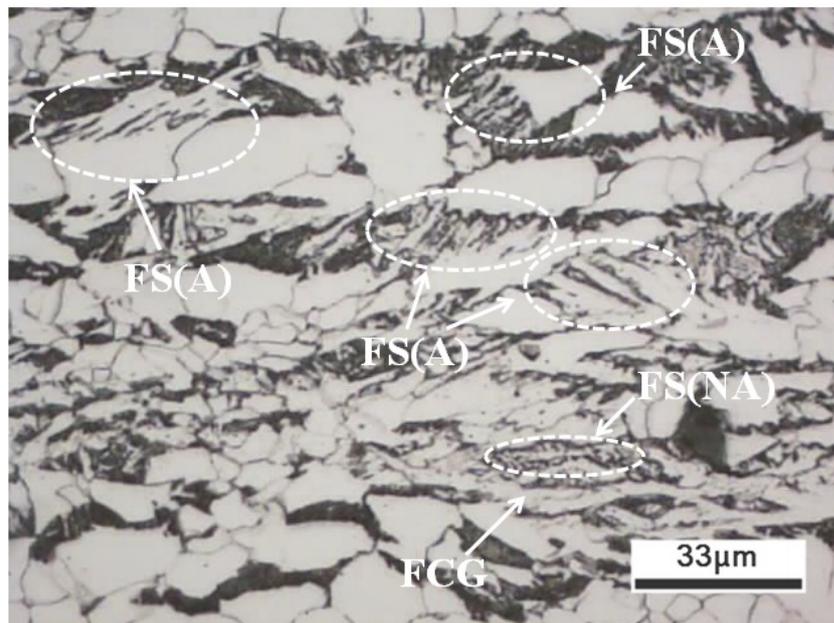


Figura 39 - Microestrutura do metal de base do aço CLC na direção perpendicular à direção da laminação, obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Observa-se ferrita alotriomórfica (FCG), ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e ferrita com segunda fase não-alinhada (FS(NA)).

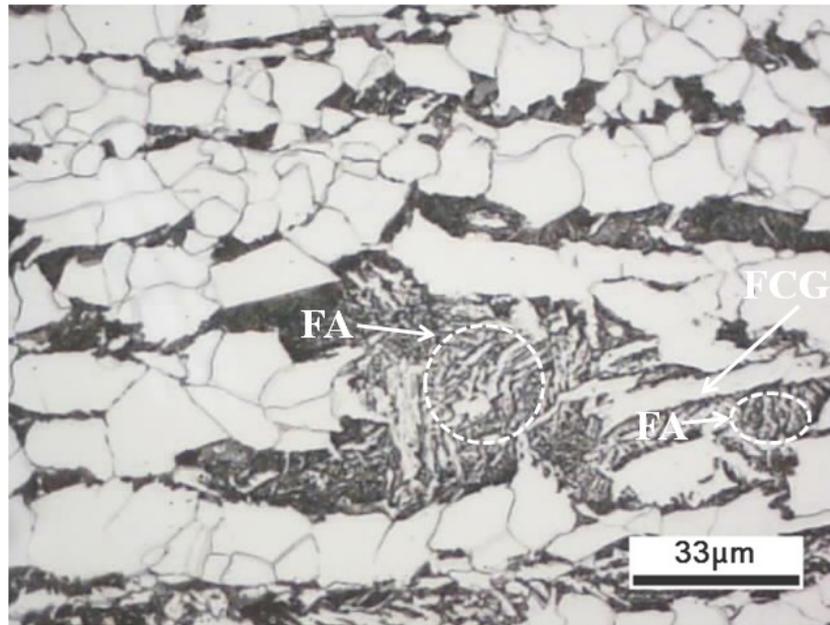


Figura 40 - Microestrutura do metal de base do aço CLC na direção perpendicular à direção da laminação, obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Vê-se ferrita acicular (FA) e ferrita alotriomórfica (FCG).

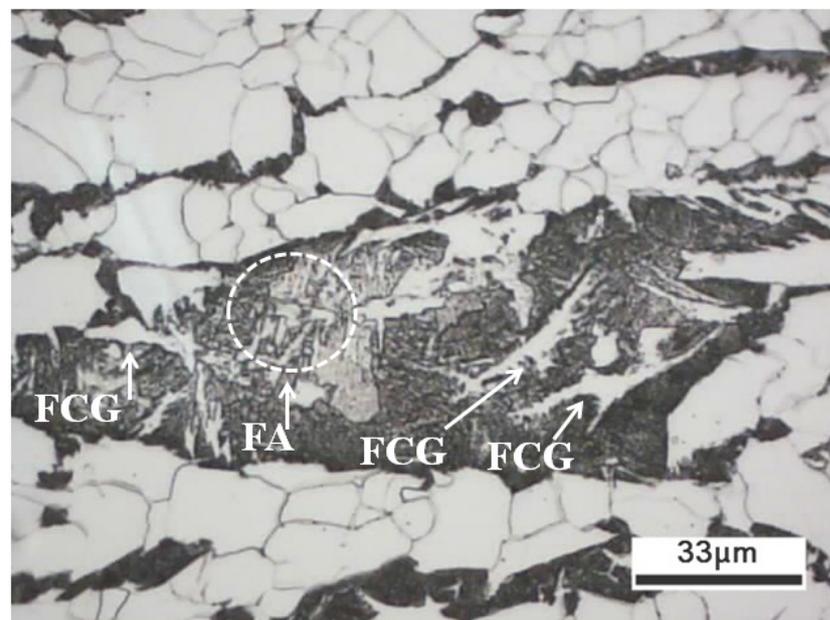


Figura 41 - Microestrutura do metal de base do aço CLC na direção perpendicular à direção da laminação, obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Observa-se ferrita acicular (FA) e ferrita alotriomórfica (FCG).

Os resultados das avaliações por microscopia óptica da junta soldada do aço LCN são mostrados nas Figuras 42 a 45.

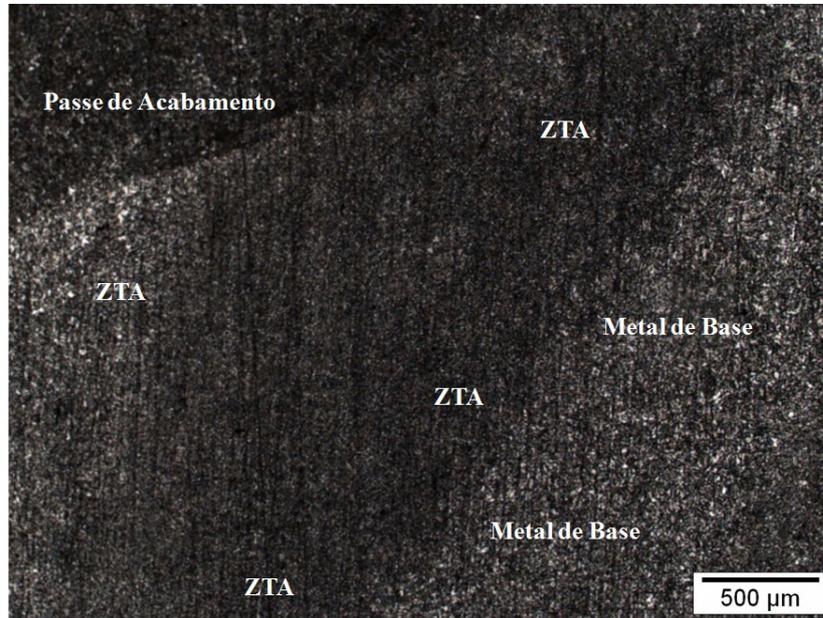


Figura 42 - Região da interface entre a ZTA e o metal de base do aço LCN próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 50x.



Figura 43 - Região da interface entre a ZTA e o metal de base do aço LCN próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 50x.

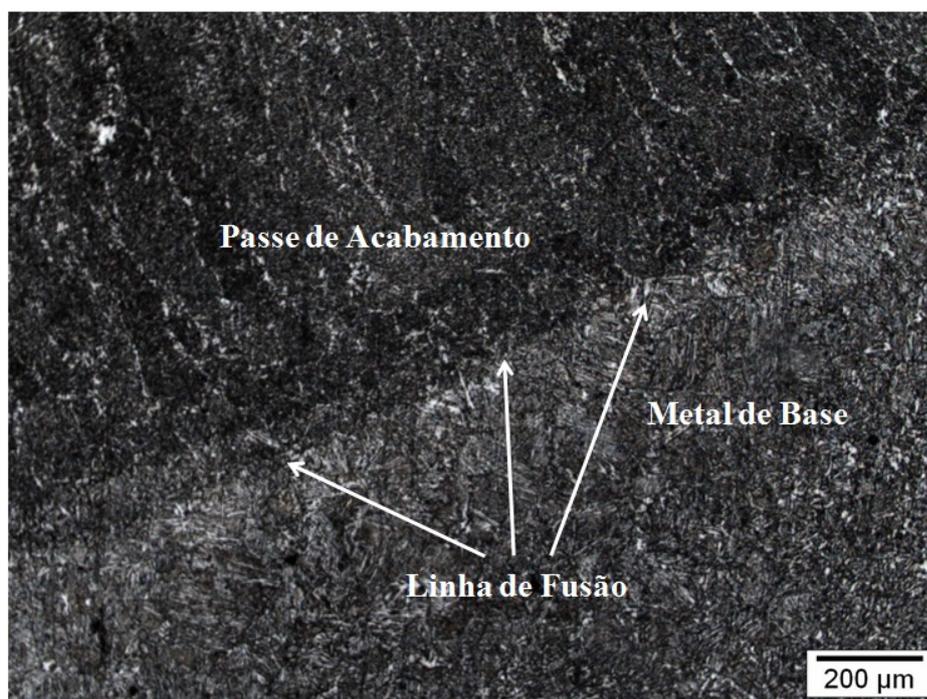


Figura 44 - Região da interface entre a linha de fusão e o metal de base do aço LCN próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 100x.

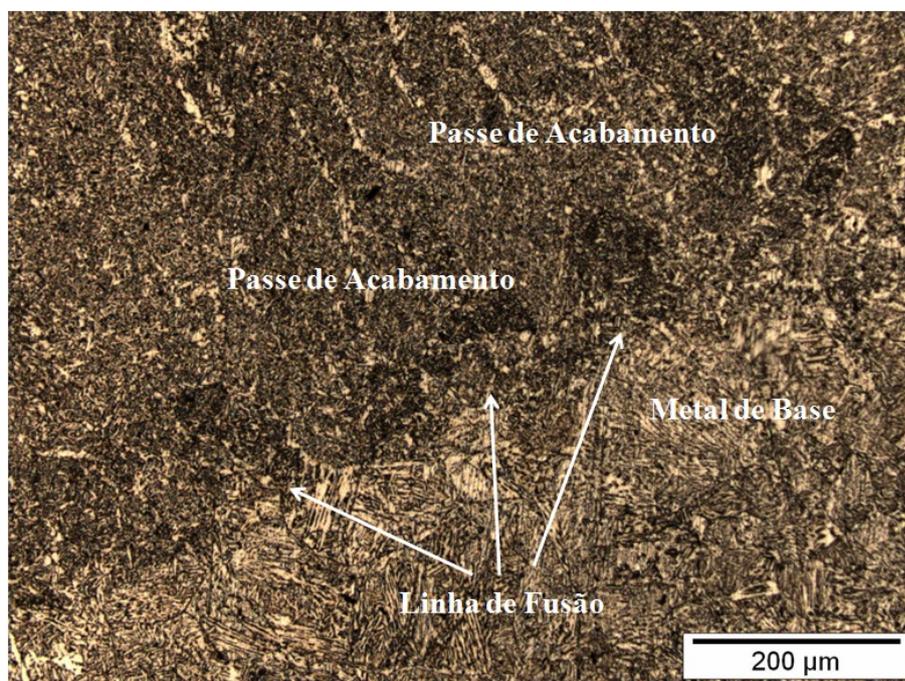


Figura 45 - Região da interface entre a linha de fusão e o metal de base do aço LCN próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 100x.

A metalografia da linha de fusão do aço LCN é apresentada nas Figuras 47 a 49, onde são vistas as fases ferrita poligonal (FP), ferrita quase-poligonal (FQP), ferrita com segunda fase não-alinhada (FS(NA)), ferrita Widmanstätten (FW), bainita acicular (BA) e ferrita acicular (FA). Os componentes microestruturais são indicados por flechas.

A ferrita Widmanstätten (FW) é um produto de transformação difusional [29] com cristalografia especificamente orientada em relação à austenita, ou seja, a fase cresce segundo um plano e uma direção rotacionados a 11° em relação à cristalografia da bainita [60]. As placas de ferrita Widmanstätten (FW) podem nuclear nos contornos de grão austeníticos e crescer a partir deles ou podem ser intragranulares [68].

A ferrita Widmanstätten (FW) e a bainita acicular (BA) são prejudiciais à tenacidade porque tendem a crescer com a morfologia de pacotes paralelos, onde há plaquetas na forma de ripas similarmente orientadas. Esses pacotes oferecem pouca resistência à propagação de trincas [68].

A ferrita alotriomórfica ou ferrita de contorno de grão (FCG) pode ser deletéria à tenacidade já que essa fase pode atuar como sítio para a nucleação de ferrita Widmanstätten (FW) primária, que cresceria contígua com a alotriomórfica (FCG), a menores temperaturas de transformação da austenita [60]. A baixas temperaturas, ocorre a predominância de interfaces coerentes e a mobilidade dos contornos de grão austenita-ferrita curvados ou aleatórios diminui. Nas interfaces coerentes, a partir de protuberâncias presente no contorno de grão ferrítico, pode ocorrer crescimento de ripas de ferrita que se movem para o interior do grão austenítico formando a ferrita Widmanstätten (FW). Essa cresce através do movimento lateral de pequenos degraus na interface austenita-ferrita e são formados planos de deformação invariante com grande componente de cisalhamento [68].

É possível estabelecer correlação entre a fratura frágil a -20°C e a -40°C dos corpos de prova da região da linha de fusão das juntas soldadas do aço LCN à presença de ferrita Widmanstätten (FW) no entorno da trinca de fadiga. Supostamente, na mesma região, estariam ripas de bainita acicular (BA) paralelamente orientadas também prejudiciais à tenacidade à fratura, de acordo com *Bhadeshia* [68]. As ripas de bainita acicular (BA) formam pacotes que atuam fisicamente como grãos de grande tamanho efetivo diminuindo a tensão de fratura, conforme a equação (26). Em anexo, na seção

7.1.1, são apresentadas as análises estatísticas dos resultados de CTOD obtidos nas respectivas temperaturas de ensaio, atestando que a redução da temperatura influenciou os valores de CTOD.

A fratura dúctil e estável a -20°C dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço CLC com valor de CTOD superior ao do metal de base deve estar associada à presença de ferrita acicular (FA) na microestrutura da linha de fusão. A morfologia da ferrita acicular pode ter favorecido a deflexão da trinca principal anulando o efeito maléfico da ferrita Widmanstätten (FW) na tenacidade à fratura. Já a fratura frágil e instável a -40°C dos mesmos corpos de prova pode ser atribuída à insuficiência de energia necessária para a ocorrência de deformação plástica na circunvizinhança da ponta da trinca principal nessa temperatura e também para a deflexão da trinca através da ferrita acicular.

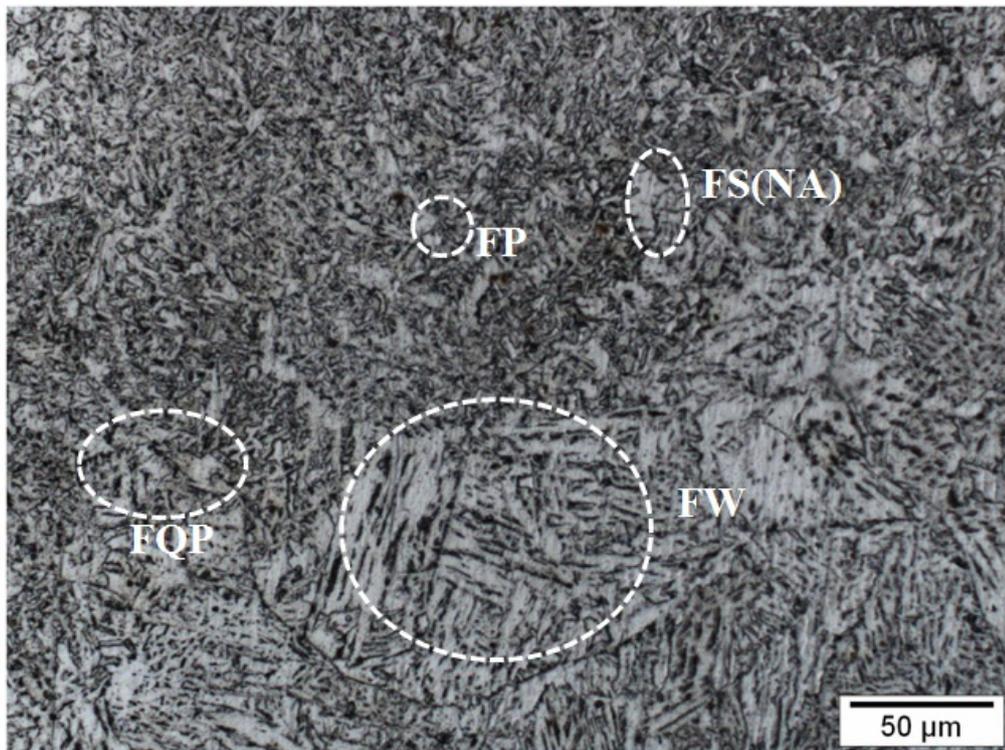


Figura 46 - Microestrutura da linha de fusão do aço LCN próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Vê-se ferrita com segunda fase não-alinhada (FS(NA)), ferrita poligonal (FP), ferrita quase-poligonal (FQP) e ferrita Widmanstätten (FW).

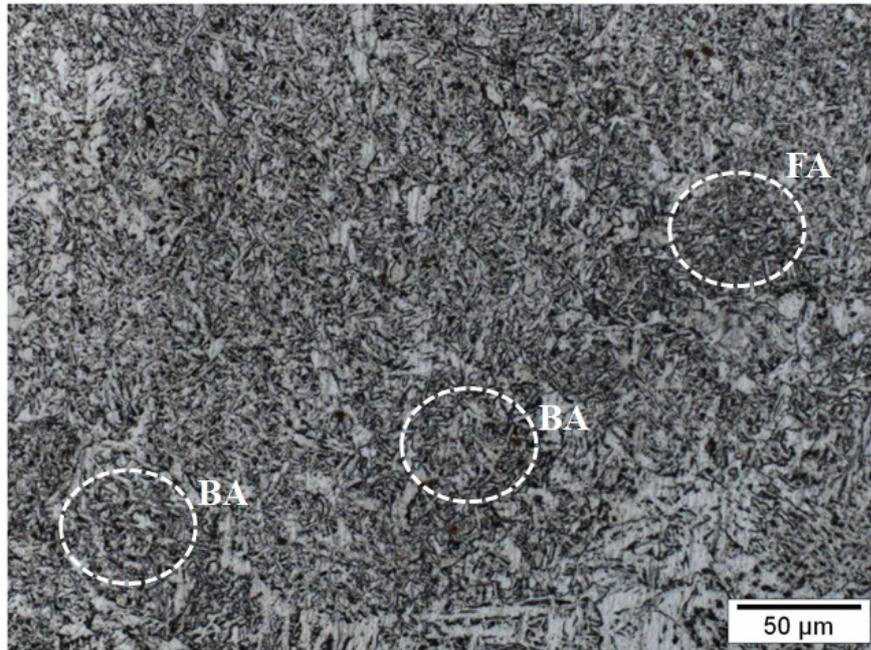


Figura 47 - Microestrutura da linha de fusão do aço LCN próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Observa-se ferrita acicular (FA) e bainita acicular (BA).

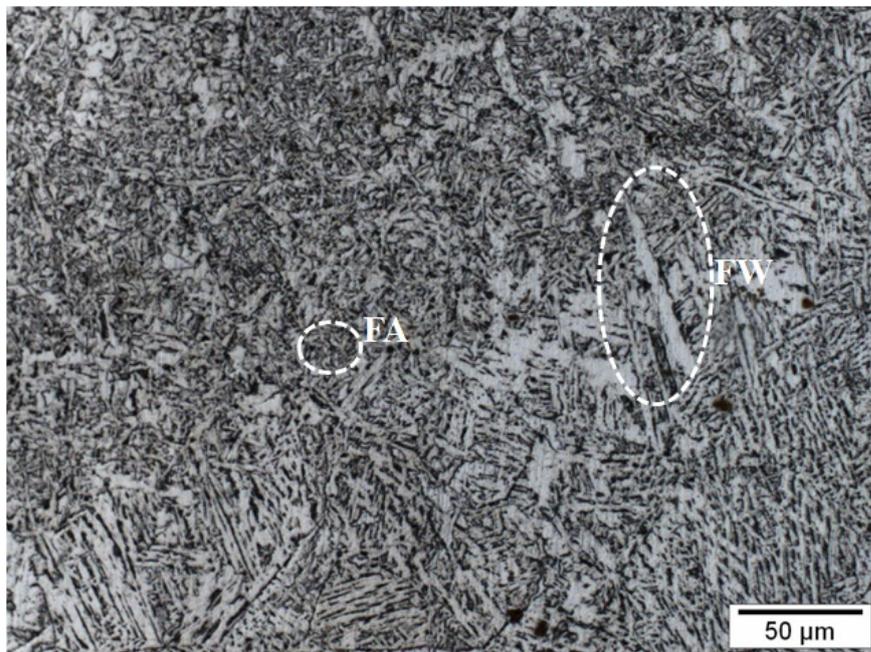


Figura 48 - Microestrutura da linha de fusão do aço LCN próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Vê-se ferrita acicular (FA) e ferrita Widmanstätten (FW).

Os resultados das análises metalográficas da junta soldada do aço CLC são apresentados na Figura 50 e a metalografia da linha de fusão do aço CLC são apresentadas nas Figuras 51 e 52, que mostram a presença de ferrita quase-poligonal (FQP), ferrita acicular (FA) e ferrita Widmanstätten (FW). Os componentes microestruturais são indicados por flechas.

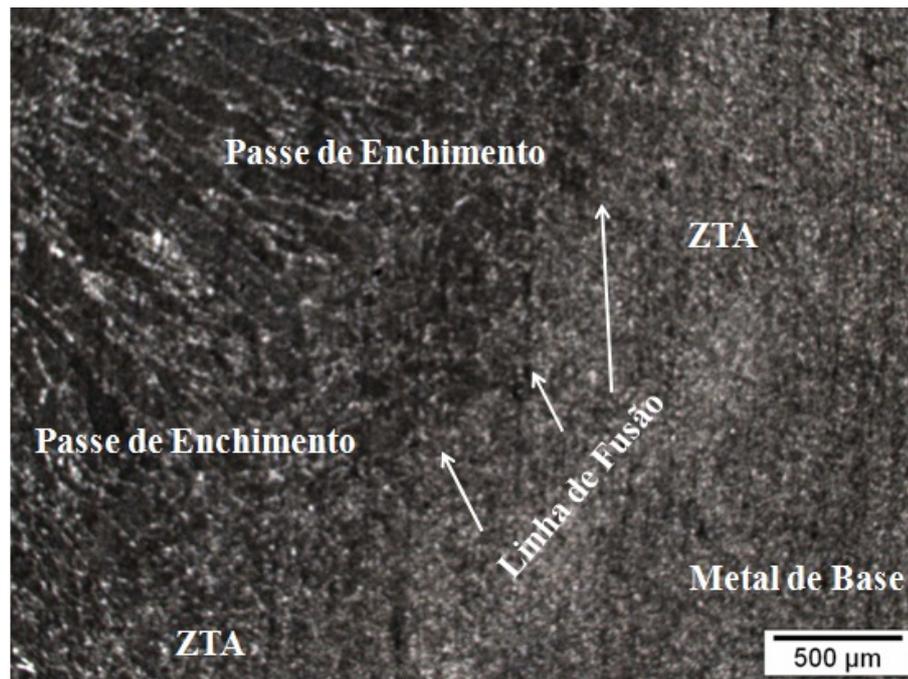


Figura 49 - Região da interface entre a ZTA e o metal de base do aço CLC próxima ao passe de enchimento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 50x

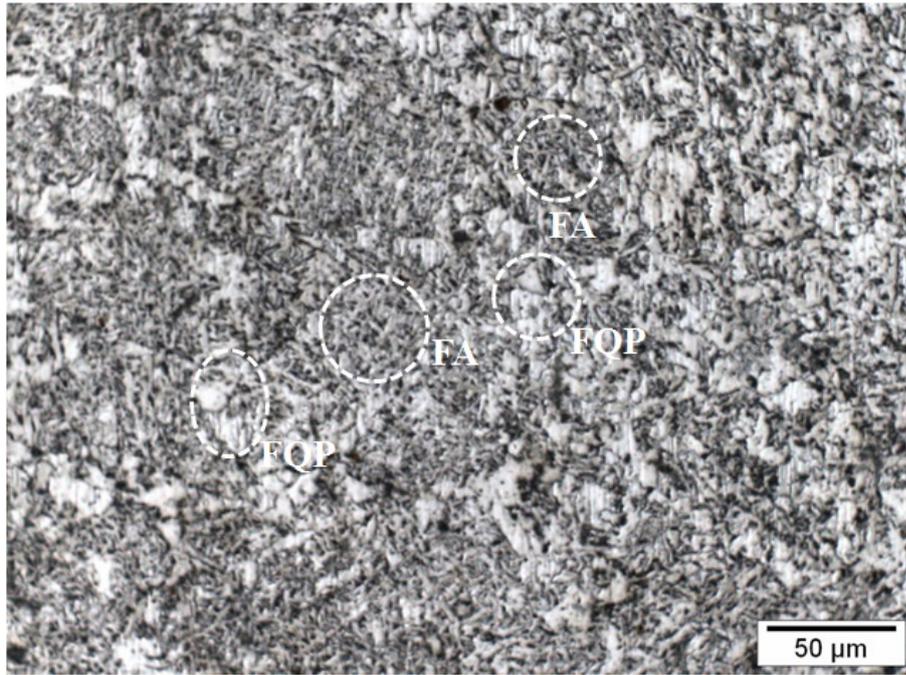


Figura 50 - Microestrutura da linha de fusão do aço CLC próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Vê-se ferrita quase-polygonal (FQP) e ferrita acicular (FA).

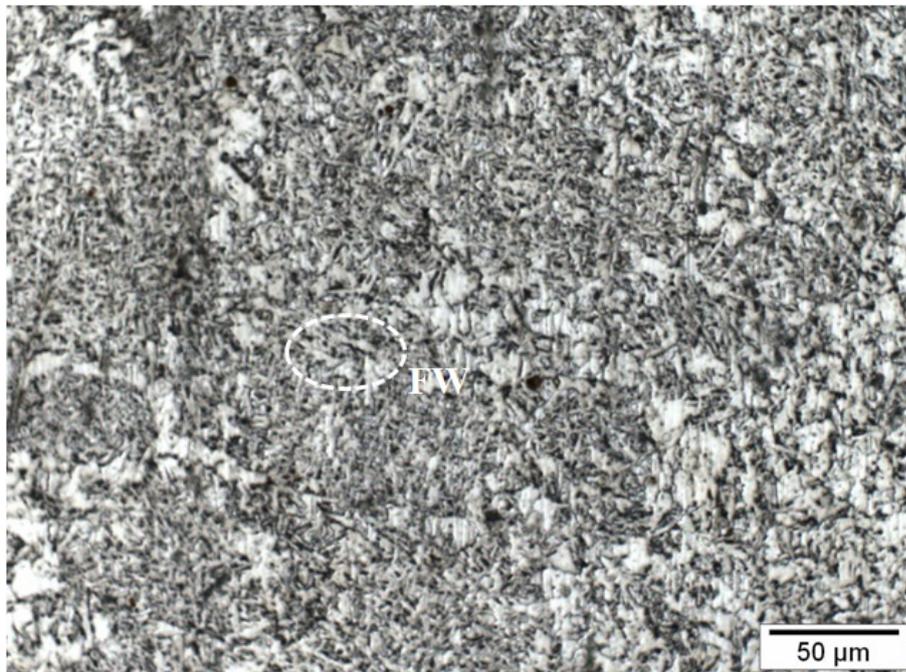


Figura 51 - Microestrutura da linha de fusão do aço CLC próxima ao passe de acabamento, obtida por microscopia óptica. Aumento de 500x. Observa-se ferrita Widmanstätten (FW).

4.2.2 Caracterização microestrutural do metal de base por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Nas Figuras 52, 53 e 54, são mostrados os resultados da análise microestrutural em diferentes regiões de amostra da chapa do aço LCN na direção de laminação (L). A imagem da Figura 52 mostra que o material é constituído, majoritariamente, de ferrita quase-poligonal (FQP) e perlita lamelar (P). Detalhes da imagem da Figura 52 são mostrados na Figura 53 onde vê-se perlita lamelar (P) e na Figura 54 onde observa-se agregado ferrita-carboneto (FC). A simbologia adotada para a classificação foi apresentada na Tabela 9 da seção 4.2.1 e setas indicam os constituintes e microconstituintes.

Nas Figuras 55 e 56, são apresentadas micrografias do aço LCN. Foi também realizada análise química qualitativa por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) em contornos de grão deste material, na região previamente apresentada na Figura 54. Os resultados das análises no ponto 1 mostrado na imagem da Figura 55 e nos pontos 1 a 3 mostrados na Figura 56, são iguais e estão exibidos na Figura 57. Observam-se os elementos químicos Fe, C, Si e Mn. Provavelmente, há segregação intercrystalina de Mn, que é favorecida na faixa de temperaturas em que ocorre formação de ferrita e perlita verdadeira [29]. O Mn é um elemento de liga que provoca o refinamento de microestruturas secundárias pois diminui a temperatura de transformação austenita-ferrita [71].

Sabendo-se que a propagação da trinca de fadiga depende da geometria da ponta da trinca (acuidade) e da quantidade de deformação plástica nessa região, o modo e o micromecanismo de fratura em uma temperatura específica resultam da resposta da microestrutura do material ao carregamento aplicado. Especificamente, a energia requerida para o processo de fratura a uma determinada temperatura está atrelada a possíveis interações entre as fases e microconstituintes presentes na circunvizinhança da ponta da trinca. Portanto, é possível avaliar a tenacidade à fratura a uma certa temperatura considerando-se o efeito dos componentes microestruturais do aço no seu comportamento em fratura.

Os resultados dos ensaios de CTOD realizados a -20°C e a -40°C em corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas de aços LCN, indicam que a fratura

no modo dúctil e estável por coalescência de microcavidades (*dimples*) ocorreu em temperatura acima da temperatura de transição de modo de fratura FATT [20] do material. O modo e micromecanismo de fratura podem ser correlacionados com as fases e microconstituintes formados durante a laminação controlada, aos quais pode ser atribuída a boa performance do material no regime elasto-plástico, combinando altos valores de CTOD com elevada resistência mecânica.

A microestrutura ferrítica-perlítica do aço LCN apresenta bandeamento, porém a morfologia desses componentes microestruturais apresenta particularidades em relação à ferrita poligonal (FP) e à perlita verdadeira (PE), comumente encontradas em aços de laminação controlada, que combinadas promoveram o comportamento dúctil e tenaz nas temperaturas de ensaio.

A ferrita quase-poligonal (FQP), majoritariamente presente na matriz da microestrutura, apresenta maior densidade de discordâncias quando comparada à ferrita poligonal, além de apresentar subgrãos que a diferenciam da ferrítica poligonal (FP). É provável que, mesmo a -40°C , as discordâncias de sinais opostos interagiram movimentando-se e promovendo a nucleação de *dimples* em descontinuidades da microestrutura, especialmente nos contornos de grão. Os grãos finos da ferrita quase-poligonal resultantes do processamento termomecânico beneficiaram a tenacidade pois aumentam a tensão de fratura, conforme a equação (26) para fratura controlada pelo crescimento da trinca definida por *Stroh* [63].

A elevada tenacidade do aço LCN a baixas temperaturas provavelmente foi influenciada pela presença do agregado ferrita-carboneto na microestrutura do material, conforme citado no trabalho de *Shanmugam et al* [22]. Os autores apontam que quando a cementita (inerentemente dura e frágil) forma plaquetas bem finas como aquelas presentes no agregado ferrita-carboneto, as regiões no entorno daquele microconstituente podem suportar grandes deformações, aumentando a ductilidade do material.

É provável que o material apresente anisotropia, que pode ser atribuída à disposição das bandas de perlita lamelar (P) que formam descontinuidades ao longo da espessura do material tal como observado por *Geffroy et al* [78] em um aço DH-36. Outro fator benéfico à tenacidade é que os limites físicos dos pacotes constituídos pelas

lamelas da perlita funcionam como locais para a deflexão de trincas pois apresentam-se desalinhados e têm pequenas dimensões, sendo o tamanho do pacote correspondente ao tamanho de grão efetivo na equação (26) elevando a tensão de fratura. A perlita verdadeira (PE) apresenta grãos mais grosseiros e deforma de maneira heterogênea, com deformação localizada em bandas de deslizamento específicas e estreitas [22].

A segregação de Mn nos contornos de grão do aço LCN apresentada nas Figuras 55 a 57 ocorreu em regiões específicas e em quantidade pouca significativa, aparentemente sem efeito deletério na tenacidade à fratura. Provavelmente, a ponta da trinca de fadiga não tenha sido englobada/envolta por essa região.

Uma avaliação estatística da influência da temperatura nos resultados dos ensaios de CTOD é apresentada em anexo (seção 7.1.1) e corrobora as observações.

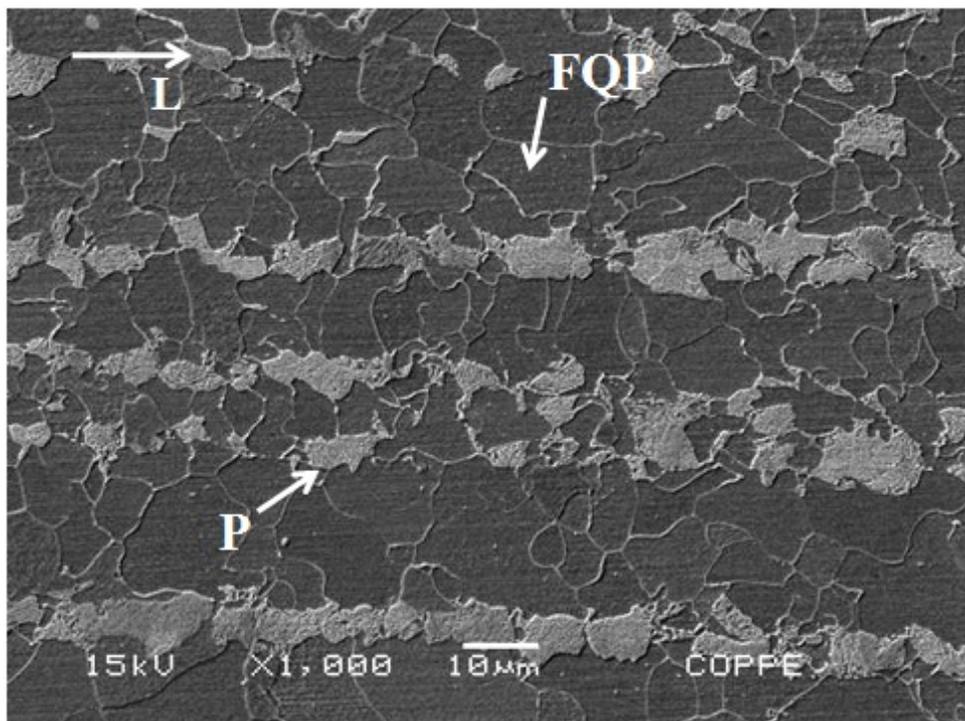


Figura 52 - Microestrutura do aço LCN na direção de laminação (L), obtida por MEV. Observa-se que a ferrita quase-poligonal (FQP) e a perlita lamelar (P) são os principais componentes microestruturais do aço.

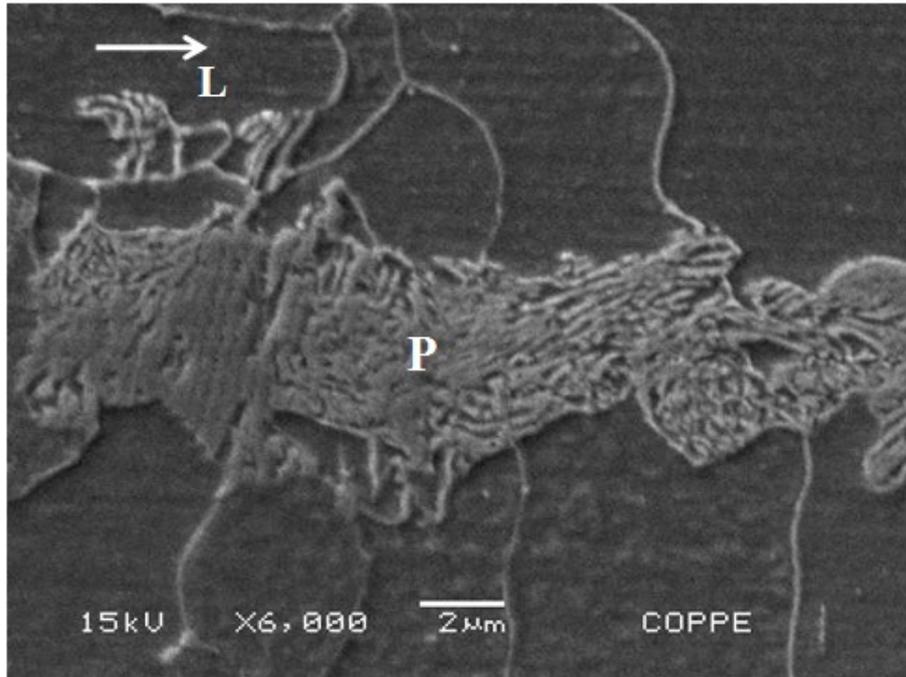


Figura 53 - Microestrutura do aço LCN na direção de laminação (L), obtida por MEV. Observa-se perlita lamelar (P).

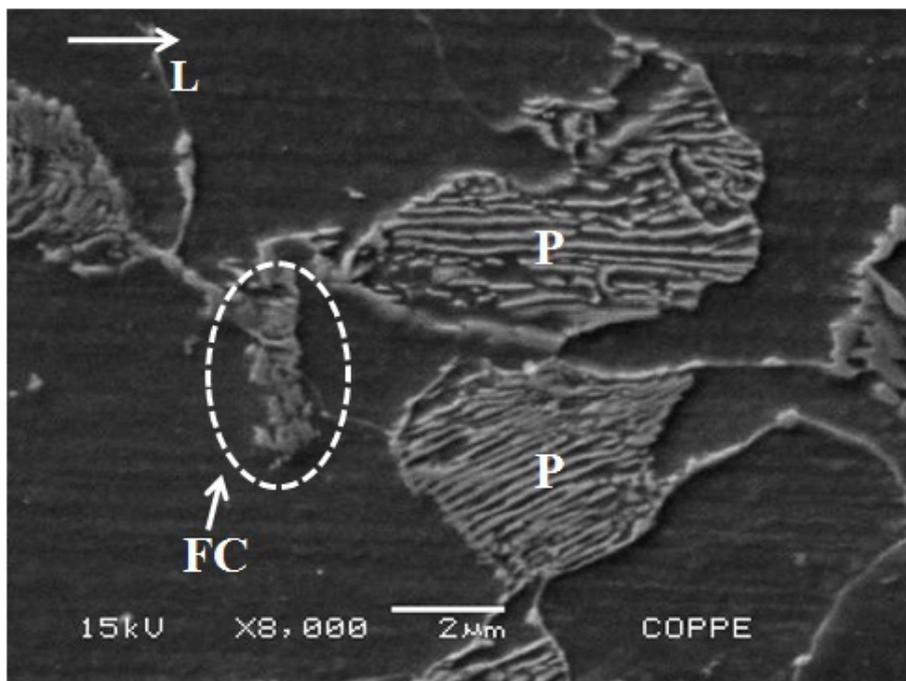


Figura 54 - Microestrutura do aço LCN na direção de laminação (L), obtida por MEV. Vê-se perlita lamelar (P) e agregado ferrita-carboneto (FC).

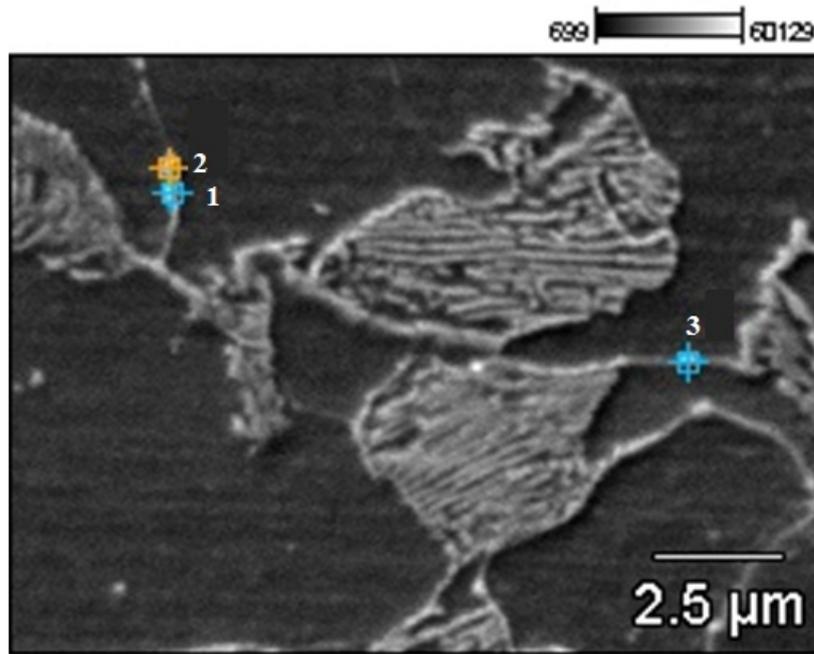


Figura 55 - Contornos de grão do aço LCN (pontos 1 a 3) analisados por EDS na amostra observada por MEV (região previamente apresentada na Figura 54).

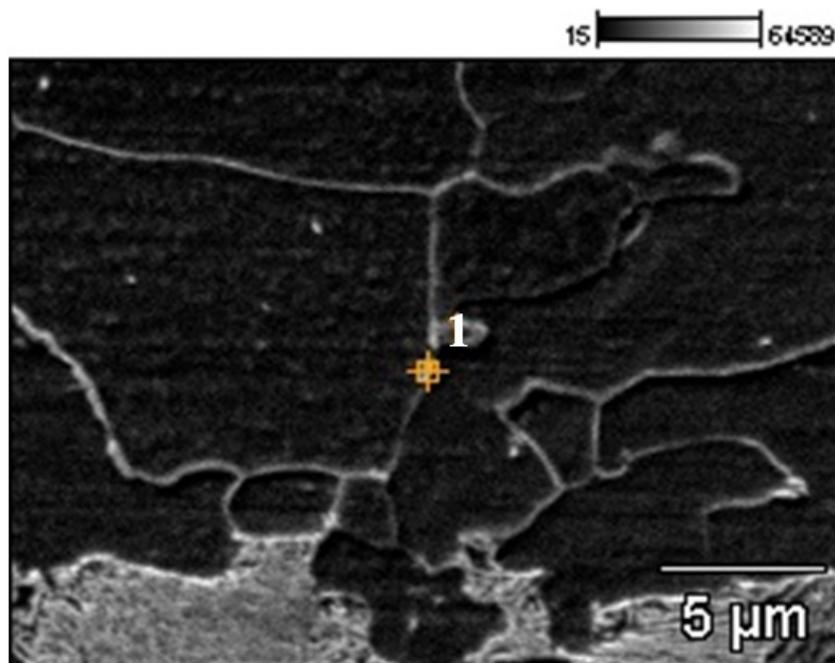


Figura 56 - Contorno de grão do aço LCN (ponto 1) analisado por EDS na amostra observada por MEV (região previamente apresentada na Figura 55).

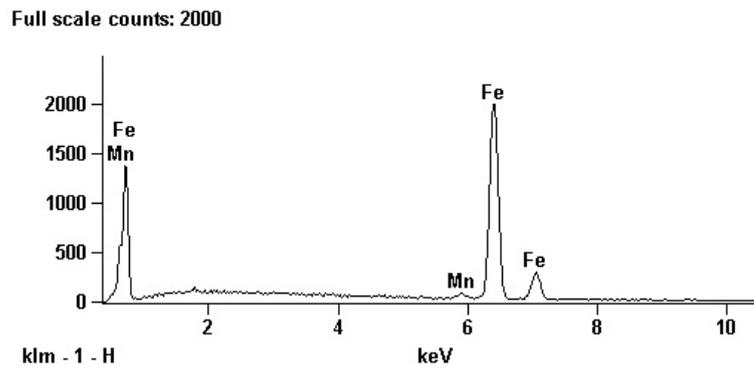


Figura 57 - Análise química qualitativa por EDS nos contornos de grão do aço LCN.

Nas imagens das Figuras 58, 59 e 60, são apresentadas micrografias em diferentes regiões de amostra de chapa do aço CLC. A microestrutura na direção perpendicular à direção de laminação da chapa foi analisada. Observa-se que a matriz é constituída de ferrita quase-poligonal (FQP) e que há fases e microfases heterogêneas e dispersas, que foram classificadas de acordo com a simbologia apresentada na Tabela 9 da seção 4.2.1 e são indicadas por setas nas Figuras. As imagens das Figuras 60 a 68 mostram detalhes da microestrutura do aço CLC. Na Figura 61, vê-se agregado ferrita-carboneto (FC) e ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)). Na Figura 62, observa-se perlita lamelar (P) e ilhas de austenita-martensita (A-M) dispersas na microestrutura. A Figura 63 apresenta perlita lamelar (P) cujos detalhes são mostrados na Figura 64. Na Figura 65, vê-se agregado ferrita-carboneto (FC). Perlita lamelar (P) e agregado ferrita-carboneto (FC) são vistos na Figura 66. A presença de ferrita acicular (FA) na microestrutura é mostrada nas Figuras 67 e 68.

Nas Figuras 69 e 70, são apresentadas micrografias do aço CLC (imagem apresentada na Figura 58). Foi realizada análise química qualitativa por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) em contornos de grão deste material. Os resultados das análises dos pontos 1 a 8 do aço mostrado na Figura 69 e do ponto 1 do mesmo material apresentado na Figura 70 são iguais e estão mostrados na Figura 71. Os elementos químicos Fe, C, Si e Mn são observados. Provavelmente, há segregação intercrystalina de Mn, que é favorecida na faixa de temperaturas em que ocorre formação de ferrita e perlita [29].

O efeito da fração volumétrica das ilhas A-M no limite de escoamento e na tenacidade do material varia de acordo com a forma, dimensão média e distribuição dessas ilhas [21]. A morfologia, a quantidade e distribuição das ilhas A-M estão diretamente relacionadas à microestrutura do aço, que depende do processo de deformação a quente e do posterior curso do resfriamento [38].

A fração volumétrica e as dimensões das ilhas A-M exercem maior influência na resistência em tração do material que a forma e a distribuição das ilhas A-M [21]. O limite de escoamento aumenta com a fração volumétrica de ilhas A-M na microestrutura e com a fração volumétrica de martensita transformada contida na austenita retida das ilhas A-M devido à micromaclação que ocorre durante a acomodação das placas de martensita formadas. Quanto mais finas e mais dispersivas forem as ilhas A-M, mais benéficas elas serão para a tenacidade do aço [38].

Ke *et al.* [21] avaliaram o efeito das ilhas de A-M nas propriedades mecânicas de chapas de dois aços X-80 e de dois aços X-100 fabricados através da tecnologia TMCP a diferentes condições. Foram realizados ensaios de tração e de impacto Charpy a -20°C , -40°C e -60°C . A presença de ilhas A-M de pequeno tamanho na microestrutura, com a forma esférica ou como tiras cruzadas uniformemente distribuídas no aço contribui para o aumento da resistência mecânica e favorece o alto desempenho do material em termos de tenacidade.

Em amostras dos aços atacadas com Nital 2% e analisadas por microscopia óptica, as ilhas A-M têm a forma de pontos, manchas ou tiras pretas ou acinzentadas. Em micrografias obtidas por MEV, as ilhas A-M apresentam formas em alto relevo na cor branca e com brilho [21].

Em um dos aços X-80, as ilhas A-M apresentavam grande dimensão ($8,2\ \mu\text{m}$) e eram vistas na forma de blocos na matriz ferrítica e aleatoriamente distribuídos ocupando todo o grão. Em outro aço X-80, as ilhas A-M apresentavam-se como pontos e uniformemente distribuídas com dimensão média reduzida para $2,02\ \mu\text{m}$, o que favoreceu o aumento da tenacidade. Nos aços X-100, as ilhas estavam distribuídas de maneira similar àquela do aço X-80 com dimensões de $1,33$ e $1,47\ \mu\text{m}$, respectivamente [21].

As segundas fases (SF) presentes nas ilhas A-M de pequeno tamanho em aços do grau X-80 ou superior estudados por Ke *et al.* [21] atuam em mecanismos de endurecimento adicionalmente ao refino do grão. Ocorreu aumento do limite de escoamento com o aumento da fração volumétrica das ilhas A-M [21].

Os aços X-100 apresentaram uma boa combinação entre resistência mecânica e tenacidade. A microestrutura desse aço apresenta ilhas A-M na forma de tiras finas posicionadas ao lado das ilhas A-M esféricas. Depois que essas ilhas formadas excedem certa quantidade, elas se posicionam adjacientemente, podendo formar reentrâncias; então mais energia é necessária para a propagação das trincas através das ilhas A-M [21].

Wang *et al.* [38] estudaram as ilhas de austenita-martensita (A-M) presentes na microestrutura de aços X-70 fabricados por TMCP sob diferentes condições. Os autores mostraram que a martensita era de alto carbono, caracterizada por micromaclas e nervuras formadas dentro da placa de martensita.

A avaliação qualitativa dos componentes microestruturais presentes na região do metal de base da junta soldada do aço CLC indica que a ferrita quase-poligonal (FQP), a perlita lamelar (P), a ferrita acicular (FA), a ferrita alotriomórfica ou ferrita de contorno de grão (FCG), a ferrita com segunda fase não-alinhada (FS(NA)) e o agregado ferrita-carboneto (FC) foram benéficos à tenacidade dos corpos de prova do aço CLC nos ensaios realizados a -20°C, temperatura superior à temperatura de transição de modo de fratura FATT [20] do aço, ocorrendo fratura dúctil e estável, com CTOD de valor excepcional.

As altas taxas de resfriamento durante o processamento termomecânico do aço CLC promoveram a formação da ferrita acicular (FA) [5],[6],[16],[20],[22],[55],[56],[61],[68] e do agregado ferrita-carboneto (FC), adicionalmente à ferrita primária e à perlita lamelar (P) (ambas formadas durante a laminação controlada) [22]. De acordo com o trabalho de Shanmugam *et al* [22], os componentes microestruturais formados a elevadas taxas de resfriamento exercem efeito preponderante na alta tenacidade dos aços processados por TMCP pois apresentam morfologia extremamente fina e encontram-se aleatoriamente dispersos na matriz ferrítica [22].

É reportado por Achar [70] que em juntas soldadas, quando existem segundas fases (SF) na ferrita, as mesmas promovem redução da tenacidade e que a presença de nitrogênio durante o processo de soldagem favorece a formação dessas microfases no metal de solda, em detrimento da formação da ferrita poligonal (mais tenaz). As segundas fases (SF) incluem microconstituente austenita-martensita (A-M) alinhado e/ou não-alinhado, além de carbeto, nitreto e carbonitreto posicionados em torno de discordâncias. Quando há segundas fases (SF) na ferrita, essa pode apresentar a morfologia de plaquetas aciculares com orientação específica ou como partículas aleatoriamente orientadas.

É provável que no aço CLC, a ferrita com segunda fase não-alinhada contenha ilhas austenita-martensita (A-M) contribuindo para a elevada resistência mecânica do material, mas com morfologia e fração volumétrica no entorno da trinca de fadiga adequadas para evitar a penalização da tenacidade a -20°C .

Comparando-se as imagens da microestrutura dos aços LCN (Figuras 35 e 53) e CLC (Figuras 38 e 59), vê-se que os grãos do aço CLC apresentam menores dimensões. Os grãos refinados podem ter colaborado para o aumento da tensão de fratura do aço, de acordo com o comportamento definido por *Stroh* [63] e descrito pela equação (26) para fratura controlada pelo crescimento da trinca.

Pode-se atribuir a ocorrência de fratura frágil a -40°C nos corpos de prova do metal de base do aço CLC à presença de ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e de segundas fases (SF) dispersas na perlita lamelar na microestrutura do material. As ilhas austenita-martensita (A-M) também podem ter contribuído para a baixa tenacidade já que ilhas de grandes dimensões e pontiagudas podem causar tensão interna e triaxialidade no entorno da área que está sob tensão de carregamento, conduzindo à iniciação de trinca. As ilhas A-M atuam como segundas fases (SF) duras na microestrutura, chamadas zonas frágeis localizadas (ZFL) [41] que interrompem a continuidade da matriz do material, principalmente quando a martensita dessas ilhas é de alto carbono [21],[38]. A segregação intercrystalina de manganês, observada em contornos de grão do material através de EDS (Figuras 70 a 72) é outro fator que pode ter afetado o desempenho do material a -40°C .

Observando-se o comportamento em fratura dos corpos de prova do metal de base da junta soldada do aço CLC nas respectivas temperaturas de ensaio, é possível supor que a temperatura de transição de modo de fratura FATT [20] do material é inferior a -20°C e superior a -40°C . A influência da redução da temperatura de ensaio no modo de fratura desses corpos de prova foi confirmada através de uma avaliação estatística dos resultados obtidos e encontra-se em anexo (seção 7.1.1).

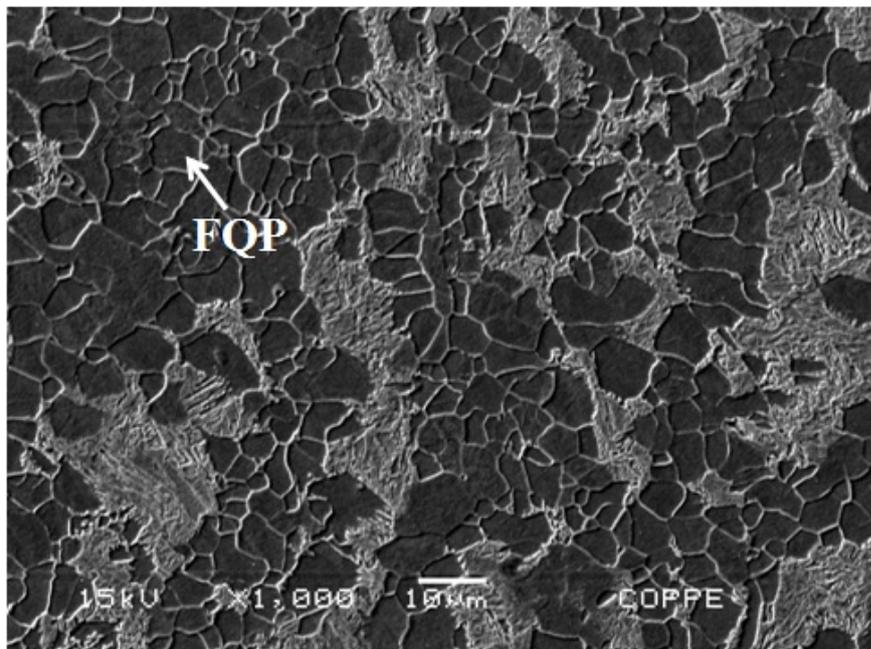


Figura 58 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Vê-se que a matriz é constituída de ferrita quase-poligonal (FQP). Observa-se fases e microfases heterogêneas e dispersas na microestrutura.

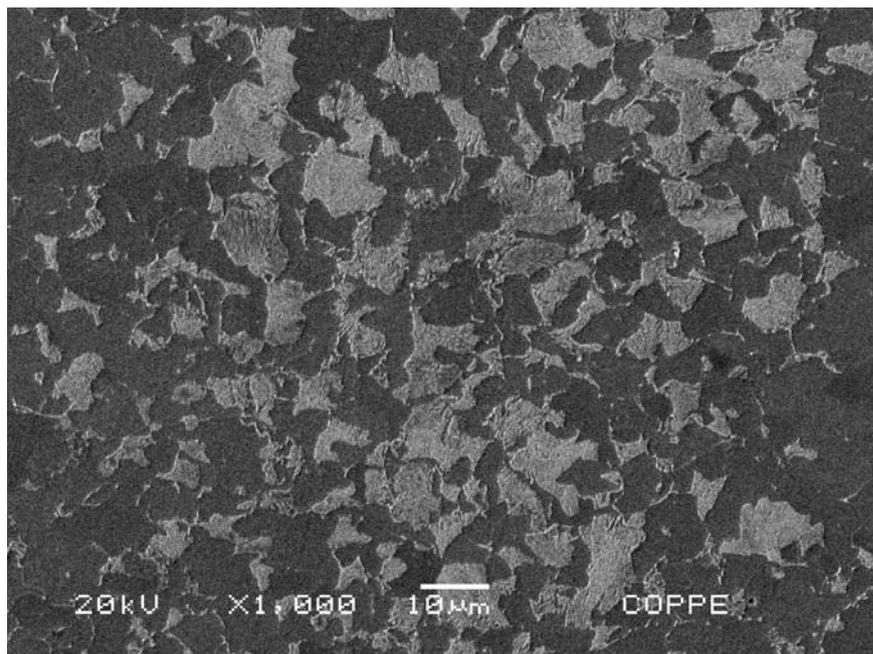


Figura 59 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Observa-se diferentes componentes microestruturais aleatoriamente dispostos.

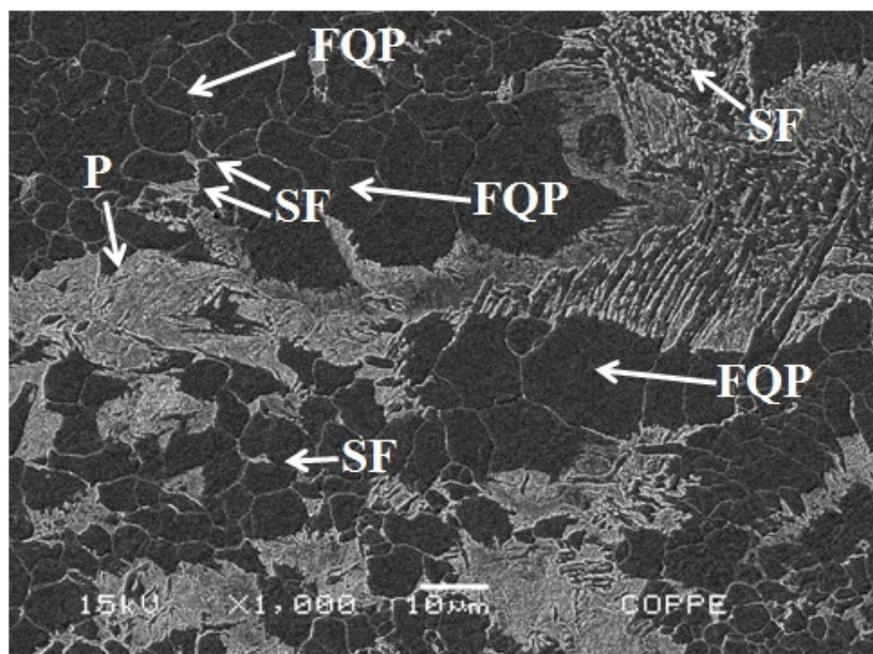


Figura 60 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Vê-se ferrita quase-poligonal (FQP), perlita lamelar (P) e segundas fases (SF) dispersas.

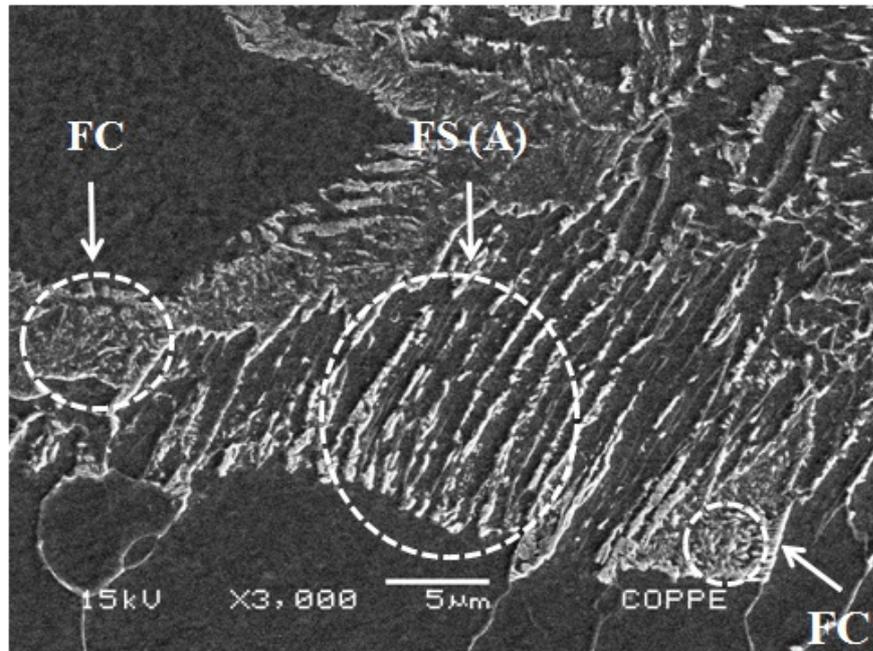


Figura 61 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Observa-se agregado ferrita-carboneto (FC) e ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)).

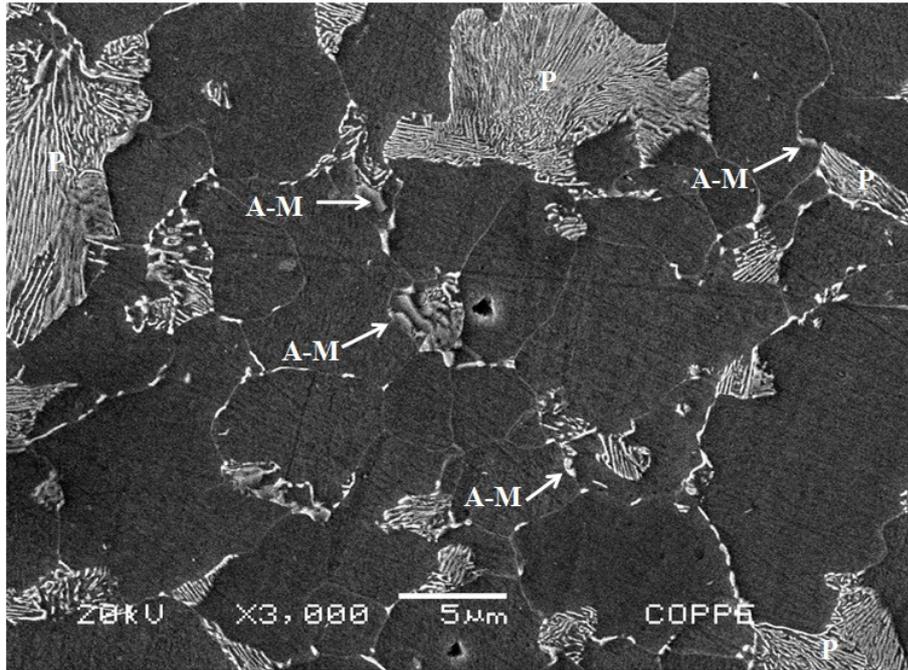


Figura 62 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Vê-se perlita lamelar (P) e ilhas de austenita-martensita (A-M).

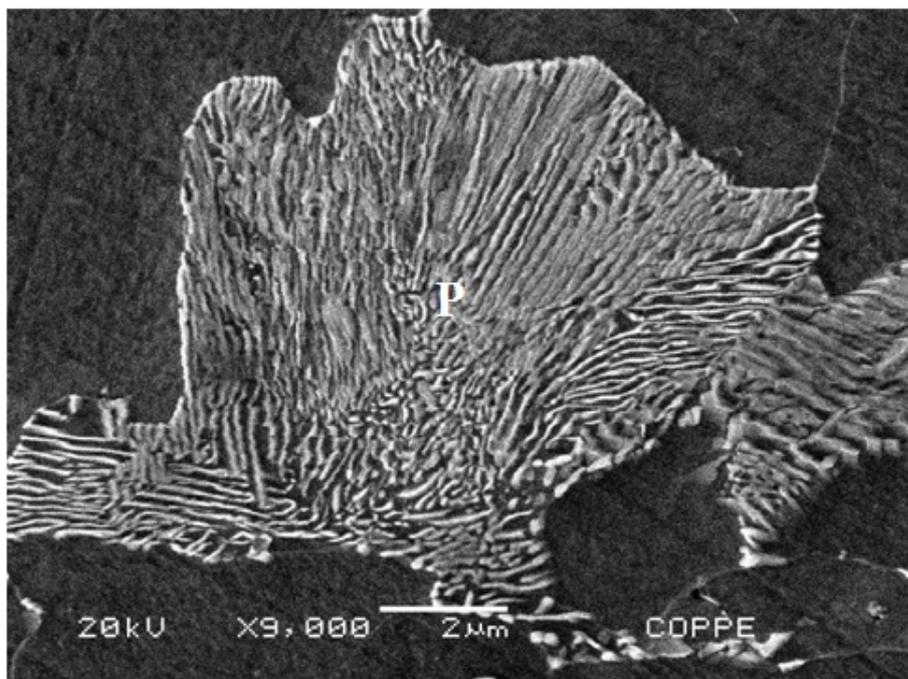


Figura 63 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Observa-se perlita lamelar (P).

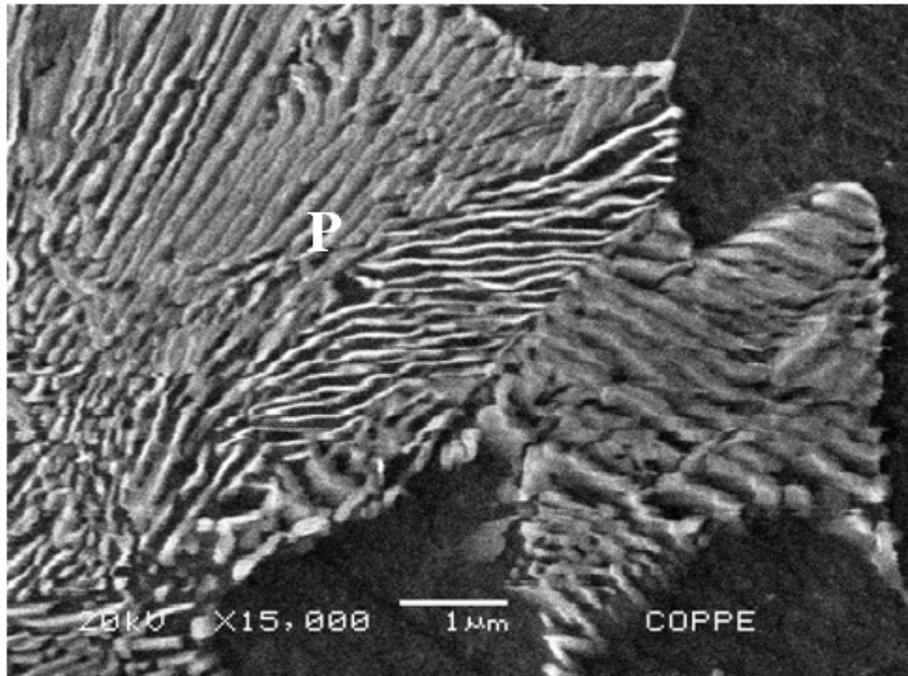


Figura 64 - Detalhe da Figura 63. Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Vê-se perlita lamelar (P).

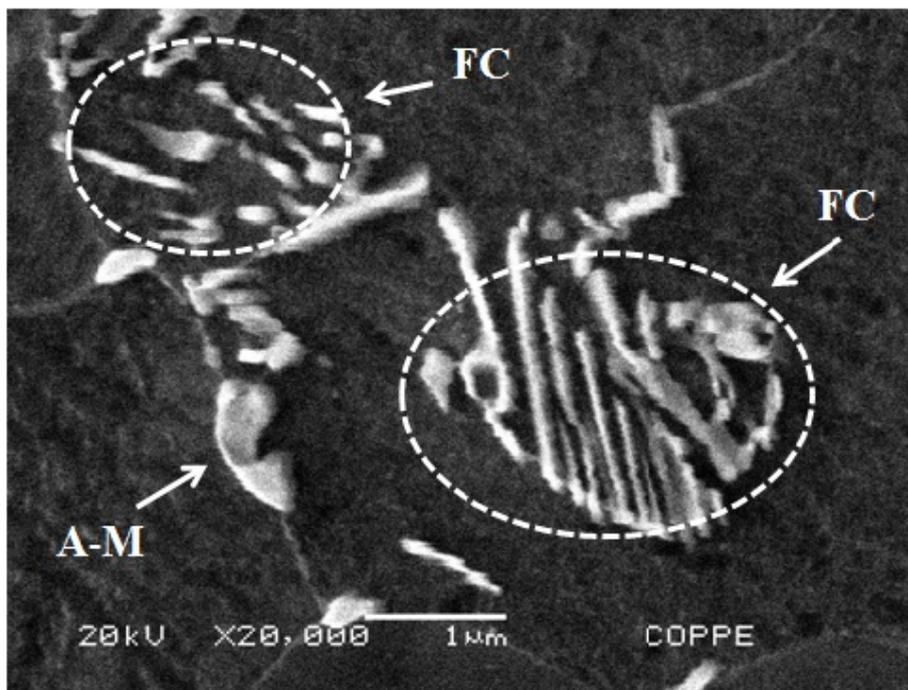


Figura 65 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Vê-se agregado ferrita-carboneto (FC).

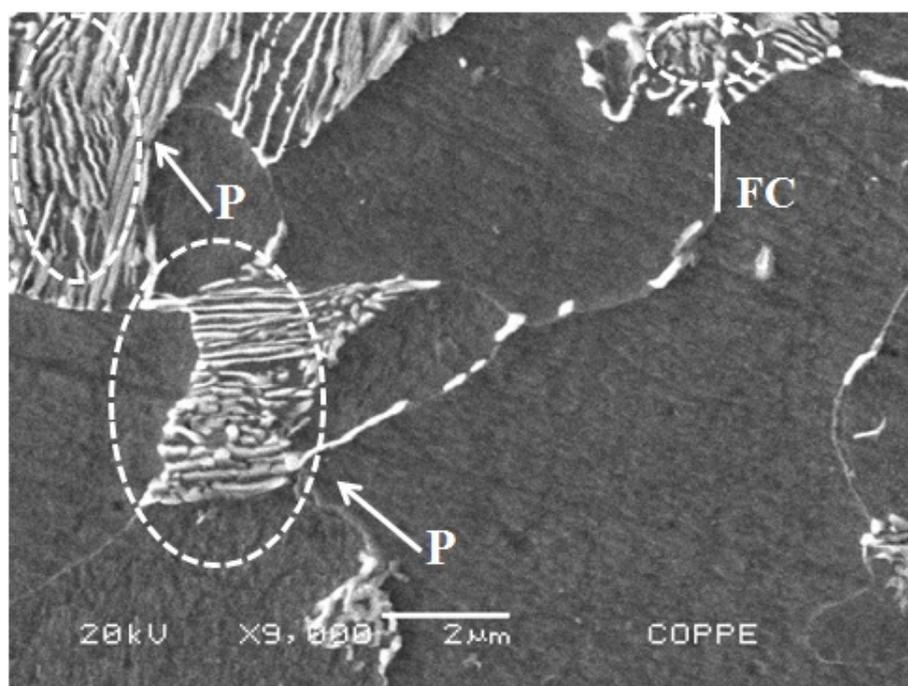


Figura 66 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Observa-se perlita lamelar (P) e agregado ferrita-carboneto (FC).

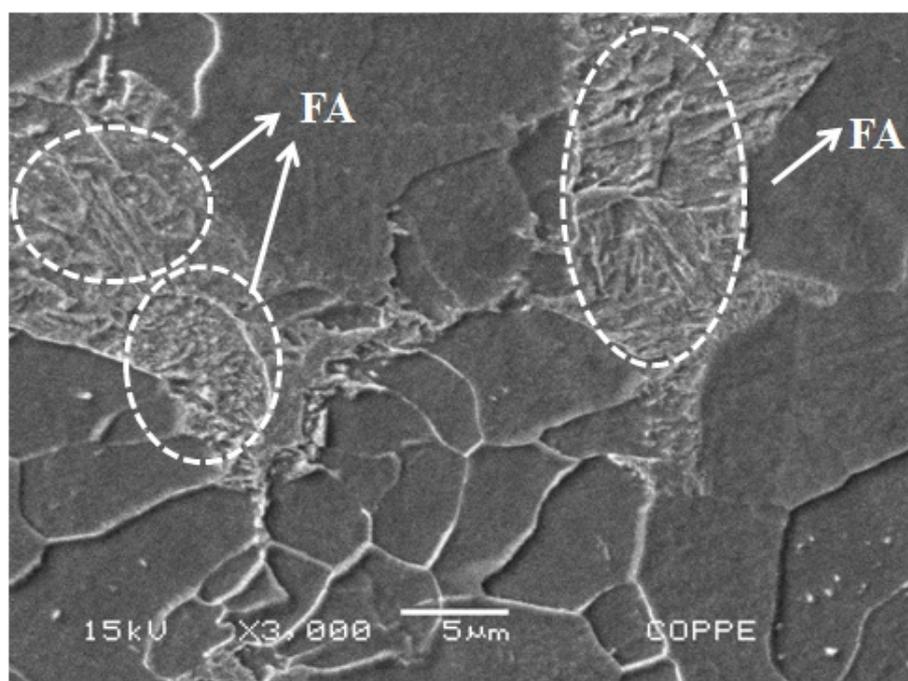


Figura 67 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Vê-se ferrita acicular (FA).

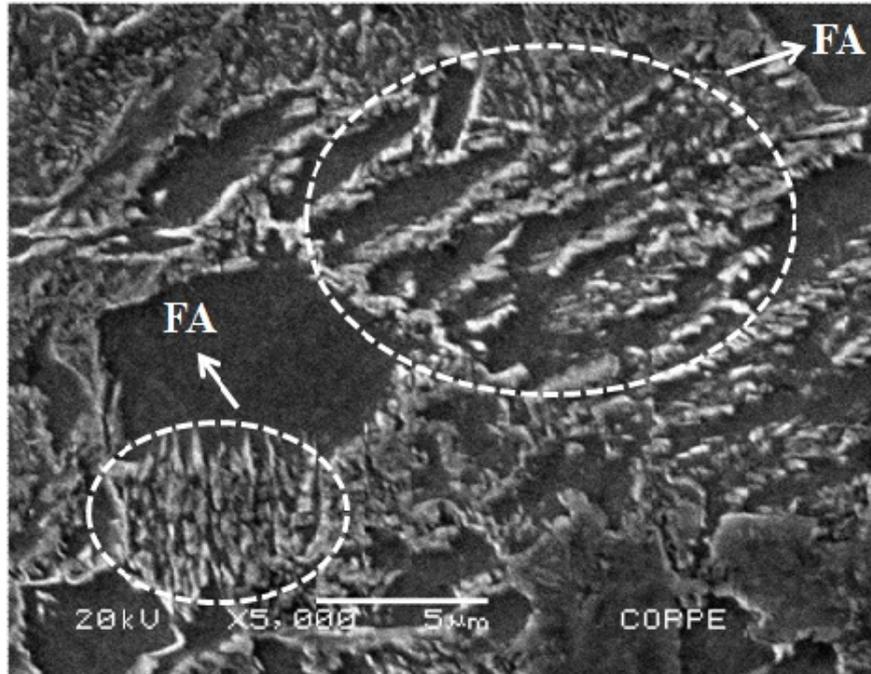


Figura 68 - Microestrutura do aço CLC na direção perpendicular à direção de laminação, obtida por MEV. Observa-se ferrita acicular (FA).

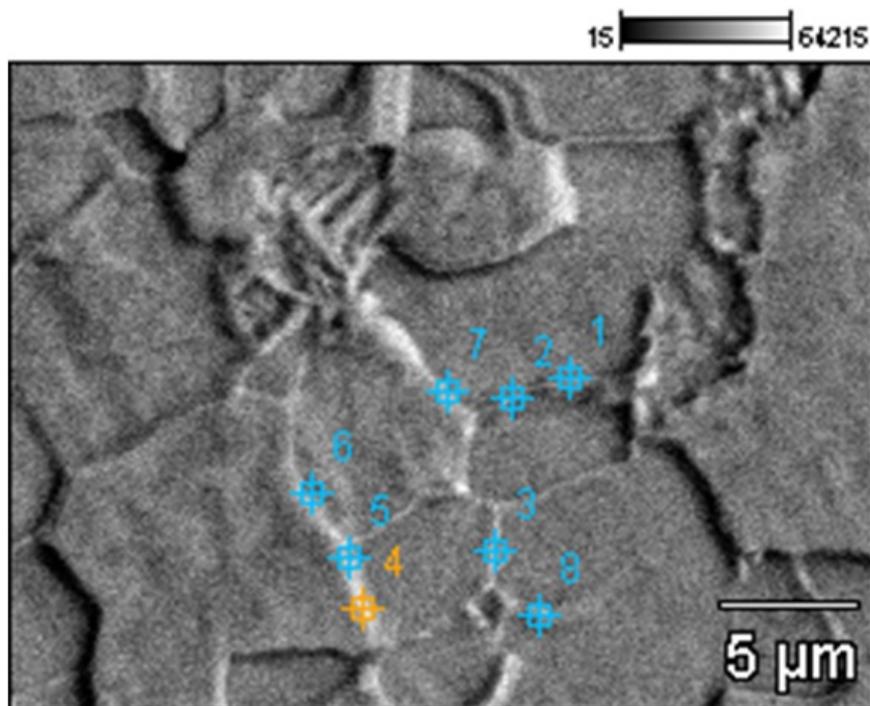


Figura 69 - Contornos de grão do aço CLC (pontos 1 a 8) analisados por EDS na amostra observada por MEV.

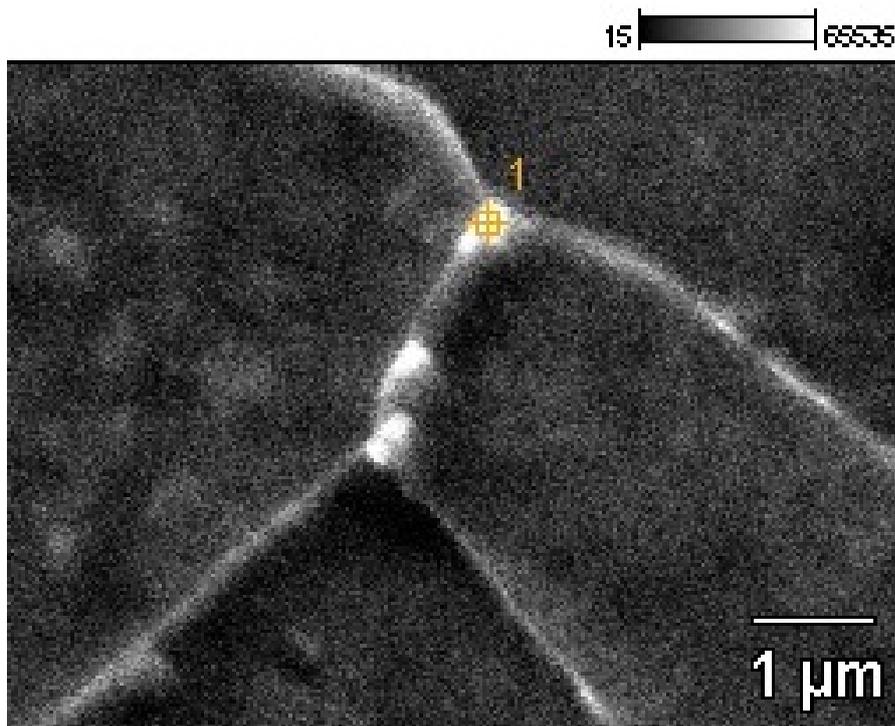


Figura 70 - Contorno de grão do aço CLC (ponto 1) analisado por EDS na amostra observada por MEV.

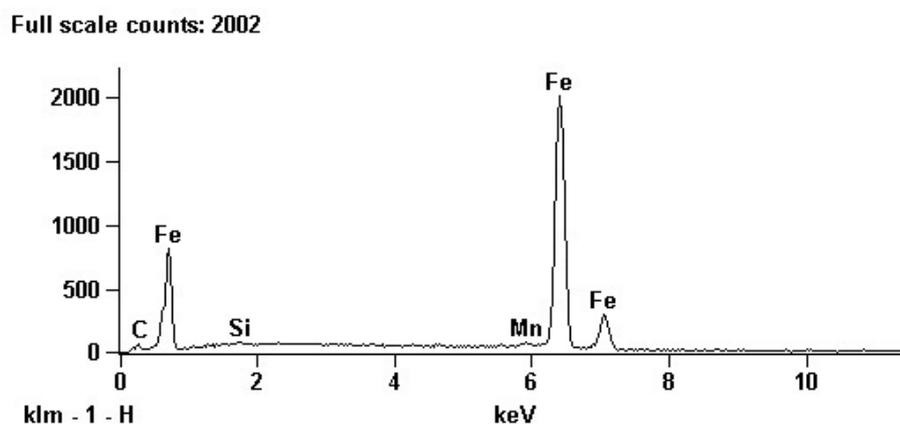


Figura 71 - Análise química qualitativa por EDS nos contornos de grão do aço CLC.

4.3 Análise fractográfica

Nesta seção, são apresentados os resultados da análise fractográfica por microscopia estereoscópica e por microscopia eletrônica de varredura (MEV) dos corpos de prova SE(B) das regiões do metal de base e da linha de fusão dos aços LCN e CLC, respectivamente, ensaiados a -20°C e a -40°C .

Objetivando ilustrar o comportamento em fratura dos corpos de prova de cada região das juntas soldadas estudadas, também são apresentadas fotografias das superfícies de fratura, representativas do comportamento de cada material nas respectivas temperaturas de ensaio, a fim de permitir uma visão macroscópica da região deformada plasticamente na ponta da trinca durante a sua propagação (as imagens são análogas à apresentada na Figura 22 da seção 3.2.3). Adicionalmente, são exibidas fotografias do corpo de prova fraturado na temperatura de nitrogênio líquido após a realização dos ensaios de CTOD onde pode ser observado o percurso da trinca durante a propagação instável através da seção que atravessa a espessura e a largura do corpo de prova. A deformação plástica do material à frente da ponta da trinca também é nítida.

Na seção 4.3.1, são mostradas as fractografias dos corpos de prova do metal de base dos aços LCN e CLC. Na seção 4.3.2, são exibidos os resultados das análises realizadas em corpos de prova da linha de fusão das juntas soldadas.

4.3.1 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas dos aços LCN e CLC

Nesta seção, são apresentados os resultados da análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas dos aços LCN e CLC submetidos a ensaios de CTOD a -20°C e a -40°C , respectivamente.

4.3.1.1 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas do aço LCN ensaiado a -20°C#

Os corpos de prova do metal de base do aço LCN ensaiados a -20°C apresentaram valor de CTOD surpreendentemente alto e a fratura ocorreu no modo dúctil.

Na Figura 72, é apresentada uma fotografia das superfícies de fratura de um corpo de prova SE(B) do metal de base do aço LCN ensaiado a -20°C e posteriormente fraturado na temperatura de nitrogênio líquido. Observa-se a grande extensão da região de propagação estável da ponta da trinca na direção de propagação (conforme apresentado na Figura 22 da seção 3.2.3), área onde ocorre intenso processo de deformação plástica, caracterizando fratura dúctil.

Na Figura 73, é mostrado o resultado da análise fractográfica por microscopia estereoscópica do corpo de prova do metal de base do aço LCN ensaiado a -20°C. Na direção de propagação da trinca, observa-se que a região de propagação estável apresenta tamanho significativo.

A Figura 74 mostra a superfície de fratura da região do metal de base do aço LCN ensaiado a -20°C observada ao MEV. Vê-se a região da transição do crescimento da trinca de fadiga para propagação monotônica do tipo dúctil. Na região de propagação estável, vê-se uma grande quantidade de microcavidades de fratura dúctil (*dimples*).

Na Figura 75, é mostrada uma fotografia do corpo de prova da região do metal de base da junta soldada do aço LCN submetido ao ensaio de CTOD a -20°C e, em seguida, fraturado na temperatura de nitrogênio líquido. Observa-se deformação plástica do material na região à frente da ponta da trinca de fadiga e a propagação instável ao longo da seção que atravessa a espessura e a largura do corpo de prova.

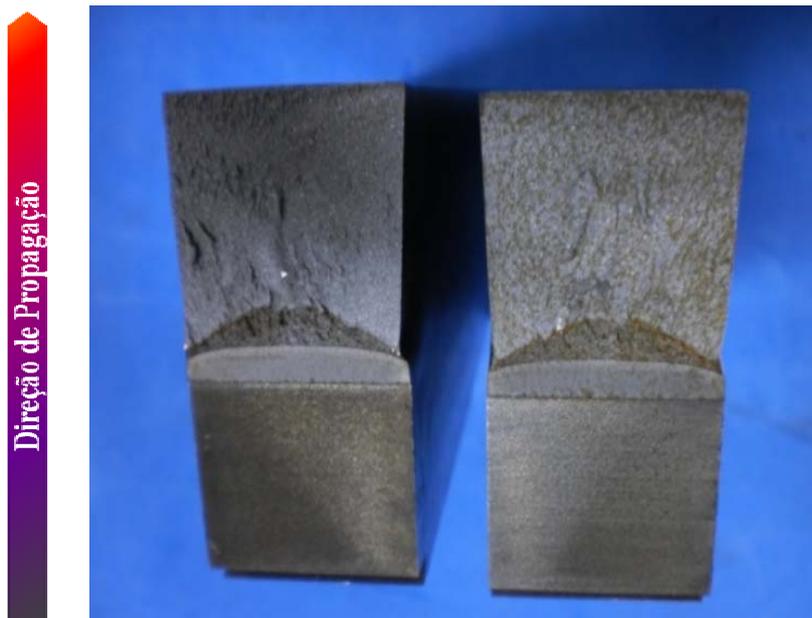


Figura 72 - Superfícies de fratura do corpo de prova SE(B) do metal de base do aço LCN ensaiado a -20°C e, posteriormente, fraturado na temperatura de nitrogênio líquido. Vê-se claramente a região de propagação estável da ponta da trinca de fadiga na direção de propagação.

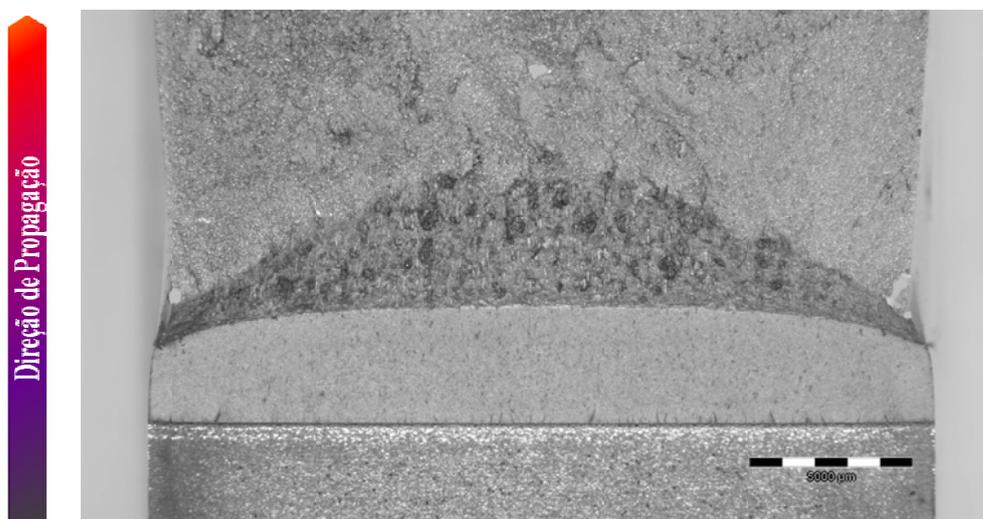


Figura 73 - Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da região do metal de base do aço LCN ensaiado a -20°C . Observa-se que a região de propagação estável apresenta tamanho significativo.

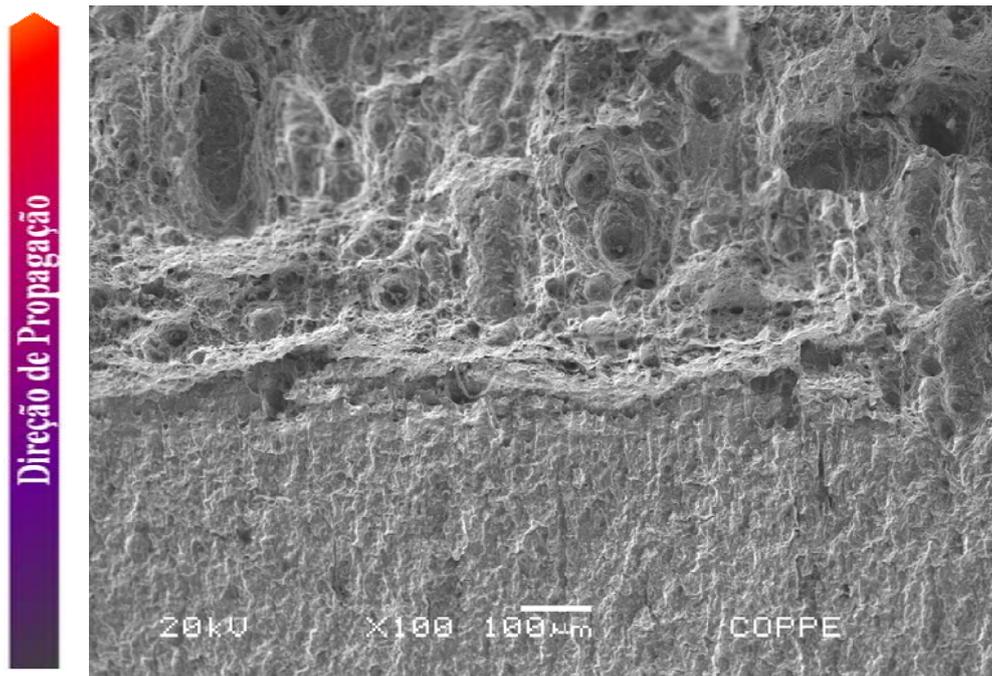


Figura 74 - Análise fractográfica por MEV da superfície de fratura de corpo de prova do metal de base do aço LCN ensaiado a -20°C . Observa-se a transição da trinca de fadiga para a fratura monotônica dúctil.

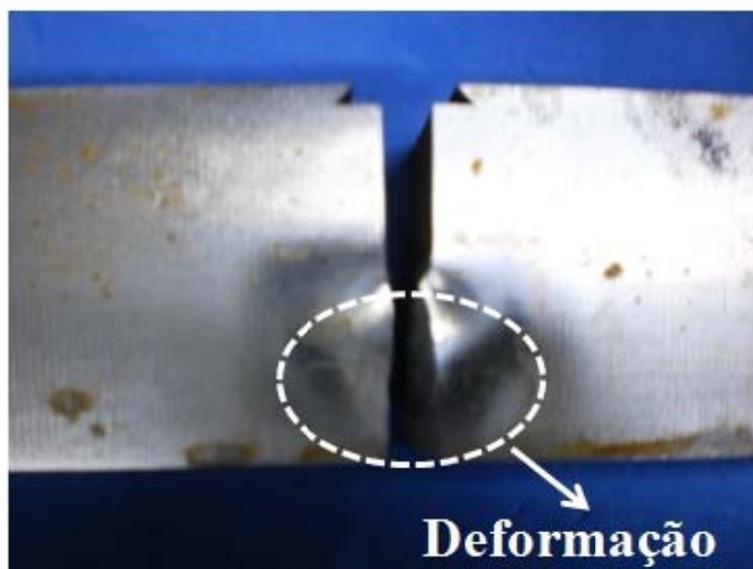


Figura 75 - Corpo de prova SE(B) do aço LCN submetido ao ensaio de CTOD a -20°C e posteriormente fraturado na temperatura de nitrogênio líquido.

4.3.1.2 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas do aço LCN ensaiado a -40°C

Nos corpos de prova da região do metal de base das juntas soldadas do aço LCN submetidos a ensaios de CTOD a -40°C, ocorreu fratura dúctil. O comportamento do material em fratura foi semelhantemente ao observado nos aços LCN ensaiados a -20°C (mostrado na seção 4.3.1.1), porém o valor médio do CTOD a -40°C foi ligeiramente superior ao obtido a -20°C, comportamento atípico.

Na Figura 76, vê-se o resultado da análise por microscopia estereoscópica de uma das superfícies de fratura do corpo de prova. Observa-se que a extensão da região de propagação estável é considerável. O resultado da análise por MEV é apresentado na Figura 77 onde pode ser vista a região da transição do crescimento da trinca de fadiga para propagação monotônica dúctil uma região de propagação estável com a presença de *dimples*.



Figura 76 - Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura de corpo de prova do metal de base do aço LCN ensaiado a -40°C. Observa-se que a extensão da região de propagação estável é considerável.

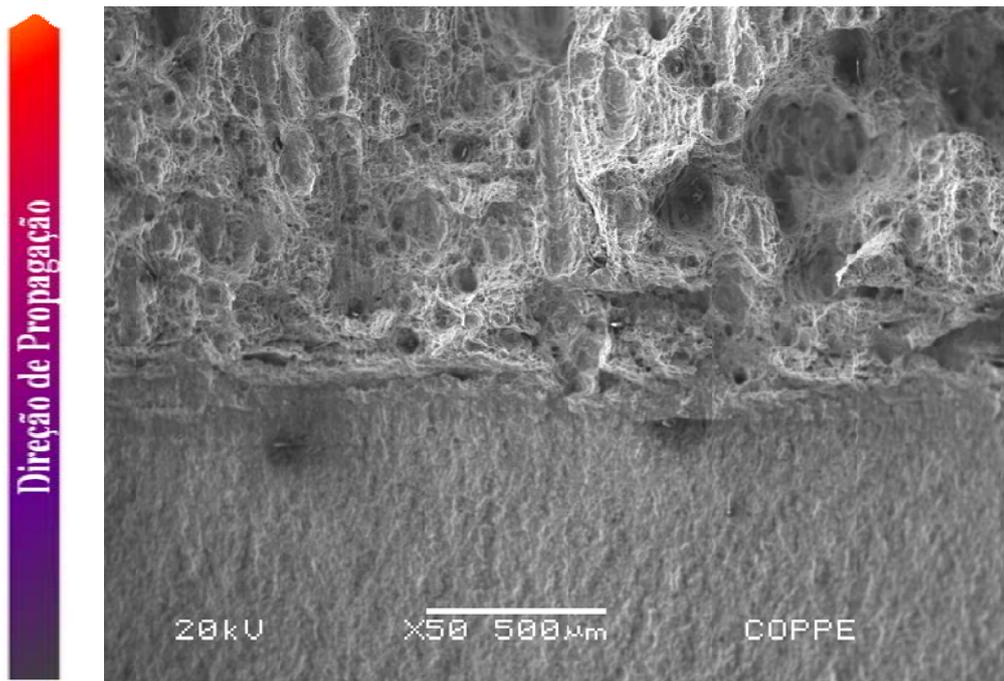


Figura 77 - Análise fractográfica por MEV da superfície de fratura de corpo de prova do metal de base do aço LCN ensaiado a -40°C . Vê-se a região de transição do crescimento da trinca de fadiga para a fratura monotônica dúctil.

4.3.1.3 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas do aço CLC ensaiado a -20°C

Os corpos de prova da região do metal de base de juntas soldadas do aço CLC ensaiados a -20°C apresentaram altíssimos valores de CTOD e fratura dúctil. A aparência macroscópica das superfícies de fratura dos corpos de prova fraturados na temperatura de nitrogênio líquido após o ensaio de CTOD é semelhante às mostradas nas Figuras 72 e 75. Na Figura 78, é apresentada a fractografia por microscopia estereoscópica, onde a extensa região de propagação estável pode ser facilmente identificada. Na Figura 79, é mostrado o resultado da análise fractográfica por MEV: a imagem mostra a região da transição do crescimento da trinca de fadiga para propagação monotônica dúctil. Na Figura 80, vê-se a região em que ocorre propagação estável, onde são observados *dimples*, e a região onde há propagação instável (superfície

com morfologia facetada), resultante da fratura final a -196°C do corpo de prova que sofreu os ensaios de CTOD a -20°C .



Figura 78 - Análise fractográfica por microscopia estereoscópica do corpo de prova do metal de base do aço CLC ensaiado a -20°C . A região de fratura dúctil pode ser vista.

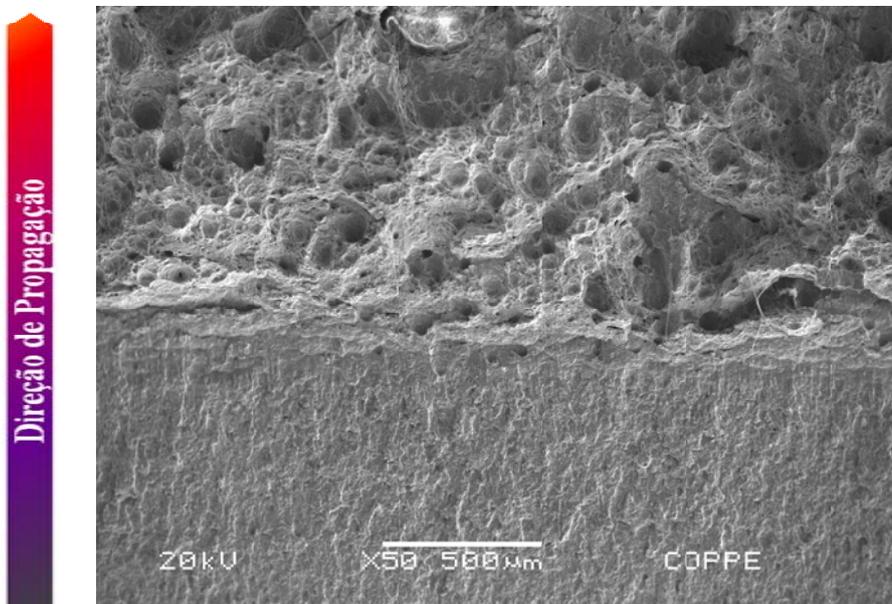


Figura 79 - Análise fractográfica por MEV da superfície de fratura de corpo de prova do metal de base do aço CLC ensaiado a -20°C . Observa-se a região da transição do crescimento da trinca de fadiga para propagação estável dúctil.

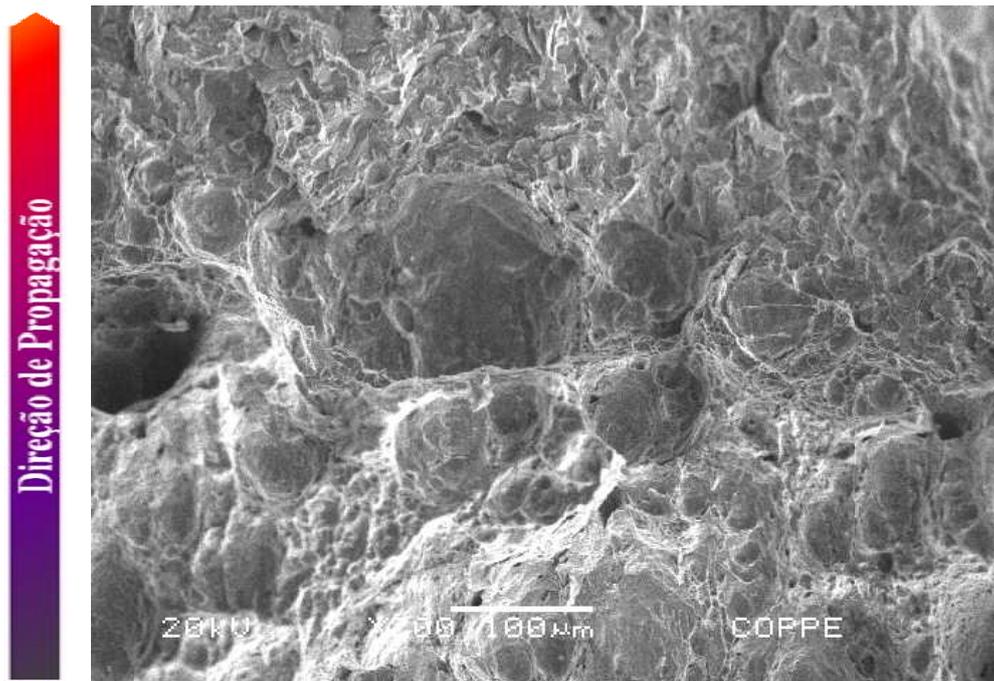


Figura 80 - Análise fractográfica por MEV da superfície de fratura de corpo de prova do metal de base do aço CLC ensaiado a -20°C . Vê-se *dimples* na região de fratura dúctil e a região de propagação instável que apresenta morfologia facetada, típica de clivagem.

4.3.1.4 Análise fractográfica dos corpos de prova da região do metal de base da junta soldada do aço CLC ensaiado a -40°C

Nas Figuras 81 a 85, são mostrados os resultados da fractografia dos corpos de prova da região do metal de base da junta soldada do aço CLC que foram ensaiados a -40°C e apresentaram fratura frágil, entretanto o valor médio do CTOD obtido foi bastante alto, o que seria inesperado. É importante ressaltar que as imagens exibidas correspondem ao comportamento observado de maneira geral já que em um dos corpos de prova testados ocorreu fratura dúctil. As imagens da superfície de fratura deste corpo de prova foram omitidas em virtude da semelhança com o observado em corpos de prova do metal de base do aço CLC ensaiados a -20°C , cujos resultados estão exibidos na seção 4.3.1.3.

Na Figura 81, é mostrada uma fotografia das superfícies de fratura de um corpo de prova da região do metal de base do aço CLC ensaiado a -40°C e, posteriormente, fraturado na temperatura de nitrogênio líquido. O resultado da análise fractográfica por

microscopia estereoscópica é apresentado na Figura 82. Analisando-se as imagens das superfícies de fratura apresentadas nas Figuras 81 e 82, é possível perceber que, aparentemente, não existe uma região de propagação estável.

Na imagem mostrada na Figura 82, vê-se a região em que ocorreu a transição do crescimento da trinca de fadiga para propagação instável. A imagem foi obtida com aumento de 6,3 vezes, o que dificultaria a visualização de regiões estreitas onde teria ocorrido intensa deformação plástica na ponta da trinca precedendo alguma propagação estável da trinca e que, possivelmente, estariam presentes na superfície de fratura, considerando-se o altíssimo valor médio de CTOD obtido.

O resultado da análise fractográfica por MEV é mostrado nas Figuras 83 e 84. Na Figura 83, é possível observar, na direção de propagação da trinca de fadiga, a região em que houve início da propagação instável. A superfície de fratura com morfologia facetada caracteriza a ocorrência de fratura por clivagem. Na Figura 84, observa-se os detalhes da região de transição de modo de propagação da trinca apresentada na imagem da Figura 83. É possível ver que na direção de propagação da frente da trinca, há uma estreita região de propagação dúctil (onde são observados *dimples*) precedendo o aparecimento das facetas de clivagem.

É provável que o alto valor médio de CTOD obtido nos ensaios conjugado à fratura frágil por clivagem seja decorrente de intensos processos de deformação plástica na ponta da trinca que dão origem à uma pequena região de propagação dúctil precedendo a propagação catastrófica. A ocorrência da fratura frágil pode ser ratificada através da interpretação do registro gráfico de carga aplicada (P) x CMOD do ensaio (Figura 26) onde observa-se que, durante o processo de propagação da trinca, ocorreu instabilidade antes da carga máxima. Supostamente, a limitada região de propagação dúctil mostrada na Figura 84, formou-se para valores de CMOD entre o CTOD de iniciação (δ_i) e o CTOD de carga máxima (δ_m).

Na Figura 85, é mostrada uma fotografia do corpo de prova submetido ao ensaio de CTOD e, posteriormente, fraturado na temperatura de nitrogênio líquido. É possível observar a deformação plástica do material na região à frente da ponta da trinca de fadiga e a propagação instável através da seção que atravessa a espessura e a largura do corpo de prova. Vê-se que a deformação plástica do material na região à frente da ponta

da trinca de fadiga é insuficiente para produzir deformação macroscópica apreciável no corpo de prova, ratificando o que foi observado na Figura 84.

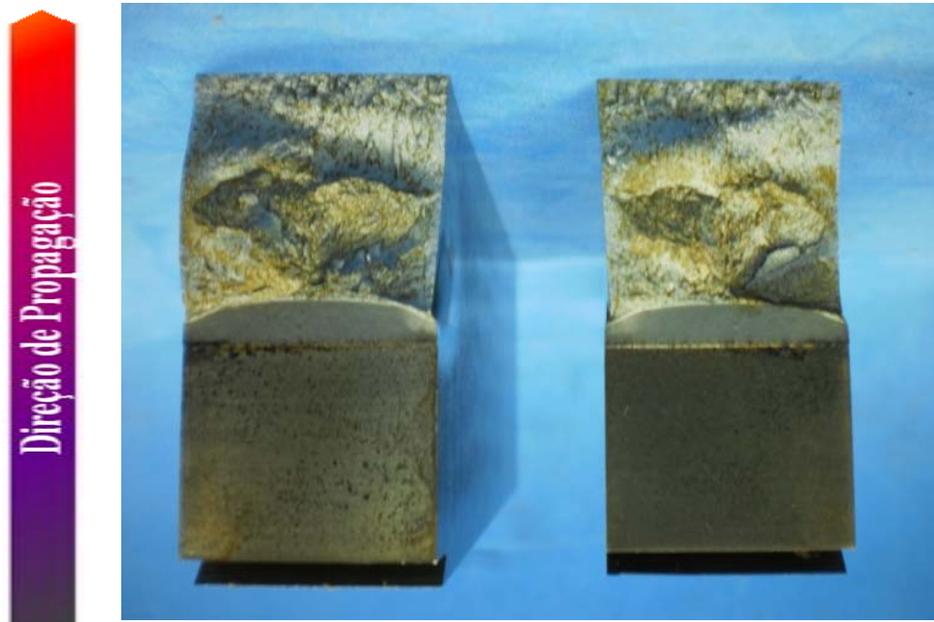


Figura 81 - Superfícies de fratura do corpo de prova SE(B) do metal de base do aço LCN ensaiado a -40°C e posteriormente fraturado na temperatura de nitrogênio líquido. Observa-se a região de transição do crescimento da trinca de fadiga para propagação instável por clivagem.

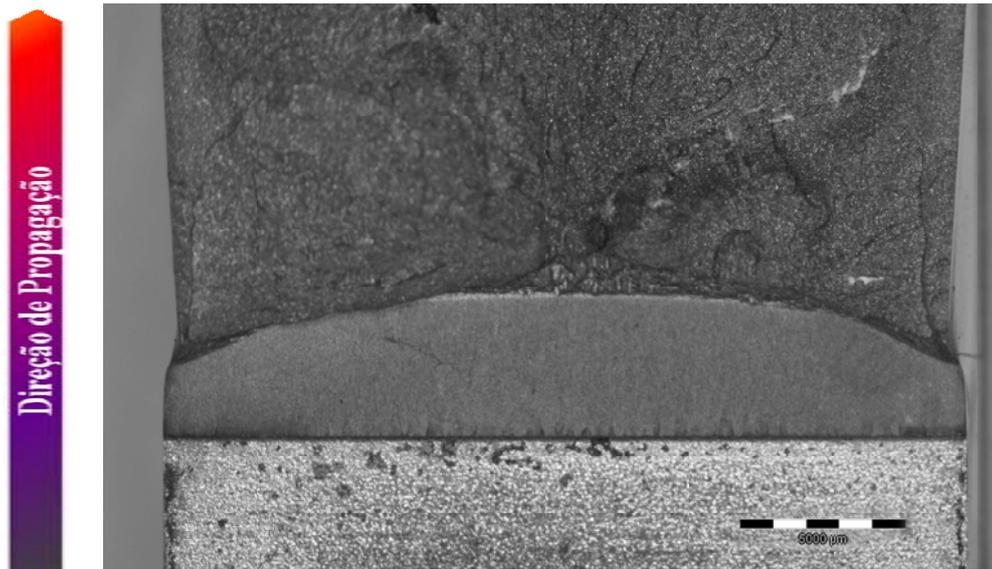


Figura 82 - Análise fractográfica por microscopia estereoscópica da superfície de fratura de corpo de prova do metal de base do aço CLC ensaiado a -40°C . Na direção de propagação da ponta da trinca de fadiga vê-se a propagação por clivagem.

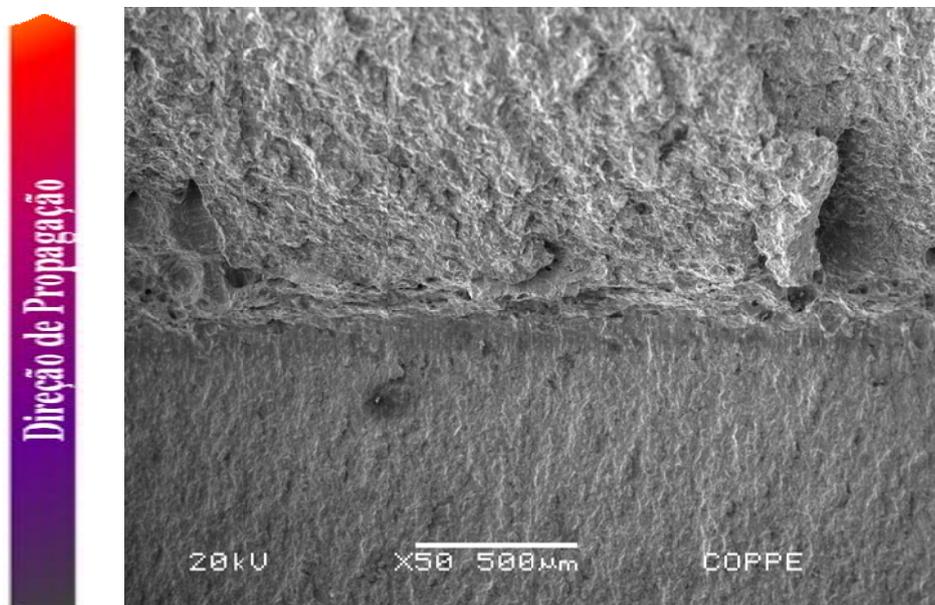


Figura 83 - Análise fractográfica por MEV do corpo de prova do metal de base do aço CLC ensaiado a -40°C . Detalhe da Figura 82 com maior aumento: fratura frágil, por clivagem. Vê-se a zona estirada na ponta da trinca de fadiga (*stretch-zone*) e a região de propagação por clivagem.

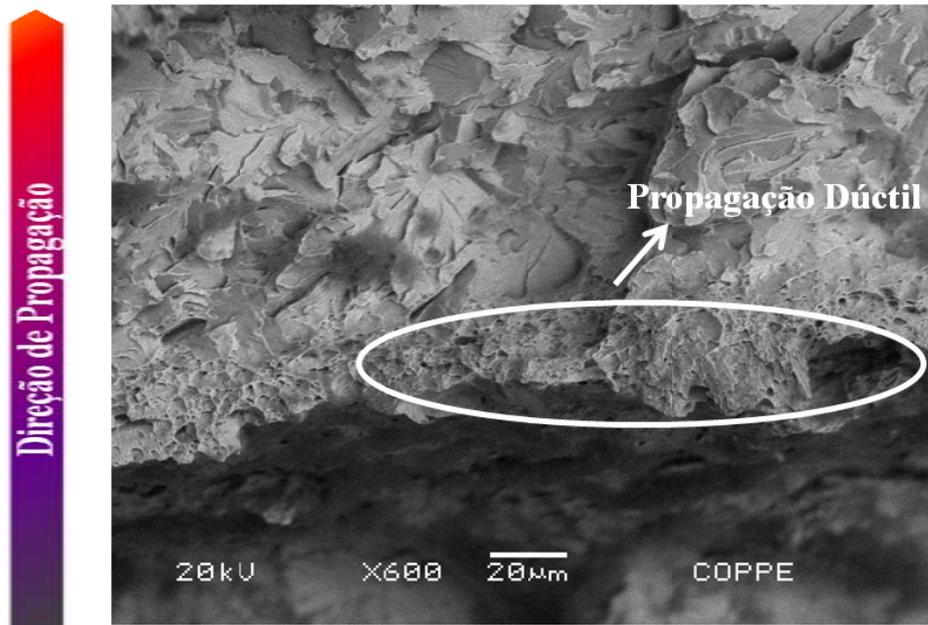


Figura 84 - Análise fractográfica por MEV do corpo de prova do metal de base do aço CLC ensaiado a -40°C . Detalhe da Figura 83 com maior aumento: fratura frágil, por clivagem. Vê-se a zona estirada na ponta da trinca de fadiga (*stretch-zone*) e a região de propagação por clivagem.

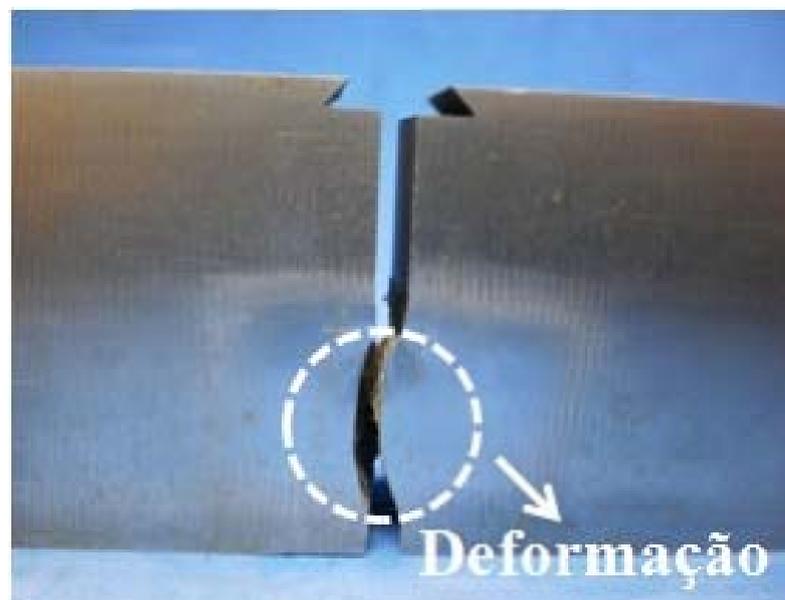


Figura 85 - Corpo de prova SE(B) do aço CLC submetido ao ensaio de CTOD a -40°C e posteriormente fraturado na temperatura de nitrogênio líquido. Vê-se a propagação sem deformação plástica, típica de clivagem, na seção ao longo da espessura e da largura do corpo de prova.

4.3.2 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão de juntas soldadas dos aços LCN e CLC

4.3.2.1 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço LCN ensaiados a -20°C

Nas Figuras 86 e 87, são apresentados os resultados da análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço LCN ensaiados a -20°C , situação em que foram obtidos baixos valores de CTOD. As imagens mostram fratura frágil, por clivagem. Na imagens das superfícies de fratura apresentadas nas Figuras 86 e 87, é possível visualizar, na direção de propagação, a transição do crescimento da trinca de fadiga para propagação por clivagem.

Um dos corpos de prova da região da linha de fusão apresentou fratura dúctil, com comportamento similar ao apresentado pelos corpos de prova da região do metal de base do mesmo aço ensaiados a -20°C (imagens mostradas na seção 4.3.1.1).



Figura 86 - Análise fractográfica por microscopia estereoscópica do corpo de prova da linha de fusão do aço LCN ensaiado a -20°C . Superfície de fratura submetida a tingimento térmico. Fratura frágil.

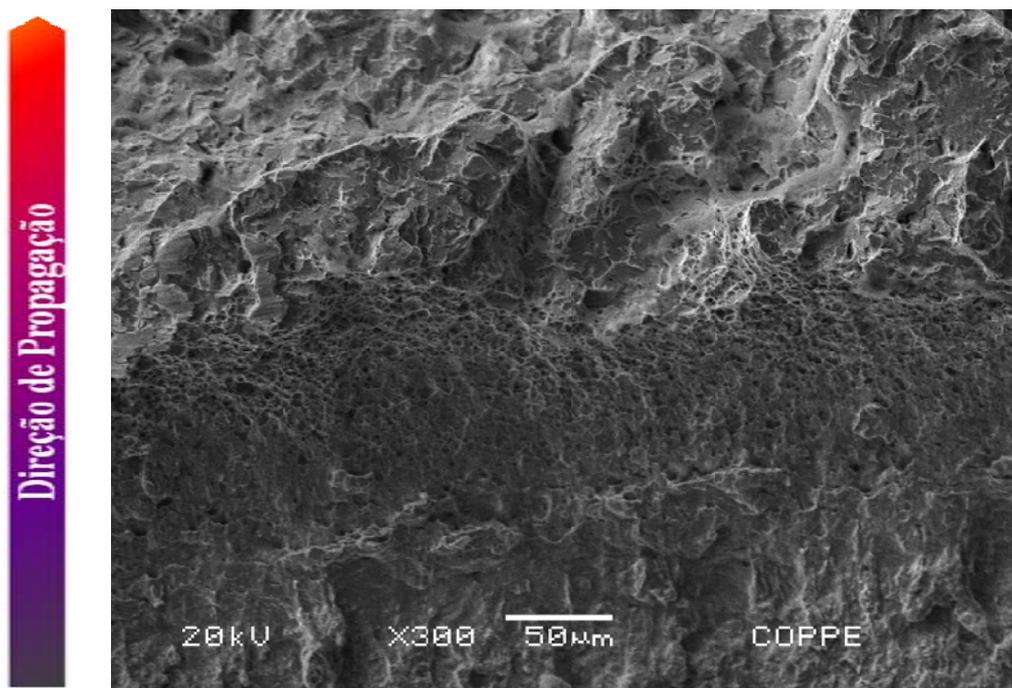


Figura 87 - Análise fractográfica por MEV do corpo de prova da linha de fusão do aço LCN ensaiado a -20°C . Observa-se a região de transição do crescimento da ponta da trinca de fadiga para a propagação por clivagem.

4.3.2.2 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço LCN ensaiados a -40°C

Nas Figuras 88 a 90, são mostrados os resultados da análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço LCN ensaiados a -40°C . Todos os corpos de prova apresentaram fratura frágil.



Figura 88 - Análise fractográfica por microscopia estereoscópica do corpo de prova da linha de fusão do aço LCN ensaiado a -40°C . Superfície de fratura submetida a tingimento térmico. Vê-se, na direção de propagação, a transição do crescimento da trinca de fadiga para propagação instável, aparentemente, sem região de propagação dúctil.

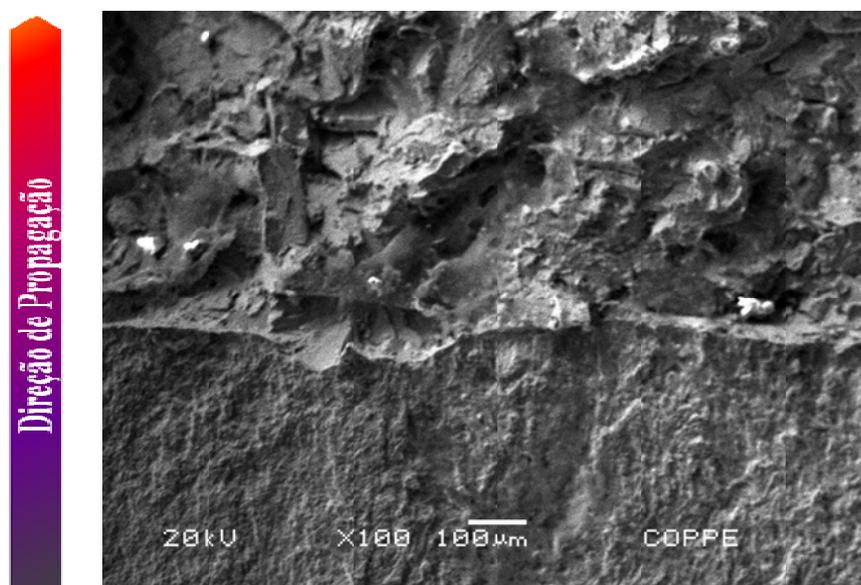


Figura 89 - Análise fractográfica por MEV da superfície de fratura de corpo de prova da linha de fusão do aço LCN ensaiado a -40°C . Observa-se, na direção de propagação, a transição do crescimento da trinca de fadiga para o modo de propagação instável, por clivagem.

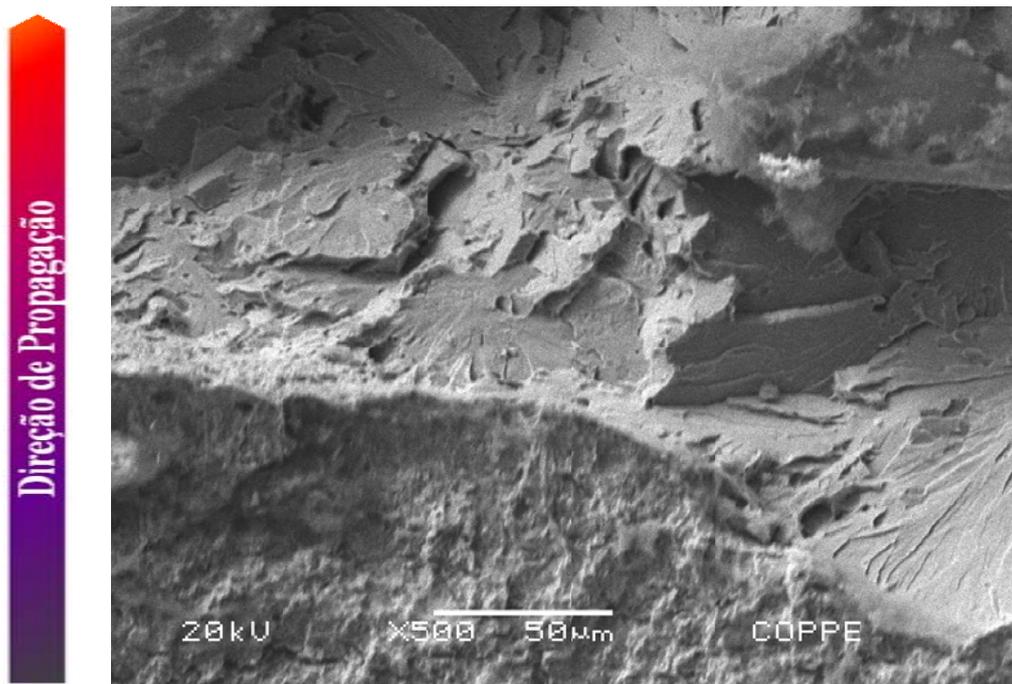


Figura 90 - Análise fractográfica por MEV da superfície de fratura de corpo de prova da linha de fusão do aço LCN ensaiado a -40°C . Figura 89 com maior aumento. Fratura frágil, por clivagem.

4.3.2.3 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço CLC ensaiados a -20°C

A maioria dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço CLC ensaiados a -20°C apresentaram fratura dúctil e alto valor médio de CTOD, com o comportamento em fratura semelhante ao observado nos corpos de prova do metal de base do aço CLC a -20°C (vide seção 4.3.1.3). Somente um dos corpos de prova apresentou fratura frágil, sendo a apresentação das imagens correspondentes omitida na corrente seção já que o comportamento foi similar ao mostrado nas Figuras 81 a 85 da seção 4.3.1.4. As imagens das superfícies de fratura são mostradas nas Figuras 91 e 92.



Figura 91 - Análise fractográfica por microscopia estereoscópica do corpo de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço CLC ensaiado a -20°C e submetido a tingimento térmico. Fratura dúctil.

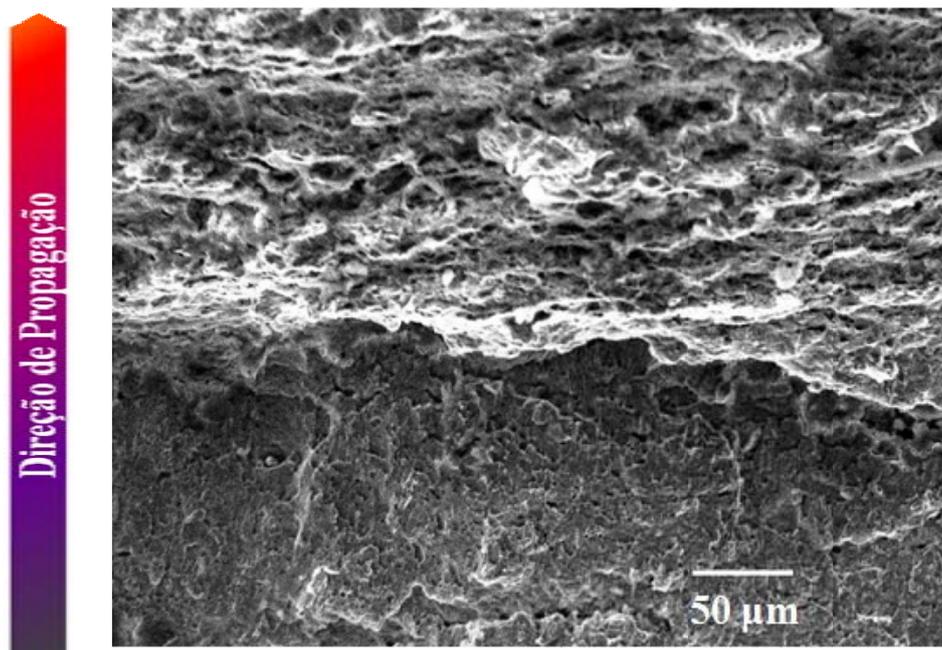


Figura 92 - Análise fractográfica da superfície de fratura de corpo de prova da linha de fusão do aço CLC ensaiado a -20°C . Superfície de fratura submetida a tingimento térmico. Fratura dúctil.

4.3.2.4 Análise fractográfica dos corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço CLC ensaiados a -40°C

Todos os corpos de prova da região da linha de fusão da junta soldada do aço CLC ensaiados a -40°C apresentaram fratura frágil conforme pode ser visto nas Figuras 93 a 95. Na imagem da Figura 95, vê-se nitidamente um degrau entre a região de crescimento da trinca de fadiga e a superfície facetada formada durante a propagação por clivagem. As imagens são representativas dos resultados como um todo.

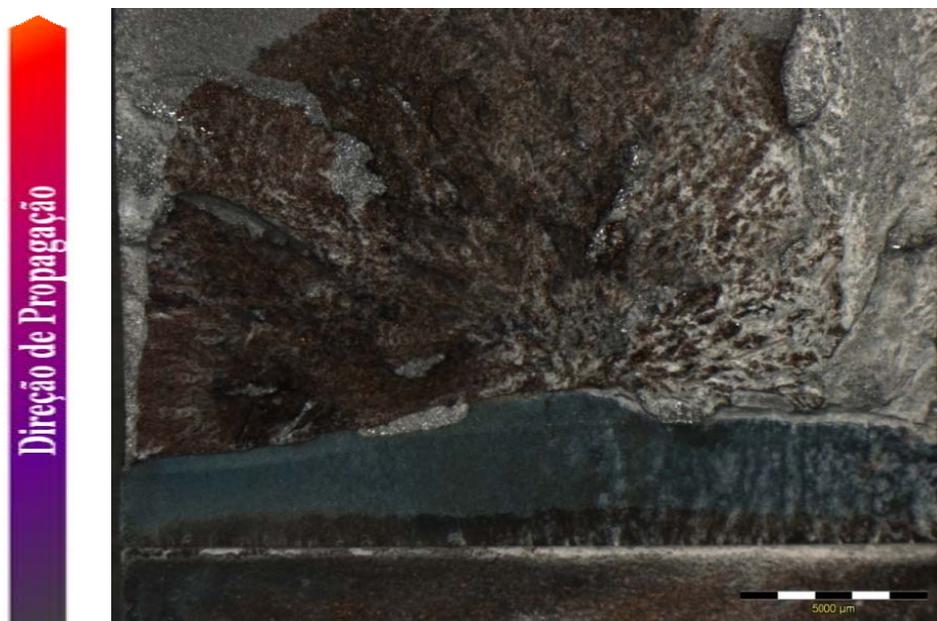


Figura 93 - Análise fractográfica por microscopia estereoscópica do corpo de prova da linha de fusão do aço CLC ensaiado a -40°C. Superfície de fratura submetida a tingimento térmico. Fratura frágil.

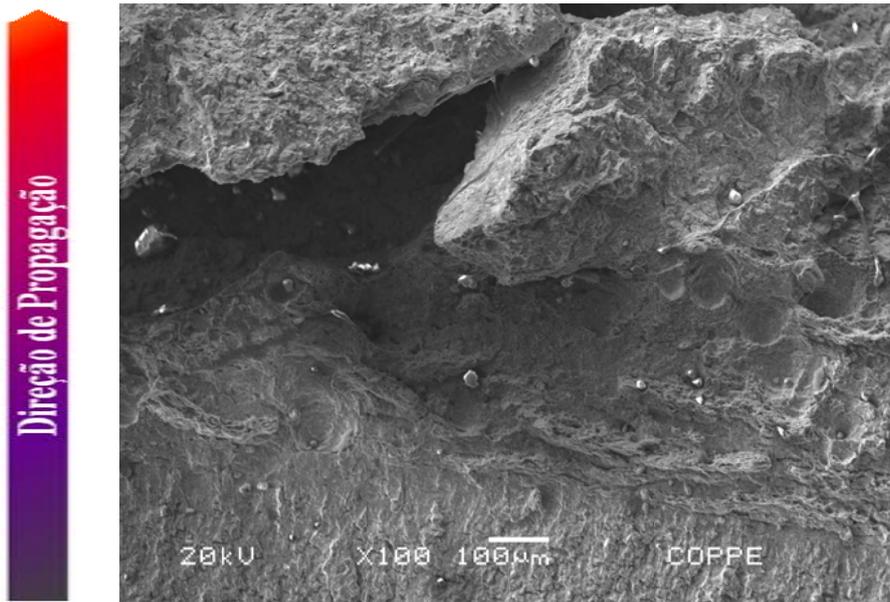


Figura 94 - Análise fractográfica por MEV do corpo de prova da linha de fusão do aço CLC ensaiado a -40°C . Fratura frágil, por clivagem.

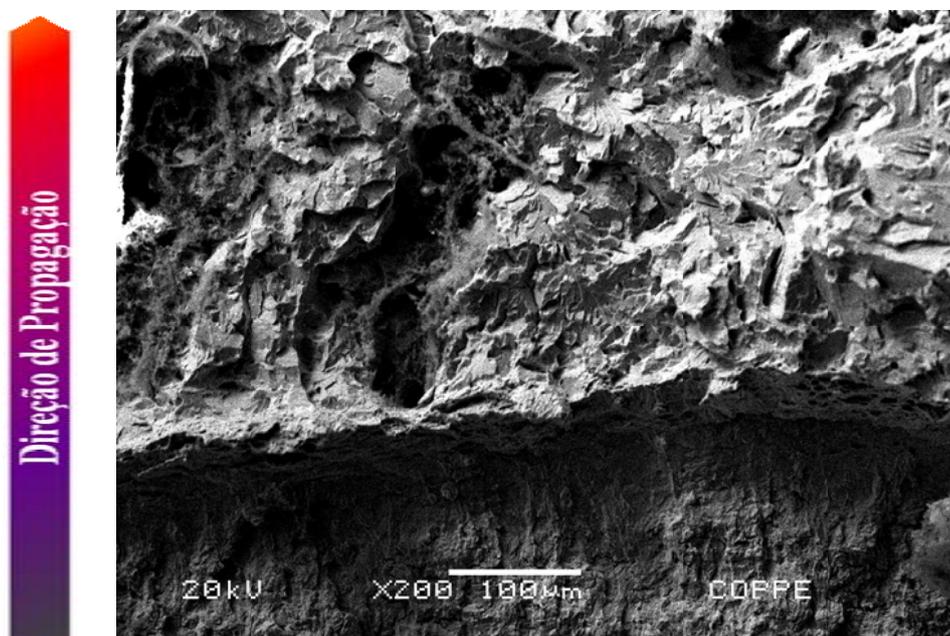


Figura 95 - Análise fractográfica por MEV do corpo de prova da linha de fusão do aço CLC ensaiado a -40°C . Vê-se a região de transição do crescimento da trinca de fadiga para a fratura frágil, por clivagem.

4.3.3 Correlação entre os valores médios de CTOD obtidos e os modos de fratura

Os corpos de prova do metal de base do aço LCN fraturaram no modo dúctil nos ensaios de CTOD realizados a -20°C e a -40°C (Figuras 72 a 77), apresentando altíssimos valores médios de CTOD em ambas temperaturas: respectivamente, $(1,111 \pm 0,054)$ mm e $(1,346 \pm 0,195)$ mm. A diminuição da temperatura de ensaio não alterou o excelente desempenho do aço LCN como recebido que, surpreendentemente, apresentou maior valor médio de CTOD na temperatura mais baixa.

O aço CLC apresentou tenacidade à fratura muito elevada nos ensaios realizados a -20°C , com a ocorrência de fratura no modo dúctil (Figuras 78 a 80) e valor médio do CTOD foi atipicamente alto: $(1,232 \pm 0,004)$ mm. A menor tenacidade do aço CLC a -40°C foi caracterizada pela ocorrência de fratura frágil, por clivagem, após certa propagação dúctil (Figuras 81 a 84). O valor médio de CTOD obtido de $(0,983 \pm 0,691)$ mm, apesar de menor do que aquele obtido no ensaio a -20°C , é ainda bastante elevado. A explicação para esse fato é que houve uma certa propagação estável da trinca antes do processo de fratura mudar para clivagem. Isso fez com que o valor de CTOD (de carga máxima) fosse, ainda, elevado.

Os corpos de prova da região da linha de fusão do aço LCN apresentaram baixa tenacidade à fratura nos ensaios realizados a -20°C e a -40°C , com fratura no modo frágil, por clivagem (Figuras 88 a 90). Foram obtidos baixos valores médios de CTOD: $(0,507 \pm 0,463)$ mm a -20°C e $(0,272 \pm 0,272)$ mm a -40°C .

Nos ensaios realizados nos corpos de prova da região da linha de fusão do aço CLC a -20°C , ocorreu fratura dúctil (Figuras 91 e 92) com o elevadíssimo valor médio de CTOD de $(1,349 \pm 0,165)$ mm. Os corpos de prova apresentaram baixa tenacidade à fratura nos ensaios realizados -40°C , onde foi obtido o pequeno valor médio de CTOD de $(0,409 \pm 0,318)$ mm e a fratura ocorreu no modo frágil, por clivagem (Figuras 93 a 95). A redução da temperatura de ensaio provocou um intenso efeito deletério na tenacidade à fratura dos corpos de prova da região da linha de fusão do aço CLC.

Capítulo 5

Conclusões e Trabalhos Futuros

5.1 – Conclusões

Os resultados dos ensaios de CTOD a -20°C e a -40°C do metal de base e da linha de fusão de juntas soldadas a arco submerso do aço DH-36 produzido por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado (aço CLC) e do aço produzido por laminação convencional e normalização (aço LCN) conduzem às seguintes conclusões:

- Os corpos de prova do metal de base de juntas soldadas do aço DH-36 CLC apresentaram fratura frágil, por clivagem, a -40°C . Porém, o valor médio de CTOD foi bastante elevado, sendo a fratura por clivagem precedida por certa propagação estável, a qual pode ser atribuída a ocorrência do alto CTOD. Observa-se redução no valor médio de CTOD a -40°C quando comparado com aquele obtido a -20°C , temperatura em que ocorreu fratura dúctil. Houve redução de 20,21% no valor do CTOD para os corpos de prova desse aço com a diminuição da temperatura;

- Os corpos de prova do metal de base de juntas soldadas do aço DH-36 LCN exibiram fratura dúctil nos ensaios realizados a -20 e a -40°C . O valor do CTOD para os corpos de prova do aço LCN a -40°C é 21,15% superior ao apresentado a -20°C ;

- Comparando-se os valores de CTOD dos corpos de prova do metal de base do aço LCN com os valores apresentados pelos corpos de prova da linha de fusão do mesmo aço, observa-se que tanto nos ensaios realizados a -20°C como naqueles a -40°C , os respectivos valores de CTOD na linha de fusão são significativamente menores que os obtidos com metal de base;

- A fratura de todos os corpos de prova da linha de fusão do aço CLC ensaiados a -40°C foi frágil, por clivagem.

- Comparando-se o valor médio de CTOD dos corpos de prova do metal de base do aço CLC ensaiados a -20°C com os corpos de prova da linha de fusão desse aço testados na mesma temperatura, vê-se que os valores são próximos. Entretanto, em ensaios de CTOD a -40°C , os valores de CTOD do metal de base e da linha de fusão do mesmo aço são menores que aqueles verificados a -20°C . Os corpos de prova da linha de fusão do aço CLC apresentaram expressiva redução do valor médio de CTOD em relação aos corpos de prova da mesma região da junta soldada ensaiados a -20°C .

5.2 – Sugestão para trabalhos futuros

A seguir, serão apresentadas algumas propostas para pesquisas futuras:

- Avaliar quantitativamente as microestruturas das regiões do metal de base e da linha de fusão dos aços LCN e CLC;
- Investigar, através de microscopia eletrônica de transmissão, as fases e microfases presentes nos aços LCN e CLC;
- Estudo numérico/experimental da fratura.

Referências

- [1] BADHESHIA, H.K.D.H., HONEYCOMBE, R.W.K., “Steels: microstructure and properties”, 3 ed., Oxford, UK, Butterworth-Heinemann, 2006.
- [2] ASTM A242: “Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Structural Steel”, United States, 2009.
- [3] ASTM A131/A131M: “Standard Specification for Structural Steel for Ships”, United States, 2008.
- [4] DNV-OS-C101: “Offshore Standard: Design of Offshore Steel Structures, General (LRFD Method)”, Det Norske Veritas, Norway, 2008.
- [5] DEARDO, A.J., “Accelerated Cooling: a Physical Metallurgy Perspective”, Proceedings of the International Symposium on Accelerated Cooling of Rolled Steel, Proceedings of the Metallurgical Society of the Canadian Institute of Mining and Metallurgy, volume 3, pp. 3-25, 1987.
- [6] TANAKA, T., “Overview of accelerated cooled steel plate”, Proceedings of the International Symposium on Accelerated Cooling of Rolled Steel, Proceedings of the Metallurgical Society of the Canadian Institute of Mining and Metallurgy, volume 3, pp.187, 1987.
- [7] NIIKURA, M., FUJIOKA, M., ADACHI, Y., MATSUKURA, A., YOKOTA, T., SHIROTA, Y., HAGIWARA, Y., “New concepts for ultra refinement of grain size in super metal project”, Journal of Materials Processing Technology, volume 117, pp. 341-346, 2001.
- [8] COSTA NETO, C.A., “Tenacidade à fratura de juntas soldadas de um aço de alta resistência e de baixa liga”, Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1989.
- [9] KEARNS, W.H., Welding Handbook, 7 ed., volume 4, 1982.

- [10] TAMURA, I., “Some fundamental steps in thermomechanical preprocessing”, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, volume 27, n° 10-19, pp. 763-779, 1987.
- [11] MARDER, A.R., GOLDSTEIN, J.I., Proceedings of International Conference in Phase Transformation in Ferrous Alloys, The Metal Society of AIME and American Society for Metals, 1983.
- [12] YI, N., CHENG-JIA, S., YANG, Y., XIU-CHENG, L., JIAN-PING, C., XIN-LAI, H., “960 MPa grade high performance weldable structural steel plate processed by using TMCP”, Journal of Iron and Steel Research, International, volume 17, n. 2, pp. 63-66, 2010.
- [13] PEREIRA, L.C., “Desenvolvimento e caracterização de aços de baixa liga e alta resistência destinados a fabricação de tubos API de grau superior”, Tese de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1994.
- [14] ASTM A633: “Standard Specification for Normalize High-Strength Low-Alloy Structural Steel Plates”, United States, 2011.
- [15] REN, D., XIAO, F., TIAN, P., WANG, X., LIAO, A., “Effects of welding wire composition and welding process on the weld metal toughness of submerged arc welded pipeline steel”, International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, volume 16, n. 1, pp.65-70, 2009.
- [16] SHANMUGAM, S., MISRA, R.D.K., MANNERING, T., PANDA, D., JANSTO, S.G., “Impact toughness and microstructure relationship in niobium and vanadium-microalloyed steels processed with varied cooling rates to similar yield strength”, Materials Science and Engineering A 437, pp. 436–445, 2006.
- [17] PENG, Y., CHEN, W., XU, Z., “Study of high toughness ferrite wire for submerged arc welding of pipeline steel”, Materials Characterization, volume 47, pp. 67-73, 2001.
- [18] RODRIGUES, P.C.M., PERELOMA, E.V., SANTOS, D.B., “Mechanical properties of an HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with

accelerated cooling”, *Materials Science and Engineering A*, volume 283, pp. 136–143, 2000.

- [19] COTA, A.B., SANTOS, D.B., “Microstructural characterization of bainitic steel submitted to torsion testing and interrupted accelerated cooling”, *Materials Characterization*”, volume 44, pp. 291-299, 2000.
- [20] KORCHYNSKY, M., “Development of controlled cooling practice”, *Accelerated Cooling of Steel, Proceedings of a Symposium Sponsored by The Ferrous Metallurgy Committee of the Metallurgical Society of AIME*, Pittsburgh Pennsylvania, pp. 7, 1985.
- [21] KE, T., XIAODONG, S., LIXIA, ZHU., QIANG, L., JINFENG, L., “Effects of M/A Islands Microstructure Characteristic on Mechanic Properties of High Grade Pipeline Steel”, *Proceedings of the 8th International Pipeline Conference*, Calgary, Alberta, Canada, October, 2010.
- [22] ZHAO, M., YANG, K., YIYING, S., “The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel”, *Materials Science and Engineering A*, volume 335, pp. 14-20, 2002.
- [23] CUNHA, M.L.A., “Avaliação de desempenho de juntas soldadas a laser de aros de rodas automotivas, em aços de alta resistência, microligado ao nióbio”, *Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil*, 2008.
- [24] KAZEMINEZHAD, M., TAHERI, A.K., “The effect of controlled cooling after hot rolling on the mechanical properties of a commercial high carbon steel wire rod”, *Materials and Design*, volume 24, pp. 415-421, 2003.
- [25] ASTM A1066: “Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Structural Steel Plate Produced by Thermo-Mechanical Controlled Process (TMCP)”, United States, 2011.
- [26] ASTM A242: “Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Structural Steel”, United States, 2009.

- [27] ASTM A945: Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Structural Steel Plate with Low Carbon and Restricted Sulfur for Improved Weldability, Formability, and Toughness, United States, 2011.
- [28] TANAKA, T., FUNAKOSHI, T., VEDA, M., TSUBOI, J., YASUDA, T., UTAHASHI, C., *Microalloying 75* (Washington, DC), volume 399, 1977.
- [29] SMIRNOV, M.A., PYSHMINTSEV, I.YU., “Classification of low-carbon pipe steel microstructures”, *Metallurgist*, volume 54, n^{os} 7-8, pp. 444-454, 2010.
- [30] TAMEHIRO, O.H., YAMADA, N., MATSUD, A.H., “Effect of the thermo-mechanical control process on the properties of high-strength low alloy steel”, *Transactions of the Iron Steel Institute of Japan*, volume 25, n^o 1, pp. 54-61, 1985.
- [31] BHOLE, S.D., NEMADE, J.B., COLLINS, L., LIU, C., “Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, volume 173, pp. 92-100, 2006.
- [32] WANG, S.H., LUU, W.C., HO, K.F., WU, J.K., “Hydrogen permeation in a submerged arc weldment of TMCP steel”, *Materials Chemistry and Physics*, volume 77, pp. 447-454, 2002.
- [33] BORRUTO, A., BORRUTO, T.M.R., SPADA, A., “Hydrogen steel interaction: hydrogen embrittlement in pipes for power former plant effluents”, *International Journal of Hydrogen Energy*, volume 24, pp. 651-659, 1999.
- [34] SHANMUGAM, S., MISRA, R.D.K., HARTMANN, J., JANSTO, S.G., “Microstructure of high strength niobium-containing pipeline steel”, *Materials Science and Engineering A*, volume 441, pp. 215–229, 2006.
- [35] SHIN, S.Y., HWANG, B., LEE, S., KIM, N.J., AHN, S.S., “Correlation of microstructure and Charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels”, *Materials Science and Engineering A*, volume 458, pp. 281-289, 2007.

- [36] XIAO, F., LIAO, B., SHAN, Y., QIAO, G., ZHONG, Y., ZHANG, C., YANG, K., “Challenge of mechanical properties of an acicular ferrite pipeline steel”, *Materials Science and Engineering A*, volume 431, pp.41–52, 2006.
- [37] SHANMUGAM, S., RAMISETTI, N.K., MISRA, R.D.K., MANNERING, T., PANDA, D., JANSTO, S., “Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Nb-microalloyed steels”, *Materials Science and Engineering A*, volume 460-461, pp. 335-343.
- [38] WANG, C., WU, X., LIU, J., XU, an N., “Transmission electron microscopy of martensite/austenite islands in pipeline steel X70”, *Materials Science and Engineering A*, volume 438-440, pp. 267-271, 2006.
- [39] MARQUES, P.V., MODENESI, P.J., BRACARENSE, A.Q., “Soldagem: Fundamentos e Tecnologia, 2ª edição, Belo Horizonte, Editora UFMG, 2007.
- [40] BARNES, G.C., BANKS, K.E., HINKLE, J.E., 1997, *Welding Handbook WHB-2 90 7 ed.*, American Welding Society, Inc., volume 3, pp. 192-231.
- [41] OURO, C.R., “Estudo da tenacidade à fratura de zona afetada pelo calor de juntas soldadas de chapas de aço de grande espessura para estruturas offshore”, Tese D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, Brasil, 1994.
- [42] PRASAD, K., DWIVEDI, D.K., “Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 36, pp. 475-483, 2008.
- [43] ANDERSON, T.L., “Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications”, 2 ed. ed., Florida, CRC Press, Inc., 2000 Corporate Blvd., 1995.
- [44] BRANCO, C.M., FERNANDES, A.A., CASTRO, P.M.S.T., *Fadiga das Estruturas Soldadas*, 2 ed., Fundação Calouste Gulbenkian, Lisboa, 1999.
- [45] WELLS, A.A., *Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture. Proceedings of the Crack Propagation Symposium*. Granfield, UK, volume 1, 1961.

- [46] BURDEKIN, F.M., STONE, D.E.W., “The crack opening displacement approach to fracture mechanics in yielding materials”, *Journal of Strain Analysis*, volume 1, pp. 145-153, 1966.
- [47] JANSSEN, M., ZUIDEMA, J., WANHILL. R.J.H., “Fracture Mechanics”, 2 ed., DUP BLUE PRINT, 2002.
- [48] LARSSON, L.H., Elastic-Plastic Fracture Mechanics. *Proceedings of the 4th Advanced Seminar on Fracture Mechanics*. Joint Research Centre, Ispra, Italy, October, 1983.
- [49] GRIFFITH, A.A., “The phenomena of rupture and flow in solids”, *Philosophical Transactions, Series A*, volume 221, pp. 163-198, 1920.
- [50] IRWIN, G.R., Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminium Alloys. *Sagamore Research Conference Proceedings*. volume 2, pp. 289-305, 1956.
- [51] ROLFE, S.T, BARSON, J.M., “Fracture and fatigue control in structures – applications of fracture mechanics”, Prentice-hall, Inc., Englewood Cliffs, New Jersey, pp. 42-46, 1966.
- [52] ASTM E399: “Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials”, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2008.
- [53] BS 7448-1: “Standard for Fracture Mechanics Toughness Tests – Method for Determination of K_{IC} , Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials”, British Standards Institution, London, 1991.
- [54] BS 7448-2: “Standard for Fracture Mechanics Toughness Tests – Method for Determination of K_{IC} , Critical CTOD and Critical J Values of Welds in Metallic Materials”, British Standards Institution, London, 1997.
- [55] TANAKA, T., “Controlled rolling of steel plate and strip”, *International Metals Review*, volume 4, pp. 185-212, 1981.

- [56] TANAKA, T., “Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels”, London, Butterworths, pp. 167-201, 1988.
- [57] ASTM A6/A6M: “Standard Specification for General Requirements for Rolled Structural Steel Bars, Plates, Shapes, and Sheet Piling”, United States, 2011.
- [58] DNV-OS-B101: “Offshore Standard: Metallic Materials”, Det Norske Veritas, Norway, 2008.
- [59] ZHAO, Z., WANG, Z., ZHANG, H., QIAO, L., “Effect of deformation and cooling rate on the transformation behavior and microstructure of X70 Steels”, Journal of University of Science and Technology Beijing, volume 14, n° 5, pp. 410-413, 2007.
- [60] BABU, S.S., BHADSHIA, H.K.D.H., “A direct study of grain boundary allotriomorphic ferrite crystallography”, Materials Science and Engineering A, volume 142, pp. 209-219, 1991.
- [61] KORCZAK, P., “Influence of controlled rolling condition on microstructure and mechanical properties of low carbon micro-alloyed steels”, Journal of Materials Processing Technology, volume 157–158, pp. 553–556, 2004.
- [62] CAHN, R.W., “Physical metallurgy”, 1 ed., Amsterdam, North-Holland Publishing Company, pp.773-781, 1975.
- [63] KNOTT, J.F., “Fundamentals of fracture mechanics”, 1 ed., London Butterworths, pp. 190-197, 1973.
- [64] SILVEIRA, J.H.D., “Aspectos microestruturais e propriedades mecânicas de aços C-Mn-Nb e C-Mn submetidos a resfriamento acelerado após laminação em escala de laboratório”, Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, 1989.
- [65] OUCHI, C., “Accelerated cooling after controlled rolling in HSLA steels”, Proceedings of International Conference on High Strength Low Alloy Steels, Wollongong, N.S.W., Australia, 1984.

- [66] VEIGA, S.M.B., “Tenacidade à fratura de juntas soldadas de um aço de alta resistência e de baixa liga”, Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1984.
- [67] BS 5762/1979: “Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing”, British Standards Institution, London, 1979.
- [68] BHADSHIA, H.K.D.H., “Bainite in Steels Transformation, Microstructure and Properties”, 2 ed., IOM Communication Ltd London, 2001.
- [69] COLLINS, L.E., KNIGHT, R.F, RUDDLE, G.E., BOYD, J.D., “Accelerated Cooling of Steel”, ed. P. D. Southwick, TMS-AIME, pp. 261-282, 1985.
- [70] ACHAR, D.R.G., KOÇAK, M., EVANS, G.M., “Effect of nitrogen on toughness and strain age embrittlement of ferritic steel weld metal”, Science and Technology of Welding and Joining, volume 3, n° 5, pp. 233-243, 1998.
- [71] ES-SOUNI, M., BEAVEN, E.A., EVANS, G.M., “Microstructure of copper-bearing C-Mn weld metal: as-welded and stress-relieved states”, Materials Science and Engineering A, volume 130, pp. 173-184, 1990.
- [72] ASTM E1820: “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness”, United States, 2008.
- [73] KNOTT, J.F., “Fundamentals of fracture mechanics”, 1 ed., London Butterworths, pp. 190-197, 1973.
- [74] http://www.usiminas.com/irj/go/km/docs/prtl_doc/usiminas/pt/AreasDeNegocios/Siderurgia/CatalogoProdutos/CatalogoSincron.pdf, acessado em abril de 2011.
- [75] MARQUES, P.V., MODENESI, P.J., BRACARENSE, A.Q., “Soldagem: Fundamentos e Tecnologia, 2ª edição, Belo Horizonte, Editora UFMG, 2007.
- [76] “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness – ASTM E 1820”, United States, 2008.
- [77] ASTM E8: “Standard Test Method for Measurement for Tension Testing of Metallic Materials”, United States, 2008.

- [78] GEFFROY, A.-G., LONGÈRE, P., LEBLÉ, B., “Fracture analysis and constitutive modelling of ship structure steel behavior regarding explosion”, *Engineering Failure Analysis*, volume 18, pp. 670-681, 2011.
- [79] BS 7448-1: “Fracture Mechanics Toughness Tests. Method for Determination of K_{IC} , Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials”, 1991.
- [80] BS 7448-2: “Fracture Mechanics Toughness Tests. Method for Determination of K_{IC} , Critical CTOD and Critical J values of Welds in Metallic Materials”, 1997.
- [81] ABREU, A.S., “Resistência à fratura de aços para trilhos com teores crescentes de Nb”, Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1981.
- [82] MEYER, P.L., “Probabilidade: Aplicações à Estatística”, 2ed., Livros Técnicos e Científicos Editora Ltda., Rio de Janeiro, 1965.
- [83] HOGG, R.V., LEDOLTER, J., “Engineering Statistics”, 1 ed., MACMILLAN, London, 1987.

Capítulo 7

Anexo

7.1 Teste de significância dos resultados

Sabendo-se que os valores médios de CTOD a -20°C e a -40°C no metal de base e na linha de fusão dos aços LCN e CLC foram calculados a partir de dados experimentais e que, generalizadamente, foram obtidos valores dispersos para cada tipo de aço estudado em uma determinada temperatura, fez-se necessária uma breve análise estatística dos resultados, com foco na avaliação do efeito da temperatura de ensaio de -40°C na alteração do valor médio do CTOD em relação à temperatura de -20°C , tanto no metal de base como na linha de fusão. Adicionalmente, uma análise estatística comparativa entre os valores médios de CTOD obtidos para os corpos de prova de aços LCN e CLC em cada temperatura de ensaio foi realizada. Em outras palavras, em cada grupo estudado são considerados os valores médios do metal de base e da linha de fusão, respectivamente, dos aços LCN e CLC numa das temperaturas de ensaio. Com esse intuito, foram realizados testes de significância a partir da Distribuição t de Student a um nível de confiança de 95% [81],[83].

Os valores médios de CTOD (\bar{X}) no metal de base e na linha de fusão de cada amostra de aço foram calculados de acordo com a equação (38) [82],[83].

$$\bar{X} = \frac{1}{n}(X_1 + X_2 + \dots + X_n) = \frac{\sum_{i=1}^N X_i}{n} \quad (38)$$

onde:

X_i é uma amostra aleatória de uma variável aleatória X, que no problema corresponde aos valores de CTOD obtidos em testes realizados em um tipo de aço (no metal de base ou na linha de fusão) a -20°C e a -40°C , respectivamente;

n é o tamanho da amostra, que equivale ao número de testes de CTOD válidos em corpos de prova de um tipo de aço (no metal de base ou na linha de fusão), respectivamente, a -20°C e a -40°C [82],[83].

Os parâmetros usados como medidas de dispersão foram a variância, S^2 , e o desvio padrão, σ , que foram calculados de acordo com as equações (39) e (40), respectivamente. A variância de uma variável aleatória mede a variabilidade dessa variável em torno do seu valor esperado. Quando a variância é pequena, significa que o valor estimado não é tendencioso; então o valor da variável aleatória tende a ser próximo de sua média e, por isso, tende a estar perto do valor verdadeiro desse parâmetro. O desvio padrão pode ser expresso como um percentual da média pelo coeficiente de variação CV, obtido através da equação (41). O coeficiente de variação traduz a variação percentual média em torno do valor da média das observações [82],[83]:

$$S^2 = \frac{1}{n-1} \left[\sum_{i=1}^n X_i^2 - \frac{(\sum_{i=1}^n X_i)^2}{n} \right] \quad (39)$$

$$\sigma = \sqrt{S} \quad (40)$$

$$CV(\%) = 100 \frac{S}{\bar{X}} \quad (41)$$

Supõe-se que as variáveis aleatórias quantitativas são independentes e normalmente distribuídas na população. Nos testes de significância, os valores críticos t' da distribuição de t de Student são obtidos em tabelas a partir dos respectivos graus de liberdade. Compara-se os valores de t e de t' . Quando o valor de t' é menor que o valor de t, existe diferença significativa entre os dois grupos estudados [81],[82],[83].

A Estatística t para média de duas amostras de tamanhos iguais e variâncias consideradas iguais é calculada de acordo com as equações (42) e (43). A quantidade de graus de liberdade (g.l.) para esse teste é dada pela equação (44) [81]-[83]:

$$t = \frac{\overline{X}_1 - \overline{X}_2}{S_{n_i} \sqrt{\frac{2}{n}}} \quad (42)$$

$$S_{n_i} = \sqrt{\frac{S_{X_1}^2 + S_{X_2}^2}{2}} \quad (43)$$

$$g.l. = n_1 + n_2 - 2 \quad (44)$$

A Estatística t para média de duas amostras de tamanhos diferentes e variâncias diferentes é calculada de acordo com as equações (45) e (46). A quantidade de graus de liberdade para esse teste é dada pela equação (47). O erro padrão (δ) é calculado conforme equação (48) [81]-[83]:

$$t = \frac{\overline{X}_1 - \overline{X}_2}{S_{n_d}} \quad (45)$$

$$S_{n_d} = \sqrt{\frac{S_{X_1}^2}{n_1} + \frac{S_{X_2}^2}{n_2}} \quad (46)$$

$$g.l. = \frac{\left(\frac{S_{X_1}^2}{n_1} + \frac{S_{X_2}^2}{n_2} \right)^2}{\frac{\left(\frac{S_{X_1}^2}{n_1} \right)^2}{(n_1 - 1)} + \frac{\left(\frac{S_{X_2}^2}{n_2} \right)^2}{(n_2 - 1)}} \quad (47)$$

$$\delta = \sqrt{\frac{\sigma_1^2 + \sigma_2^2}{n}} \quad (48)$$

7.1.1 Avaliação do efeito da redução da temperatura sobre os valores médios de CTOD

7.1.1.1 Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova do metal de base do aço LCN ensaiados a -20°C e a -40°C

Os dados estatísticos dos ensaios de CTOD em corpos de prova do metal de base do aço LCN utilizados nos cálculos da Estatística t e de t' são apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 - Dados estatísticos dos ensaios de CTOD em corpos de prova do metal de base do aço LCN nas temperaturas de -20°C e -40°C

CP	n	\bar{X} (mm)	CV (%)	σ (mm)	S^2 (mm ²)	g.l.	t	δ (mm)	t'
LCN (-20°C)	3	1,111	4,32	0,048	0,0023	3	1.193,41	0,22	3,18
LCN (-40°C)	4	1,346	14,78	0,199	0,0396				

O valor de t' é substancialmente menor que o valor de t, mostrando que os valores de CTOD do metal de base do aço LCN obtidos nas temperaturas de -20° e -40°C são significativamente diferentes; sendo os valores a -40°C superiores. Esse resultado é inesperado, pois o CTOD aumentou com o decréscimo da temperatura, o que não é o normal.

7.1.1.2 Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova do metal de base de aço CLC ensaiados a -20°C e a -40°C

Os dados estatísticos dos ensaios de CTOD em corpos de prova do metal de base do aço CLC utilizados nos cálculos da Estatística t e de t' são mostrados na Tabela 11.

Tabela 11 - Dados estatísticos dos corpos de prova do metal de base de aço CLC ensaiados a -20°C e a -40°C

CP	n	\bar{X} (mm)	CV (%)	σ (mm)	S^2 (mm ²)	g.l.	t	δ (mm)	t'
CLC (-20°C)	2	1,232	0,24	0,003	0,000009	2	10,72	0,25	4,30
CLC (-40°C)	3	0,983	62,16	0,611	0,373321				

De acordo com o teste, o valor de t' é menor que o valor de t, então existe diferença significativa entre os valores de CTOD dos corpos de prova do metal de base do aço CLC ensaiados a -20°C e a -40°C, com o CTOD decrescendo para a menor temperatura.

7.1.1.3 Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova da linha de fusão de aço LCN ensaiados a -20°C e a -40°C

Os dados estatísticos dos ensaios de CTOD em corpos de prova da linha de fusão do aço CLC utilizados nos cálculos da Estatística t e de t' são apresentados na Tabela 12.

Tabela 12 - Dados estatísticos dos corpos de prova da linha de fusão de aço LCN ensaiados a -20°C e a -40°C

CP	n	\bar{X} (mm)	CV (%)	σ (mm)	S^2 (mm ²)	g.l.	t	δ (mm)	t'
LCN LF (-20°C)	3	0,507	80,67	0,409	0,167281	3	38,96	0,03	3,18
LCN LF (-40°C)	2	0,272	100	0,272	0,073984				

O teste evidencia que o valor de t' é menor que o valor de t , o que garante que há diferença significativa entre os valores de CTOD da linha de fusão do aço CLC ensaiados nas temperaturas de -20°C e -40°C , com queda substancial de CTOD com aquela redução de temperatura.

7.1.1.4 Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova da linha de fusão de aço CLC ensaiados a -20°C e a -40°C

Os dados necessários para os cálculos da Estatística t e de t' são apresentados na Tabela 13.

Tabela 13 - Dados estatísticos dos corpos de prova da linha de fusão de aço CLC ensaiados a -20°C e a -40°C

CP	n	\bar{X} (mm)	CV (%)	σ (mm)	S^2 (mm^2)	g.l.	t	δ (mm)	t'
CLC LF (-20°C)	3	1,349	10,82	0,146	0,021316	4	688,43	0,17	2,77
CLC LF (-40°C)	3	0,409	68,70	0,281	0,078961				

Observa-se que o valor de t' é extremamente menor que o valor de t , mostrando que os valores de CTOD da linha de fusão do aço CLC a -20°C e a -40°C são significativamente diferentes e que existe efeito pronunciado das distintas temperaturas de ensaio nesses resultados, com redução no CTOD com aquele decréscimo de temperatura.

7.1.2 Análise comparativa entre os valores médios de CTOD dos aços LCN e CLC em cada temperatura de ensaio

7.1.2.1 Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova do metal de base de aços LCN e CLC ensaiados a -20°C

Os dados estatísticos dos ensaios de CTOD em corpos de prova do metal de base de aços LCN e CLC utilizados nos cálculos da Estatística t e de t' são mostrados na Tabela 14.

Tabela 14 - Dados estatísticos dos corpos de prova do metal de base do aço LCN e CLC ensaiados a -20°C

CP	n	\bar{X} (mm)	CV (%)	σ (mm)	S^2 (mm ²)	g.l.	t	δ (mm)	t'
LCN (-20°C)	3	1,111	4,320	0,048	0,002304	2	136.761	0,275	4,303
CLC (-20°C)	2	1,232	0,244	0,281	0,000009				

A avaliação estatística comparativa entre os valores médios obtidos para corpos de prova do metal de base de aços LCN e CLC ensaiados a -20°C mostra que o valor de t' é inferior ao de t, confirmando o observado na prática: que os dois aços apresentam diferentes tenacidades à fratura a certa temperatura de ensaio.

7.1.2.2 Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova da linha de fusão de aços LCN e CLC ensaiados a -20°C

Os dados necessários para os cálculos da Estatística t e de t' são apresentados na Tabela 15.

Tabela 15 - Dados estatísticos dos corpos de prova da linha de fusão de aços LCN e CLC ensaiados a -20°C

CP	n	\bar{X} (mm)	CV (%)	σ (mm)	S^2 (mm ²)	g.l.	t	δ (mm)	t'
LCN LF (-20°C)	3	0,507	80,67	0,409	0,167281	4	145,054	0,173	2,776
CLC LF (-20°C)	3	1,349	10,822	0,146	0,021316				

O valor de t' é menor que o de t, então há diferença significativa entre os dois grupos estudados. Os valores médios obtidos para corpos de prova da linha de fusão de aços LCN e CLC ensaiados a -40°C corroboram o pressuposto de que os dois aços apresentam diferentes tenacidades numa dada temperatura.

7.1.2.3 Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova do metal de base de aços LCN e CLC ensaiados a -40°C

Os dados estatísticos dos ensaios de CTOD em corpos de prova do metal de base de aços LCN e CLC utilizados nos cálculos da Estatística t e de t' são apresentados na Tabela 16.

Tabela 16 - Dados estatísticos dos corpos de prova do metal de base de aços LCN e CLC ensaiados a -40°C

CP	n	\bar{X} (mm)	CV (%)	σ (mm)	S^2 (mm ²)	g.l.	t	δ (mm)	t'
LCN (-40°C)	4	1,346	14,785	0,199	0,039601	2	15,497	0,347	4,303
CLC (-40°C)	3	0,983	62,157	0,611	0,373321				

O teste evidencia que o valor de t' é menor que o valor de t , confirmando a diferença de tenacidade a -40°C quando se compara corpos de prova do metal de base de aços LCN e CLC.

7.1.2.4 Comparação entre os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova da linha de fusão dos aços LCN e CLC ensaiados a -40°C

Na Tabela 17, são apresentados os dados utilizados nos cálculos da Estatística t e de t' .

Tabela 17 - Dados estatísticos dos corpos de prova da linha de fusão de aços LCN e CLC ensaiados a -40°C

CP	n	\bar{X} (mm)	CV (%)	σ (mm)	S^2 (mm^2)	g.l.	t	δ (mm)	t'
LCN LF (-40°C)	2	0,272	100	0,272	0,073984	2	56,904	0,024	4,303
CLC LF (-40°C)	3	0,409	68,704	0,281	0,078961				

Verifica-se que o valor de t é superior ao de t' , revelando que a diferença entre os valores médios de CTOD de corpos de prova da linha de fusão de aços LCN e CLC ensaiados a -40°C foi significativa.